

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL Y ESTUDIO DE
LOS MECANISMOS DE DEFORMACIÓN EN CALIENTE Y EN
FRÍO DE LAS ALEACIONES INCONEL 718, INCONEL 617 Y
NIMONIC C263

POR:

ALEJANDRO VLADIMIR LARA MENDOZA

TESIS EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERÍA
DE MATERIALES

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA. N.L., JUNIO 2013

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



CARACTERIZACIÓN MICROESTRUCTURAL Y ESTUDIO DE
LOS MECANISMOS DE DEFORMACIÓN EN CALIENTE Y EN
FRÍO DE LAS ALEACIONES INCONEL 718, INCONEL 617 Y
NIMONIC C263

POR:

ALEJANDRO VLADIMIR LARA MENDOZA

TESIS EN OPCIÓN AL GRADO DE DOCTOR EN INGENIERÍA
DE MATERIALES

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA. N.L., JUNIO 2013

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

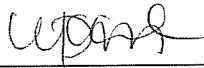
Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis "**Caracterización microestructural y estudio de los mecanismos de deformación en caliente y en frío de las aleaciones Inconel 718, Inconel 617 y Nimonic C263**" realizada por el alumno ALEJANDRO VLADIMIR LARA MENDOZA, matrícula 1161648, sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales.

El Comité de Tesis



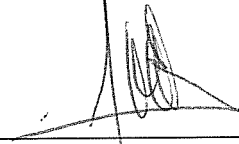
Asesor

Dra. Maribel de la Garza Garza



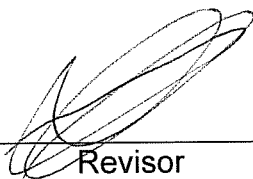
Revisor

Dra. Martha Patricia Guerrero Mata



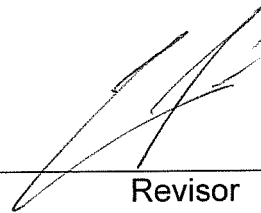
Revisor

Dr. José María Cabrera Marrero



Revisor

Dr. Víctor Páramo Lopez



Revisor

Dr. Rafael Colás Ortiz

Vo.Bo.

Dr. Moisés Hinojosa Rivera
División de Estudios de Postgrado

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Diciembre 2012

DEDICATORIA

El presente trabajo se lo dedico a Sara, el amor de mi vida. Sara, gracias a ti entendí que en la vida existen cosas más importantes que el profesionalismo y el crecimiento personal. Antes de que nacieras pensé conocer la felicidad, después de escucharte y verte por primera vez me di cuenta que estaba en un error. Gracias a ti conocí el verdadero sentido de la vida y supe por primera vez que era la verdadera felicidad. Te agradezco el que me dieras la oportunidad de ser padre, es un sentimiento único, incomparable y definitivamente el mejor regalo que Dios me pudo enviar. Gracias por ser mi fuente de inspiración, el motivo por el cual en los momentos difíciles siempre me esfuerzo al máximo para salir adelante, mi motivación para vencer todo obstáculo, la razón por la cual todos los días doy lo mejor de mi, simplemente eres la razón de mi existir. Llegaste a mi vida para hacerme una mejor persona, te adueñaste y robaste mi corazón. Por eso, te dedico este logro que difícilmente hubiera podido conseguir sin ti. Te amo con todo mi corazón, gracias por todo lo que has hecho por mí.

AGRADECIMIENTOS

A Dios por todo lo que me ha regalado en la vida. Le agradezco el que siempre ha llenado de bendiciones mi vida.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León, a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica y al Posgrado en Ingeniería de Materiales les 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 FORJADOS por permitirme trabajar en conjunto y por el material donado para esta investigación.

A la empresa DENN y a la Universidad Politécnica de Cataluña por su colaboración en la presente investigación & por permitir el uso de sus instalaciones.

A mis asesores (Dra. Maribel, Dra. Martha, Dr. Colás, Dr. Víctor y Dr. José María) por todo el apoyo, confianza, dedicación y entusiasmo que aportaron para poder llevar a cabo esta investigación. Además, les agradezco por ser parte fundamental en mi crecimiento personal y profesional.

A todos los doctores del posgrado de materiales (en especial a la Dra. Adriana Salas) por su entusiasmo, profesionalismo y por su pasión por la ciencia y la docencia.

A toda mi familia por todo el cariño, comprensión y apoyo que me han dado. En especial a mis padres, que en todo momento han estado conmigo apoyándome y demostrándome su cariño de manera incondicional.

A mi esposa Talía, por apoyarme en todo momento, demostrarme su amor y cariño, alentarme en los momentos difíciles y acompañarme en los momentos de felicidad. Por siempre creer en mí y por permitirme estar a su lado hasta el último día de mi vida.

A Carlos Martínez e Israel Barragán por integrarme a su equipo de trabajo, por confiar en mí y apoyarme en todo momento para terminar mi doctorado. Les agradezco la oportunidad que me brindaron para continuar con mi crecimiento profesional.

A mis amigos y compañeros de FRISA (Jorge Castillo, Dagoberto Silva, Hugo Guajardo, René Cerda, entre otros, que aunque no mencione sus nombres son de igual importancia) que me apoyaron durante el tiempo en el que estuve desarrollando mi doctorado.

A Jorge Cárdenas y Octavio Covarrubias por haber creído en mí y por haber sido un gran apoyo en los momentos más difíciles y decisivos en mi vida profesional. Gracias por demostrarme que no solo son excelentes profesionales sino también excelentes personas.

A mis amigos del posgrado (en especial a Laura García, Gabriela González y Claudia Canales) por todos los momentos gratos que viví con ellos, por su amistad y por todo el aprendizaje profesional que me dejaron.

A mis mejores amigos (Abraham, Alejandro, Israel, David, Gerardo, Pablo, Cristian, Javier y Antonio) que siempre han creído en mí y que fueron un gran apoyo en los momentos difíciles.

PRÓLOGO

La innovación y el desarrollo tecnológico basados en la ciencia es a mi punto de vista el gran motor del siglo XXI. Nuevos retos ingenieriles no solo involucran la concepción de nuevos materiales sino el desarrollo de nuevas rutas de fabricación con la finalidad de reducir costos derivados de desperdicio de material y energía consumida. Para ello es necesario un conocimiento profundo del comportamiento del material durante las nuevas etapas de fabricación para validar el desempeño del producto final y por ende optimizar el proceso. Esto es especialmente crítico en aleaciones de alto desempeño y coste, como es el caso de las superaleaciones. El conformado en frío se presenta como una nueva alternativa de fabricación de anillos para turbinas de generación de energía; sin embargo, este método de fabricación ha sido sólo utilizado a la fecha en materiales dúctiles como aluminio y cobre. Esta técnica podría reducir el alto desperdicio de material generado de técnicas tradicionales repercutiendo en una reducción de costos. La falta de conocimiento del proceso en este tipo de aleaciones, así como su resultado en la microestructura y por ende en el desempeño mecánico de las mismas fue el motor de este trabajo titulado **“Caracterización microestructural y estudio de los mecanismos de deformación en caliente y en frío de las aleaciones Inconel 718, Inconel 617 y Nimonic C263”** donde el autor aporta valiosa información comparando los cambios microestructurales y mecánicos de tres superaleaciones base Níquel bajo condiciones de deformación en caliente y frío.

En los primeros tres capítulos de esta tesis el autor describe el marco teórico en el que este trabajo sentó sus bases, contestando de manera detallada las preguntas fundamentales: ¿Qué es una superaleación?, ¿Que características las hacen únicas?, ¿Cómo se pueden manufacturar?, ¿Qué ventajas y desventajas tienen los procesos tradiciones sobre nuevas tendencias de procesamiento?, ¿Qué fenómenos microestructurales se pueden esperar durante su procesamiento termomecánico?, entre otras. A pesar de la poca información acerca del conformado en frío en superaleaciones, el autor fue capaz de recabar y comparar información vital para el entendimiento de los fenómenos microestructurales esperados de este proceso, así como los ocurridos en técnicas convencionales.

El desarrollo experimental fue complejo y lleno de desafíos y es detallado en el Capítulo 4. El establecimiento de una metodología alterna utilizando un proceso híbrido entre forja en caliente para la obtención de la preforma, y después pasar al repulsado y rolado cónico en frío

aunado a la definición de rutas de tratamiento térmico, es a mi criterio, la contribución tecnológica más importante de este trabajo. El hecho de obtener muestras satisfactorias de dos súperaleaciones fue un gran logro. Si bien el material Nimonic C263 presentó agrietamiento durante el repulsado y tuvo que ser descartado, el autor en vez de suprimir totalmente este material de sus resultados va mas allá investigando el porqué de este fenómeno y que condiciones microestructurales, si existen, podrían permitir el laminado en frío de este material.

Los resultados de esta investigación son mostrados en el Capítulo 5, donde se observa un detallado trabajo metalográfico cuantitativo, identificación y morfología de precipitados presentes por medio de microscopía electrónica de barrido y espectroscopia de energía dispersiva y el efecto de estas características microestructurales en las propiedades mecánicas. Es aquí donde el autor explica los pasos que siguió para tratar determinar las condiciones propicias para el conformado en frío del Nimonic C263. El autor relaciona exitosamente la estrecha dependencia entre microestructura, tratamiento térmico, procesamiento y propiedades de cada aleación estudiada en esta investigación y las compara con parámetros estandarizados para la industria aeroespacial y de la generación de energía.

La discusión de los resultados lanza la pregunta al aire ¿las superaleaciones se pueden conformar en frío y cumplir con parámetros de uso?, por el esfuerzo del autor ahora sabemos que si bien es posible laminar en frío este tipo de aleaciones, la falta de ductilidad en el material procesado limita su uso en aplicaciones aeroespaciales o de generación de energía; sin embargo, abre una ventana de oportunidad de mejorar el proceso para hacer esto posible.

Finalmente, agradezco la confianza puesta en mí por el autor quien me dio la encomienda de valorar y dar mi punto de vista acerca de su sobresaliente trabajo de tesis. Mis sinceras felicitaciones al equipo de asesores que desempeñaron excelentemente su deber ser en el crecimiento personal y profesional del autor.

Dra. Adriana Salas Zamarripa
San Nicolás de los Garza, Mayo 2013

CONTENIDO

DEDICATORIA	i
AGRADECIMIENTOS	ii
PRÓLOGO	iv
LISTA DE SÍMBOLOS	xii
1 INTRODUCCIÓN	1
OBJETIVO GENERAL.....	2
OBJETIVOS PARTICULARES.....	3
HIPÓTESIS	3
2 SELECCIÓN DE LOS MATERIALES.....	4
2.1 Superaleaciones.....	4
2.1.1 Historia.....	4
2.1.2 Introducción a las superaleaciones base Ni.....	5
2.1.2.1 Composición química	6
2.1.2.2 Fases presentes	8
2.2 Tratamientos térmicos para superaleaciones.....	12
2.2.1 Relevado de esfuerzos	12
2.2.2 Recocido	13
2.2.3 Solubilizado.....	13
2.2.4 Templado.....	13
2.2.5 Envejecido	14
2.3 Materiales seleccionados para la investigación.....	14
2.3.1 Inconel 718	15
2.3.2 Inconel 617	21

2.3.3	Nimonic C263	27
2.4	Condiciones iniciales de los materiales	31
3	PROCESOS DE CONFORMADO.....	33
3.1	Rolado de anillos en caliente. Proceso convencional.....	33
3.2	Conformado en frío.....	37
3.2.1	Repulsado.....	38
3.2.1.1	Desarrollo de máquinas de repulsado	39
3.2.1.2	Esfuerzos generados en el repulsado	41
3.2.1.3	Defectos en el procesos de repulsado	42
3.2.2	Laminado cónico.....	43
3.2.2.1	Deformación en el laminado cónico y la ley del seno	44
3.2.2.2	Capacidad de ser formado por laminado cónico	45
3.2.2.3	Variables del proceso	45
3.2.3	Uso de la simulación en el repulsado y laminado cónico.....	47
3.3	Fenómenos termo-mecánicos	48
3.3.1	Endurecimiento por deformación	48
3.3.1.1	Mecanismos de deformación alternos	51
3.3.1.1.1	Fluencia (creep)	51
3.3.1.1.2	Deslizamiento de frontera de grano	53
3.3.1.1.3	Maclas	53
3.3.2	Mecanismos de restauración....	54
3.3.3	Recuperación.....	55
3.3.3.1	Mecanismos de recuperación	56
3.3.3.2	Cambios estructurales durante la recuperación	57
3.3.3.3	Recuperación dinámica extendida (recristalización dinámica continua)	58
3.3.3.4	Recuperación estática	58
3.3.4	Recristalización	59

3.3.4.1	Fuentes de recristalización de granos	59
3.3.4.2	Mecanismos de recristalización	60
3.3.4.3	Efecto de fases secundarias	60
3.3.5	Recristalización dinámica.....	60
3.3.5.1	Recristalización dinámica discontinua	60
3.3.5.1.1	Características de la recristalización dinámica	62
3.3.5.1.2	Esfuerzos durante la recristalización dinámica	63
3.3.5.2	Recristalización dinámica continua	64
3.3.6	Recristalización estática	65
3.3.7	Recristalización metadinámica	65
3.3.8	Crecimiento de grano	67
3.3.9	Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov (JMAK)	68
4	ESTUDIO EXPERIMENTAL	71
4.1	Proceso alterno. Prototipos conformados en frío del Nimonic C263, Inconel 718 e Inconel 617	71
4.1.1	Forja en caliente. Preforma para conformado en frío.....	72
4.1.1.1	Caracterización de la forja en caliente	74
4.1.1.2	Ensayos de tensión a temperatura ambiente de las forjas en caliente	76
4.1.2	Conformado en frío	78
4.1.2.1	Conformado en frío del Inconel 718	79
4.1.2.2	Conformado en frío del Inconel 617	83
4.1.2.3	Conformado en frío del Nimonic C263	86
4.2	Ensayos y caracterización para la determinación de la preforma óptima para el conformado en frío de la superaleación Nimonic C263	88
4.2.1	Compresión en caliente de cilindros.....	89
4.2.2	Ensayos de tensión a temperatura ambiente	90

4.2.3	Caracterización de los ensayos para la determinación de la preforma óptima para el conformado en frío	91
4.3	Estudio experimental del conformado en caliente del Nimonic C263 ...	94
4.3.1	Ensayos de compresión en caliente	94
4.3.2	Tratamientos térmicos del conformado en caliente.....	96
4.3.3	Caracterización del conformado en caliente	96
5	RESULTADOS.....	98
5.1	Resultados del Inconel 718	98
5.1.1	Evolución microestructural del Inconel 718	98
5.1.2	Evaluación de las propiedades mecánicas obtenidas en el Inconel 718	117
5.2	Inconel 617.....	127
5.2.1	Evolución microestructural del Inconel 617.....	127
5.2.2	Evaluación de las propiedades mecánicas en el Inconel 617	142
5.3	Resultados del Nimonic C263	150
5.3.1	Preforma para conformado en frío del Nimonic C263 (condición de forja posterior al solubilizado TS1).....	150
5.3.2	Determinación de la preforma óptima para el conformado en frío del Nimonic C263.....	157
5.3.2.1	Análisis microestructural del Nimonic C263.....	157
5.3.2.2	Evaluación de las propiedades mecánicas obtenidas en el Nimonic C263 (preforma óptima para el conformado en frío)	165
5.3.3	Análisis del conformado en caliente del Nimonic C263 (ensayos de compresión).	171
6	DISCUSIÓN.....	180
6.1	Discusión del Inconel 718	180

6.1.1	Evolución microestructural del Inconel 718	180
6.1.2	Propiedades mecánicas obtenidas en el Inconel 718	184
6.1.2.1	Dureza de las muestras de Inconel 718 en condición de solubilizado	184
6.1.2.2	Ensayos de tensión a temperatura ambiente de las muestras de Inconel 718	185
6.1.2.3	Ensayos de tensión a elevada temperatura de las muestras de Inconel 718	187
6.1.2.4	Dureza de las muestras de Inconel 718 en condición de envejecido	188
6.1.3	Discusión general del Inconel 718	188
6.2	Discusión del Inconel 617.....	189
6.2.1	Evolución microestructural del Inconel 617.....	189
6.2.2	Propiedades mecánicas obtenidas en el Inconel 617	192
6.2.2.1	Dureza de las muestras de R y L3 de Inconel 617 bajo distintos tratamientos de solubilizado	192
6.2.2.2	Ensayos de tensión a temperatura ambiente de las muestras Inconel 617	193
6.2.2.3	Ensayos de tensión a elevada temperatura de las muestras de Inconel 617	195
6.2.3	Discusión general del Inconel 617	195
6.3	Discusión del Nimonic C263.....	196
6.3.1	Nimonic C263 laminado en Frío.....	196
6.3.2	Ensayos y caracterización de la preforma óptima para el conformado en frío.....	198
6.3.3	Análisis de los ensayos de compresión en caliente del Nimonic C263	202
6.3.4	Discusión general del Nimonic C263	205

7	CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES	207
7.1	Conclusiones generales	207
7.1.1	Conclusiones del Inconel 718	208
7.1.2	Conclusiones del Inconel 617	209
7.1.3	Conclusiones del Nimonic C263	209
7.2	Aporte científico	210
7.3	Aporte tecnológico	210
7.4	Recomendaciones.....	211
7.4.1	Recomendaciones para el Inconel 718.....	211
7.4.2	Recomendaciones para el Inconel 617.....	211
7.4.3	Recomendaciones para el Nimonic C263.....	211
8	REFERENCIAS.....	212
	ANEXO A.....	231
	ANEXO B.....	233
	LISTA DE FIGURAS	248
	LISTA DE TABLAS	261

LISTA DE SÍMBOLOS

CCC	= estructura cristalina cúbica centrada en las caras
HC	= estructura hexagonal compacta
TCP	= por sus siglas en ingles Topologically Close Packed
TTT	= por sus siglas en ingles Time Temperature Transformation
Z	= parámetro de Zener-Hollomon
GBCD	= por sus siglas en ingles Grain Boundary Character Distribution
CRSS	= por sus siglas en ingles Critical Resolved Shear Stress
VIM	= por sus siglas en ingles Vacuum Induction Melted
VAR	= por sus siglas en inglés Vacuum Arc Remelting
ISF	= por sus siglas en ingles Incremental Sheet Forming
CNC	= control numérico por computadora
α	= ángulo de inclinación del mandril
t_1	= espesor final
t_0	= espesor inicial
rpm	= revoluciones por minuto
SFE	= energía de falla de apilamiento
T_m	= temperatura de fusión
T	= temperatura
$\dot{\epsilon}$	= velocidad de deformación
R	= constante universal de los gases/proceso de repulsado
Q_{rex}	= energía de activación para la recristalización
$\Delta\epsilon$	= cambio en la deformación
ΔT	= cambio en la temperatura
σ	= esfuerzo real
PSN	= nucleación estimulada por partículas
ϵ_c	= deformación crítica
ϵ_p	= deformación pico
D_{drx}	= tamaño de grano recristalizado dinámicamente
ϵ	= deformación real
ρ	= densidad de dislocaciones
ρ_{RX}	= valor critico de la densidad de dislocaciones en la recuperación
JMAK	= Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov
\dot{N}	= velocidad de formación de núcleos
X_v	= fracción recristalizada del material

f = factor de forma
 B = parámetro que depende de la nucleación y crecimiento del grano
 \dot{G} = velocidad de crecimiento de los granos
 n_{JMAK} = exponente de Avrami
 X_{drx} = fracción de recristalización dinámica
 $\epsilon_{0.5}$ = deformación al 50% de recristalización
 K, n_0 = constantes del material
 X_{mdrx} = fracción de recristalización metadinámica
 $t_{0.5}$ = tiempo al 50% de recristalización
 D_{mdx} = tamaño de grano recristalizado metadinámicamente
 D_0 = tamaño de grano inicial
 C_1, C', n', k' = constantes del material
 X_{srx} = fracción de recristalización estática
 D_{srx} = tamaño de grano recristalizado estáticamente
 C_2, C'', n'', k'' = constantes del material
 D = tamaño de grano
 D_R = tamaño de grano recristalizado
 n_1, c, Q_g = constantes del material
 $T@$ = temperatura ambiente
 \varnothing = diámetro
 T_1 = temperatura superior a las fases de precipitación del Nimonic C263
 T_2 = temperatura de disolución de la fase δ
 T_3 = temperatura superior a las fases de precipitación del Inconel 617
 $TS1, TS2, TS3$ = solubilizados de acuerdo a las especificaciones de la industria aeronáutica y generación de energía
 MO = microscopía óptica
 HV = dureza Vickers
 SEM = microscopía electrónica de barrido
 EDS = espectroscopía de rayos X
 $L1, L2, L3$ = laminado cónico en uno, dos y tres pasos, respectivamente
 SS = Inconel 718 en condición de laminación en frío
 $S1, S2, S3, S4, S5, S6$ = aplicados al Inconel 718
 SS_0 = Inconel 617 en condición de laminación en frío
 $S1_0, S2_0, S3_0, S4_0, S5_0, S6_0$ = solubilizados aplicados al Inconel 617
 DTA = análisis térmico diferencial

1 INTRODUCCIÓN

En la actualidad, el interés de la industria por obtener un mejor control en sus procesos y una optimización de recursos para así fabricar un producto de mejor calidad a costos más económicos, ha impulsado el desarrollo de nuevas tecnologías que mediante numerosas investigaciones buscan cubrir estas necesidades.

La industria aeronáutica y de generación de energía demanda una alta calidad en la fabricación de sus componentes, por lo que es fundamental tener un control tanto en las propiedades termo-mecánicas, como en las dimensiones de los mismos. El interés de esta investigación se concentra en la fabricación de anillos para turbinas, las cuales son un componente fundamental para estas industrias.

Las superaleaciones mantienen excelentes propiedades mecánicas a temperaturas de trabajo altas, por lo que su uso es muy común en la industria aeronáutica y de generación de energía. El comprender los fenómenos que se presentan en estas aleaciones es fundamental para determinar el comportamiento de las mismas durante su procesamiento y desempeño. Las superaleaciones se pueden clasificar en: aleaciones base Ni, base Fe-Ni y base Co, siendo la primera la de interés para esta investigación.

El Inconel 718 es una aleación base Ni (anteriormente considerada base Fe-Ni) con alto contenido de Cr, Fe, Nb y Mo que endurece por precipitación. Tiene una buena resistencia a la corrosión, altas propiedades mecánicas y una excelente soldabilidad. El Inconel 617 es también una aleación base Ni con alto contenido de Cr, Co y Mo. Esta aleación endurece por solución sólida y tiene una excelente resistencia a la oxidación, buenas propiedades mecánicas y

estabilidad de fases a altas temperaturas. El Nimonic C263 es una aleación base Ni con un alto contenido de Cr, Co y Mo que es endurecida mediante el fenómeno de precipitación. Tiene una buena resistencia a la fluencia y a la corrosión, inclusive en ambientes muy corrosivos.

El procesamiento de anillos para turbinas se lleva a cabo mediante un conformado en caliente. Los procesos de forja y rolado en caliente requieren un exceso de material considerable ya que en el conformado en caliente sólo ofrece con una precisión limitada y posteriormente al forjado han de corregirse las dimensiones con operaciones en equipos independientes al forjado y al rolado. Estos procedimientos ocasionan una ruta de procesamiento robusta que inclusive, eventualmente, pone en riesgo las propiedades mecánicas y microestructurales requeridas. Además, conllevan un desperdicio de material de hasta un 90%. La materia prima utilizada para la fabricación de estos componentes representa el 60% del costo de fabricación. Por lo que lograr, mediante un proceso alternativo, aún un ahorro de material bajo será interesante, así como el obtener propiedades iguales o mejores a las actualmente obtenidas.

La presente investigación se enfoca en el estudio de una metodología de procesamiento alterna mediante un trabajado en frío que permita la fabricación de anillos de Nimonic C263, Inconel 718 e Inconel 617 cumpliendo con las especificaciones requeridas (por la industria aeronáutica y de generación de energía) y generar un menor porcentaje de desperdicio de material.

OBJETIVO GENERAL

Validar una metodología de proceso alternativo para la fabricación de anillos para turbinas mediante deformación en frío que cumpla con las propiedades mecánicas y microestructurales demandadas por la industria aeronáutica y de generación de energía.

OBJETIVOS PARTICULARES

- Estudiar el comportamiento mecánico y microestructural de las aleaciones Inconel 718, Inconel 617 y Nimonic C263 bajo condiciones de trabajado mecánico en caliente y en frío.
- Investigar los parámetros termo-mecánicos que contribuyen al mejoramiento de las propiedades físicas y mecánicas de los materiales bajo estándares aeronáuticos y energéticos.
- Estudiar el efecto del tratamiento térmico en las propiedades mecánicas y microestructurales de las aleaciones conformadas en frío.
- Estudiar los fenómenos de recuperación y recristalización estáticos y dinámicos de la aleación Nimonic 263.
- Estudiar la distribución de precipitados en la aleación Nimonic 263, así como su efecto en relación a las propiedades mecánicas del material antes de ser deformado en frío.

HIPÓTESIS

Con procesos alternos de trabajo mecánico en frío en las superaleaciones Inconel 718, Inconel 617 y Nimonic C263 es posible alcanzar propiedades mecánicas similares a las obtenidas en producción convencional (trabajo en caliente) logrando tener un gran ahorro en los costos por desperdicio de material.

2 SELECCIÓN DE LOS MATERIALES

2.1 Superaleaciones

En la actualidad el uso de las superaleaciones es fundamental en la industria aeronáutica y de generación de energía. La puesta en servicio de algunos componentes de estas industrias se lleva a cabo a muy altas temperaturas y el hecho de que las superaleaciones conserven sus excelentes propiedades mecánicas (esfuerzo de tensión, termo-fluencia, fatiga, corrosión, entre otras) a estas temperaturas las convierte en el material por excelencia para este tipo de aplicaciones.

Se denominan como superaleaciones a las aleaciones utilizadas en forma continua o intermitente a temperaturas por encima de 550°C (aprox.) durante tiempos prolongados. Éstas pueden ser divididas en tres clases: base Ni, base Fe-Ni y base Co. En general las aleaciones base Ni son utilizadas para las aplicaciones a mayor temperatura, seguido de las base Co y después las base Fe-Ni [1-3].

Para efectos de esta investigación nos enfocaremos en la primera clase que es a la que pertenecen los materiales a estudiar.

2.1.1 Historia

La historia de las superaleaciones inicia en los años 40 con la Segunda Guerra Mundial, donde se desarrollaron nuevas aleaciones y nuevos procesos. No obstante, al inicio estas aleaciones fueron desarrolladas para aplicaciones militares y aeroespaciales y a partir de esta época, el uso de las superaleaciones se amplió a diferentes campos de la industria (como

generación de energía y transportación), dando un gran crecimiento a la invención de nuevas aleaciones de Ni [4]. La Figura 2-1 muestra una perspectiva de las aleaciones y procesos desarrollados a partir de la primera superaleación.

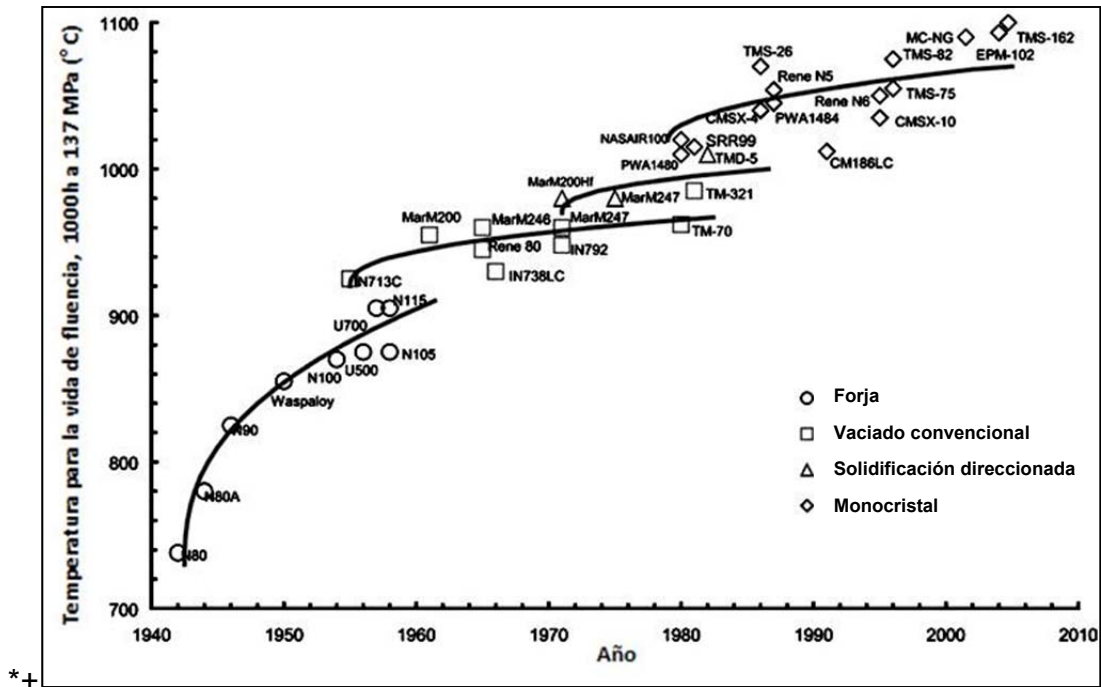


Figura 2-1. Evolución de la capacidad de temperatura de las superaleaciones [5].

2.1.2 Introducción a las superaleaciones base Ni

El Níquel es el 15° elemento más abundante en la tierra. Su número atómico es 28 y está situado en la primera fila del bloque d, metales de transición, junto al Co y el Fe. Tiene una masa atómica de 58.71 y una estructura cristalina cúbica centrada en las caras (CCC) desde la temperatura ambiente hasta su punto de fusión, 1455°C. La densidad del Ni en condiciones ambientales es de 8907 kg/m³. El Níquel es más denso que otros metales utilizados para aplicaciones aeroespaciales, por ejemplo, Ti (4508 kg/m³) y Al (2698 kg/m³) [5].

Las aleaciones base Ni son las más complejas de todas las superaleaciones y son utilizadas en las partes más calientes. Estas aleaciones

pueden ser endurecidas tanto por solución sólida como por precipitación, siendo las más importantes las aleaciones endurecidas por la precipitación de compuestos intermetálicos en una matriz austenítica. Estas aleaciones pueden ser utilizadas tanto vaciadas como forjadas e incluso en procesos especiales (metalurgia de polvos y forja isotérmica).

La fase precipitada más importante en las aleaciones base Ni es la γ' , en general estas aleaciones endurecen al incrementar su cantidad. Cuando la fracción volumétrica de γ' es menor de alrededor 25%, las partículas precipitadas son esféricas y cambian a cúbicas cuando aumenta a más de 35%. Cuanto más incrementa la cantidad de γ' , la resistencia a alta temperatura aumenta. Las aleaciones que contienen Nb endurecen principalmente por la fase γ'' , un ejemplo es el Inconel 718. Las aleaciones también pueden contener tanto Nb como Ti y Al y son endurecidas por una combinación de γ' y γ'' [1].

Las aleaciones base Fe-Ni tienen una matriz austenítica de Ni y Fe, elementos aleantes que endurecen la austenita por solución sólida, elementos que forman precipitados endurecedores (intermetálicos, carburos, boruros, etc.) y elementos que endurecen o de lo contrario modifiquen la frontera de grano.

La clase más importante de las aleaciones base Fe-Ni son las endurecidas por la precipitación de componentes intermetálicos en la matriz austenítica. El precipitado más común es γ' . Algunos ejemplos son la aleación A-286, V-57 o Incoloy 901. Otras aleaciones endurecen por la precipitación de γ' y γ'' .

2.1.2.1 Composición química

Las aleaciones base Ni contienen por lo menos 50% Ni y se caracterizan por tener una matriz austenítica (γ) con estructura cúbica centrada en las caras (CCC). Muchas aleaciones base Ni contienen un 10-20% de Cr, alrededor de 20% de Fe, 8% de una combinación de Al y Ti, 5-15% de Co y pequeñas

cantidades de B, Zr, Hf y C. Otras aleaciones comunes también contienen Mo, Nb, Ta y Re. El Cr y Al proporcionan la resistencia a la oxidación.

La mayoría de los elementos aleados son tomados del bloque *d*, metales de transición. El comportamiento de cada elemento aleado y su influencia en la estabilidad de la fase depende principalmente de su posición en la tabla periódica. En la primera clase se encuentra el Ni, Co, Fe, Cr, Ru, Mo, Re y W; estos elementos forman parte de la fase austenítica γ y por lo tanto la estabilizan. Dichos elementos tienen un radio atómico parecido al del Ni. La segunda clase de elementos (Al, Ti, Nb y Ta) tienen un radio atómico mayor y esto promueve la formación de fases precipitadas ordenadas como la γ' , $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ta}, \text{Ti})$. El B, C y Zr constituyen la tercera clase de elementos que tienden a segregarse en las fronteras de grano de la matriz austenítica, debido a que el tamaño de átomo de estos elementos es muy diferente al del Ni [2, 5]. La Figura 2-2 muestra los principales elementos que pueden estar presentes en las aleaciones base Ni. La altura del bloque de cada elemento indica la cantidad en la que puede estar presente.

Las superaleaciones contienen una variedad de elementos en una gran cantidad de combinaciones para producir efectos deseados. Algunos de estos elementos son agregados para estar en solución sólida y otros para lograr la precipitación de fases endurecedoras. La Tabla 2-1 muestra el rol de algunos elementos en las superaleaciones base Ni, Fe-Ni y Co.

que restringe la velocidad de difusión de elementos metálicos hacia el exterior y elementos atmosféricos (O, N y S) hacia el interior; c) La tendencia, a altas temperaturas, de formar Al_2O_3 que proporciona resistencia a la oxidación.

Tabla 2-1. Rol de los elementos aleados en las superaleaciones [3].

Efecto (a)	Base Fe-Ni	Base Co	Base Ni
Endurecedores por solución sólida	Cr,Mo	Nb, Cr, Mo,Ni, W, Ta	Co, Cr, Mo, W, Ta, Re
Estabilizadores de la matriz CCC	C, W, Ni	Ni	...
Carburos en la forma:			
MC	Ti	Ti	W, Ta, Ti,Mo, Nb,Hf
M_7C_3	...	Cr	Cr
$M_{23}C_6$	Cr	Cr	Cr, M, W
M_6C	Mo	Mo, W	Mo, W, Nb
Carbonitruros: M(CN)	C, N	C, N	C, N
Promueven la generación de carburos	P
Forman γ' $Ni_3(Al, Ti)$	Al, Ni, Ti	...	Al, Ti
Retardan la formación de η hexagonal (Ni_3Ti)	Al, Zr
Aumenta la temperatura solvus de γ'	Co
Precipitados endurecedores y/o intermetálicos	Al, Ti, Nb	Al, Mo, Ti(b), W, Ta	Al, Ti, Nb
Resistencia a la oxidación	Cr	Al, Cr	Al, Cr, Y, La, Ce
Incremento en la resistencia a la corrosión	La, Y	La, Y, Th	La, Th
Resistencia a la sulfuración	Cr	Cr	Cr, Co, Si
Incremento en la resistencia a la fluencia	B	...	B, Ta
Incremento en la resistencia a la ruptura	B	B, Zr,	B(c)
Refinadores de la frontera de grano	B, C, Zr, Hf
Facilidad de trabajado	...	Ni_3Ti	...
Retarda el engrosamiento de γ'	Re

(a) No todos estos efectos ocurren en una superaleación determinada. (b) Endurecimiento por precipitación de Ni_3Ti también ocurre si hay Ni suficiente. (c) Si se presenta en grandes cantidades se forman boruros

Fase γ' . Son precipitados tipo A_3B de estructura CCC. Esta fase está compuesta por elementos relativamente electronegativos como el Ni, Co o Fe, que componen al elemento A; y elementos más electropositivos como el Al, Ti, Ta o Nb que componen al elemento B. A diferencia de la Fase γ , que presenta una estructura CCC con una distribución aleatoria de los diferentes átomos que la componen, la fase γ' tiene una estructura ordenada (tipo $L1_2$) donde los

átomos de Ni, elemento A, están localizados en el centro de las caras y los átomos de Al, elemento B, en las aristas [2, 6]. Esta fase contribuye notablemente en el endurecimiento por interacción de dislocaciones. La morfología depende de la temperatura y tiempo del tratamiento de envejecido y esta fase comúnmente se presenta en forma esferoidal [7-9] o en forma de cubos. El crecimiento de la fase γ' también tiene efecto sobre la morfología, pasa de esferoidal a cúbica [10, 11]. Se ha encontrado que depende de la fracción volumétrica, así como del porcentaje de desajuste de la matriz. Por otra parte, el contenido de Mo y la relación Al/Ti también tienen afectación en la morfología de esta fase [3].

Fase η . Las superaleaciones endurecidas por γ' son susceptibles a la formación de esta fase, precipitados tipo A_3B . La fase η tiene una estructura HC del tipo DO_{24} [12], se puede formar durante la operación de forja y tratamiento térmico o durante un tiempo prolongado de servicio. Esta fase se puede presentar en forma laminar debido a la transformación de γ' - η , algunas veces en forma Widmanstätten, y de forma celular en la frontera de grano [8, 13]. Un proceso de sobre envejecido causa esta transformación en aleaciones base Ni y base Ni-Fe [14-16]. Si γ' solo contiene Al o alto contenido de éste, como elemento B, no sufre transformación; pero con un contenido suficientemente alto de Ti y/o Nb y/o Ta la aleación es susceptible a formar la fase η .

Fase γ'' y δ . La fase γ'' (estructura tetragonal centrada en el cuerpo ordenada, TCC, tipo DO_{22}) son precipitados coherentes de composición Ni_3Nb . En la ausencia de Fe, o bajo cierta condición de temperatura y tiempo, la fase δ precipita [17] con la misma composición en lugar de γ'' . La fase δ es incoherente y no proporciona resistencia cuando está presente en grandes cantidades. Sin embargo, pequeñas cantidades de δ pueden ser utilizadas para controlar y refinar el tamaño de grano, mejorando las propiedades de tensión, resistencia a la fatiga y ruptura dúctil por termo-fluencia. Se requiere de un cuidadoso tratamiento térmico para asegurar la precipitación de γ'' en lugar de δ

a grandes cantidades. La fase δ tiene una estructura ortorrómbica (tipo DO_a). En el Inconel 718, la precipitación de γ'' se da junto con la de γ' [18], pero la primera es la principal fase endurecedora.

Carburos. Diferentes carburos se pueden formar en estas superaleaciones, la formación de éstos depende de la composición de la aleación y de las condiciones de procesamiento utilizadas. Algunos de los más importantes son MC, M_6C , $M_{23}C_6$ y M_7C_3 , donde M puede ser Cr, Mo, Ti, Ta o Hf. En muchas superaleaciones los carburos MC (comúnmente rico en Ti, Ta y/o Hf) se forman a temperaturas de fase líquida, precipitan en la frontera de grano y mejoran el tiempo de vida de ruptura y la ductilidad de la aleación. Durante el tratamiento térmico y uso de estas aleaciones, estos carburos se descomponen y generan carburos secundarios [19] como $M_{23}C_6$ y M_6C , que tienden a formarse en las fronteras de grano [10]. Los carburos tienen tres funciones principales: 1) Carburos en la frontera de grano proporcionan resistencia a la frontera de grano, retardan el deslizamiento de frontera de grano y permiten una relajación de esfuerzos; 2) Precipitación de carburos finos en la matriz produce un incremento en la resistencia; 3) Los carburos pueden tomar ciertos elementos que pudieran promover inestabilidad de fases.

Boruros y otros elementos menores. Pequeñas adiciones de elementos menores, particularmente el Zr y el B son esenciales para la resistencia a la fractura por termo-fluencia. Los boruros son partículas duras, con apariencia de bloque hasta medias lunas, localizados en las fronteras de grano, pero no con el volumen con el que aparecen los carburos. Comúnmente se presentan en la forma M_3B_2 con estructura tetragonal. El Hf ayuda al incremento en la ductilidad en las regiones de frontera de grano. El Mg se utiliza para que se combine con el S, este último perjudica la ductilidad de la aleación.

Fases TCP. Por sus siglas en inglés Topologically Close Packed, son fases de tipo A_2B que se forman durante el tratamiento térmico o más

comúnmente durante el uso de las aleaciones. Bajo ciertas condiciones, se forman fases de tipo laminar como σ , μ , y Laves. La formación de estas fases da como resultado una degradación en las propiedades mecánicas. El incremento de Nb, Ti y Si en aleaciones Fe-Ni promueve la formación de la fase Laves, mientras que el aumento en B y Zr minimiza la formación de Laves y μ . La fase σ se puede evitar con un control en el contenido de Cr y Mo. La fase G es una fase cúbica compleja compuesta de Ni, Ti y Si que reduce el tiempo de vida por esfuerzos de ruptura en la aleación A-286 [2].

2.2 Tratamientos térmicos para superaleaciones

El tratamiento térmico es el proceso que comprende el calentamiento de los metales o las aleaciones en estado sólido a temperaturas definidas, manteniéndolas a esa temperatura por suficiente tiempo, seguido de un enfriamiento a las velocidades adecuadas con el fin de mejorar sus propiedades mecánicas, especialmente la dureza, la resistencia y la elasticidad. Los tratamientos térmicos más utilizados en las superaleaciones son los siguientes: recocido, relevado de esfuerzos, solubilizado, templado y envejecido.

2.2.1 Relevado de esfuerzos

El relevado de esfuerzos en las superaleaciones frecuentemente implica una relación entre la máxima cantidad de esfuerzos relevados y los efectos perjudiciales a las propiedades a alta temperatura y/o la resistencia a la corrosión. Este tratamiento térmico para aleaciones forjadas se utiliza comúnmente, pero no siempre, para aleaciones que no son endurecidas por precipitación.

Los ciclos de tiempo y temperatura varían considerablemente, dependen de las características metalúrgicas de la aleación y del tipo de magnitud de los esfuerzos residuales generados en los procesos de fabricación previamente realizados.

2.2.2 Recocido

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

2.2.3 Solubilizado

El primer tratamiento térmico en las superaleaciones, normalmente, es el solubilizado. Una temperatura alta es favorable para optimizar las propiedades de fluencia-ruptura; una temperatura baja es usada para optimizar las propiedades de tensión (corto tiempo) a elevada temperatura, incrementar la resistencia a la fatiga (mediante el refinamiento de grano) o incrementar la resistencia a la sensibilidad de ruptura en la muesca.

Una alta temperatura de solubilizado dará como resultado un crecimiento de grano y una mayor disolución de carburos. El principal objetivo es poner las fases endurecedoras en solución y disolver algunos carburos. Una baja temperatura de solubilizado disolverá las fases principales sin que haya un crecimiento de grano o una disolución de carburos considerable.

2.2.4 Templado

El propósito del templado posterior al tratamiento de solubilizado es el de mantener, a temperatura ambiente, la solución sólida súper-saturada obtenida durante el tratamiento de solubilizado. El templado permite un tamaño de

precipitado (endurecido por envejecimiento) más fino. Los métodos de enfriamiento utilizados comúnmente son polímero y agua para templado así como aire y aire forzado.

2.2.5 Envejecido

El tratamiento de envejecido se aplica para endurecer las superaleaciones mediante la precipitación de cantidades adicionales de una o más fases provenientes de la matriz súper-saturada obtenida durante el solubilizado. Los factores que influyen en la selección de temperatura de envejecido son:

- Tipo y número de fases precipitadas disponibles
- Temperatura de servicio
- Tamaño del precipitado
- La combinación de resistencia y ductilidad deseada y el tratamiento térmico de aleaciones similares

El envejecido en dos pasos se utiliza generalmente para controlar la distribución y el tamaño de los precipitados de las fases γ' y γ'' . Otra razón de un envejecido en dos pasos es la de controlar la morfología de los carburos en la frontera de grano.

2.3 Materiales seleccionados para la investigación

Para la presente investigación se seleccionaron como materiales de estudio la aleación Inconel 718, Inconel 617 y Nimonic C263. Estas aleaciones entran en la clasificación base Ni, siendo la primera y la última endurecidas por precipitación, mientras que la segunda endurece por solución sólida.

2.3.1 Inconel 718

El inconel 718 es una superaleación endurecida por precipitación que tiene un alto contenido Cr, Fe y Nb. La Tabla 2-2 muestra la composición química nominal [20]. El Ni y el Cr proporcionan la resistencia a la corrosión, oxidación, carburización y otros mecanismos dañinos que actúan a altas temperaturas. Esta aleación tiene buena resistencia mecánica a la fatiga y a la termo-fluencia a temperaturas alrededor de los 650°C. El Al, Ti, Nb y Co ayudan a incrementar la resistencia mecánica y la resistencia a la corrosión. El Al, Ti, C y Nb son los elementos que proporcionan el incremento de propiedades mecánicas de la aleación mediante la precipitación de segundas fases, siendo el Nb el más importante. La Tabla 2-3 muestra algunas propiedades mecánicas.

Tabla 2-2. Composición química nominal (% en peso) del Inconel 718 [20].

Elemento	Min.	Max.
C	---	0.08
Mn	---	0.35
Si	---	0.35
P	---	0.015
S	---	0.015
Cr	17.00	21.00
Ni	50.00	55.00
Mo	2.80	3.30
Nb	4.75	5.50
Ti	0.65	1.15
Al	0.20	0.80
Co	---	1.00
Ta	---	0.05
B	---	0.006
Cu	---	0.30
Fe	Balance	

El Inconel 718 es una de las principales superaleaciones debido a sus excelentes propiedades mecánicas, facilidad de ser formada y soldada mediante procesos convencionales. Esto la convierte en un material idóneo para componentes de turbinas de aviones y de generación de energía.

Tabla 2-3. Propiedades mecánicas del Inconel 718 [21].

Temperatura de fusión °C (°F)	Densidad (g/cm ³)	Esfuerzo último de tensión MPa (KSI)		Esfuerzo de cedencia a 0.2% MPa (KSI)		Elongación %		Resistencia a la ruptura a 1000-h MPa (KSI)	
		21°C (70°F)	1435 (208)	21°C (70°F)	1185 (172)	21°C (70°F)	21	650°C (1200°F)	595 (86)
1260-1335 (2300-2435)	8.22	540°C (1000°F)	1275 (185)	540°C (1000°F)	1056 (154)	540°C (1000°F)	18	760°C (1400°F)	195 (28)
		650°C (1200°F)	1228 (178)	650°C (1200°F)	1020 (148)	650°C (1200°F)	19	870°C (1600°F)	---
		760°C (1400°F)	950 (138)	760°C (1400°F)	740 (107)	760°C (1400°F)	25	980°C (1800°F)	---
		870°C (1600°F)	340 (49)	870°C (1600°F)	330 (48)	870°C (1600°F)	88	---	---

*Barra de Inconel 718 tratada térmicamente. Solubilizado: 980°C/1h/enfriado en aire; Envejecido: 720°C/8h/enfriamiento en horno hasta 621°C + 621°C/18h/enfriado en aire.

A través de los años, mediante diferentes estudios, se han determinado diferentes diagramas TTT (Por sus siglas en inglés Time Temperature Transformation), Figura 2-3, los cuales muestran las diferentes fases precipitadas de la aleación. Estos diagramas presentan solo pequeñas diferencias entre sí. Además, herramientas como la simulación han ayudado a entender el comportamiento de esta aleación durante diferentes procesos termo-mecánicos [22], logrando obtener predicciones microestructurales muy precisas [22-27].

La demanda de esta aleación, debido a su aplicación en múltiples componentes de turbinas, ha generado el interés del comprendimiento de la aleación en su proceso de formado y puesta en servicio. Esto ha propiciado

diversas investigaciones de diferente índole. Debido a la amplia gama de estudios realizados sobre el Inconel 718, por mencionar algunos: procesos de formado en frío y en caliente, resistencia a ambientes corrosivos, oxidación [28], solidificación [29], etc. A continuación se describirán solo las investigaciones que se consideran de mayor importancia para el presente estudio.

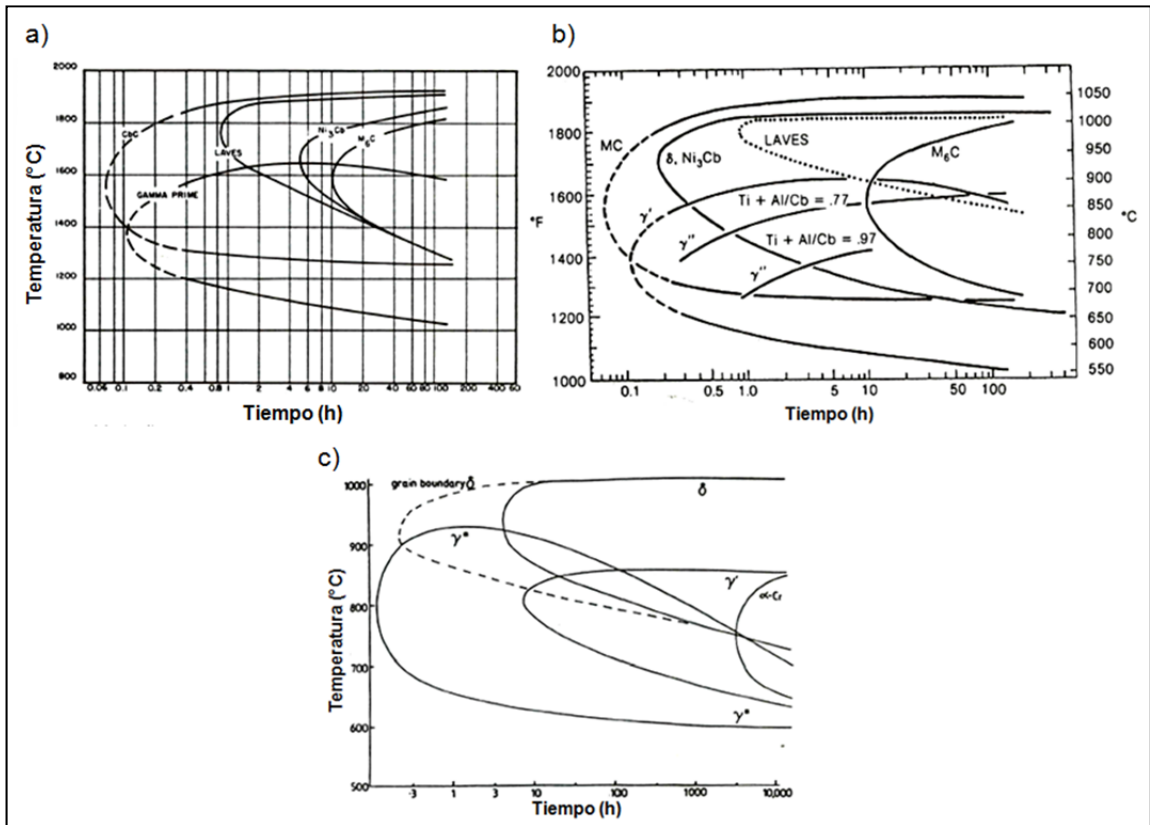


Figura 2-3. Diagrama TTT del inconel 718. a) Eiselstein [30], 1965; b) Sims, 1981 [31] y c) Brooks [32], 1986.

En 1989, Burke y col. estudiaron el efecto de la variación de la temperatura en el segundo paso del tratamiento de envejecido de la aleación Inconel 718. Encontraron que a 871°C se promueve la precipitación de δ tanto en la frontera como dentro del grano. A 982°C sólo se encontró la fase δ [33]. En 1991, Groh y col. encontraron que la sustitución del Ni y/o Co por el Fe ayuda a eliminar la fusión incipiente. Además reduce 38°C, aproximadamente, la temperatura de γ'' y γ' [34]. En 1994, Nielsen y col. determinaron que la

temperatura y el enfriamiento durante la deformación en caliente son los principales factores que afectan el tamaño de grano, recristalizado, en el Inconel 718 [35]. En 1995, Gao y col. determinaron que la precipitación de la fase γ'' se forma debido a la segregación de Nb en la frontera de grano. La frontera de grano actúa como sitio preferencial para la precipitación. Esta fase se presentó en forma de discos [36].

En 1997, Zhang y col. estudiaron la relación entre los esfuerzos internos del material, la variación de la temperatura (960-1040°C) y la velocidad de deformación inicial (0.001-1.0 s⁻¹). Concluyeron que el exponente de la sensibilidad a la velocidad de deformación varía con la velocidad de deformación, la deformación y la temperatura [37]. Gao y Wei determinaron que dos tipos de carburos (carburos primarios NbC y carburos secundarios ricos en Nb) son los responsables del crecimiento de grieta asistido por oxígeno [38]. Liu y col. estudiaron la influencia del laminado en frío en la fase δ . Determinaron que la morfología de esta fase cambia de aguja a esferoidal con el incremento de la reducción en frío. Además, el incremento de la reducción en frío promueve la precipitación de esta fase [39]. Mehl estudió el efecto de la fase δ en la soldabilidad del Inconel 718 en una pieza con numerosas reparaciones y ciclos de tratamientos térmicos. Encontró que con un tratamiento térmico a 1038°C se puede disolver, en su mayoría, las fases δ y Laves tanto en el material base como en la zona de soldadura [40].

En 1999, Liu y col. estudiaron el comportamiento de la aleación laminada en frío bajo diferentes tratamientos térmicos. Encontraron que la fase δ precipita directamente de la matriz austenítica con un envejecido a temperaturas por encima de 910°C y que el rolado en frío promueve la precipitación de δ . Por debajo de esta temperatura, los precipitados provienen de la precipitación de γ'' y el laminado en frío promueve la precipitación de la fase δ y la transformación $\gamma'' \rightarrow \delta$ [41]. En el 2000, Zhang y col. determinaron que el tamaño de grano está en función de la deformación en caliente y del tiempo de espera después de la deformación

[42]. En este mismo año, Slama y col. concluyeron que con un envejecido a 680°C la precipitación de γ' parece predecir de la precipitación de γ'' . Además, observaron que el primer endurecimiento ocurrió a las 4 horas de envejecido (γ' esferoidal). A esta temperatura pero con un tiempo más prolongado, la presencia de la fase γ'' es muy alta mostrando una dureza de 500HV. A 750°C encontraron una gran abundancia y engrosamiento de la fase γ'' y una dureza de 466 HV [43].

En el 2001, Moyer y col. determinaron que en la forja abierta la temperatura de empape y la velocidad de deformación son los principales factores que influyen en las propiedades mecánicas y microestructurales. Una alta temperatura en el material da como resultado un engrosamiento en el tamaño de grano y menor precipitación de la fase δ durante el tratamiento térmico [44]. En el 2002, Rongbin y col. encontraron que el laminado en frío cambia la morfología y los sitios de nucleación de la fase δ y promueve la precipitación de la fase δ y la transformación $\gamma'' \rightarrow \delta$. Además encontraron que dos pasadas en el rolado en frío incrementa el contenido de δ comparado con el de un solo paso, pero disminuye el contenido de γ'' [45]. En este mismo año, Ponnelle y col. desarrollaron un modelo para Snecma Moteurs para la predicción mecánica y metalúrgica [46].

En el 2004, Preveen y col. encontraron que la razón de las curvas de endurecimiento por deformación muestran tres distintas regiones para los cuatro tratamientos realizados [solubilizado a 980°C, solubilizado más envejecido convencional (720°C/8h enfriado en el horno, posteriormente 650°C 8h/ enfriado en aire), solubilizado más envejecido a 850°C/1h/enfriado en aire y solubilizado más envejecido a 850°C/100h/enfriado en aire] [47]. En este mismo año, Azadain y col. observaron que la máxima razón de precipitación ocurre a 900°C, aprox. Además, determinaron que la fase δ contribuye al control del tamaño de grano [48]. En el 2005, Yuan y col. estudiaron la aleación bajo diferentes condiciones de deformación en caliente. Determinaron que la presencia de la

fase δ incremente un poco la energía de activación, 458 kJ/mol. Además, esta fase promueve el ablandamiento después del esfuerzo máximo [49].

En el 2006, Zhang y col. determinaron ecuaciones para el cálculo del exponente de endurecimiento por deformación [50]. Na y col. encontraron que el ablandamiento del Inconel 718 durante la deformación en caliente no solo es causado por la recristalización dinámica, sino también, por la recuperación dinámica, en especial a una temperatura de deformación de 1066°C [51]. Boehlert y col. estudiaron el efecto de la reducción en frío (10-80%) sobre las propiedades mecánicas (tensión y termo-fluencia) de la aleación [52]. Thomas y col. concluyeron que los mecanismos de deformación se controlan por el deslizamiento y trepamiento de dislocaciones cuando no existe precipitación. Además, que la precipitación dinámica acelera la cinética de precipitación [53].

En el 2007, Huang y col. estudiaron la aleación bajo condiciones de deformación a una temperatura de 965°C y una velocidad de 10^{-4} s^{-1} . Encontraron que la precipitación de la fase δ incrementa con la deformación, favoreciendo a la morfología globular, no así a la acicular [54]. Cai y col. Encontraron que la fase δ se disuelve completamente a una temperatura de 1020°C durante más de 2 horas [55].

En el 2008, Preveen y col. encontraron que la deformación en frío en el Inconel 718 incrementa las propiedades mecánicas en tensión, en particular el comportamiento del endurecimiento por deformación [47]. Nowotnik encontró que la energía de activación (450.8 kJ/mol) dependía de la temperatura y de la velocidad de deformación [56, 57]. También encontró que los carburos que precipitaron dentro de las bandas de corte (causadas por la deformación en caliente) son ricos en Nb y Mo [58]. Wang y col. determinaron que el esfuerzo máximo incrementaba al aumentar la velocidad y disminuir la temperatura de deformación. Calcularon el valor de la energía de activación (443.2 kJ/mol) y encontraron que la fracción de granos recristalizados dinámicamente

incrementa al aumentar la temperatura y disminuir la velocidad de deformación. Además, observaron que los mecanismos de nucleación de la recristalización dinámica dependen en gran parte del valor del parámetro Z (Zener-Hollomon) [59]. En el 2009, Basoalto y col. elaboraron modelos mediante para la predicción del comportamiento de la aleación al ser deformada en caliente [60].

En el 2012, Lee y col. estudiaron el efecto en la microestructura del material al ser deformada en frío. Encontraron que se logró un refinamiento de grano considerable al incrementar el porcentaje de deformación en frío. Esto se debió al porcentaje de precipitación de la fase δ obtenido. Además, determinaron que el efecto de la microestructura inicial del material desaparece debido a la deformación en frío. Encontraron que al incrementar la temperatura del tratamiento térmico, dentro del rango de precipitación de la fase δ , el tamaño de grano incrementa debido a que el engrosamiento de esta fase provoca que el efecto de anclaje (pinning) pierda eficacia. A más baja temperatura la fase se encuentra de manera fina y distribuida uniformemente [61].

2.3.2 Inconel 617

El Inconel 617 es una superaleación base Ni con alto contenido de Cr, Co y Mo que endurece por solución sólida, Tabla 2-4. Esta aleación tiene una excelente combinación de resistencia a alta temperatura y oxidación. Además, muestra una excelente resistencia a una gran cantidad de ambientes corrosivos y puede ser formada y soldada por técnicas convencionales. El alto contenido de Ni y Cr permite que la aleación sea resistente tanto en ambientes reductores como oxidantes. El Al y el Cr proporcionan la resistencia a la corrosión a altas temperaturas. El endurecimiento por solución sólida es debido al Co y el Mo. La Tabla 2-5 muestra algunas propiedades mecánicas del Inconel 617.

Tabla 2-4. Composición química nominal (% en peso) del Inconel 617 [62].

Elemento	Min.	Max.
C	0.05	0.15
Mn	---	0.50
Si	---	0.50
P	---	0.015
S	---	0.015
Cr	20.00	24.00
Co	10.00	15.00
Mo	8.00	10.00
Al	0.80	1.50
Ti	---	0.60
B	---	0.006
Fe	---	3.00
Cu	---	0.50
Ni	Balance	

El Inconel 617 presenta una buena estabilidad metalúrgica. El material expuesto a temperaturas entre 593 y 760°C presenta un incremento en la resistencia pero un decremento en la ductilidad conforme va aumentando el tiempo de exposición. Este incremento a la resistencia se le atribuye a la formación de carburos y de la fase γ' .

Tabla 2-5. Propiedades mecánicas del Inconel 617 [21].

Temperatura de fusión °C (°F)	Densidad (g/cm ³)	Esfuerzo último de tensión MPa (KSI)		Esfuerzo de cedencia a 0.2% MPa (KSI)		Elongación %		Resistencia a la ruptura a 1000-h MPa (KSI)	
		21°C (70°F)	1435 (208)	21°C (70°F)	1185 (172)	21°C (70°F)	21	650°C (1200°F)	595 (86)
1260-1335 (2300-2435)	8.22	540°C (1000°F)	1275 (185)	540°C (1000°F)	1056 (154)	540°C (1000°F)	18	760°C (1400°F)	195 (28)
		650°C (1200°F)	1228 (178)	650°C (1200°F)	1020 (148)	650°C (1200°F)	19	870°C (1600°F)	---
		760°C (1400°F)	950 (138)	760°C (1400°F)	740 (107)	760°C (1400°F)	25	980°C (1800°F)	---
		870°C (1600°F)	340 (49)	870°C (1600°F)	330 (48)	870°C (1600°F)	88	---	---

* Lámina de Inconel 617 tratada térmicamente. Solubilizado: 1175°C/0.2 h/enfriado en aire.

Aún y cuando está presente la fase γ' el principal mecanismo de endurecimiento de la aleación Inconel 617 es mediante solución sólida. La cinética de precipitación de la fase γ' es muy lenta comparado con otras aleaciones y esta se presenta de manera simultánea con distintos tipos de carburos provocando que los precipitados de γ' no muestren mayor influencia en las propiedades mecánicas de la aleación.

Debido a que el Inconel 617 presenta muy buena resistencia a la oxidación a temperaturas alrededor de los 1000°C, permite que sea una aleación de interés para componentes como ductos, cámaras de combustión, entre otros, para las turbinas tanto aeroespaciales como de generación de energía. Esto ha generado diversas investigaciones que se enfocan en la comprensión de la aleación expuesta a estas temperaturas durante tiempos prolongados con el fin de determinar las propiedades mecánicas y metalúrgicas cuando está en servicio.

En 1975, Eiselstein y col. encontraron que la aleación rolada en caliente y recocida a 1177°C durante 1 hora sólo presentaba carburos tipo $M_{23}C_6$ al ser expuesta en un rango de temperatura de 649 a 871°C durante un tiempo prolongado (50 y 1000 horas) [63]. En 1985, McCoy comparó las propiedades mecánicas entre el Inconel 617, 618 y el Hastalloy X. Determinó que el Inconel 617 tenía mejor resistencia mecánica pero presentaba limitaciones de ductilidad. El Inconel 618 era el más estable sin presentar problemas de ductilidad, pero mostró menor resistencia a la termo-fluencia que el Inconel 617 [64]. En 1989, Smith y col. determinaron que se mejora la resistencia a la ruptura con la presencia de carburos tipo M_6C (M, principalmente Mo) y $M_{23}C_6$ (M, principalmente Cr) en menor proporción. Encontraron que esta microestructura la podían obtener con una combinación de trabajo mecánico en frío (15-60%) y un tratamiento térmico a temperaturas entre 1010 y 1163°C [65].

En 1993, Hubertus Nickel elaboró un diagrama TTT [66], Figura 2-4. En este mismo año Shang-Shiang estudió el comportamiento del Inconel 617 al ser sometido a pruebas de termo-fluencia. Encontró que la aleación a 650°C falla por la presencia de grietas intergranulares [67].

En el 2001, Kewther estudió el comportamiento de la aleación después de 37000 horas de servicio. Encontró que el material presentaba pobre contenido de Cr y Al en la frontera de grano. Además, encontró que elementos como el Cr y Mo formaron carburos en la frontera de grano disminuyendo la protección de pasivación en esta región [68].

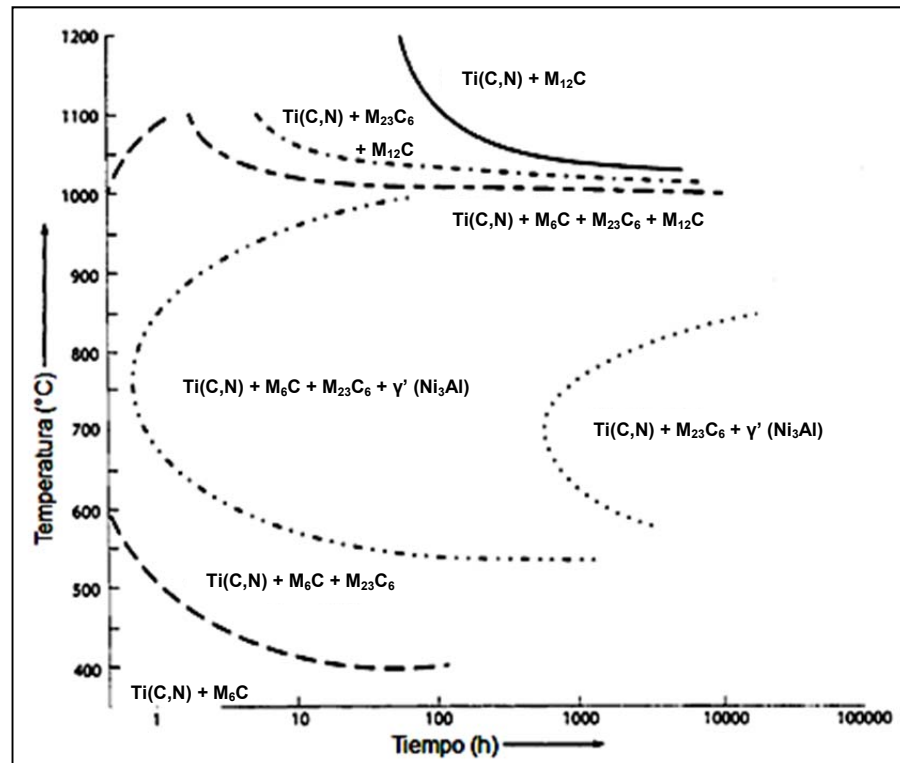


Figura 2-4. Diagrama TTT del Inconel 617 [66].

En el 2005, Totemeier y col. estudiaron el comportamiento del Inconel 617 al ser sometido a diferentes tipos de soldadura [69]. En el 2006, Wright estudió el comportamiento de la aleación sometida a diversos tratamientos térmicos de envejecido (800 y 1000°C durante 30 y 3000 horas). Encontró que se forma una

capa de óxido de Cr adherente en la superficie y una zona libre de carburos por debajo de ella [70].

En el 2007, Tan y col. estudiaron el tipo de distribución en la frontera de grano (GBCD, por sus siglas en inglés Grain Boundary Character Distribution), la condición óptima la encontraron cuando el material tenía 5% de deformación seguido de un recocido a 1100°C durante 90 minutos [71]. En este mismo año, Totemeier y col. investigaron el comportamiento de la aleación mediante ensayos de termo-fluencia a 1000°C en atmósferas de aire y Ar, respectivamente. En la atmósfera controlada por Ar ocurrió una descarburación superficial [72].

En el 2008 Sun Jo estudió la oxidación de la aleación en una atmósfera de aire y una atmósfera controlada por He durante un tiempo prolongado. Encontró que la capa de óxido formada en la superficie era de Cr y Ti y que el Al estaba distribuido en la frontera de grano. La capa de óxido protectora consistía principalmente de Cr_2O_3 con pequeñas cantidades de TiO_2 en la parte exterior y Al_2O_3 en la parte interior. La formación de Cr_2O_3 causó una zona pobre de Cr por debajo de la capa de óxido. En este mismo año, Rahman y col. estudiaron la precipitación de segundas fases (carburos tipo M_{23}C_6 , ricos en Cr y TiN) [73]. También, Cabibbo estudió los cambios microestructurales de la aleación presentes a 700 y 800°C [74]. Además, Wu y col. propusieron un diagrama TTT modificado a temperaturas por debajo de 1000°C. La Figura 2-5 muestra un comparativo entre el diagrama propuesto y el encontrado en la literatura [75]. Gariboldi y col. estudiaron el comportamiento de la aleación expuesta a 700 y 800°C. Encontraron que a la temperatura más baja la aleación precipita, de forma intragranular, la fase γ' y la fase δ (comienza en la frontera de grano y posteriormente dentro del grano). A 800°C no se encontró la presencia de la fase δ . Se observó la presencia de carburos M_{23}C_6 , (Cr, Co Ni y Mo) $_{23}\text{C}_6$, en todas las condiciones estudiadas [76].

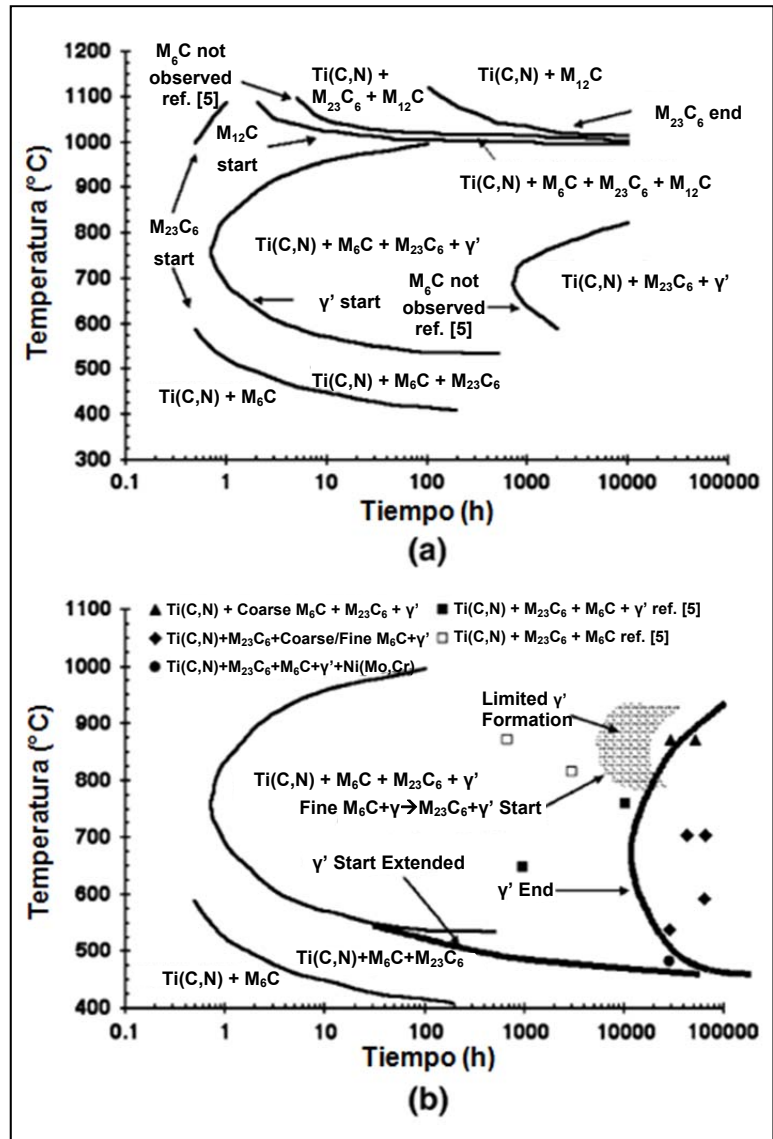


Figura 2-5. Diagrama TTT del Inconel 617: (a) Construido en base a la literatura y (b) modificación propuesta en base a los resultados del estudio de Wu [75].

En el 2009, Rahman y col. estudiaron el comportamiento de la aleación al ser deformada en caliente (600 y 800°C a 10^{-3} y 10^{-6} s $^{-1}$). A estas condiciones la aleación mostró un decremento en la elongación al incrementar la temperatura. El endurecimiento por deformación a 800°C se atribuyó a la formación de carburos del tipo $M_{23}C_6$ [77]. En este mismo año Stewart y col. modelaron la deformación de la aleación al ser sometida a termo-fluencia (por encima de 649°C). Las cavidades y coalescencia de huecos, debido a la termo-fluencia, a lo largo y dentro de la frontera de grano permiten la reducción de área [78].

Schilegel y col. estudiaron la redistribución de carburos hacia la frontera de grano durante la termo-fluencia. Determinaron que el esfuerzo aplicado durante las pruebas tiene un rol muy importante en la difusión del Mo y Cr [79].

En el 2010, Chomette y col. estudiaron el comportamiento de la aleación tratada térmicamente a 850 y 950°C. Encontraron que con un previo trabajo mecánico en frío la aleación incrementa su tiempo de vida durante prueba de termo-fluencia a 850°C, opuesto a lo que sucede a 950°C. También estudiaron el comportamiento de la aleación sometida a ensayos de tensión a elevada temperatura y temperatura ambiente encontrando que durante el tratamiento térmico se formaron carburos del tipo $M_{23}C_6$ [80, 81]. Además en este año, Kim y col. estudiaron el comportamiento de oxidación en la aleación a 950°C. Determinaron que se formaba una capa de Cr_2O_3 en la superficie en las muestras a las que se les realizó la prueba de termo-fluencia. En la muestra con menor carga aplicada y mayor tiempo de ruptura se encontró que se forma una capa de óxido más grande y una zona pobre de carburos más ancha [82]. En el 2011 Ispánovity y col establecieron un nuevo método para estudiar el efecto de engrosamiento de la fase γ' en el esfuerzo cortante crítico (CRSS por sus siglas en ingles Critical Resolved Shear Stress) en el Inconel 617 [83]. Hosseini [84] y Kim [85], respectivamente, estudiaron el comportamiento microestructural y mecánico de la aleación sometida a soldadura. En el 2012, Tung y col. investigaron la cinética de oxidación de la aleación. Determinaron que la cinética de oxidación se da en dos etapas; la primera controlada por la difusión del Cr mediante Cr_2O_3 y la segunda por la difusión del Cr a través de una película interfacial entre la aleación y la película de óxido [86].

2.3.3 Nimonic C263

El Nimonic C263 es una aleación base Ni con un alto contenido de Cr, Co y Mo; la Tabla 2-6 muestra la composición química nominal.

Tabla 2-6. Química nominal (% en peso) del Nimonic C263 [87].

Elemento	Min.	Max.
C	0.04	0.08
Mn	---	0.60
Si	---	0.40
P	---	0.015
S	---	0.007
Cr	19.00	21.00
Co	19.00	21.00
Mo	5.60	6.10
Ti	1.90	2.40
Al	0.30	0.60
Ti + Al	2.40	2.80
Fe	---	0.70
B	---	0.005
Cu	---	0.20
Ni	Balance	

Esta aleación tiene aplicaciones en la industria aeronáutica y de generación de energía en la fabricación de anillos para turbinas, así como, componentes estacionarios en turbinas de gas: cámaras, carcasas, camisas, conductos de escape, cajas de cojinetes. Esto se debe a que esta aleación cuenta con una buena resistencia a la fluencia y a la corrosión, además de tener una excelente resistencia en ambientes corrosivos y la posibilidad de ser conformada y soldada con técnicas convencionales. La Tabla 2-7 muestra algunas propiedades mecánicas del Nimonic 263.

La aleación Nimonic C263 endurece por precipitación, siendo γ' la fase que se busca precipitar debido a que esta proporciona excelentes propiedades mecánicas a la aleación. La comprensión del comportamiento termo-mecánico del Nimonic C263 es de suma importancia debido a que las temperaturas de operación de esta aleación están por encima de 550°C.

Tabla 2-7. Propiedades mecánicas del Nimonic C263 [21].

Temperatura de fusión °C (°F)	Densidad g/cm ³	Esfuerzo último de tensión MPa (KSI)		Esfuerzo de cedencia a 0.2% MPa (KSI)		Elongación %		Módulo de elasticidad dinámico GPa (10 ⁶ KSI)	
1332-1377 (2430-2510)	8.36	21°C (70°F)	970 (141)	21°C (70°F)	580 (84)	21°C (70°F)	39	21°C (70°F)	222 (32.1)
		540°C (1000°F)	800 (116)	540°C (1000°F)	485 (70)	540°C (1000°F)	42	540°C (1000°F)	190 (27.5)
		650°C (1200°F)	770 (112)	650°C (1200°F)	460 (67)	650°C (1200°F)	27	650°C (1200°F)	181 (26.2)
		760°C (1400°F)	650 (94)	760°C (1400°F)	460 (67)	760°C (1400°F)	21	760°C (1400°F)	171 (24.8)
		870°C (1600°F)	280 (40)	870°C (1600°F)	180 (26)	870°C (1600°F)	25	870°C (1600°F)	158 (22.9)

* Lámina de Nimonic C263 tratada térmicamente. Solubilizado: 1150°C/0.2h/enfriado en agua; Envejecido: 800°C/8h/enfriado en aire.

En 1968, Hicks y Heap observaron que la fase η no se forma a temperaturas mayores a 925°C y que la disolución de la fase γ' es a 900°C aprox. [88]. En 1993, Ratna y Sarma encontraron que la fatiga térmica causó la disolución de la fase γ' a esta misma temperatura [89]. En 1995, Srinivas y Pandey determinaron que una atmósfera oxidante a la temperatura de 1200°C causa óxidos intergranulares y la disminución de la γ' provocando una disminución en las propiedades a la termo-fluencia [90]. En 1996, N. Singh y V. Singh estudiaron el comportamiento del Nimonic C263 con un solubilizado a 1150°C y un envejecido a 800°C a diferentes tiempos [91].

En el 2001, Zhao y Ravicumar elaboraron un diagrama TTT para el Nimonic 263 [92], Figura 2-6. En el 2002, Kopp, Tschirnich y col. Realizaron ensayos de compresión en caliente en uno y dos pasos en el Nimonic C263 determinando las curvas de flujo de deformación [93]. En este mismo año, Manonukul, Dunne y Knowles elaboraron un modelo que reproduce las características de fluencia de la aleación por encima y por debajo de la temperatura de solubilización de la fase γ' [94]. También en este año, Zhao y Henry estudiaron la predicción de la estabilidad de las fase γ' y η mediante

cálculos termodinámicos [95]. En el 2003 Zhao y col. Encontraron que después de un envejecido a 700°C, los precipitados de mayor dimensión eran carburos del tipo MC, $M_{23}C_6$ y M_6C [96].

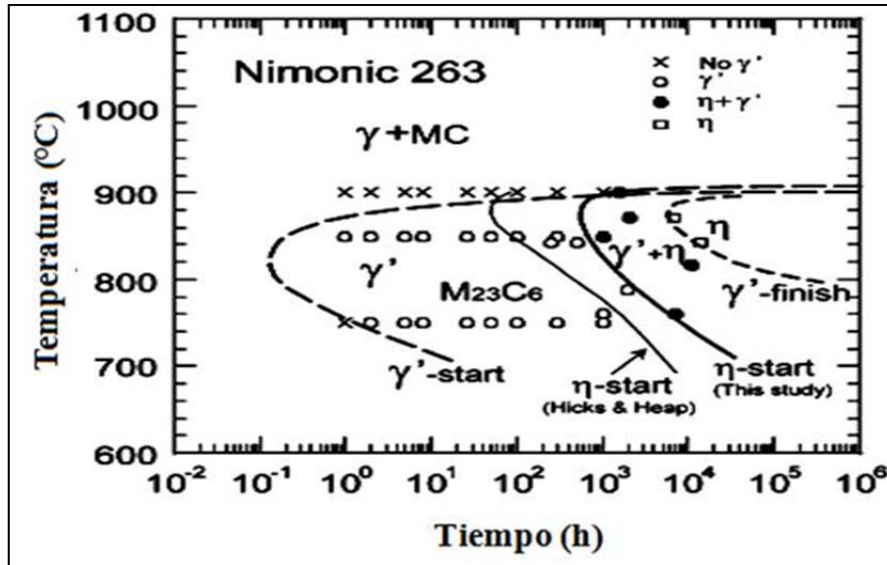


Figura 2-6. Diagrama TTT del Nimonic C263. Las curvas para $M_{23}C_6$ y MC no están incluidas debido a insuficientes datos de cinética. Las curvas medidas por Hicks y Heap están incluidas para hacer la comparación [92].

En el 2007, Maldini, Angella y Lupinc investigaron el comportamiento de las curvas de fluencia del Nimonic C263 en un rango de temperatura entre 600 y 900°C [97]. En los años 2008 y 2009, Murthy y col. estudiaron el comportamiento de la precipitación del Nimonic 263 utilizando mediciones de velocidad de ultrasonido y mediciones de dureza [98, 99]. Asimismo en el 2009, Petronic y col. estudiaron el cambio en la microestructura inducida por la interacción de un haz de un laser de femtosegundo [100, 101]. En este mismo año, Wang y col. Estudiaron la plasticidad y comportamiento de la fractura en las zonas libres de precipitados y los carburos localizados en la frontera de grano de la aleación; además, analizaron el efecto de la fracción volumétrica de la fase γ' [102].

En el 2009 y 2010, Hong y col. investigaron el efecto de frontera de grano serrada (dentada). Este efecto mejora la resistencia a la fractura intergranular y la resistencia a la fluencia en la aleación Nimonic C263 [103, 104]. También en el 2010, Pike estudió el comportamiento de la aleación a alta temperatura durante tiempos prolongado (100, 1000, 4000, 8000 y 16000 horas). En un tiempo de 1000 horas la aleación forma la fase η [105]. En este mismo año, Ankamma y col. estudiaron las características de embutido en una placa laminada en frío tratada térmicamente [106]. En el 2012, Ezilarasan y col. investigaron el efecto de la variación de parámetros (velocidad de corte, avance, profundidad de corte, etc.) durante el maquinado de la aleación [107].

2.4 Condiciones iniciales de los materiales

El primer material utilizado para la presente investigación fue una barra cilíndrica de Inconel 718 con un diámetro de 254 mm. Esta aleación primero se fundió por el proceso VIM (por sus siglas en inglés Vacuum Induction Melted) y posteriormente se refundió en vacío mediante arco eléctrico, VAR (por sus siglas en inglés Vacuum Arc Remelting). Después recibió un trabajo mecánico en caliente.

El segundo material utilizado fue una barra cilíndrica de un diámetro de 304 mm de la aleación Inconel 617. Esta aleación fue fundida por el proceso VIM, por el proceso VAR y posteriormente trabajada mecánicamente en caliente.

Por último, se utilizó una barra cuadrada de Nimonic C263 de 356mm de lado con esquinas redondeadas. El proceso de manufactura de esta aleación constó de una doble fundición: primero el material fue fundido por inducción al vacío, VIM y posteriormente refundido con escoria, ESR (por sus siglas en inglés Electro Slag Remelting) y después recibió un trabajo mecánico en caliente.

Cabe mencionar que a las aleaciones en las condiciones anteriormente descritas se le consideró como condición de recibido en la presente investigación. La composición química de los materiales utilizados se muestra en la Tabla 2-8.

Tabla 2-8. Composición química (% en peso) de las aleaciones utilizada en este estudio.

Elemento	Composición (% en peso)		
	Inconel 718	Inconel 617	Nimonic C263
Al	0.62	1.13	0.0005
Ag	0.42
B	0.0041	0.003	0.002
Bi	<0.0001
C	0.028	0.07	0.06
Co	0.18	11.7	20.2
Cr	18.34	21.77	20.6
Cu	0.04	0.01	<0.01
Fe	18.44	0.7	0.62
Mg	0.001
Mn	0.08	0.02	0.2
Mo	2.92	9.21	5.96
Nb	5.3
Ni	BAL	BAL	BAL
O	0.001
P	0.007	0.002	<0.005
Pb	0.0003	...	<0.0005
S	0.0005	0.001	<0.002
Si	0.08	0.02	0.07
Ti	0.99	0.42	2.18
Zr	<0.01

3 PROCESOS DE CONFORMADO

3.1 Rolado de anillos en caliente. Proceso convencional

Es un proceso de conformado muy versátil para manufacturar anillos sin costuras con flujo de grano circunferencial. El rolado de anillos usualmente requiere menos material de entrada que otros métodos de forja convencionales y puede producirse en cualquier cantidad [108]. En la actualidad el rolado de anillos en caliente de superaleaciones, aceros inoxidables y aleaciones de Titanio es un proceso muy utilizado en la industria aeronáutica y de generación de energía para la producción de diversos componentes.

El proceso inicia con el precalentado de un tocho (billet) de volumen conocido y cortado en frío. El tocho es prensado y punzonado para obtener la preforma con las dimensiones necesarias para ser llevado a una máquina roladora de anillos. La Figura 3-1 muestra un proceso convencional de rolado de anillo.

Cuando dos juegos de rodillos son utilizados, estos se colocan diametralmente opuestos con respecto al centro del anillo (Figura 3-2), donde un juego está localizado horizontalmente (axialmente) y el otro verticalmente (radialmente). Los rodillos radiales consisten en un rodillo principal y un mandril.

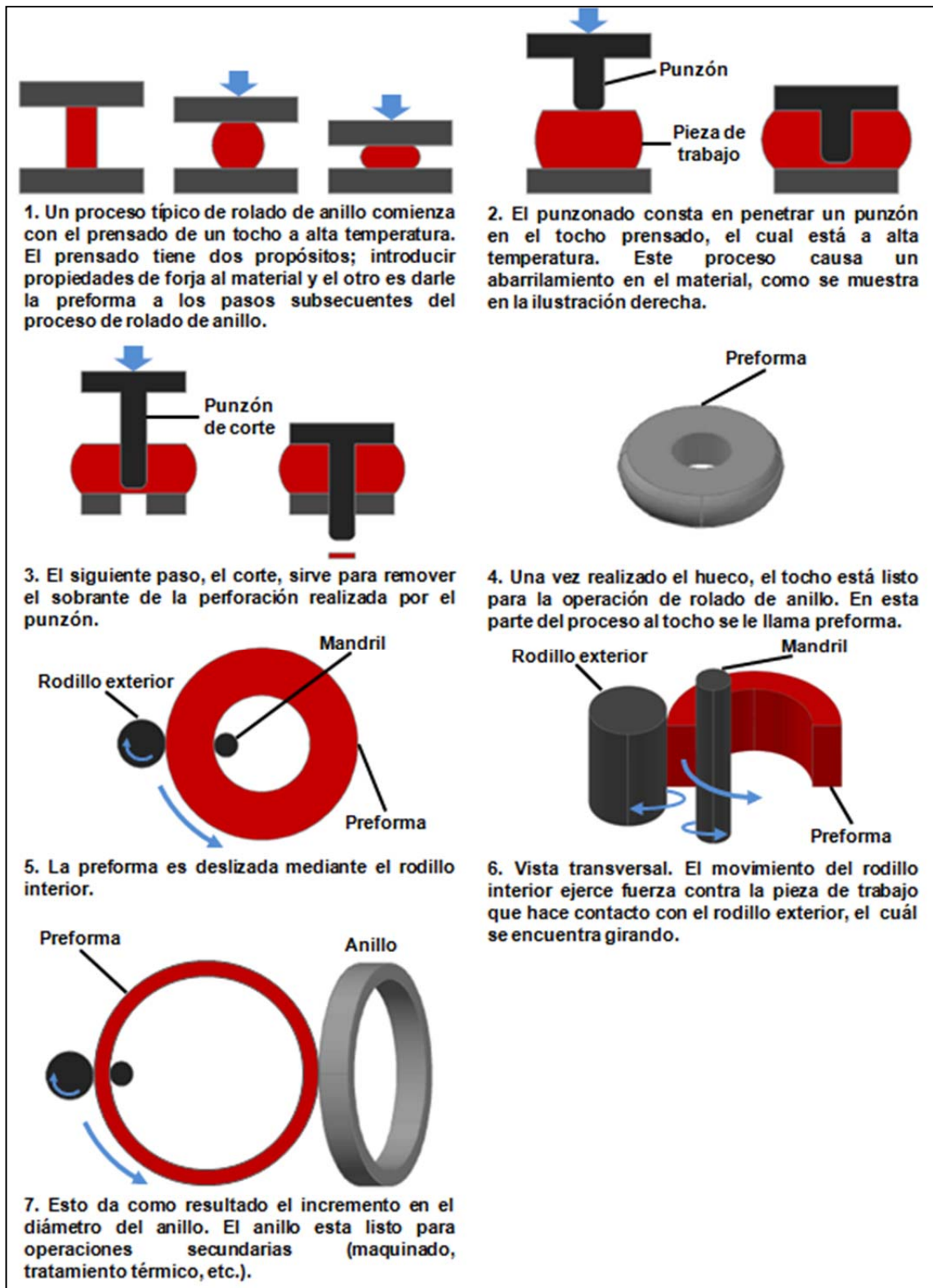


Figura 3-1. Proceso de forja de un anillo rolado sin costura.

La velocidad de rotación del rodillo principal normalmente se mantiene constante. Este rodillo está en contacto con la superficie exterior del anillo y tiene un diámetro mayor que el mandril. El mandril es conducido radialmente contra la superficie interna del anillo, el cual se encuentra girando. La deformación principal se produce en el claro radial permitiendo un incremento en el diámetro del anillo. Los rodillos axiales controlan la altura del anillo.

Una discrepancia de temperatura en diferentes zonas del anillo puede provocar un comportamiento microestructural no uniforme. En aleaciones de Ti esto puede provocar una transformación de fase causando la formación de defectos [109]. Si la temperatura de trabajo no puede mantenerse durante el proceso, se requiere de recalentamientos intermedios. Las superaleaciones tienen una banda estrecha de temperatura de trabajo. La operación de recalentamiento se utiliza para mantener la temperatura del material lo más uniforme posible a niveles apropiados para el rolado en caliente. Mientras más crece las dimensiones de la pieza de trabajo, se vuelve más complicado obtener temperaturas uniformes en un tiempo corto.

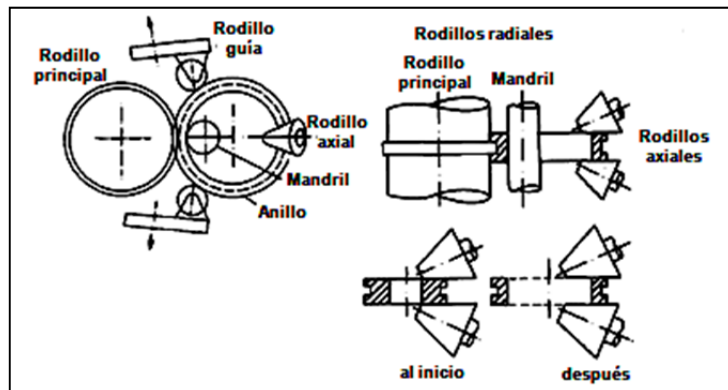


Figura 3-2. Principio del rolado de anillo radial-axial [110].

La relación entre varios parámetros del proceso (temperatura, velocidad de deformación, grado de deformación, tipo de enfriamiento, etc.) determina la calidad del producto, debido a que definen el comportamiento del material, tanto microestructural como mecánico. En el Inconel 718 la temperatura y el

porcentaje de reducción son las variables con mayor afectación sobre la recristalización [35].

Aun y cuando se trata de un anillo rolado sencillo (recto), existe una gran probabilidad de formar defectos durante el proceso, Figura 3-3. Estos defectos provocan un costo adicional en operaciones como expansión y maquinado, algunas veces descarburación.

Para que el proceso sea competitivo debe de ser capaz de cumplir con las tolerancias, libres de defectos, con la menor cantidad de material desperdiciado y en un corto tiempo. Estas consideraciones tienen mayor importancia en las superaleaciones ya que el material tiene un alto costo, una alta resistencia a la deformación y una estrecha banda de temperaturas de trabajo.

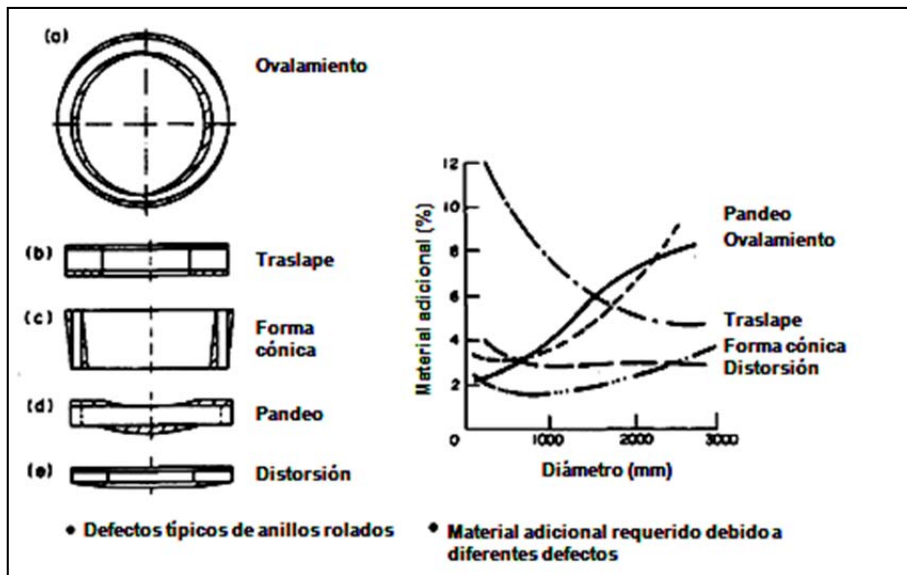


Figura 3-3. Defectos típicos de anillos rolados y su influencia en el exceso de material requerido [111].

Debido a que existe un intercambio de calor entre la pieza y el ambiente que la rodea, la temperatura del anillo está en constante cambio. La determinación de la distribución de la temperatura, esfuerzos generados y el

flujo del material durante la deformación es de suma importancia. La simulación es una herramienta muy importante que permite dar una predicción de estos fenómenos [112-114]. También se puede obtener la evolución microestructural del anillo durante el rolado [115-118] mediante la predicción de los fenómenos dinámicos, como la recristalización [119, 120], presentes durante el rolado.

3.2 Conformado en frío

En la presente investigación se propone una nueva ruta de procesamiento, en frío, que permita la fabricación de anillos con dimensiones muy cercanas a la forma final, mejores propiedades mecánicas y acabado superficial mediante un proceso menos robusto que genere menos desperdicios de materia prima.

El término repulsado de metales hace referencia a un grupo de tres procesos: repulsado convencional (referido en esta investigación como repulsado), laminación cónica y conformado por estirado. Estos procesos se diferencian del ISF (por sus siglas en inglés Incremental Sheet Forming) por la manera de sujeción. En el ISF el borde de la pieza se fija y no permite movimiento del borde hacia adentro [121]. La principal diferencia entre los tres primeros procesos está en el espesor de la pared de la pieza formada. En el repulsado el espesor se mantiene prácticamente constante durante el proceso, por lo que el espesor final de la pieza es el mismo que al inicio, Figura 3-4 a). En el laminado cónico el espesor se reduce y se rige por el ángulo entre la pared del componente y el eje de rotación, Figura 3-4 b). En el conformado por estirado también hay reducción en el espesor y este se define por el incremento de la longitud de la pieza. Para fines de este estudio solo se estudiarán los dos primeros procesos mencionados.

El único estándar que clasifica este tipo de procesos es el estándar alemán DIN 8582 [122], en el cual los procesos son clasificados de acuerdo a los esfuerzos internos instantáneos que causan la deformación del material, el

proceso de repulsado se encuentra subclasificado en el estándar DIN 8584 [123].

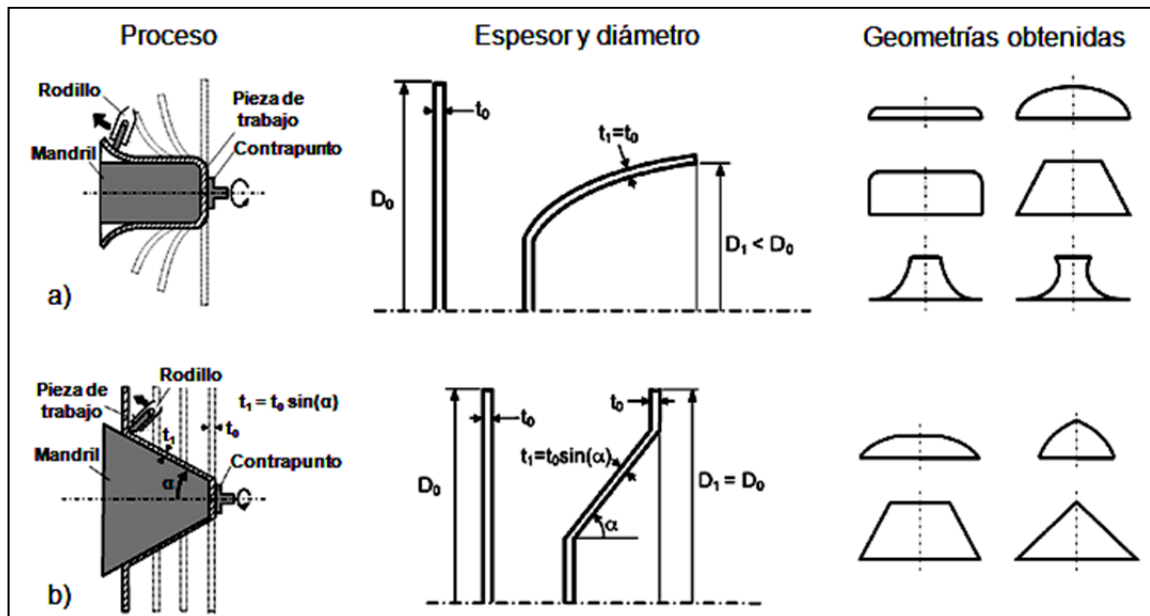


Figura 3-4. Proceso y geometrías que se pueden obtener. a) Repulsado. b) Laminado cónico [124].

Diversas investigaciones se han enfocado en el estudio de estos procesos de formado en aceros [125, 126], aleaciones de Ti [127, 128] aleaciones de Al [129-133] y bronce [134]. A diferencia de las superaleaciones, estas son aleaciones relativamente fáciles de deformar a temperatura ambiente. Las superaleaciones se procesan normalmente en caliente, siendo la forja el proceso más común. La poca literatura encontrada sobre el comportamiento de las superaleaciones bajo los procesos de repulsado y laminado cónico [135] fue una de las principales motivaciones para la presente investigación.

3.2.1 Repulsado

El repulsado (conventional spinning) es un proceso en el cual se transforma una placa plana de metal, comúnmente perfiles con simetría axial,

en formas huecas con un espesor de pared constante y con una reducción en el diámetro [136].

El repulsado se lleva a cabo mediante una herramienta (rodillo) la cual ejerce presión a la placa contra un mandril, Figura 3-4 a). La placa es fijada mediante un contrapunto y el mandril tiene el perfil final del producto deseado. Durante el proceso, tanto el mandril como la placa giran mientras que las herramientas entran en contacto con la placa progresivamente, provocando un cambio en la forma de acuerdo al perfil del mandril. Debido a que la herramienta tiene un contacto localizado sobre la pieza de trabajo las fuerzas de formado totales se reducen significativamente comparado con un proceso convencional de formado en prensa. El repulsado incrementa la cantidad de reducción y el cambio en la forma con herramientas menos complejas además de reducir la capacidad de carga y el costo de la máquina. Asimismo, el repulsado produce componentes con altas propiedades mecánicas y buen acabado superficial.

3.2.1.1 Desarrollo de máquinas de repulsado

Se cree que el proceso de repulsado de metales emerge del arte de la alfarería de arcilla utilizando fuerza manual por los faraones en el antiguo Egipto. Posteriormente, China en el siglo X, Inglaterra durante el reinado de Edward III y eventualmente en USA en el siglo XIX. Antes de la década de los 50, el repulsado se llevaba a cabo mediante máquinas similares a un simple torno de giro. Con la llegada del avance tecnológico el repulsado, la laminación cónica y el conformado por estirado pudieron ser desarrollados. La Figura 3-5 muestra el desarrollo de las máquinas de repulsado.

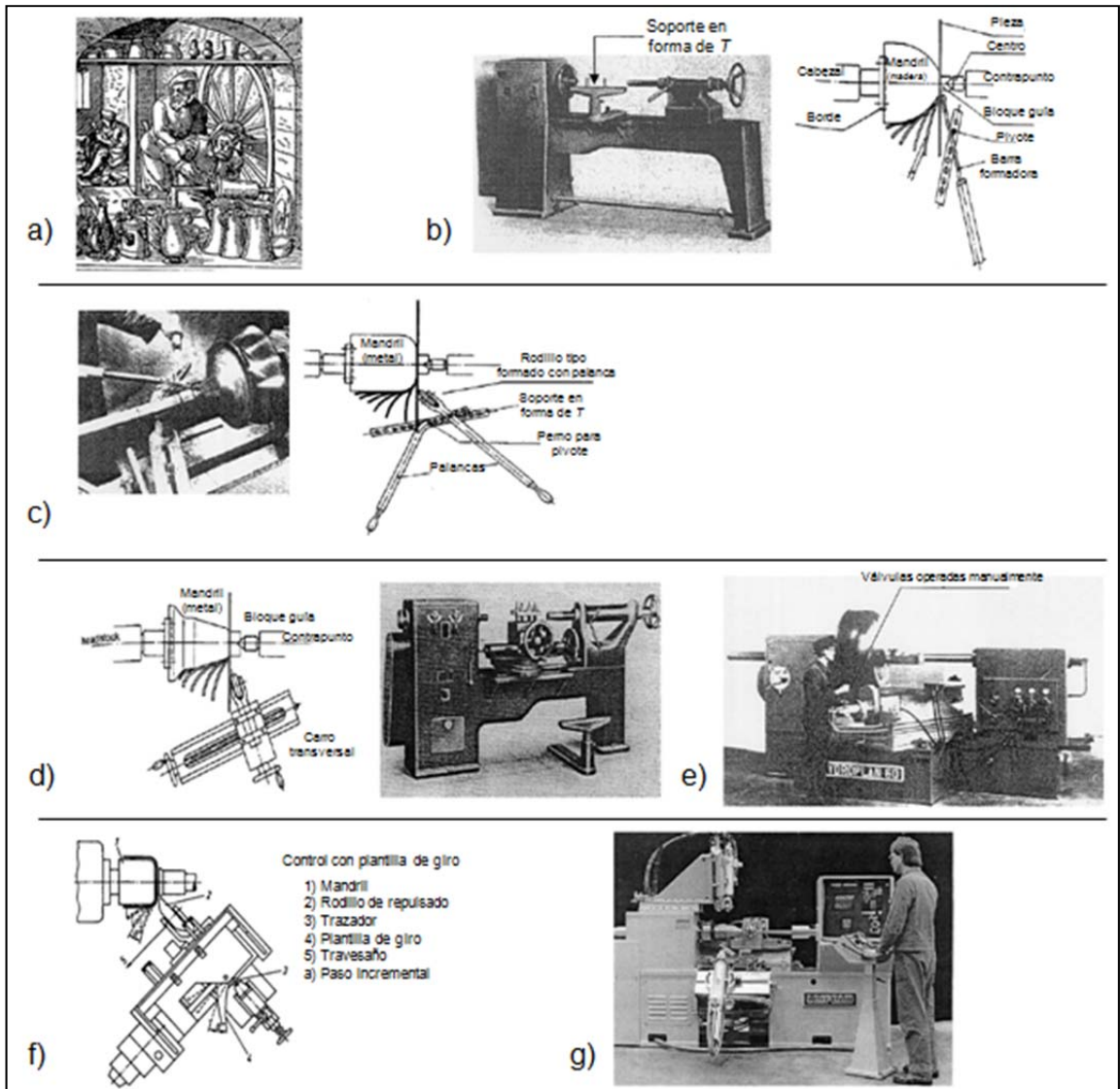


Figura 3-5. Desarrollo de máquinas de repulsado. a) Torno de madera operado manualmente para girar la pieza (edad media). b) torno tradicional con soporte en forma de T (1930). c) Formado con rodillo y palanca compuesta (década de 1930). d) Tornos con carros transversales. e) Torno hidráulico (1945). f) Control con plantilla de giro (finales de los 40). g) Combinación entre control de reproducción y CNC (década de 1980) [137].

En la actualidad, casi todas las máquinas de repulsado y formado por estirado tienen sistema de CNC [138, 139] o control de reproducción. La búsqueda de obtener mejor calidad en la pieza final, ha hecho que numerosas investigaciones se enfoquen en obtener nuevas configuraciones. Máquinas especializadas han sido desarrolladas para formar componentes con

características especiales las cuales sólo tienen pequeñas variaciones con respecto al repulsado: repulsado flexible [140-142], repulsado asimétrico [143-146] y repulsado en caliente [147-149].

3.2.1.2 Esfuerzos generados en el repulsado

Durante el proceso de repulsado, se crea una deformación plástica localizada en la zona donde se encuentra la herramienta. La ventaja de la deformación localizada es que la fuerza requerida es muy baja comparada con la de un formado en prensa, por lo tanto, el equipo y las herramientas utilizadas son de menor capacidad.

En el repulsado, los esfuerzos generados en la zona de trabajo [150] dependen de la dirección de avance de la herramienta. Cuando la herramienta se mueve hacia el borde de la pieza se generan esfuerzos radiales de tensión y esfuerzos tangenciales de compresión, Figura 3-6. Los esfuerzos de tensión producen un flujo en la dirección a lo largo del mandril y causan adelgazamiento, el cual es compensado por el efecto de espaciado debido a los esfuerzos de compresión. Cuando la herramienta se desplaza en dirección contraria, hacia el centro de rotación, se genera un acumulamiento de material enfrente del rodillo, Figura 3-6. Esto causa esfuerzos tangenciales y radiales de compresión en la región entre la herramienta y el mandril, estos esfuerzos permiten que el material se desplace hacia el mandril [124, 137].

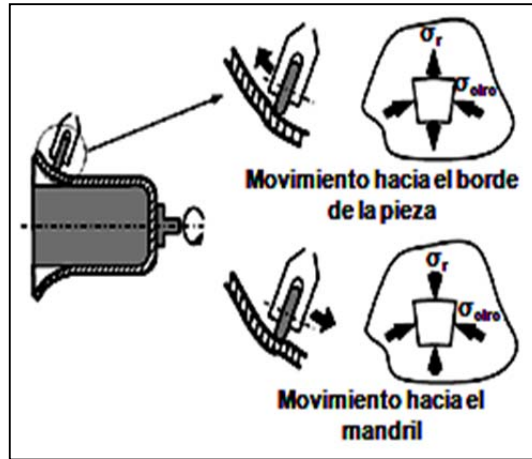


Figura 3-6. Esfuerzos generados en el repulsado [124].

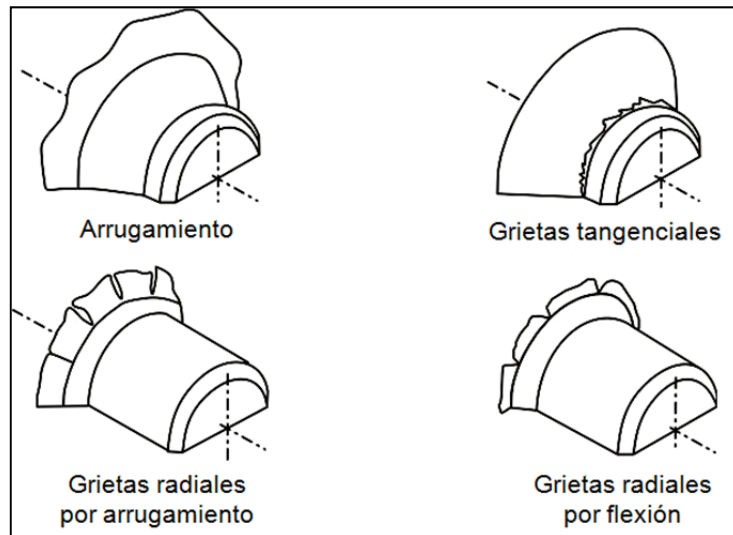
3.2.1.3 Defectos en el proceso de repulsado

Los defectos más comunes en el repulsado son: arrugamiento, grietas circunferenciales y grietas radiales, Figura 3-7.

- *Arrugas*: Pueden encontrarse en el borde libre de deformación de la pieza. Esta inestabilidad de la pieza es causada por la limitada capacidad de los materiales de resistir los esfuerzos tangenciales [151]. Las arrugas limitan la reducción máxima en diámetro que puede tener la pieza, así como, el espesor mínimo que puede ser utilizado en el repulsado.
- *Grietas tangenciales*: Estas aparecen en los alrededores del mandril, en la zona de transición entre el borde libre de deformación y la porción de la pieza que ha sido deformada. Son causadas por los esfuerzos de tensión durante el movimiento de la herramienta por delante del borde de la pieza. Por consecuencia, las grietas tangenciales tienden a incrementarse al disminuir el espesor de la pieza.
- *Grietas radiales*:
 - a) Estas grietas son iniciadas por arrugas previamente formadas en el borde las cuales fueron generadas por esfuerzos tangenciales de compresión. Los subsecuentes pasos de

formado pueden llevar a una mayor flexión de estas arrugas en vez de aplanar el borde. El material se traslapará en el área flexionada cuando el proceso continúe. Esto da como resultado grietas radiales en el material traslapado.

- b) Durante un ciclo de formado el borde restante (libre de deformación) puede voltearse hacia atrás. Este movimiento depende, generalmente, de la trayectoria de la herramienta. Una trayectoria con alta curvatura permite este efecto. Durante este efecto, los esfuerzos de tensión actúan en la dirección tangencial y pueden generar las grietas radiales.



3-7. Defectos comunes en el repulsado [152].

3.2.2 Laminado cónico

En el laminado cónico (shear spinning) se produce intencionalmente un adelgazamiento en el espesor de la pared mientras que el diámetro de la pieza permanece constante, Figura 3-4 b). El espesor de la pared requerido se logra controlando el espacio entre la herramienta (rodillo) y el mandril por lo que el material es desplazado axialmente, paralelo al eje de rotación. Este espacio, junto con otros parámetros, determina la rugosidad final de la pieza [153].

Debido a que el proceso involucra solo deformación localizada, la deformación del material puede realizarse con menores cargas comparado con otros procesos. La geometría inicial de la pieza puede ser una placa plana circular, cuadrada o una preforma y es formada mediante una sola herramienta; algunas veces se pueden utilizar dos herramientas colocados de manera opuesta, para el formado de materiales con alta resistencia y componentes de paredes gruesas. Con el laminado cónico se pueden obtener formas cóncavas, convexas o una combinación de estas dos geometrías, Figura 3-4 b).

3.2.2.1 Deformación en el laminado cónico y la ley del seno

En el proceso de laminado cónico se reduce el espesor de una placa, desde un espesor t_0 hasta un espesor t_1 , mediante el movimiento de una herramienta a lo largo de un mandril de forma cónica de ángulo α . La inclinación del ángulo del mandril (α) determina el grado de reducción, mientras más grande es el ángulo menor será la reducción en el espesor de la pared. El espesor final (t_1) se calcula con el espesor inicial (t_0) y el ángulo de inclinación del mandril (α), *ley del seno*:

$$t_1 = t_0 \sin \alpha \quad (3-1)$$

En el laminado cónico el valor del espesor se rige por la ley del seno. Si esta ley se cumple, los esfuerzos internos se localizan en la zona donde la pieza está en contacto con la herramienta y el borde de la pieza (pestaña) se mantiene libre de esfuerzos. Una desviación en esta ley provoca que los esfuerzos se extiendan hasta el borde, lo que podría causar defectos en la pieza. Si el espesor inicial del material es más grueso o el espacio entre el mandril y la herramienta es muy pequeño ($t_1 < t_0 \sin \alpha$), se produce una sobre reducción. Por otra parte, si el espesor inicial es más delgado o si se tiene un espacio muy grande ($t_1 > t_0 \sin \alpha$) se produce una reducción menor, Figura 3-8.

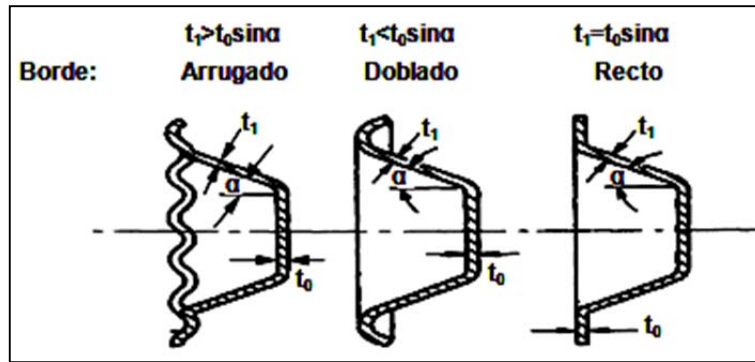


Figura 3-8. Efectos en el borde causados por una desviación en la ley del seno [137].

3.2.2.2 Capacidad de ser formado por laminado cónico

El conocer la capacidad que tiene un material para reducir su espesor sin llegar a la fractura [154] en el laminado cónico (spinnability) es de suma importancia. Mediante diversos estudios se ha tratado de determinar las variables que tienen influencia sobre la facilidad del material para ser deformado mediante este proceso. En 1961, Kegg [155] encontró una relación (de manera empírica) entre la capacidad de los materiales para ser deformados en el laminado cónico sin llegar a la fractura utilizando un mandril elipsoidal y el porcentaje de reducción de área a la fractura en ensayos de tensión. La deformación límite (spinnability) se define de la siguiente manera:

$$\text{máxima reducción de espesor} = \frac{(t_0 - t_1) \times 100}{t_0} \quad (3.2)$$

3.2.2.3 Variables del proceso

En términos de características de deformación, el repulsado es un proceso diferente al de laminado cónico). A pesar de esto, el conjunto de variables que controlan estos procesos son las mismas. Existen diversas variables que contribuyen a la calidad [156], acabado final de la pieza [157] y fuerza requerida en el proceso [158-161]. A continuación se mencionan las más significantes:

- *Razón de avance*: Se define como la razón entre la velocidad de avance de la herramienta (mm/s) y la velocidad de giro del mandril (rpm). Valores altos de la razón de velocidad (mm/rev) generan mayores cargas y esto puede causar grietas. Por otra parte, tener valores muy pequeños provoca un exceso en el flujo del material hacia el exterior, lo que reduce la facilidad de trabajo y adelgaza excesivamente al material.
- *Trayectoria de la herramienta*: Esta variable tiene una importante afectación en la calidad del material a trabajar [162, 163]. La trayectoria (ejemplos: lineal, cóncava, convexa, cuadrática; Figura 3-9) tiene efecto en la deformación de la pieza de trabajo. El seleccionar la trayectoria correcta, permitirá evitar defectos en las piezas. En el proceso de repulsado la más utilizada es la cóncava.
- *Diseño de la herramienta (rodillo)*: El diseño de la herramienta necesita ser considerado debido a que éste puede afectar la forma de la pieza, el espesor de la pared y la precisión en las dimensiones. Aunque el diámetro de la herramienta tiene poca afectación en la calidad final del producto, un radio de nariz muy pequeño provoca altos esfuerzos y poca uniformidad en el espesor.
- *Razón de repulsión*: Se define como la razón entre el diámetro de la pieza (antes de ser deformada) y el diámetro del mandril. Mientras más alta sea la razón de repulsión, será más difícil de llevar a cabo el proceso de repulsado. Si la razón de repulsión es muy grande, el material remanente en la sección transversal no es capaz de transmitir la gran cantidad de esfuerzos radiales de tensión generados en la pared. Esto permitirá que el material se desplace circunferencialmente a lo largo de la transición del borde libre de deformación a la pared.

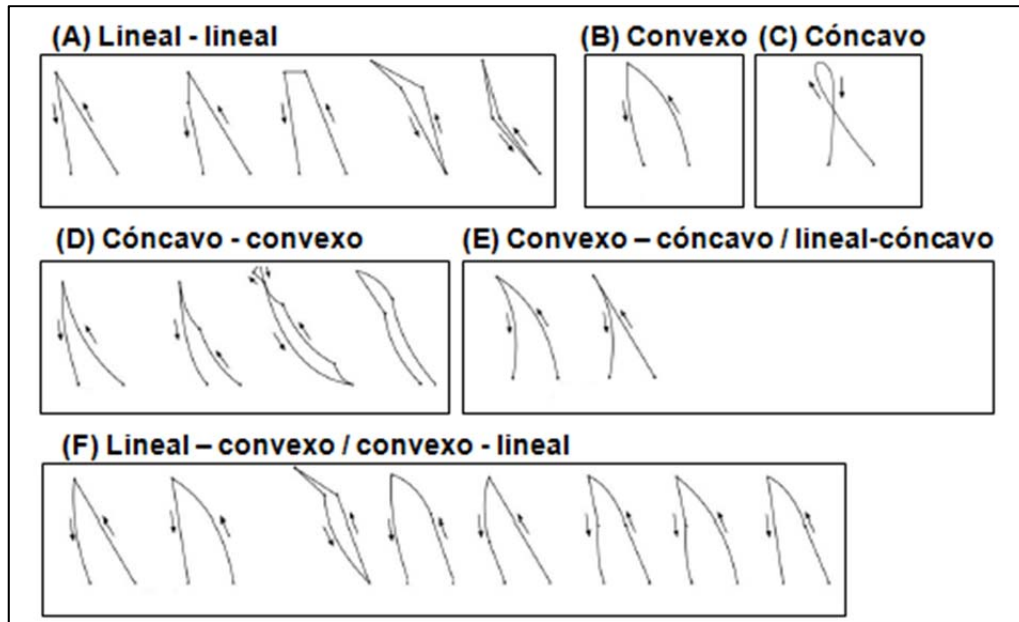


Figura 3-9. Ejemplos de diferentes tipos de trayectorias de la herramienta [152].

3.2.3 Uso de la simulación en el repulsado y laminado cónico

En años recientes, el uso del método del elemento finito (FEM, por sus siglas en inglés Finite Element Method) ha sido una de las principales herramientas utilizadas en la tecnología de estas técnicas de formado [164-166]. Diversas investigaciones se han basado en la calidad superficial de las piezas y uniformidad de espesor [167] así como el poder simular estos procesos a través de toda la sección deformada [168] ya sea en uno [169] o varios pasos [170].

También se ha estudiado los efectos producidos al variar los parámetros que controlan el repulsado y laminado cónico. Con esto se ha podido analizar los defectos causados en el laminado cónico, como el arrugamiento [171, 172], debido a la variación de la ley del seno [173]. El estudio de la distribución de espesores [174] y esfuerzos generados durante el proceso de formado (tanto de compresión como de tensión) [175, 176] bajo diferentes condiciones de formado (velocidades, ángulos de mandril) [177, 178] ha permitido un gran avance en la predicción del comportamiento del material durante el formado mediante estos

procesos [179, 180]. La presente investigación puede ser utilizada como bases para la modelación mecánica y microestructural de las aleaciones bajo estudio deformadas mediante estos procesos.

3.3 Fenómenos termo-mecánicos

3.3.1 Endurecimiento por deformación

El endurecimiento por deformación es una de las propiedades más útiles de las aleaciones metálicas debido a que es la principal razón de su tenacidad o capacidad de resistir cargas. También controla la cantidad de energía almacenada en el material como consecuencia de la deformación plástica.

El flujo de los materiales cristalinos se debe al movimiento de dislocaciones a lo largo de los planos cristalográficos bajo la influencia de un esfuerzo aplicado. El endurecimiento por deformación es una consecuencia del hecho de que el esfuerzo requerido para el movimiento de una dislocación normalmente incrementa durante el flujo plástico cuando la dislocación es cada vez más obstruida mediante obstáculos microestructurales (átomos de soluto, dislocaciones, precipitados y fronteras de grano).

Los elementos aleantes influyen en la energía de falla de apilamiento (SFE, por sus siglas en inglés stacking fault energy), que es un parámetro intrínseco del material que se puede definir como la permeabilidad de un material al movimiento de dislocaciones en su red cristalina y al mismo tiempo su capacidad para generarlas. Los materiales pueden clasificarse en aleaciones con baja SFE y aleaciones con alta SFE. En los materiales con alta SFE la restauración dinámica es muy eficaz porque la movilidad de las dislocaciones es muy alta, mientras que en los de baja SFE las dislocaciones están fuertemente disociadas, por lo tanto, el proceso de restauración es poco eficaz. En estos materiales el deslizamiento cruzado está restringido y los obstáculos que se

oponen al movimiento de dislocaciones son más difíciles de superar comparándolo con los materiales de alta SFE.

Teniendo en cuenta esta dependencia sobre la SFE, la evolución del flujo y estructura de dislocación con la deformación puede ser representada en cuatro etapas:

- *Etapa I:* Se observa fácilmente en los monocristales, un solo sistema de deslizamiento es activado y pocos obstáculos se oponen al movimiento de las dislocaciones. El endurecimiento es lento.
- *Etapa II:* La interacción de dislocaciones en diferentes sistemas de deslizamiento da lugar a una rápida multiplicación de dislocaciones y por lo tanto, un elevado y constante endurecimiento por deformación.
- *Etapa III:* Los procesos de multiplicación de dislocaciones son contrarrestados mediante su aniquilación (recuperación dinámica debido al deslizamiento cruzado, escalamiento de dislocaciones y/o aniquilación de segmentos de signo opuesto), Figura 3-10.

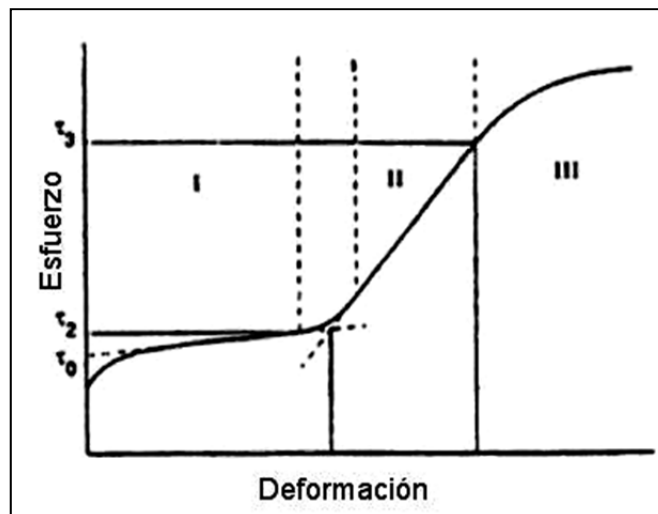


Figura 3-10. Representación esquemática de las etapas de endurecimiento de materiales cristalinos [181].

- *Etapa IV:* A mayores deformaciones, ≥ 1 , muchos granos se dividen en bandas de orientaciones diferentes, separadas por zonas de transición y fronteras de grano.

En las deformaciones a temperaturas relativamente bajas, menores a $0.4T_m$, los procesos de activación térmica no toman un papel importante; todo lo contrario a temperaturas altas, mayores a $0.7T_m$, donde los esfuerzos se vuelven dependientes de la temperatura y velocidad de deformación. El término T_m es utilizado para la temperatura de fusión.

Cuando un material recibe una gran deformación, rara vez es homogénea y tiende a localizarse en regiones del material (frecuentemente como bandas), de tal manera que depende fuertemente de su SFE, temperatura de deformación y de la manera en que se llevó a cabo la deformación. Las dos clases principales de deformación heterogénea son: bandas de deformación y bandas de corte. Las bandas de deformación pueden describirse como regiones dentro de granos las cuales se deforman relativamente de manera homogénea pero con características de deslizamiento que son diferentes a las regiones adyacentes. Las bandas de corte son usualmente regiones en las que se concentra la deformación dentro de los granos y comúnmente se extienden a dimensiones macroscópicas, Figura 3-11. Ambos tipos de bandas conducen a lo que es conocido como subdivisión de grano pero mediante mecanismos un poco diferentes.

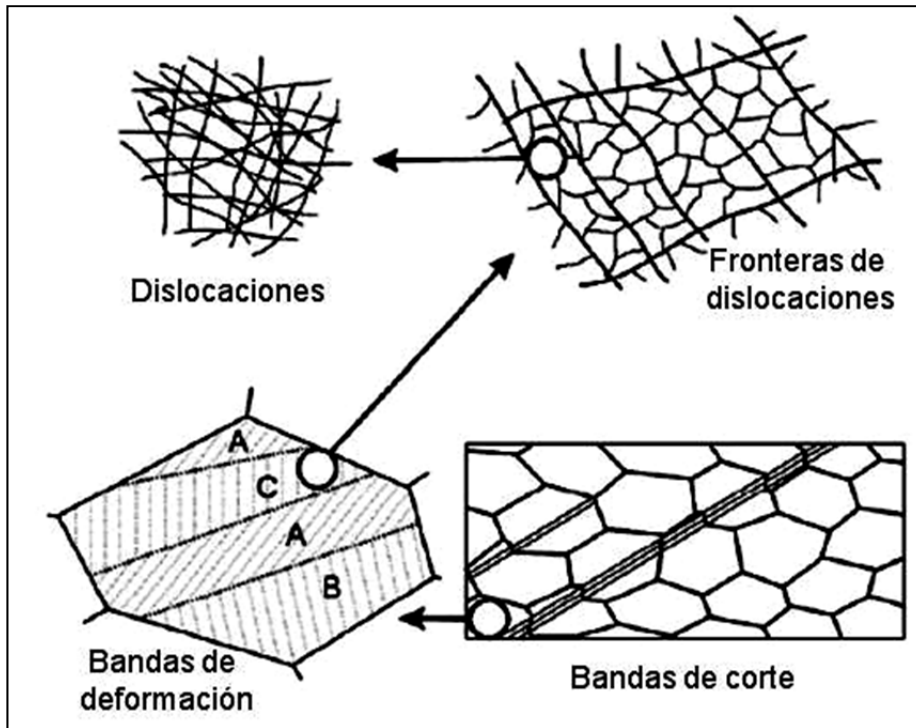


Figura 3-11. Diferentes tipos de deformaciones heterogéneas [182].

Los parámetros T y $\dot{\epsilon}$ pueden ser incorporados en el término de velocidad de deformación compensada por la temperatura, conocido como parámetro de Zener-Hollomon:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q_{\text{rex}}}{RT}\right) \quad (3.3)$$

donde $\dot{\epsilon}$ es la velocidad de deformación, R es la constante de los gases y Q_{rex} es la energía de activación para la recristalización.

3.3.1.1 Mecanismos de deformación alternos.

3.3.1.1.1 Fluencia (creep)

La fluencia puede describirse como la deformación de un material sometido bajo una carga constante en un largo período de tiempo. Se produce

una elongación gradual seguida de una fractura. La fluencia se da cuando el material está en servicio a muy baja velocidad de deformación y esfuerzos relativamente bajos. La curva de fluencia puede dividirse en tres regiones (Figura 3-12):

- *Región 1.* Es la región de fluencia primaria. Cuando se aplica la carga el material empieza a deformarse. Durante la deformación nuevas dislocaciones se generan. Estas dislocaciones dificultan el movimiento entre ellas y esto causa el decremento en la velocidad de fluencia.
- *Región 2.* Es la región de velocidad de fluencia constante; es llamada fluencia secundaria o fluencia de estado estacionario. En esta región el endurecimiento por deformación y la recuperación dinámica están en equilibrio.
- *Región 3.* Se le conoce como fluencia terciaria, debido al desarrollo de huecos, el esfuerzo efectivo incrementa y esto incrementa la velocidad de fluencia. El crecimiento de huecos y su coalescencia permite la fractura.

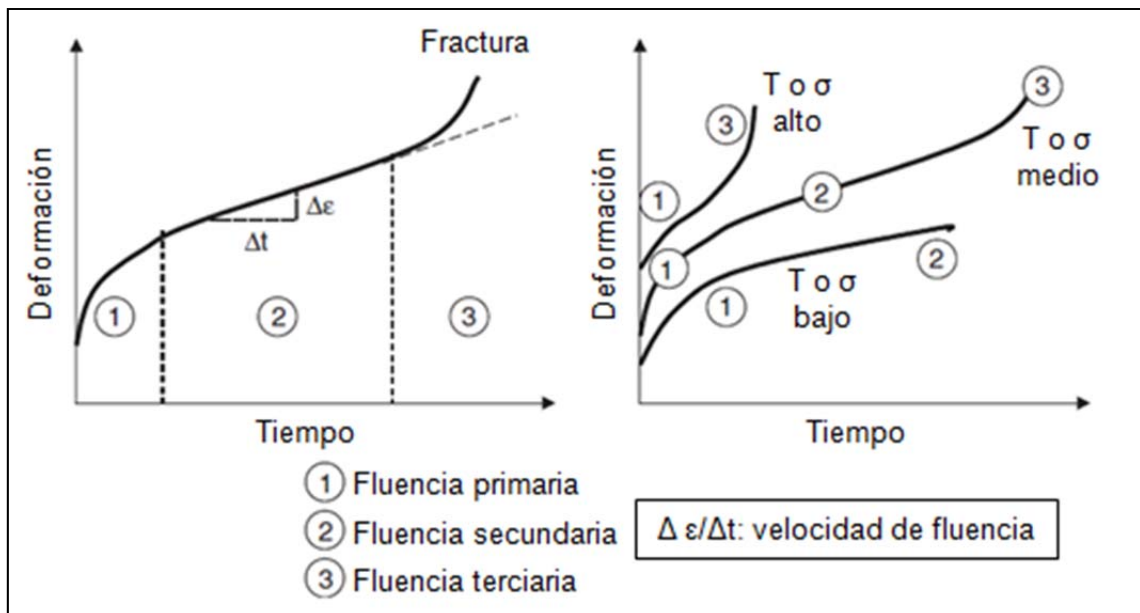


Figura 3-12. Curvas típicas de fluencia [183].

Existen dos mecanismos de fluencia: por difusión y por movimiento de dislocaciones. Un importante aspecto de la fluencia es el *tiempo de ruptura*. Durante la fluencia se generan pequeños huecos, comúnmente en las fronteras de grano. Estos huecos se unen y forman grietas que se propagan y finalmente causan una fractura. Algunas características microestructurales como el tamaño de grano, precipitación, etc. tienen una influencia tanto en el mecanismo de deformación como en la velocidad de fluencia.

3.3.1.1.2 Deslizamiento de frontera de grano

La superplasticidad se puede describir como la capacidad de los materiales cristalinos de tener mucha deformación plástica (varios cientos de porcentaje) bajo esfuerzos externos. Muchas de las veces la superplasticidad se obtiene a altas temperaturas y pequeñas velocidades de deformación. El mecanismo para la superplasticidad es el deslizamiento de frontera de grano. Para que la superplasticidad pueda presentarse se requiere que: el material tenga un valor de m (coeficiente de la sensibilidad de la velocidad de deformación) alto a la temperatura de deformación; La temperatura sea lo suficientemente alta; las velocidades de deformación sean muy bajas ($< 10^{-4} - 10^{-2} \text{ s}^{-1}$); tenga un tamaño de grano fino; una segunda fase finamente distribuida y fronteras de grano que se puedan deslizar fácilmente.

3.3.1.1.3 Maclas

Una macla es una región de un cristal en la cual la orientación de la red produce el efecto de reflejo del resto del cristal. Las maclas pueden formarse durante el crecimiento del cristal (maclas recocidas) y durante la deformación (maclas deformadas). Es importante mencionar que la formación de maclas es un proceso polarizado, no se producen maclas en la dirección opuesta a la formada. Esta es una importante diferencia entre una macla y la deformación por deslizamiento de dislocaciones. Las maclas se producen mediante un proceso de nucleación y crecimiento. Los núcleos de las maclas consisten en

defectos que son limitados por las dislocaciones parciales y el crecimiento normal al plano de la macla.

La disminución de la temperatura incrementa la formación de maclas. Los materiales con estructura CCC son menos sensibles a la temperatura. El incremento en la velocidad de deformación favorece a la formación de maclas. Valores bajos de SFE promueven la formación de maclas. Las fronteras de las maclas obstruyen el movimiento de las dislocaciones, como lo hacen las fronteras de grano ordinarias. Esto es conocido como el *efecto Hall-Petch* de maclas.

3.3.2 Mecanismos de restauración

A bajas temperaturas (generalmente a 0.4-0.5 de T_m) el fenómeno de recuperación domina, además conlleva a una caída logarítmica de dureza. A altas temperaturas (más de 0.7 T_m) el fenómeno de recristalización puede suscitarse muy rápidamente, sin la presencia de tanta recuperación. A temperaturas intermedias, los dos mecanismos pueden contribuir a la restauración.

Los cambios microestructurales pueden ser definidos en base a la fuerza impulsora (la energía almacenada por la deformación y la energía superficial o la energía de frontera de grano) y a los mecanismos involucrados. Los procesos de restauración son usualmente separados: recuperación, recristalización y eventualmente crecimiento de grano. Los últimos dos, necesariamente, implican el movimiento de fronteras de ángulo alto, pero la recuperación implica un conjunto de micromecanismos para el movimiento y aniquilación de defectos puntuales y dislocaciones. Esta combinación de fuerza impulsora y mecanismos es la que diferencia a estos tres procesos de restauración:

- Recuperación (energía almacenada y movimiento de dislocaciones, fronteras de ángulo bajo).
- Recristalización (energía almacenada y movimiento de fronteras de ángulo alto).
- Crecimiento de grano (energía superficial y movimiento de fronteras de ángulo alto).

3.3.3 Recuperación

El fenómeno de recuperación por aniquilación de dislocaciones también involucra una combinación de varios mecanismos. La relación de recuperación y recristalización, también depende de varios factores: deformación, temperaturas de recocido y material. La recuperación domina a bajas temperaturas, mientras que la recristalización usualmente se lleva a cabo rápidamente a elevadas temperaturas. Aun a altas temperaturas, siempre hay algo de recuperación antes de la recristalización. La cinética de recuperación es más rápida que a bajas temperaturas.

En metales y aleaciones como el Al y el Fe (CC), las dislocaciones de deslizamiento cruzado y las aniquilaciones locales favorecen que la recuperación se lleve a cabo en cantidades significantes. Por otra parte, los metales y aleaciones como los aceros inoxidables austeníticos y bronce- α , no presentan mucha recuperación antes de la recristalización, Figura 3-13. La recuperación afecta propiedades como la dureza y características estructurales como densidad de dislocaciones, tamaño de subgranos y desorientación.

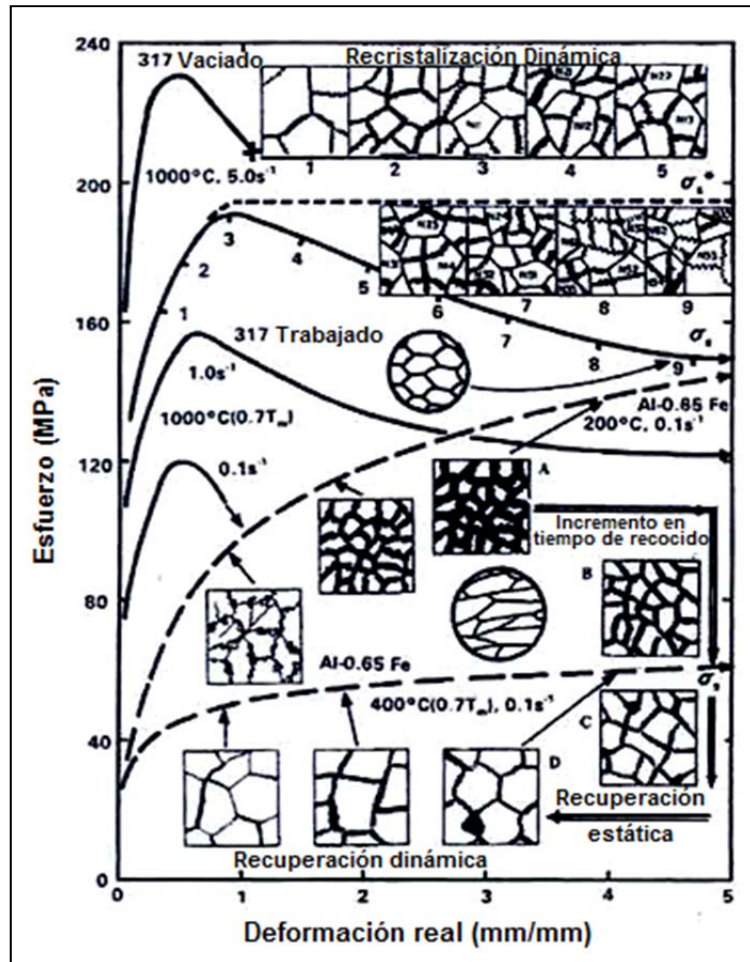


Figura 3-13. Curva de esfuerzo-deformación para Al-0.65Fe y el acero inoxidable 317 a $0.7T_m$ (temperatura de fusión) [184].

3.3.3.1 Mecanismos de recuperación

Los mecanismos de recuperación (en orden creciente de dificultad) son:

- Defecto puntual (vacancias e intersticiales).
- Aniquilación mutua de dislocaciones.
- Organización de dislocaciones libres de manera aleatoria en paredes de dislocaciones o subfronteras (poligonización).
- Coalescencia de paredes de subfronteras durante el crecimiento del subgrano, Figura 3-14.

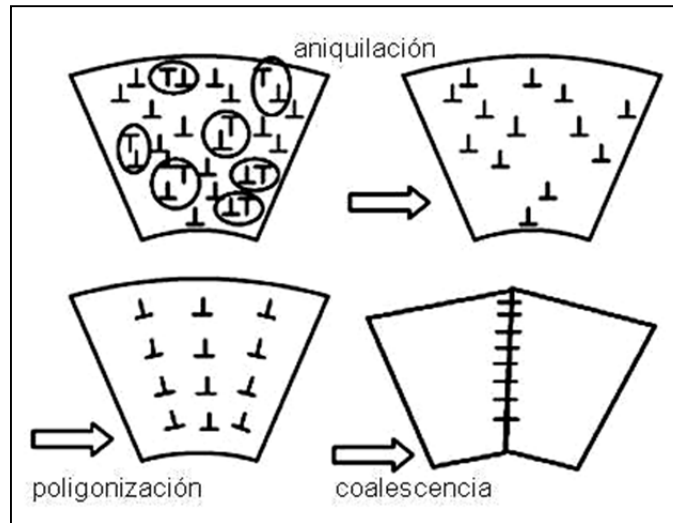


Figura 3-14. Mecanismos de aniquilación de dislocaciones [183].

Los mecanismos de recuperación comúnmente operan de manera simultánea, lo que hace difícil su análisis. La formación de subgranos bien definidos, comúnmente, es la primera etapa de la nucleación en la recristalización lo cual puede llevar a una recristalización rápida. Los átomos de soluto juegan un papel muy importante en reducir la movilidad de los defectos y la cinética de recuperación. Las partículas de segundas fases, en particular las que están muy finamente distribuidas, también inhiben la recuperación ya que impiden el movimiento de las dislocaciones.

3.3.3.2 Cambios estructurales durante la recuperación

Los cambios estructurales que toman lugar durante la recuperación, Figura 3-15, se describen a continuación:

- Reordenamiento de dislocaciones en estructuras celulares (para materiales con alta SFE y la mayoría de los metales deformados en caliente, esto ocurre simultáneamente con la deformación).
- Eliminación de dislocaciones libres dentro de las celdas.
- Colapso del conjunto de dislocaciones cerca de las fronteras de los subgranos, principalmente por la eliminación de las dislocaciones redundantes y el reacomodo de otras dislocaciones.

- Crecimiento de subgrano. Durante un recocido continuo, teóricamente, se produce un incremento en el tamaño del subgrano debido a que esto lleva una reducción a la energía interna.

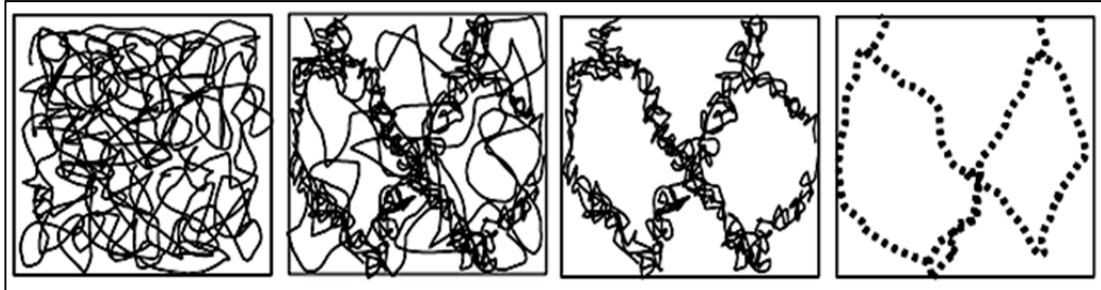


Figura 3-15. Cambio en la estructura de las dislocaciones durante la recuperación [183].

3.3.3.3 Recuperación dinámica extendida (recristalización dinámica continua)

La recristalización es un proceso discontinuo en donde los granos libres de deformación absorben áreas deformadas mediante el movimiento de frontera de grano de ángulo alto. Esto debe de limitar, de gran manera, la recuperación en las áreas deformadas. Sin embargo, es posible suprimir la recristalización discontinua, permitiendo un tamaño de grano fino y uniforme mediante el crecimiento de subgranos homogéneos, a esto también se le conoce como recuperación extendida.

3.3.3.4 Recuperación estática

Debido a que la recuperación dinámica tiene lugar durante la deformación, los cambios microestructurales debido a la recuperación estática, generalmente, son pequeños. Sin embargo, una recuperación adicional incluyendo reordenamiento de dislocaciones y crecimiento de subgranos y por consecuencia ablandamiento puede presentarse durante el recocido.

3.3.4 Recristalización

La recristalización primaria (también llamada recristalización discontinua) es un proceso de nucleación y crecimiento. El núcleo recristalizado es una parte de la matriz deformada, cualquier subgrano grande o región de grano deformado con buena recuperación puede ser considerado como núcleo de recristalización.

Las fronteras con mayor desorientación ($>10-15^\circ$) tienen una alta movilidad. Como consecuencia, la nucleación se produce por el rápido crecimiento de una pequeña minoría de subgranos que se desarrollan dentro de nuevos granos en crecimientos. Este crecimiento rápido de pocos subgranos, comparado con el lento crecimiento de los restantes subgranos, le otorga a este tipo de recristalización la característica de ser un proceso de nucleación y crecimiento.

Una región libre de deformación, sin fronteras de grano o desorientación que supere un determinado tamaño, con frecuencia basado en las dimensiones de los granos deformados es considerada un grano recristalizado.

3.3.4.1 Fuentes de recristalización de granos

- *Granos deformados*. Pueden actuar como una fuente de recristalización de grano con una orientación similar a la del original.
- *Bandas de corte*. Su potencial está relacionado con la alta energía de almacenamiento y en consecuencia grandes variaciones en relación a la desorientación y la posible presencia de crecimiento favorable de fronteras.
- *Nucleación estimulada por partículas (PSN)*. Las dislocaciones pueden ser atrapadas por partículas que no pueden ser cortadas. La recristalización es favorecida por zonas deformadas por partículas debido a las grandes diferencias en las energías almacenadas.

- *Maclas recristalizadas*. Esta es más válida para metales y aleaciones de baja SFE. Es el único mecanismo que puede formar granos recristalizados con nuevas orientaciones, orientaciones ausentes en la matriz deformada.

3.3.4.2 Mecanismos de recristalización

Mientras que la nucleación puede generalizarse como la activación de diferentes fuentes de recristalización, los núcleos libres de deformación consumen la matriz deformada durante el proceso de crecimiento. La facilidad o dificultad del crecimiento depende de los efectos de anclaje (en inglés es conocido como pinning) en diferentes tipos de frontera de grano. A continuación se mencionan tres tipos de anclaje en la frontera de grano:

- *Anclaje de partícula* (Zener drag)
- *Arrastre de soluto* (solute drag)
- *Anclaje orientado*

3.3.4.3 Efecto de fases secundarias

El efecto de las partículas de segundas fases se puede definir como la facilidad de nucleación a través de la estimulación de partículas y/o nucleación por deformación inducida por partículas y dificultad de crecimiento mediante el anclaje de partículas. Este último puede ser utilizado para el control del tamaño de grano.

3.3.5 Recristalización dinámica

3.3.5.1 Recristalización dinámica discontinua

Durante la deformación en caliente, el endurecimiento por deformación se puede evitar mediante la recuperación dinámica o la recristalización dinámica (recuperación dinámica discontinua). La recuperación dinámica es común en

metales con alta SFE (aluminio, aceros ferríticos de bajo contenido de carbono, etc.), donde el esfuerzo se satura después de un periodo inicial de endurecimiento por deformación. Este valor de saturación depende de la temperatura, velocidad de deformación y composición.

La Figura 3-16 ilustra el desarrollo microestructural durante la recuperación y recristalización dinámicas. Durante la recuperación dinámica los granos originales se deforman cada vez más, pero los subgranos se mantienen equiaxiales. Esto indica que la subestructura es dinámica y se readapta continuamente al incremento de la deformación. En los metales con baja SFE (aceros inoxidable austeníticos, cobre, etc.) el proceso de recuperación es más lento, de manera que permite un aumento suficiente de energía almacenada. A una deformación crítica, correspondiente al valor de la fuerza impulsora, aparecen granos recristalizados en las fronteras de grano originales [185]. Esto da como resultado una estructura de collar (necklace). Con más deformación, más y más núcleos potenciales son activados y nuevos granos recristalizados aparecen, Figura 3-17. Comúnmente se alcanza un equilibrio entre el endurecimiento debido a la acumulación de dislocaciones y el ablandamiento debido a la recristalización dinámica.

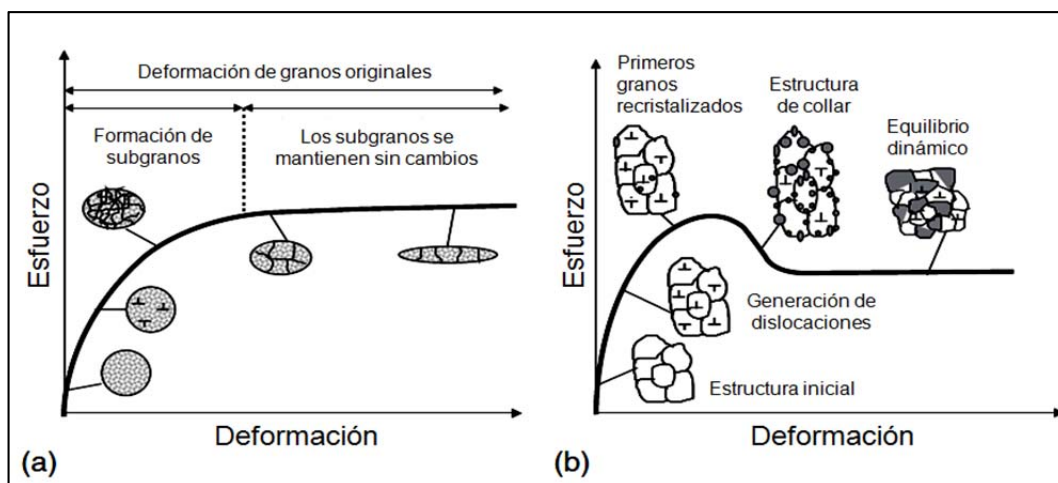


Figura 3-16. Evolución de la microestructura durante: (a) la deformación en caliente de un material con recuperación y (b) la recristalización dinámica o recristalización dinámica discontinua [183].

La recristalización incluye otra clasificación que se encuentra entre la dinámica y estática: la recristalización metadinámica, ver punto 3.3.7. En esta, los núcleos recristalizados se forman o nuclean dinámicamente durante la deformación en caliente, pero su crecimiento se da entre los pasos de trabajo mecánico en caliente o durante un recocido estático subsecuente.

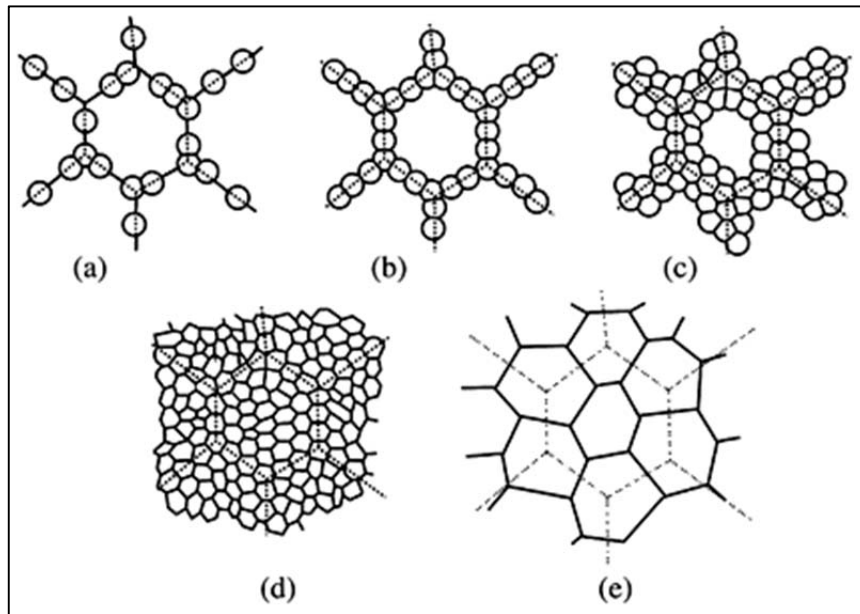


Figura 3-17. Evolución microestructural durante la recristalización dinámica. (a)-(d) Tamaño de grano inicial grande, (e) Tamaño de grano obtenido. La línea punteada indica la frontera de granos anteriores. [182]

3.3.5.1.1 Características de la recristalización dinámica

Las características generales de la recristalización dinámica son las siguientes:

- Como se muestra en la Figura 3-18, la curva esfuerzo-deformación de un material sometido a recristalización dinámica generalmente muestra una caída de tensión (pico simple). Bajo condiciones de un valor bajo en el parámetro Zener-Hollomon (Z) pueden verse múltiples caídas de tensión a bajas deformaciones (pico cíclico).

- Se necesita una deformación crítica (ϵ_c) para iniciar la recristalización dinámica. Esta deformación se localiza antes de la deformación pico o máxima (ϵ_p) de la curva esfuerzo-deformación.
- La ϵ_c disminuye continuamente con el decremento del esfuerzo o del parámetro Z.
- El tamaño de los granos recristalizados dinámicamente (D_{drx}) incrementan monótonicamente con la disminución del esfuerzo. No se produce crecimiento en el tamaño de grano y éste permanece constante durante la deformación.
- El esfuerzo (σ) y el tamaño de grano son independientes del tamaño de grano inicial, también; las cinéticas de la recristalización dinámica son aceleradas en especímenes con tamaño de grano más pequeño.
- La recristalización dinámica es usualmente iniciada en fronteras de grano pre-existentes, también; a velocidades de deformación muy lentas y a tamaños de grano inicial grandes, la nucleación intragranular se convierte más importante.

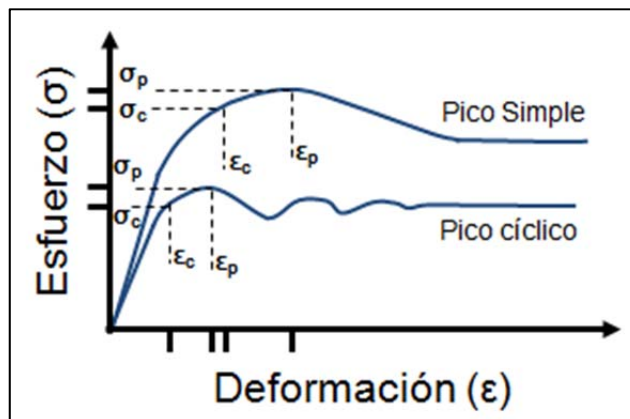


Figura 3-18. Curvas de esfuerzo-deformación en condición de deformación en caliente.
Recristalización dinámica de pico simple y cíclico.

3.3.5.1.2 Esfuerzos durante la recristalización dinámica

Como se pudo observar en la Figura 3-18, las curvas de esfuerzo-deformación de un material recristalizado dinámicamente pueden caracterizarse

por un pico simple o cíclico. A bajos esfuerzos, el material recrystaliza completamente antes de que comience un segundo ciclo de recrystalización y este proceso se repite. El esfuerzo, que depende de la densidad de dislocaciones, oscila con la deformación. A grandes esfuerzos, los siguientes ciclos de recrystalización inician antes de que el anterior finalice, el material por lo tanto siempre está en un estado de recrystalización parcial después del primer pico y la curva de esfuerzo-deformación es suavizada, dando como resultado un pico simple.

La forma de la curva esfuerzo-deformación depende de las condiciones de deformación (Z) y del tamaño de grano inicial. La Figura 3-19 muestra la relación entre el comportamiento del esfuerzo-deformación y estos parámetros.

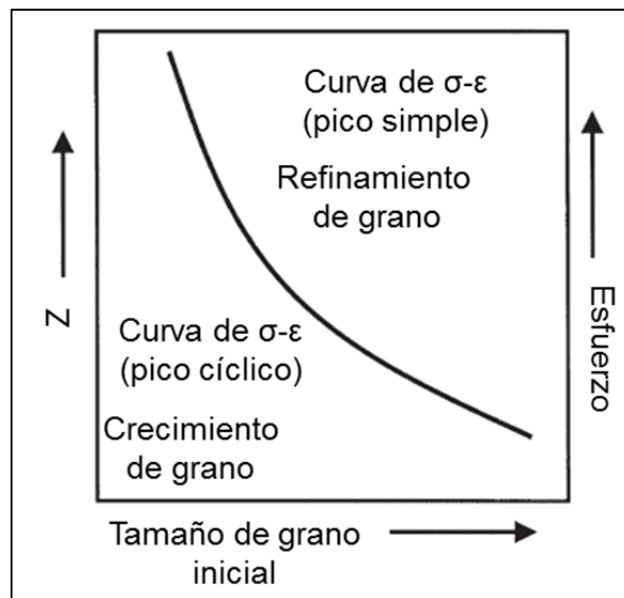


Figura 3-19. Condiciones para una recrystalización dinámica [182].

3.3.5.2 Recrystalización dinámica continua

Bajo ciertas condiciones, una microestructura de frontera de grano de ángulo alto puede evolucionar durante la deformación en caliente de otra manera diferente a la de nucleación y crecimiento de granos en fronteras

preexistentes. Estos procesos generalmente entran en la clasificación de la *recristalización dinámica continua*. Existen dos procesos que están dentro de esta clasificación: *recristalización dinámica geométrica* y *recristalización dinámica a través de rotación progresiva de subgranos*.

Recristalización dinámica geométrica. Granos con frontera serrada, pueden pincharse entre ellos cuando el tamaño del subgrano se asemeje al espesor del grano. Como mecanismo puede producir una microestructura aparentemente *recristalizada* pero la estructura es más un producto de la deformación y recuperación.

Recristalización dinámica a través de rotación progresiva de subgranos. Durante la deformación, los subgranos en los alrededores de las fronteras pre-existentes pueden someterse a mayores rotaciones que las de los subgranos que se encuentran dentro del grano. A mayor deformación, pueden desarrollarse fronteras de ángulo alto.

3.3.6 Recristalización estática

La *recristalización estática* se produce cuando un material deformado en caliente es posteriormente recocido. La energía almacenada del material producida por la deformación en caliente afecta la cinética de la *recristalización*. El comportamiento de la *recristalización estática* depende de la deformación, si ésta fue mayor o menor de la requerida para la *recristalización dinámica* (ϵ_c).

3.3.7 Recristalización metadinámica

Una vez que la deformación crítica para la *recristalización dinámica* es superada, aparecerán núcleos *recristalizados* en el material. Si la deformación es interrumpida, pero el recocido continúa, estos núcleos crecerán sin tiempo de incubación en la matriz heterogénea, parcialmente *recristalizada* dinámicamente. Este fenómeno es conocido como *recristalización*

metadinámica. La microestructura de un material que tiene algo de recristalización dinámica es muy heterogénea y puede contener:

- A. Pocos granos recristalizados dinámicamente (núcleos) los cuales son casi libres de dislocaciones.
- B. Granos recristalizados más grandes con una moderada densidad de dislocaciones los cuales crecen dinámicamente.
- C. Material sin recristalizar con una alta densidad de dislocaciones.

Cada una de estas regiones tendrá un comportamiento de recocido estático diferente, la cinética y la distribución del tamaño de grano será muy compleja:

- *Regiones A*, pueden seguir creciendo durante las próximas etapas de recocido, posterior a la deformación, mediante el mecanismo de recristalización metadinámica.
- *Regiones B*, habrá recuperación si su densidad de dislocaciones (ρ) está por debajo del valor crítico (ρ_{RX}), a este término se le llama *recuperación metadinámica*. Si $\rho > \rho_{RX}$, posteriormente estas regiones pueden recristalizar estáticamente.
- *Regiones C*, habrá recuperación estática, seguida por recristalización estática. Cuando el material está completamente recristalizado puede producirse un crecimiento en el grano. La relación entre los procesos de restauración y ablandamiento del material se muestran esquemáticamente en la Figura 3-20.

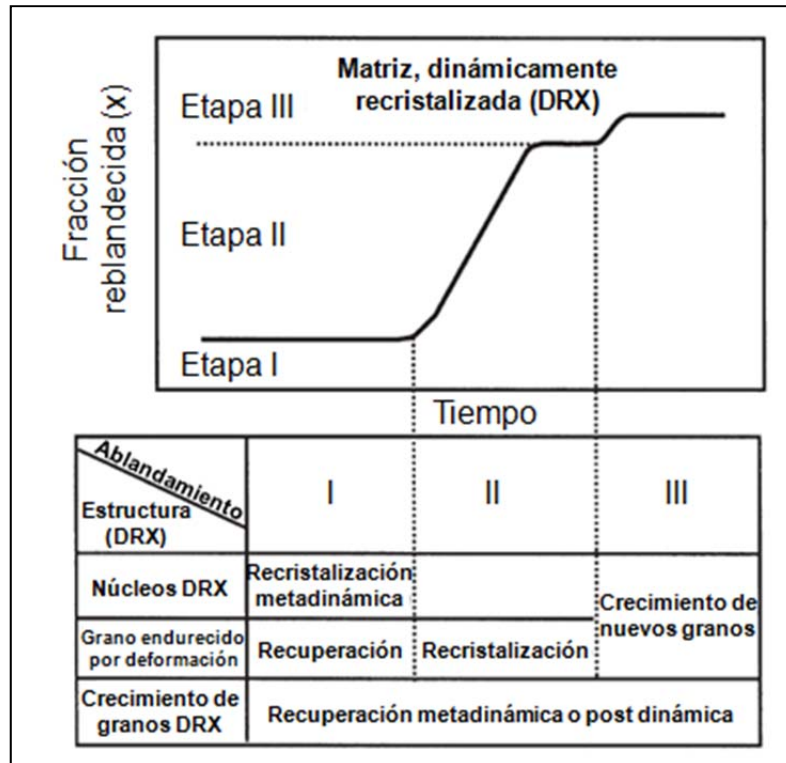


Figura 3-20. Los procesos de restauración se producen en un material recristalizado dinámicamente si este mantiene la temperatura después de que la deformación se ha detenido. Relación entre las diferentes etapas de reblandecimiento y los principales procesos de restauración [182].

3.3.8 Crecimiento de grano

Posterior a la recristalización, el crecimiento de grano es impulsado por la energía superficial de la frontera de grano y esta fuerza impulsora es menor, alrededor de dos órdenes de magnitud que la de recristalización.

El crecimiento de grano puede presentarse en dos maneras: normal y anormal. En el normal el principal mecanismo es la pérdida de los granos más pequeños, manteniendo una distribución de tamaño de grano casi constante. En la anormal el crecimiento de grano se produce en pocos granos y el resto permanece más fino. Factores como el tamaño de la muestra, temperatura y la microestructura inicial afectan el crecimiento del tamaño de grano.

3.3.9 Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov (JMAK)

La cinética de recristalización puede basarse en la ecuación JMAK. Si se asume que los núcleos se forman a una velocidad, \dot{N} , el crecimiento de los granos en el material deformado a una velocidad lineal, \dot{G} , y si los granos son esféricos, su volumen varía cómo el cubo de su diámetro y la fracción recristalizada del material (X_v) incrementa rápidamente con el tiempo. Sin embargo, los nuevos granos se afectarán entre ellos y la velocidad de recristalización disminuirá, tendiendo a cero conforme X_v se acerque a 1.

En general la ecuación JMAK se puede describir de la siguiente manera:

$$X_v = 1 - \exp(-Bt^{n_{JMAK}}) \quad (3.4)$$

donde

$$B = \frac{f\dot{N}\dot{G}^3}{4} \quad (3.5)$$

donde f es un factor de forma ($4\pi/3$ para esferas) si se considera un crecimiento en tres dimensiones y n_{JMAK} es el exponente JMAK.

A continuación se resumen las ecuaciones para las distintas recristalizaciones derivadas de la ecuación JMAK y para el crecimiento de grano [186]:

- Recristalización dinámica:

Fracción de recristalización dinámica (X_{drx})

$$X_{drx} = 1 - \exp\left(-B \left(\frac{\varepsilon - \varepsilon_c}{\varepsilon_{0.5}}\right)^{n_{JMAK}}\right) \quad (3.6)$$

donde $\varepsilon_{0.5}$ es la deformación al 50% de recristalización

Tamaño de grano recristalizado dinámicamente (D_{drx})

$$D_{drx} = KZ^{-n_0} \quad (3.7)$$

donde K y n_0 son coeficientes que dependen del material.

- Recristalización metadinámica:

Fracción de recristalización metadinámica (X_{mdrx})

$$X_{mdrx} = 1 - \exp\left(-B \left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)^{n_{JMAK}}\right) \quad (3.8)$$

Tamaño de grano recristalizado metadinámicamente (D_{mdrx})

$$D_{mdrx} = C_1 D_0^{C'} \varepsilon^{-n'} Z^{-k'} \quad (3.9)$$

donde D_0 es el tamaño de grano inicial y C_1 , C' , n' y k' dependen del material.

- Recristalización estática:

Fracción de recristalización estática (X_{srx})

$$X_{srx} = 1 - \exp\left(-B \left(\frac{t}{t_{0.5}}\right)^{n_{JMAK}}\right) \quad (3-10)$$

Tamaño de grano recristalizado estáticamente (D_{srx})

$$D_{srx} = C_2 D_0^{C''} \varepsilon^{-n''} Z^{-k''} \quad (3-11)$$

donde D_0 es el tamaño de grano inicial y C_2 , C'' , n'' y k'' son coeficientes del material.

- Crecimiento de grano:
Tamaño de grano (D)

$$D^{n_1} = D_R^{n_1} + c \exp\left(-\frac{Q_g}{RT}\right) \quad (3-12)$$

donde D_R es el tamaño de grano inicial y n_1 , c y Q_g son constantes del material.

4 ESTUDIO EXPERIMENTAL

En el presente capítulo se describe ampliamente la parte experimental de la investigación. Los materiales utilizados en este estudio (Inconel 718, Inconel 617 y Nimonic C263) se ensayaron y caracterizaron de tal manera que se obtuvieran datos suficientes para analizar la evolución microestructural y las propiedades mecánica durante las distintas etapas del proceso de formado.

Se realizaron ensayos y prototipos fuera de las instalaciones de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica, por lo que se agradece a las distintas organizaciones que apoyaron esta investigación para la realización de estas pruebas en sus instalaciones.

4.1 Proceso alterno. Prototipos conformados en frío del Nimonic C263, Inconel 718 e Inconel 617

En el presente punto del Capítulo 4 se muestra el diseño de una metodología de proceso alterno para la obtención de anillos para turbinas con aplicación en la industria aeronáutica y de generación de energía. Esta metodología de procesamiento es una combinación de forja en caliente y conformado en frío.

La primera parte del proceso fue obtener, mediante forja en caliente, la preforma para el conformado en frío (repulsado y laminado cónico). La deformación en caliente permite modificar la microestructura inicial del material, a través de fenómenos de recuperación y recristalización dinámica y, mediante un tratamiento térmico de solubilizado evitar la precipitación de fases endurecedoras. Tanto la microestructura como las fases que puedan presentar

los materiales son fundamentales en su comportamiento al ser conformados en frío.

La segunda parte del proceso fue obtener piezas (prototipos) mediante un conformado en frío, a temperatura ambiente ($T@$). Este conformado en frío permite un importante ahorro en material obteniendo formas muy cercanas a la pieza final. Además, se puede obtener igual o mejores propiedades mecánicas con un buen acabado superficial. Tanto el repulsado como el laminado cónico son procesos de deformación localizada, por lo que la fuerza requerida es muy baja comparada con la de un formado convencional en prensa o rolado de anillos. Esto nos permite un ahorro en el consumo energético.

4.1.1 Forja en caliente. Preforma para conformado en frío

La Figura 4-1 muestra el desarrollo del proceso para la obtención de la preforma para conformado en frío. Se realizó una forja en caliente para las aleaciones Nimonic C263, Inconel 718 e Inconel 617, respectivamente. Debido a que la cinética de precipitación de los materiales es diferente, la temperatura de forja fue distinta para cada uno de los materiales. Posterior a la forja en caliente, se llevó a cabo un tratamiento de solubilizado a los materiales para dejar el material libre de precipitados que fragilizaran el material provocando el agrietamiento, inclusive fractura, durante el conformado en frío. Este solubilizado se realizó de acuerdo a las especificaciones de la industria aeronáutica y generación de energía. La Tabla 4-1 muestra las dimensiones y parámetros a las que se realizaron cada una de las forjas.

Posterior al solubilizado, las forjas fueron seccionadas, mediante una sierra vertical, a una altura aproximada de 10 mm. Finalmente las piezas seccionadas se maquinaron para obtener las preformas para el conformado en frío. Las dimensiones de las preformas son: $\varnothing_{\text{interior}} = 100 \text{ mm}$, $\varnothing_{\text{exterior}} = 300 \text{ mm}$ y espesor = 4 mm.

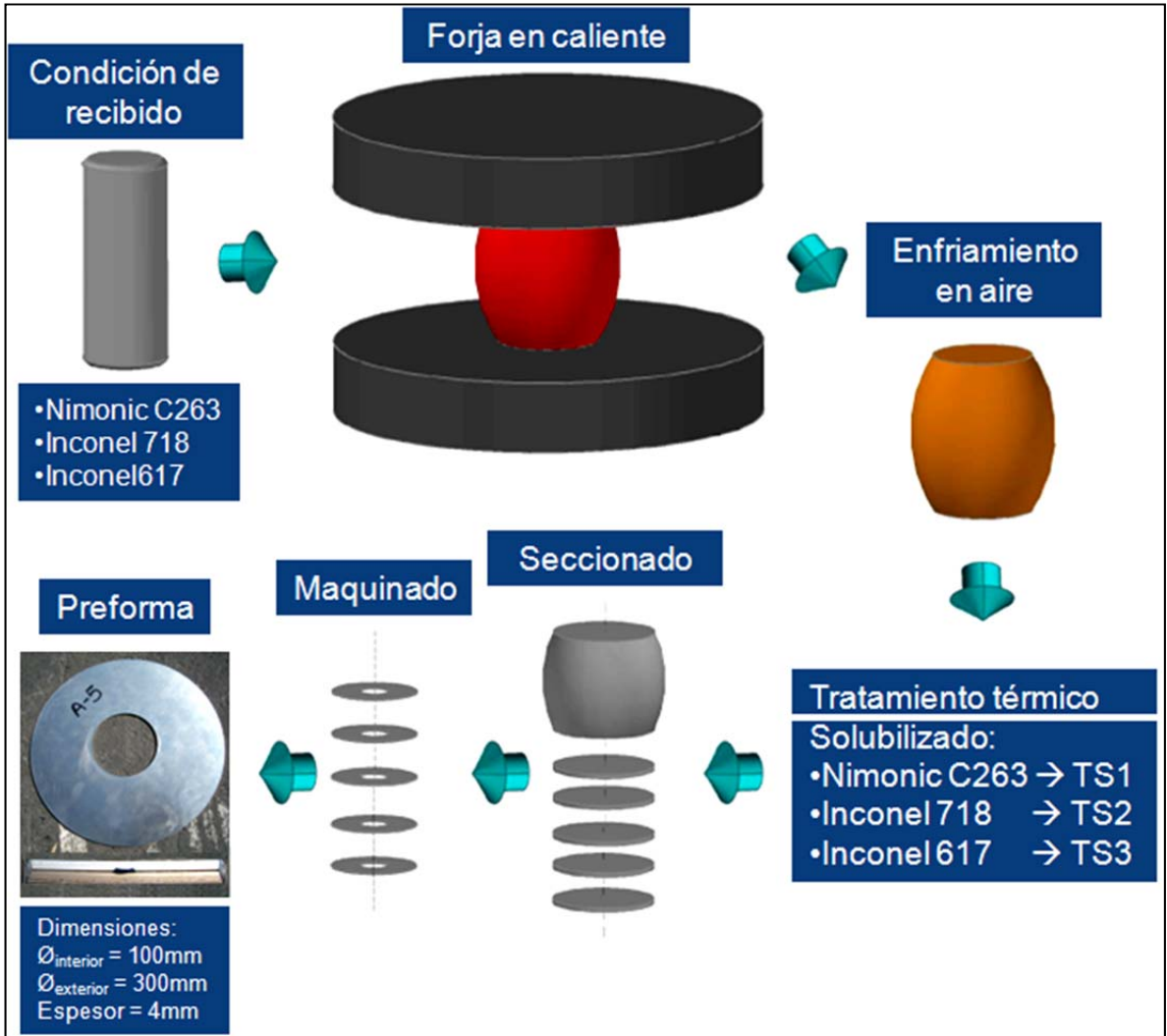


Figura 4-1. Proceso para la obtención de las preformas para conformado en frío.

4-1. Parámetros y tratamientos térmicos de las forjas en caliente.

Material	Dimensiones iniciales		Forja		Solubilizado	Dimensiones finales		
	Diámetro (mm)	Altura (mm)	Temperatura (°C)	Pasos		Deformación (%)	Diámetro (mm)	Altura (mm)
Nimonic C263	355	417	*T1	2	^{4*} TS1	24	350	550
Inconel 718	300	730	^{2*} T2	1	^{5*} TS2	25		
Inconel617	300	766	^{3*} T3	1	^{6*} TS3	28		

T1: Temperatura por encima de las fases de precipitación del Nimonic C263. ^{2}T2: Temperatura de disolución de la fase δ. ^{3*}T3: Temperatura por encima de las fases de precipitación del Inconel 617. ^{4*}TS1, ^{5*}TS2 y ^{6*}TS3: solubilizados de acuerdo a las especificaciones de la industria aeronáutica y generación de energía.

4.1.1.1 Caracterización de la forja en caliente.

Los materiales forjados en caliente y solubilizados fueron caracterizados mediante microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de barrido (SEM, por sus siglas en inglés Scanning Electron Microscopy), espectroscopía de rayos X (EDS, Energy Dispersive X ray Spectroscopy) y dureza Vickers (HV). De esta manera se determinaron las condiciones iniciales de los materiales antes de ser deformado en frío (preforma): microestructura (tamaño de grano y precipitación) y dureza del material.

Para la caracterización fue necesario montar las muestras en baquelita. Las muestras se colocaron en una montadora Struers modelo LaboPress-1, Figura 4-2, y se agregó 20 gramos de baquelita negra. Se calentó hasta 180°C y se mantuvo la temperatura durante 3 minutos comprimiendo a 30KN, el tiempo de enfriamiento fue de 2 minutos.



Figura 4-2. Montadora Struers, modelo LaboPress-1.

Para el análisis de tamaño de grano (ASTM E112 [187]) los tres materiales fueron atacados, mediante inmersión, con una solución compuesta por 5g de CuCl_2 , 100mL de HCl y 50mL de etanol, ASTM E407 [188]. Esta solución es conocida como Kalling's 2. Para el Nimonic C263 el tiempo de inmersión fue aproximadamente de 120 segundos, 90 segundos para el Inconel 617 y 20 segundos para el Inconel 718. Para las imágenes de microscopía óptica se utilizó un microscopio Zeiss, modelo AXIOVERT 200 MAT, Figura 4-3. Para el análisis de SEM se utilizó un microscopio Joel, modelo JSM-6510LV, Figura 4-4. Para el análisis de EDS se utilizó el software Edax Genesis 6.3.



Figura 4-3. Microscopio óptico Zeiss, modelo AXIOVERT 200 MAT.



Figura 4-4. Microscopio electrónico de barrido Joel, modelo JSM-6510LV.

Los ensayos de microdureza se llevaron a cabo en un microdurómetro Shimadzu, modelo HMV-2, Figura 4-5. Se utilizó una carga de 200g y un tiempo de 15 segundos.



Figura 4-5. Microdurómetro Shimadzu, modelo HMV-2.

4.1.1.2 Ensayos de tensión a temperatura ambiente de las forjas en caliente.

Se realizaron ensayos de tensión a las tres forjas solubilizadas: Inconel 718, Inconel 617 y Nimonic C263. Las probetas de tensión se obtuvieron de

las preformas. La Figura 4-6 muestra la dirección de en las que se obtuvieron las probetas. Las dimensiones de las probetas son de acuerdo a la especificación ASTM E8 [189]. Se realizaron 3 ensayos para cada material. De esta manera se obtuvo las propiedades mecánicas iniciales del material antes de ser conformado en frío.

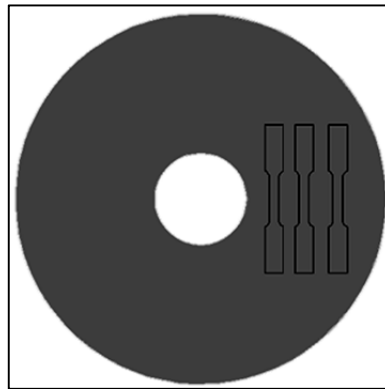


Figura 4-6. Obtención de probetas de tensión de las preformas para conformado en frío.

Los ensayos de tensión a temperatura ambiente se realizaron en una máquina universal electromecánica marca Shimadzu, modelo AG-X con una capacidad de 30 toneladas, Figura 4-7.



Figura 4-7. Máquina universal electromecánica Shimadzu, modelo AG-X.

4.1.2 Conformado en frío

En el proceso de repulsado la preforma gira debido al movimiento del mandril a alta velocidad (entre 300 y 400 RPM). La herramienta entra en contacto progresivamente con el material, sometiéndola a esfuerzos y provocando que tome la forma del perfil del mandril. Al igual que el repulsado, en el laminado cónico la preforma gira debido al movimiento del mandril. En este proceso la herramienta, al entrar en contacto con la pieza, produce una deformación en el material provocando una reducción en el espesor del mismo.

La Figura 4-8 muestra como se llevó a cabo los procesos de conformado en frío (repulsado y laminado cónico) utilizados para la obtención de las piezas. La preforma primero fue deformada mediante el proceso de repulsado. Posteriormente, las piezas fueron deformadas mediante el proceso de laminado cónico, el cual se llevó a cabo en 1, 2 y 3 pasos, respectivamente, con diferentes porcentajes de deformación. Al final, se obtuvieron piezas conformadas en frío en condición de repulsado y piezas en condición de laminado cónico con diferentes porcentajes de deformación.

Durante el proceso de repulsado, el Nimonic C263 se fracturó al ser deformado. Se realizaron 4 pruebas variando los parámetros del proceso pero todas fracturaron al ser deformadas. Por lo tanto, no fue posible obtener piezas de esta aleación conformadas en frío. Por otra parte, para el Inconel 718 e Inconel 617 si se obtuvieron piezas conformadas en frío con diferentes porcentajes de deformación. La Tabla 4-2 muestra las piezas conformadas en frío que se obtuvieron para los tres materiales estudiados.

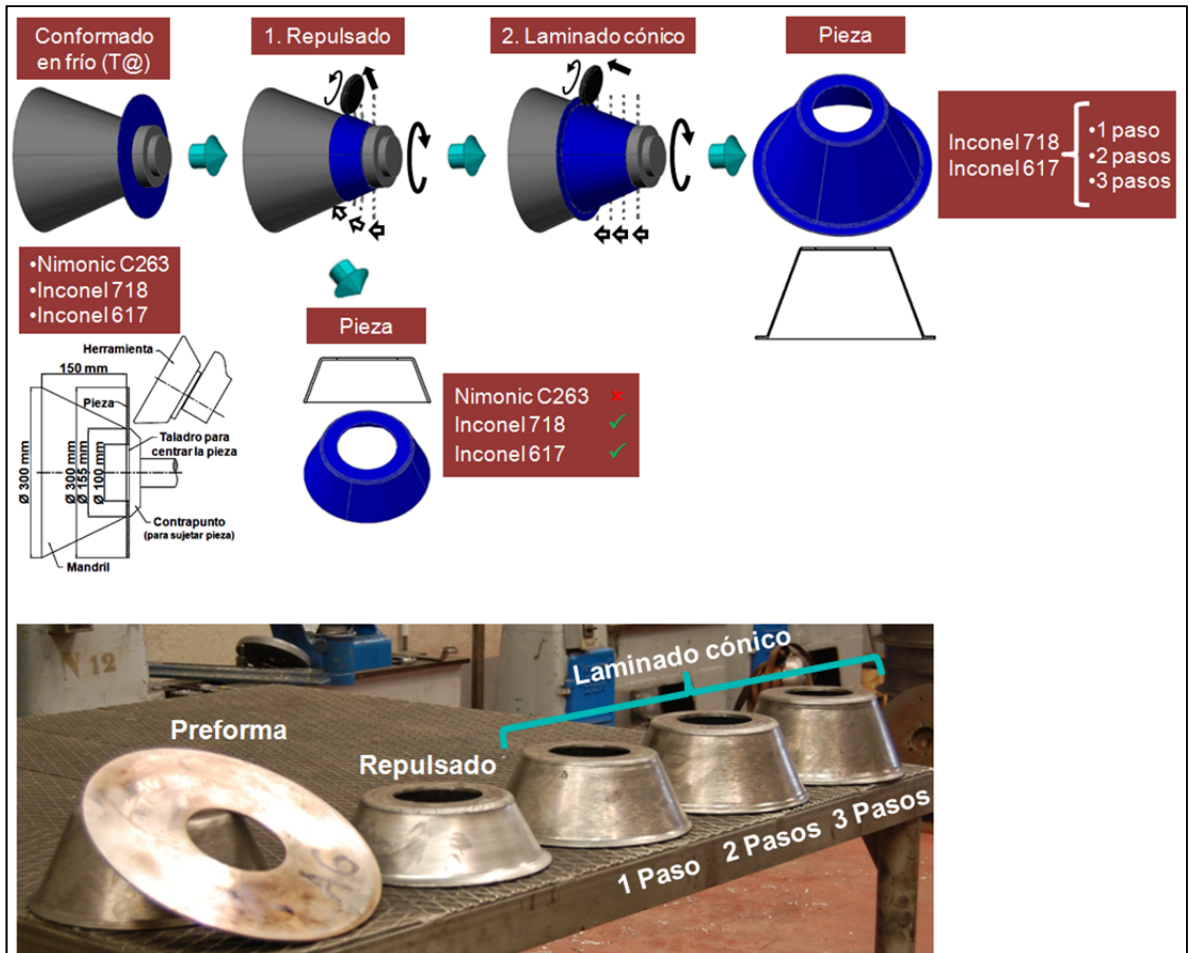


Figura 4-8. Proceso de conformado en frío para fabricación de prototipos.

Tabla 4-2. Piezas obtenidas mediante el proceso de repulsado y laminado cónico

Material	Reducción total en piezas conformadas en frío			
	Repulsado, R (%)	Laminado cónico		
		1 Paso, L1 (%)	2 Pasos, L2 (%)	3 Pasos, L3 (%)
Nimonic C263	✗	✗	✗	✗
Inconel 718	6	24	32	39
Inconel 617	13	23	38	45

4.1.2.1 Conformado en frío del Inconel 718

Se obtuvo una pieza para el proceso de repulsado, 6% de reducción, y una para el proceso de laminado cónico a 1, 2 y 3 pasos; 24, 32 y 39 % de

deformación, respectivamente. Esta pequeña deformación que ocurrió en el proceso de repulsado puede ser corregida mediante la variación de parámetros en el proceso. Debido a la cantidad de material con la que se contaba, se tomaron las piezas con menor y mayor deformación (repulsado y laminado cónico a 3 pasos) para realizarles diferentes tratamientos de solubilizados. De las piezas R y L3 se cortó una pequeña sección para obtener las muestras a las que se le realizaron los tratamientos de solubilizado, Figura 4-9. Posteriormente, estas serían analizadas mediante microscopía óptica, SEM y dureza Vickers.

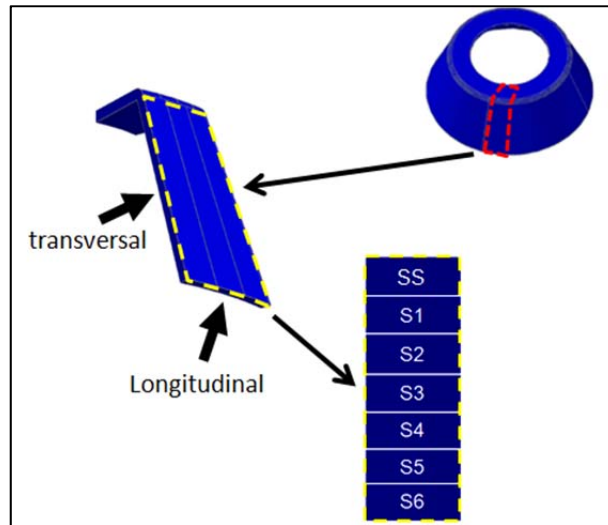


Figura 4-9. Muestras con diferentes tratamientos de solubilizado (S1-S6 para el Inconel 718 y S1₀-S6₀ para el Inconel 617) y condición de deformación en frío (SS para el Inconel 718 y SS₀ para el Inconel 617) para las piezas R y L3.

La Figura 4-10 muestra los diferentes tratamientos de solubilizado que se realizaron. Los solubilizados se realizaron a tres diferentes temperaturas: por encima del rango de δ solvus (S1 y S2), en la zona de δ solvus (S3 y S4) y en la zona de precipitación de δ (S5 y S6). La presencia de la fase δ (en forma globular) ayuda a evitar el crecimiento de grano, mediante el fenómeno conocido como "pinning" o anclaje. Un exceso de precipitación, provoca que la

fase δ cambie a forma acicular, lo cual no es conveniente ya que disminuye las propiedades mecánicas de la aleación.

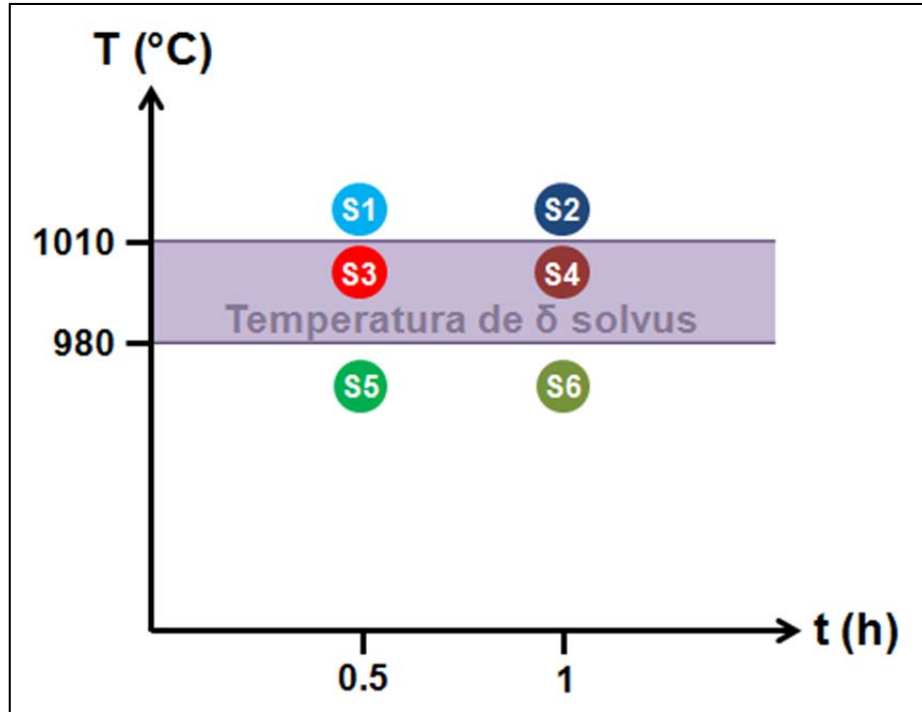


Figura 4-10. Tratamiento de solubilizado para las piezas R y L3 de Inconel 718.

Las temperaturas se definieron de acuerdo a la literatura [30, 31, 32, 40, 55] y a un análisis térmico diferencial (DTA, por sus siglas en inglés Differential Thermal Analysis), Figura A1 (Apéndice A). Para el análisis térmico diferencial, DTA, se utilizó un equipo marca Linseis, modelo STA PT 1600, Figura 4-11.



Figura 4-11. Analizador térmico diferencial marca Linseis, modelo STA PT 1600.

Se analizó el tamaño de grano y la dureza de las muestras. Estos análisis se realizaron tanto en la superficie transversal como en la superficie longitudinal de las muestras para ver si había algún efecto debido a la dirección de laminación. Posteriormente, con un análisis de SEM se estudió la precipitación de fases y mediante EDS se obtuvo un análisis cualitativo y semicuantitativo.

Para el análisis de tamaño de grano el material se atacó con el reactivo Kalling's 2 mediante inmersión durante 20 segundos. Para los ensayos de dureza Vickers se utilizó una carga de 200g y un tiempo de 15 segundos.

Después de analizar diferentes condiciones de solubilizado se seleccionó la más óptima, S4, para realizar ensayos de tensión a temperatura ambiente y a elevada temperatura (649°C), Figura 4-12. Además, se realizaron ensayos de tensión a temperatura ambiente en las piezas en condición de laminación en frío.

Se cortó una sección de cada una de las piezas de Inconel 718 (R, L1, L2 y L3). A estas piezas se les realizó un solubilizado, S4, a una temperatura dentro de la zona de δ solvus. Posteriormente, se les realizó un tratamiento de envejecido de dos etapas, E-718, a temperaturas y tiempos de precipitación de la fase γ' y γ'' . De esta manera la aleación Inconel 718 obtuvo sus óptimas propiedades mecánicas. Cada sección se segmentó en seis para así obtener seis probetas de cada pieza. Por último, se realizaron ensayos de tensión a temperatura ambiente y ensayos a elevada temperatura, 649°C.

Las piezas R, L1, L2 y L3 de Inconel 718 se analizaron mediante microscopía óptica y ensayos de microdureza después de realizarles el tratamiento térmico de envejecido. El análisis se realizó en la zona no estresada de las probetas de tensión a temperatura ambiente y corresponden a la superficie transversal de las piezas.

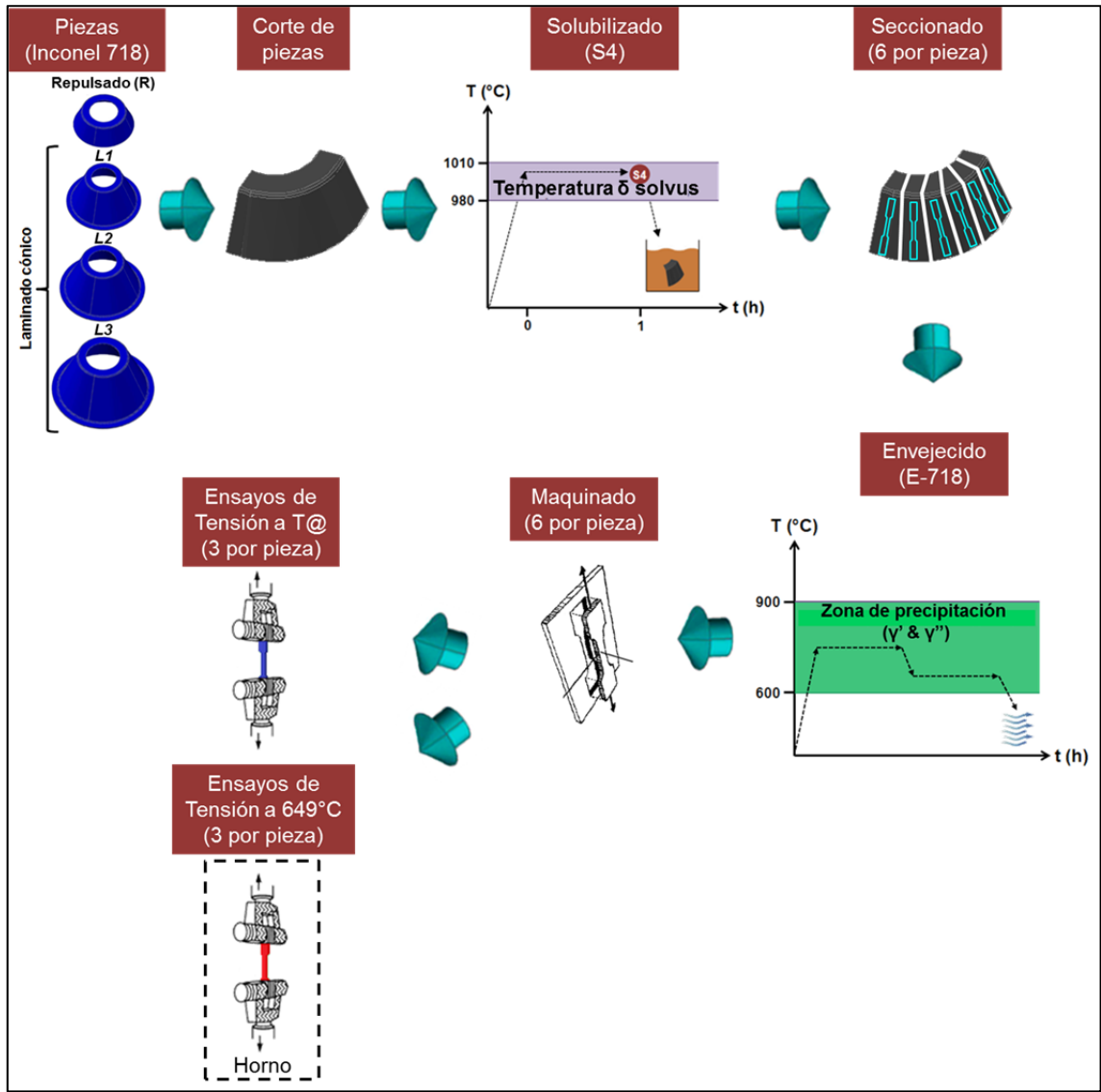


Figura 4-12. Ensayos de tensión de las piezas de Inconel 718 laminadas en frío.

4.1.2.2 Conformado en frío del Inconel 617

Al igual que el Inconel 718, se obtuvo una pieza mediante el proceso de repulsado, 13% de reducción, y una para el proceso de laminado cónico a 1, 2 y 3 pasos; 23, 38 y 45 % de deformación, respectivamente. A las piezas R y L3 se les cortó una pequeña sección para realizar diferentes tratamientos de solubilizado, Figura 4-9.

La Figura 4-13 muestra los diferentes tratamientos de solubilizados que se le realizaron a las muestras. Se seleccionaron tres temperaturas, las cuales estaban por encima de la zona de precipitación de γ' . Las temperaturas se definieron mediante un análisis de DTA (Figura A2) y lo reportado por la literatura [66, 75]. El objetivo fue ver el efecto del crecimiento de tamaño de grano en función del tiempo y la temperatura del tratamiento de solubilizado.

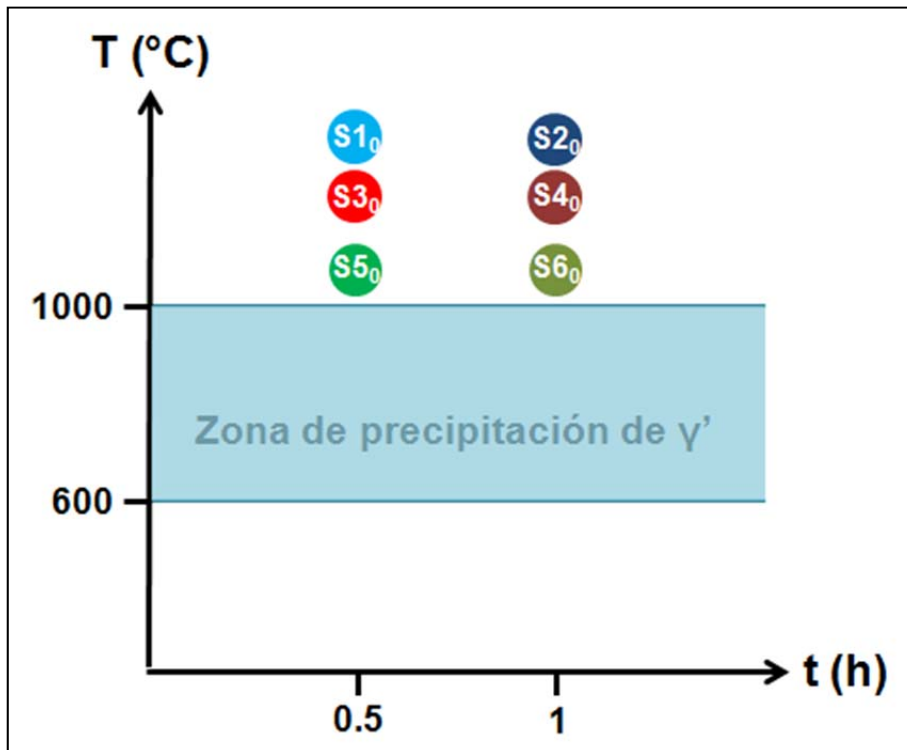


Figura 4-13. Tratamiento de solubilizado para las piezas R y L3 de Inconel 617.

Se analizó el tamaño de grano y la dureza de las muestras. Estos análisis se realizaron en la superficie transversal de todas las muestras y en la superficie longitudinal de las muestras SS_0 , $S2_0$ y $S5_0$ para ver si había algún efecto debido a la dirección de laminación. Posteriormente, mediante un análisis de SEM se estudió la precipitación de fases y por medio de EDS se obtuvo un análisis cualitativo y semicuantitativo.

Posteriormente, se seleccionó la condición S6₀, para realizarle ensayos de tensión a temperatura ambiente y a elevada temperatura, 538°C. La Figura 4-13. Muestra el proceso que se llevó a cabo para la realización de los ensayos.

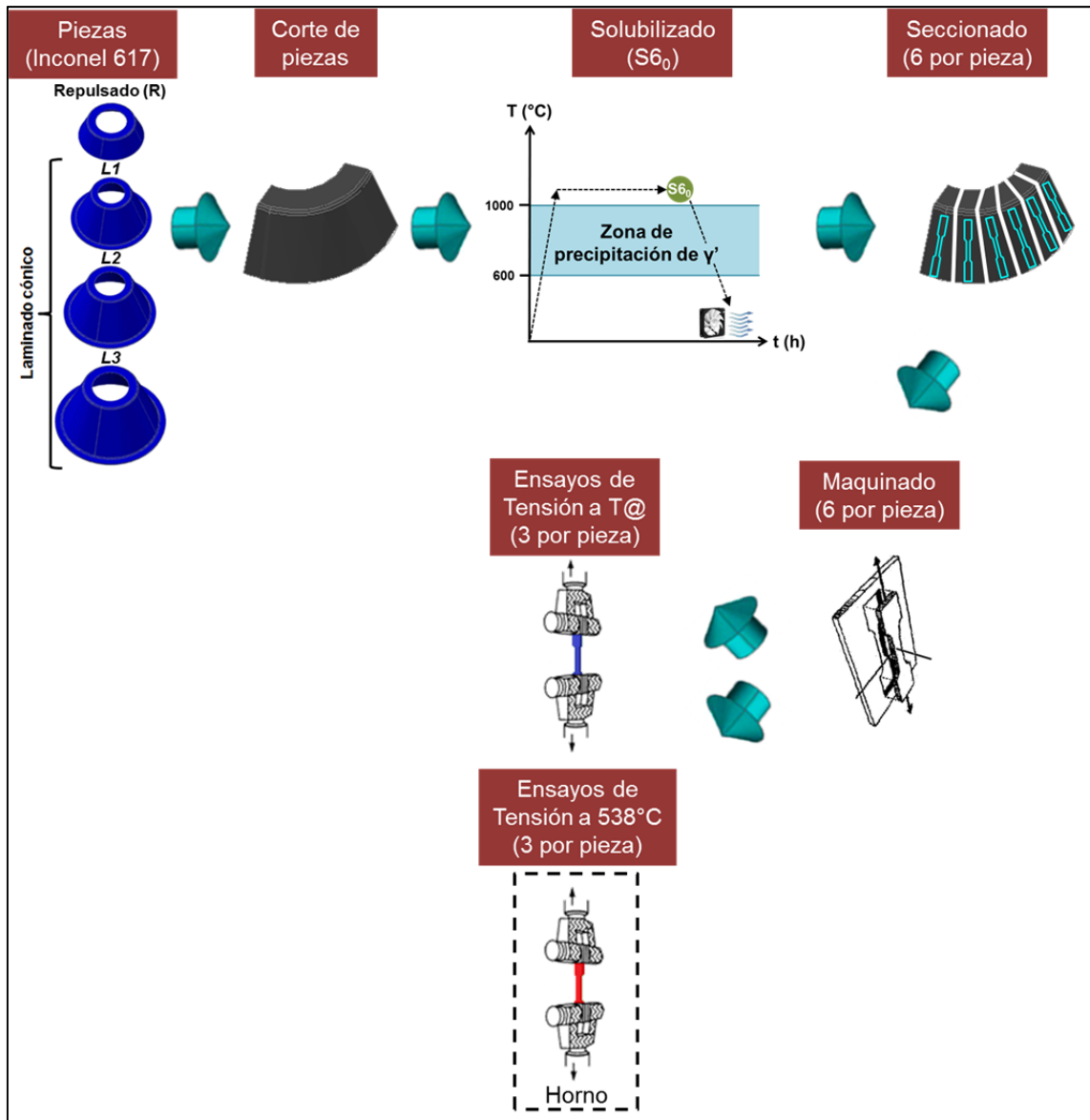


Figura 4-14. Ensayos de tensión de las piezas de Inconel 617 laminadas en frío.

Las piezas R, L1, L2 y L3 de Inconel 617 se analizaron mediante microscopía óptica y ensayos de microdureza después de realizarles el tratamiento de solubilizado. El análisis se realizó en la zona no estresada de las

probetas de tensión a temperatura ambiente y corresponden a la superficie transversal de las piezas.

4.1.2.3 Conformado en frío del Nimonic C263

Como se mencionó en el punto 4.1.2, no fue posible obtener piezas laminadas en frío para la aleación Nimonic C263. Las piezas al ser repulsadas presentaban grietas al momento de ser deformadas hasta llegar a la fractura del material, Figura 4-15. Por lo tanto, tampoco fue posible obtener piezas mediante el proceso de laminado cónico.



Figura 4-15. Grietas en la aleación Nimonic C263 al ser repulsadas en frío.

Debido a que el material no presentó propiedades mecánicas y/o microestructurales óptimas para ser laminado en frío, se seleccionó una preforma de Nimonic C263 para realizarle un segundo tratamiento de solubilizado a diferentes condiciones con el fin de que la aleación presentara las propiedades mecánicas y/o microestructurales necesarias para ser laminada en frío sin presentar grietas. Los solubilizados se realizaron a la temperatura T1 durante 1, 2 y 3 horas. Se obtuvieron dos muestras para cada condición de solubilizado y se realizaron ensayos de tensión a temperatura ambiente, Figura 4-16.

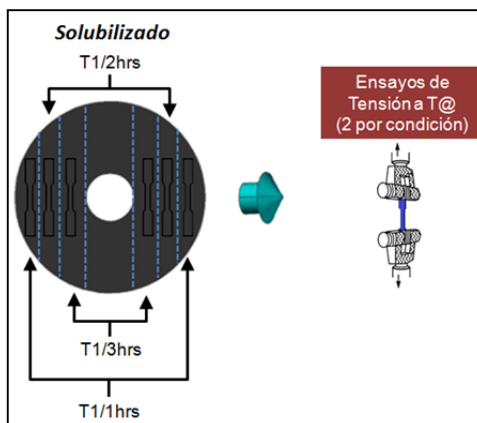


Figura 4-16. Ensayos de tensión realizados a la preforma de Nimonic C263 posterior al segundo solubilizado.

Posteriormente, se realizó un análisis microestructural mediante microscopía óptica y ensayos de dureza Vickers en la superficie transversal, Tabla 4-3. De esta manera se pudo realizar una comparación de propiedades mecánicas y microestructurales de la aleación en la condición a la cual fue laminada en frío (preforma; punto 4.1.1.1 y 4.1.1.2) y después de un segundo solubilizado.

Tabla 4-3. Caracterización de la preforma para laminación en frío de la aleación Nimonic C263 después de ser sometida a un segundo solubilizado.

Muestra	Probeta	Solubilizado		Caracterización	
		Temperatura (°C)	Tiempo (h)	MO	HV
RS-1	A	T1	1	✓	✓
	B			---	---
RS-2	A	T1	2	✓	✓
	B			---	---
RS-3	A	T1	3	✓	✓
	B			---	---

4.2 Ensayos y caracterización para la determinación de la preforma óptima para el conformado en frío de la superaleación Nimonic C263

La microestructura inicial, tamaño de grano y fases presentes, son fundamentales para determinar el comportamiento del material al ser deformado en frío. El control de la microestructura durante la forja en caliente del Nimonic C263, así como la precipitación de fases endurecedoras, determinan las propiedades finales del material. El primero depende de parámetros como temperatura, deformación y velocidad; el segundo es controlado mediante un tratamiento térmico.

Se estudió el comportamiento de la aleación Nimonic C263 para determinar los parámetros y propiedades mecánicas óptimas durante un trabajo mecánico en caliente. El objetivo fue encontrar el proceso de forja en caliente adecuado para someter el material a un conformado en frío posterior.

Se realizaron ensayos de compresión a diferentes temperaturas, posteriormente se cortaron las muestras comprimidas para obtener probetas de tensión. Algunas de estas probetas fueron solubilizadas y enfriadas en diferentes medios. Finalmente se realizaron ensayos de tensión a temperatura ambiente. La Figura 4-17 muestra el diseño de experimentación descrito en este punto. El material se caracterizó mediante microscopía óptica, SEM, EDS y microdureza tanto en la condición de recibido como en diferentes etapas de la experimentación.

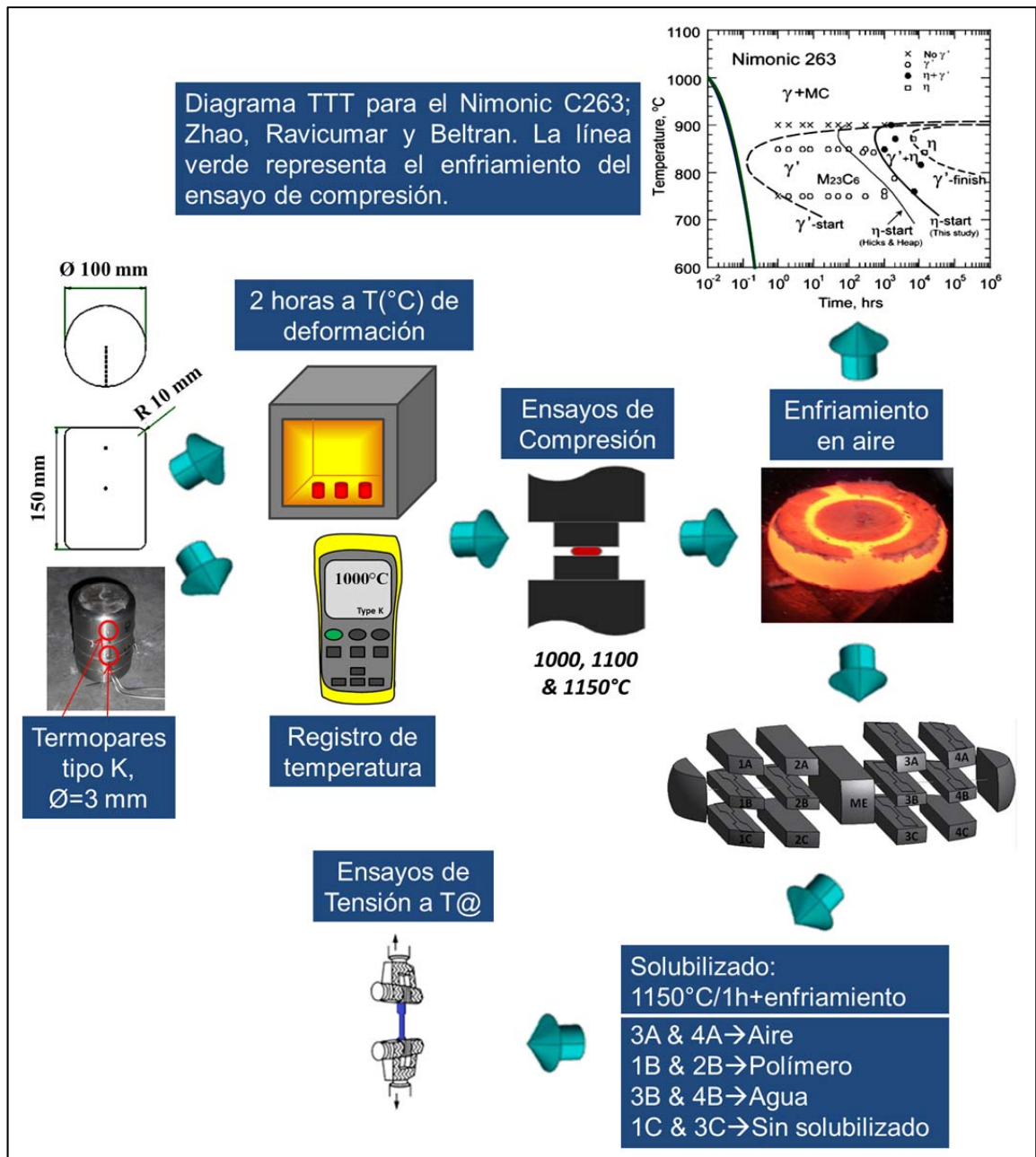


Figura 4-17. Diseño de experimento para la obtención de la preforma óptima para el conformado en frío de la aleación Nimonic C263.

4.2.1 Compresión en caliente de cilindros

Las muestras se obtuvieron de una aleación comercial Nimonic C263 (dimensiones: Ø=100 mm y h=150 mm). Estas fueron calentadas durante 2 horas a diferentes temperaturas: muestra 1 a 1000°C, muestra 2 a 1100°C y

muestra 3 a 1150°C. Posteriormente, se sacaron las muestras del horno y se realizaron los ensayos de compresión. Las temperaturas se definieron de acuerdo a la literatura [91, 92] y a un análisis térmico diferencial (DTA), Figura A3, en el cual se determinó la temperatura de disolución de la fase γ' . Debido al incremento en las propiedades mecánicas que provoca la precipitación de esta fase, las temperaturas fueron muy altas para evitar que durante la compresión en caliente el decremento de la temperatura cruzara la zona de precipitación.

Los ensayos se realizaron a una velocidad promedio de 15 mm/s y la altura final de las muestras fue de 40 mm (73.33% de deformación). Después de la compresión las muestras se enfriaron en aire. Los ensayos se llevaron a cabo en una prensa hidráulica con una capacidad superior a las 3000 toneladas. La temperatura en el centro de las muestras se midió durante la prueba mediante dos termopares (en el centro y parte superior). Cabe señalar que se obtuvo la velocidad de enfriamiento de la muestra deformada a 1100°C, Figura 4-17. Más adelante en el presente estudio, a la condición del material después de la compresión en caliente de los cilindros se le denominará "trabajo mecánico".

4.2.2 Ensayos de tensión a temperatura ambiente

Después de la compresión en caliente, los cilindros se cortaron en segmentos en una sierra vertical. De cada muestra se tomaron 8 segmentos (3A, 4A, 1B, 2B, 3B, 4B, 1C y 3C) para obtener probetas de tensión, de acuerdo a la norma ASTM E8. De estas probetas, 6 se sometieron a ensayos de tensión en condición de deformación y a las restantes se les realizó un tratamiento térmico antes del ensayo. El tratamiento consistió en un solubilizado a 1150°C (de acuerdo con la literatura [96, 104]) durante una hora con diferentes medios de enfriamientos: aire, agua y polímero, Figura 4-17.

Con la finalidad de conocer el efecto de la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}$) en el Nimonic C263, se llevaron a cabo ensayos de tensión (probetas 1-12, Figura 4-18) a diferentes velocidades: 10^{-1} , 10^{-2} y 10^{-3} s^{-1} , en el material en condición de recibido. La Tabla 4-4 muestra las condiciones en las que se realizaron los ensayos.

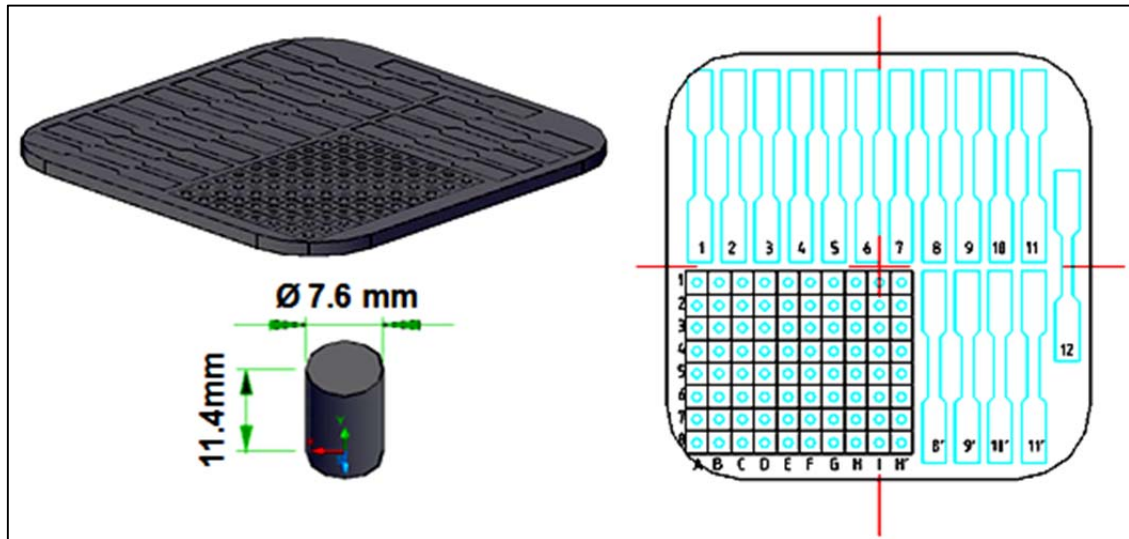


Figura 4-18. Distribución de las probetas de tensión y compresión del Nimonic C263 en condición de recibido. Dimensiones de las probetas de compresión.

Los ensayos de tensión a temperatura ambiente de la aleación Nimonic C263 se realizaron en una máquina universal electromecánica con una capacidad de 30 toneladas.

4.2.3 Caracterización de los ensayos para la determinación de la preforma óptima para el conformado en frío

El material se caracterizó en diferentes partes del proceso, Tabla 4-4, para poder observar y analizar la evolución microestructural del mismo. Primero, antes de realizar algún ensayo, el material en condición de recibido se caracterizó mediante microscopía óptica y microdureza. Posteriormente, se realizaron las compresiones en caliente de los cilindros y se seccionaron.

Tabla 4-4. Parámetros de los ensayos de tensión y caracterización del Nimonic C263.

Trabajo mecánico		Caracterización		Ensayo de tensión a temperatura ambiente			Caracterización			
Temperatura (°C)	Deformación (%)	MO	Macro ataque	Probeta	Solubilizado: 1150°C/1h + Enfriamiento	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)	MO	HV	SEM	EDS
1000, 1100 y 1150	73.3	✓	✓	3A, 4A	Aire	10 ⁻²	✓	✓	✓	✓
				1B, 2B	Polímero		✓	✓	✓	✓
				3B, 4B	Agua		✓	✓	---	---
				1C, 3C	---		✓	✓	✓	✓
Material en condición de recibido		✓	---	1, 2	Aire	10 ⁻²	✓	✓	✓	✓
				3, 4	Polímero		✓	✓	---	---
				5, 6	Agua		✓	✓	---	---
				7, 8	---		✓	✓	✓	✓
				9, 10	---	10 ⁻¹	---	---	---	---
				11, 12	---	10 ⁻³	---	---	---	---

La sección central (sección ME, Figura 4-17) de las tres muestras (deformadas a 1000, 1100 y 1150°C) se utilizó para realizar un macro ataque y un análisis de tamaño de grano (ASTM E112) sobre la superficie transversal. El macro ataque se realizó para observar el flujo de deformación. El material se desbastó mecánicamente con lijas de diferente abrasión (hasta 500) y se atacó mediante inmersión con una solución con 1 parte de HCl, 1 parte de H₂O y 1 parte de HNO₃ (ASTM A604 [190]), durante aproximadamente 10 minutos. Para el análisis de tamaño de grano, la superficie transversal se delimitó físicamente en varias zonas para analizar de manera individual cada una de ellas.

Una vez realizados los ensayos de tensión de las probetas obtenidas de las secciones de los cilindros deformados (Figura 4-17), probetas solubilizadas y sin solubilizar, se caracterizó el material (microscopía óptica y microdureza) en la zona no estresada de la probeta, Figura 4-19. El análisis se realizó en la superficie de la probeta correspondiente a la superficie analizada en los anteriores pasos. Debido a que se obtuvieron probetas de tensión para todas las condiciones (desde el material en condición de recibido hasta deformado en caliente y solubilizado) se pudo obtener el análisis de microdureza para todas las condiciones en las diferentes etapas de la experimentación, Tabla 4-4. Se seleccionaron muestras para ser observadas en SEM y analizadas mediante EDS. De esta manera, se pudo determinar las fases precipitadas, su distribución y morfología. Los ensayos realizados a las velocidades de deformación de 10^{-1} y 10^{-3} s^{-1} , no fueron tomados en cuenta para la caracterización.

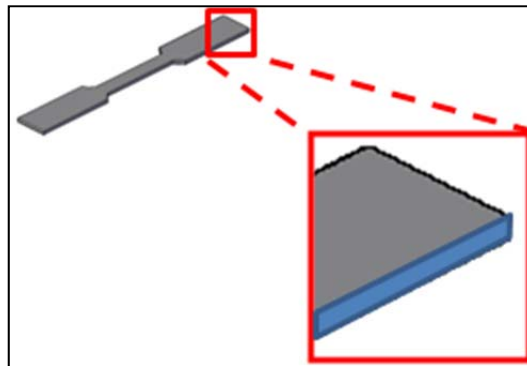


Figura 4-19. Zona de análisis de microscopía óptica y microdureza.

Para el análisis de tamaño de grano, el material se desbastó mecánicamente con lijas de diferente abrasión (hasta 1200), después se pulió con una solución de diamante (hasta $1\mu m$) y por último se atacó con el reactivo Kalling's 2 durante 2 minutos.

4.3 Estudio experimental del conformado en caliente del Nimonic C263

La aleación Nimonic C263 endurece por precipitación, siendo la fase γ' la principal, Punto 2.3.3. El control de estas fases precipitadas (tamaño, distribución y morfología) mediante tratamientos térmicos, definen el comportamiento del material.

Se analizó el comportamiento mecánico y la precipitación de las fases del material al ser deformado en caliente (a diferentes condiciones de temperatura y velocidad de deformación) y ser sometido a un tratamiento térmico de solubilizado y envejecido. La Figura 4-20 muestra el diseño experimental que se llevó a cabo para el estudio del conformado en caliente del Nimonic C263.

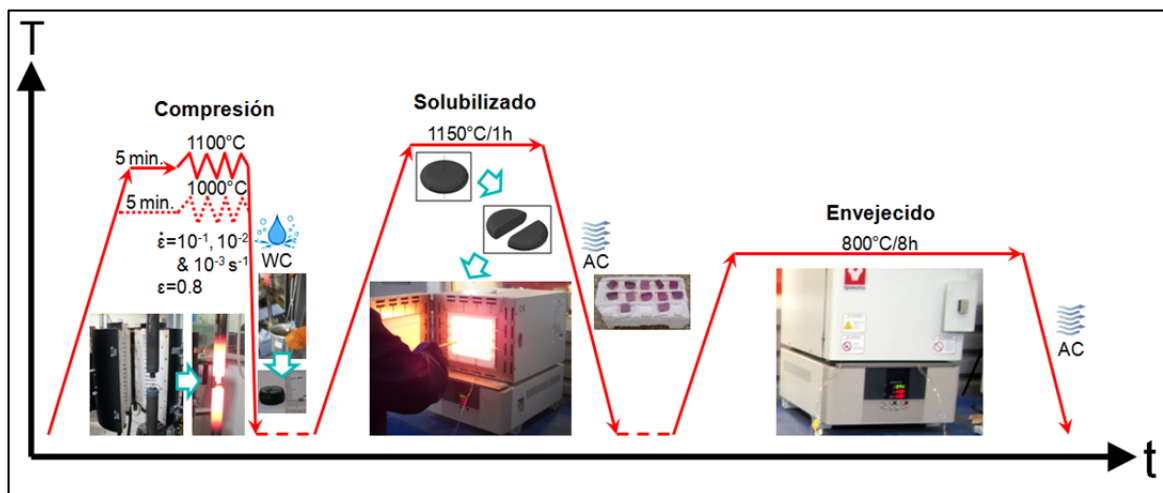


Figura 4-20. Diseño de los ensayos de compresión y tratamiento térmico.

4.3.1 Ensayos de compresión en caliente

Se obtuvieron probetas de compresión ($\varnothing = 7.6\text{mm}$ y $h = 11.4\text{mm}$) de la aleación Nimonic C263 en condición de recibido, Figura 4-18. Las probetas se calentaron hasta la temperatura de deformación (1100 y 1000°C) con un tiempo de sostenimiento de 5 minutos para homogenizar la temperatura, ésta se

controló mediante un termopar localizado en la superficie de la probeta. Se utilizó fibra de vidrio en la cara superior e inferior de la probeta para evitar que se adhiriera en las bases de las mordazas, Figura 4-21.

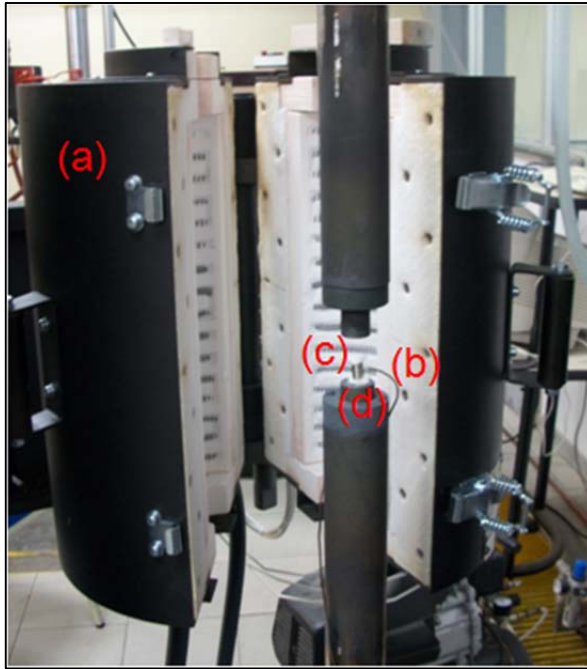


Figura 4-21. Ensayo de compresión. (a) Horno de resistencias, (b) Termopar tipo K, (c) Probeta de compresión y (d) Fibra de vidrio.

Posteriormente, se realizaron los ensayos de compresión obteniendo una deformación real de 0.8. Los ensayos se realizaron a tres velocidades de deformación: 10^{-1} , 10^{-2} y 10^{-3} s^{-1} . Finalmente, las probetas fueron enfriadas en agua (WC). La Figura 4-22 muestra el diagrama esquemático del procedimiento de los ensayos de compresión.

Los ensayos de compresión en caliente se realizaron en una máquina universal electromecánica con una capacidad de 30 toneladas. Para alcanzar la temperatura de deformación se utilizó un horno de resistencias, con una capacidad de 1100°C , Figura 4-21 (a).

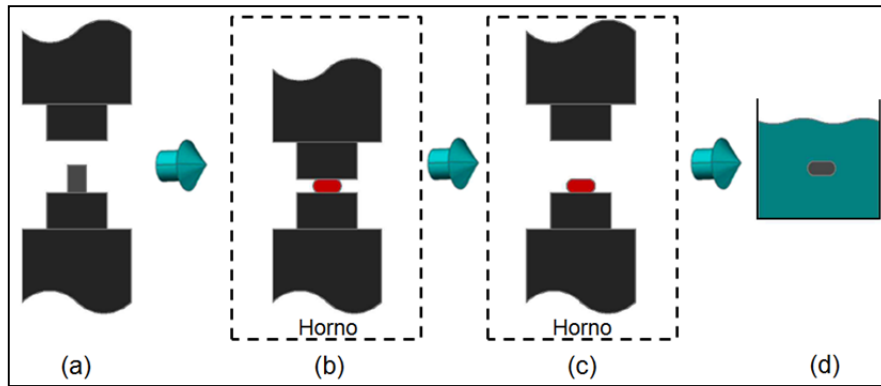


Figura 4-22. Secuencia de ensayo de compresión. (a) Condición inicial, (b) Se aplica carga a la probeta calentada a temperatura de deformación, (c) Se retira la carga y (d) Se enfría en agua.

4.3.2 Tratamientos térmicos del conformado en caliente

Posterior a los ensayos de compresión las muestras se cortaron por la mitad, transversalmente. Los cortes se realizaron para obtener la cantidad de muestras necesarias para realizar los tratamientos térmicos. El tratamiento térmico consistió en un solubilizado a 1150°C por un tiempo de 1 hora y un enfriamiento en aire (AC). Después se realizó un envejecido a 800°C durante 8 horas con un enfriamiento en aire. Al final, se obtuvieron muestras con la misma condición de deformación: solubilizadas, envejecidas y sin tratar térmicamente. La Tabla 4-5 indica la condición de deformación y tratamiento térmico de cada una de las muestras.

4.3.3 Caracterización del conformado en caliente

La caracterización se llevó a cabo mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido, espectroscopia de rayos X y ensayos de dureza Vickers. La caracterización se realizó en las diferentes etapas de los ensayos de compresión: condición de forja, después del tratamiento de solubilizado y posterior al tratamiento de envejecido, Tabla 4-5.

**Tabla 4-5. Ensayos de compresión, tratamiento térmico y caracterización de la aleación
Nimonic C263.**

Ensayos de compresión			Corte	Tratamiento térmico			Caracterización						
T (°C)	ϵ	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)		Muestra	Mitad	Sin Tratamiento térmico	Solubilizado 1150°C/1h/AC	Envejecido 800°C/8h/AC	MO	HV	SEM	EDS	
1100	0.8	10 ⁻¹	2F	A	---	✓	---	✓	✓	✓	✓		
				B	---	✓	✓	✓	✓	✓			
			1F	A	✓	---	---	✓	✓	---	---		
				B	Testigo			---					
		10 ⁻²	4G	A	---	✓	---	✓	✓	✓	✓		
				B	---	✓	✓	✓	✓	✓			
			3G	A	✓	---	---	✓	✓	---	---		
				B	Testigo			---					
		10 ⁻³	4H'	A	---	✓	---	✓	✓	✓	✓		
				B	---	✓	✓	✓	✓	✓			
			3H'	A	✓	---	---	✓	✓	---	---		
				B	Testigo			---					
		1000	0.8	10 ⁻¹	1G	A	---	✓	---	✓	✓	✓	✓
						B	---	✓	✓	✓	✓	✓	
					3I	A	✓	---	---	✓	✓	---	---
						B	Testigo			---			
10 ⁻²	1H'			A	---	✓	---	✓	✓	---	---		
				B	---	✓	✓	✓	---	---			
	2H'			A	✓	---	---	✓	✓	---	---		
				B	Testigo			---					
10 ⁻³	2H			A	---	✓	---	✓	✓	---	---		
				B	---	✓	✓	✓	---	---			
	1H			A	✓	---	---	✓	✓	---	---		
				B	Testigo			---					

5 RESULTADOS

En el presente capítulo se muestran los resultados obtenidos en la experimentación descrita anteriormente. Los tres materiales bajo estudio (Inconel 718, Inconel 617 y Nimonic C263) fueron sometidos a distintos ensayos mecánicos y distintas técnicas de caracterización con el fin de determinar el comportamiento mecánico y microestructural de los mismos.

El que un material sea deformado en frío, a temperatura ambiente, permite obtener ciertas ventajas sobre un proceso de deformación en caliente. Un acabado superficial de mejor calidad, un ahorro en material, mejor control dimensional y un proceso más robusto (menos pasos en el proceso) son solo algunos de los beneficios obtenidos de un conformado en frío. Estos beneficios son los que impulsaron el interés de la presente investigación.

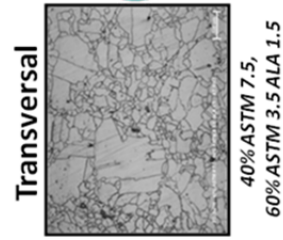
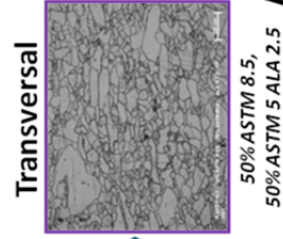
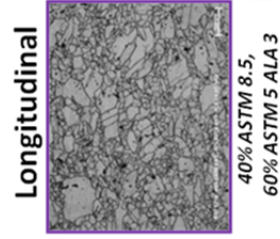
5.1 Resultados del Inconel 718

5.1.1 Evolución microestructural del Inconel 718

Se caracterizó la microestructura y se obtuvo el tamaño de grano del material durante el proceso termo-mecánico al que fue sometido. Las Figura 5-1 y 5-2 muestra la evolución del tamaño de grano durante las distintas etapas de las piezas R y L3, respectivamente. La palabra ALA (por sus siglas en ingles, as large as) representa el tamaño de grano más grande encontrado.

Repulsado

- Evolución del tamaño de grano
✓ 100X



1. Forja

(después de solubilizado)

2. Repulsado

3. Solubilizado

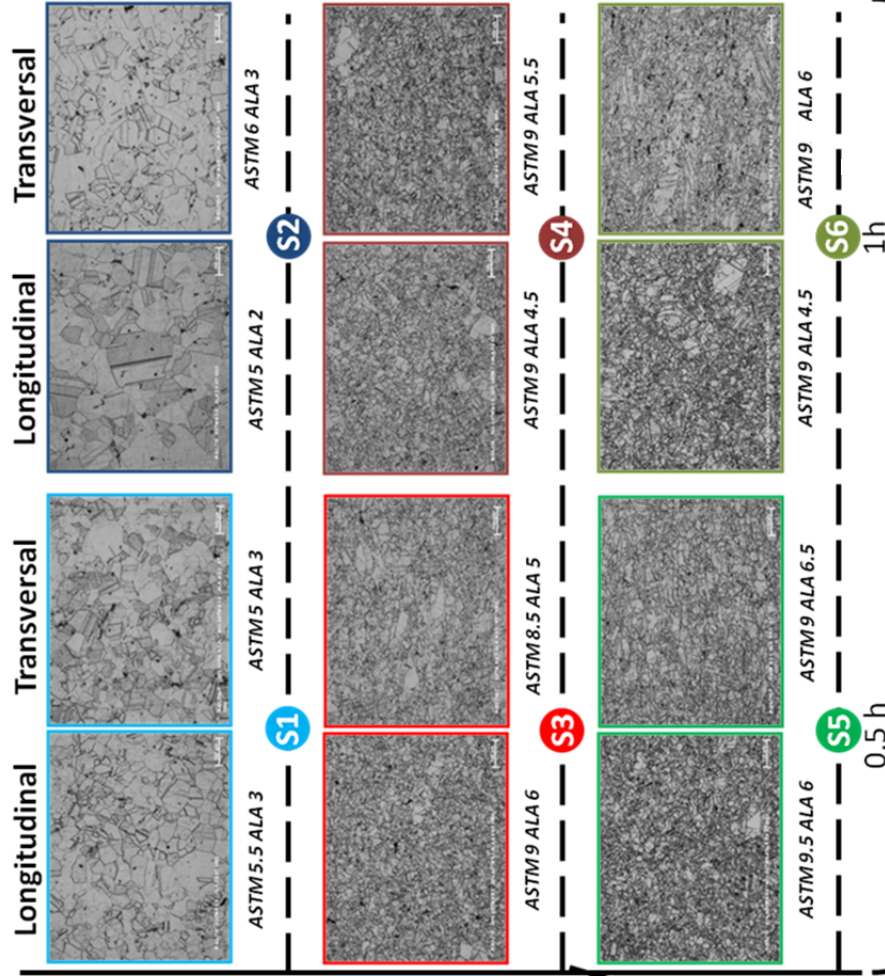


Figura 5-1. Evolución del tamaño de grano de la pieza de Inconel 718 repulsada (R) a temperatura ambiente y solubilizada a diferentes condiciones.

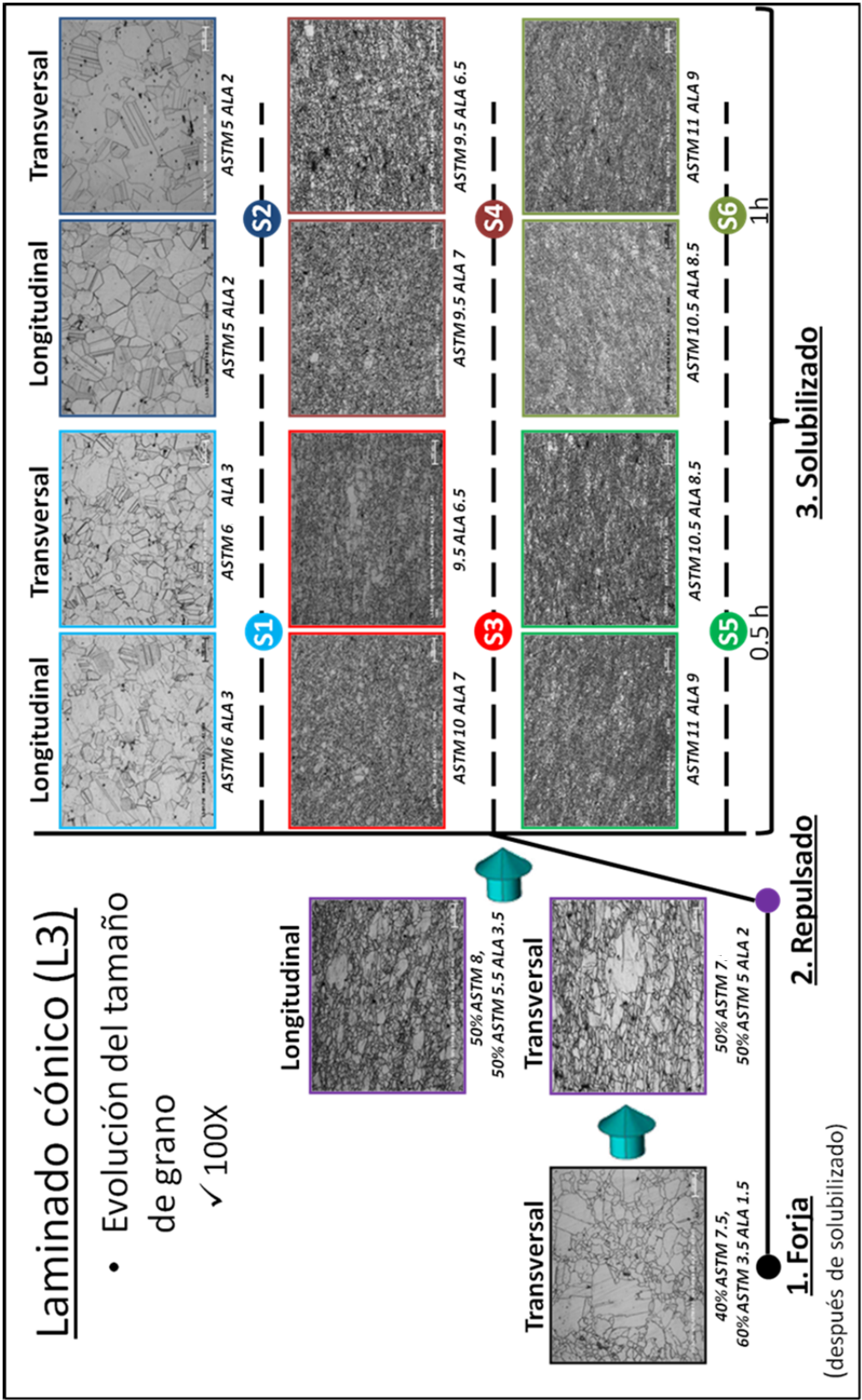


Figura 5-2. Evolución del tamaño de grano de la pieza de Inconel 718 laminada cónicamente (L3) a temperatura ambiente y solubilizada a diferentes condiciones.

En la Figura 5-3 se observa claramente la influencia del proceso termo-mecánico en la morfología y tamaño del grano.

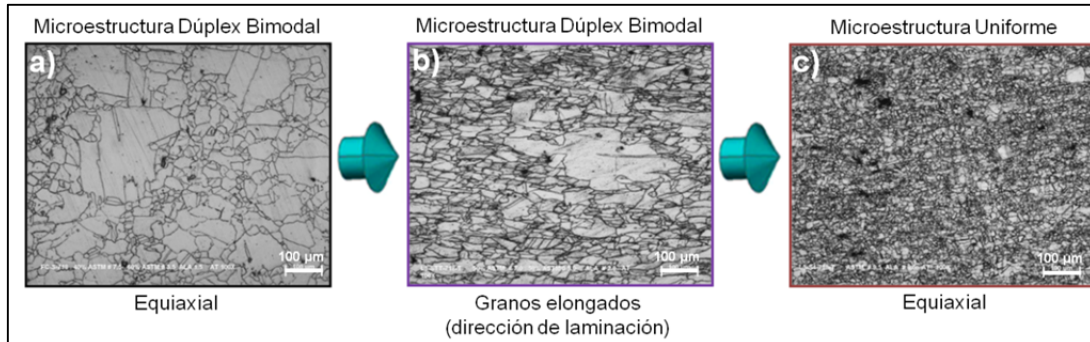


Figura 5-3. Comportamiento microestructural del Inconel 718 bajo diferentes condiciones termo-mecánicas: a) Forja (posterior al solubilizado), b) Laminación en frío y c) solubilizado S4 (posterior a laminación en frío)

La microestructura en la superficie transversal de las muestras de Inconel 718 se observa de la Figura 5-4 a la 5-18. De la Figura B1 a la B14 se muestran las metalografías evaluadas en la superficie longitudinal.

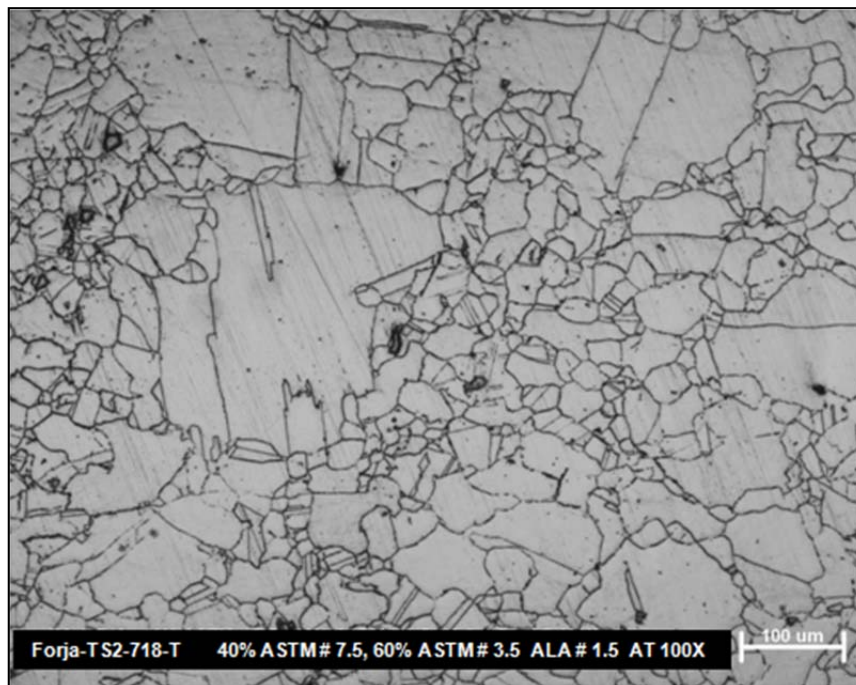


Figura 5-4. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra en condición de forja y solubilizada.

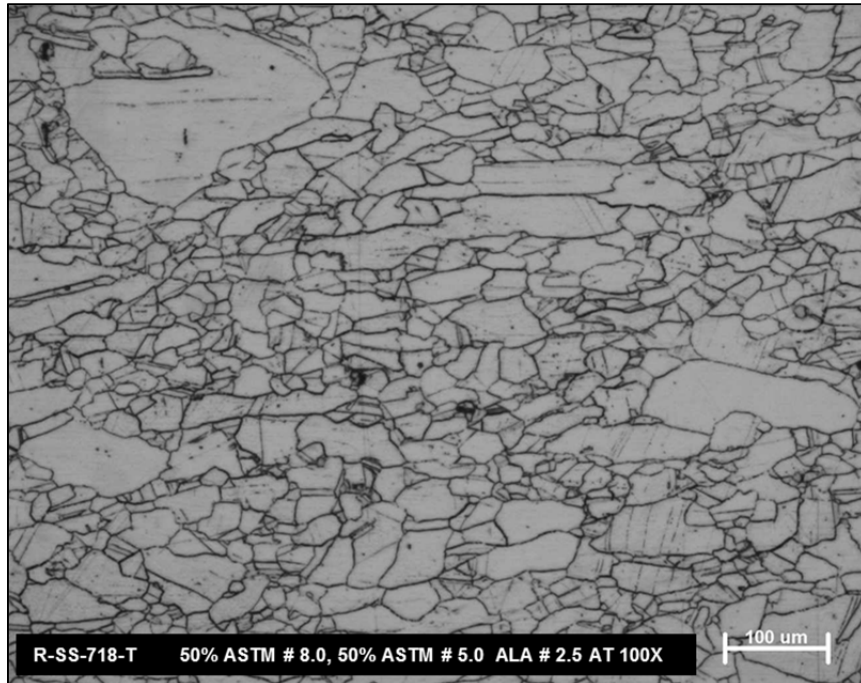


Figura 5-5. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R sin tratamiento térmico.

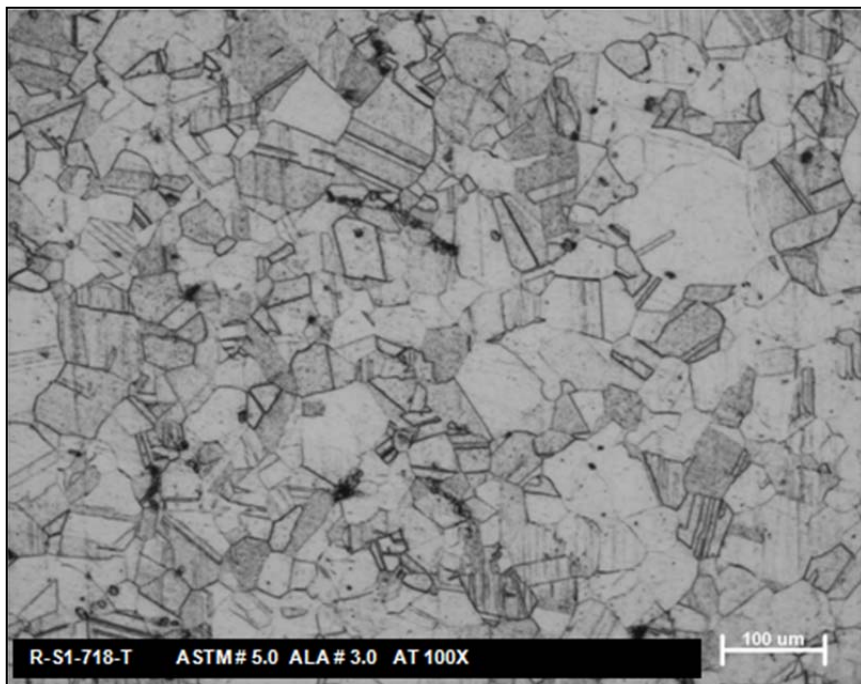


Figura 5-6. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S1.

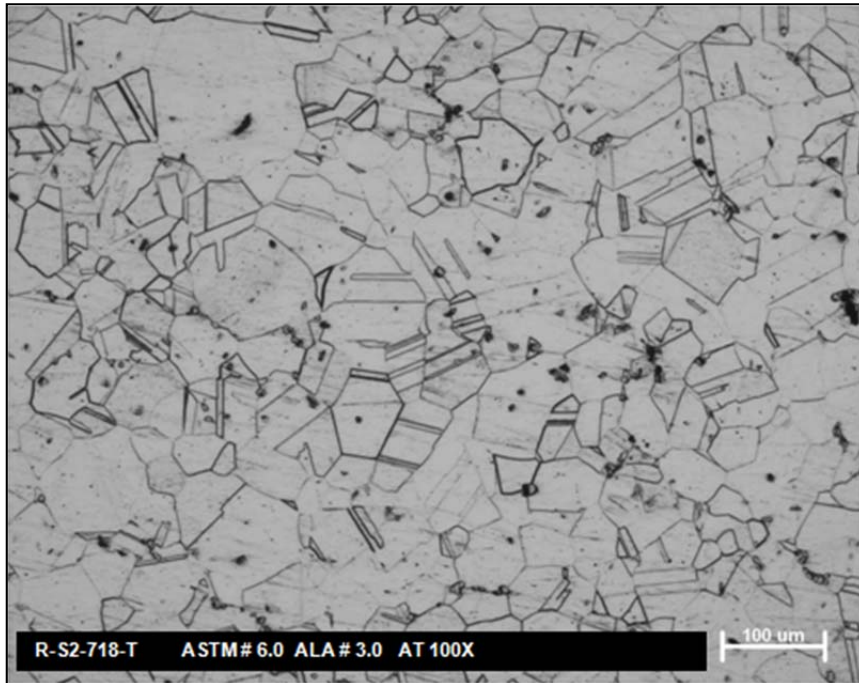


Figura 5-7. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S2.

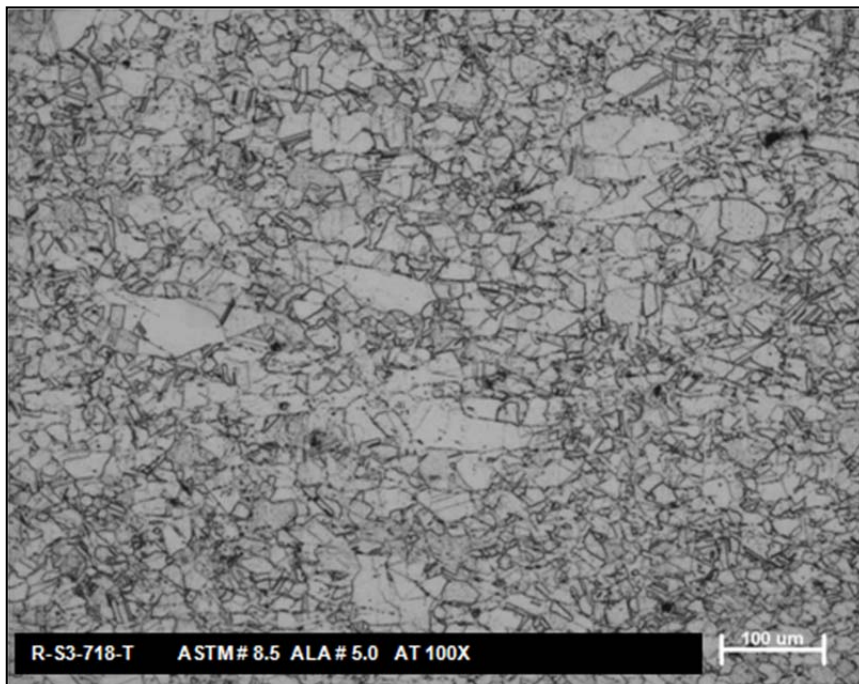


Figura 5-8. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S3.

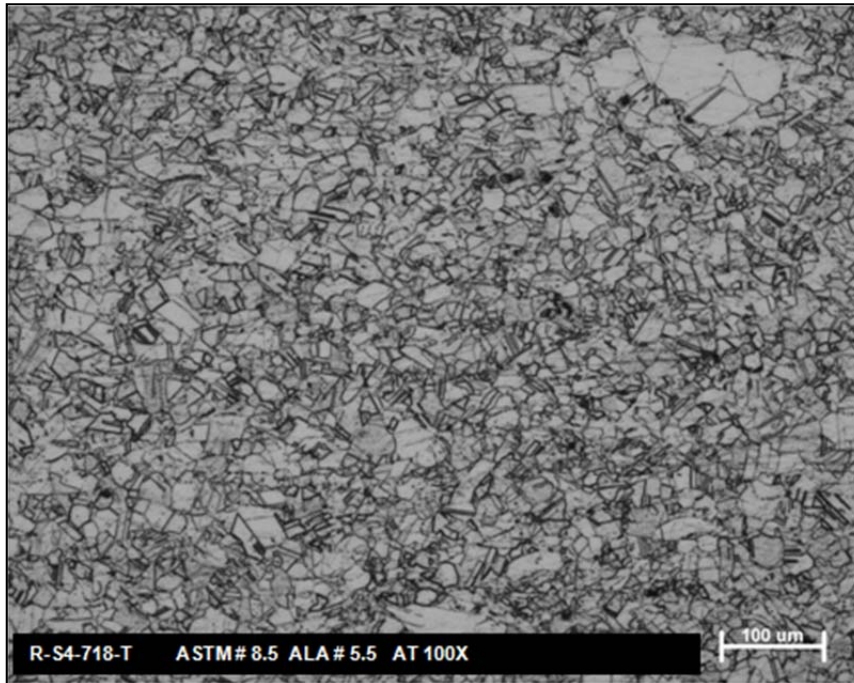


Figura 5-9. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S4.

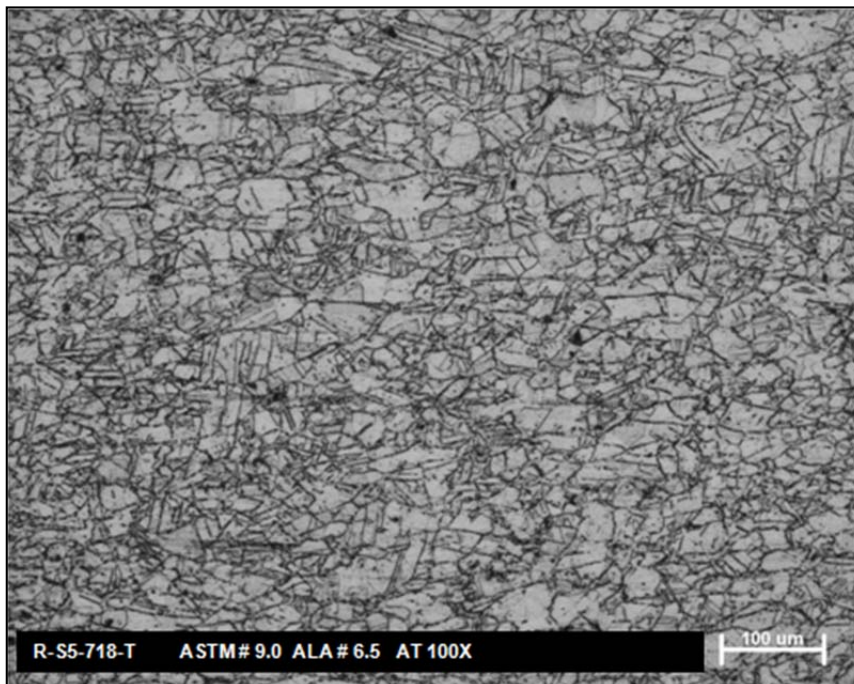


Figura 5-10. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S5.

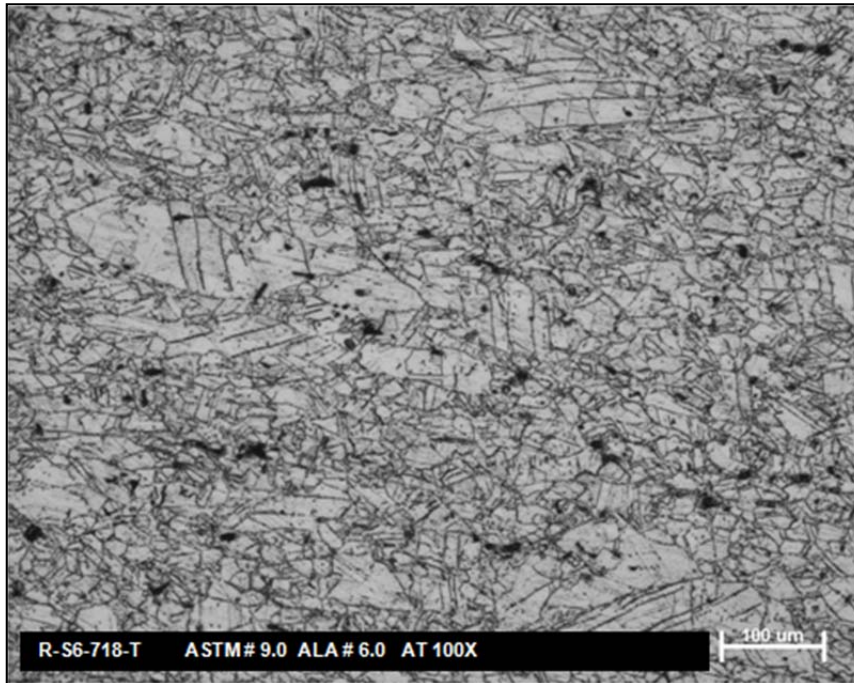


Figura 5-11. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S6.

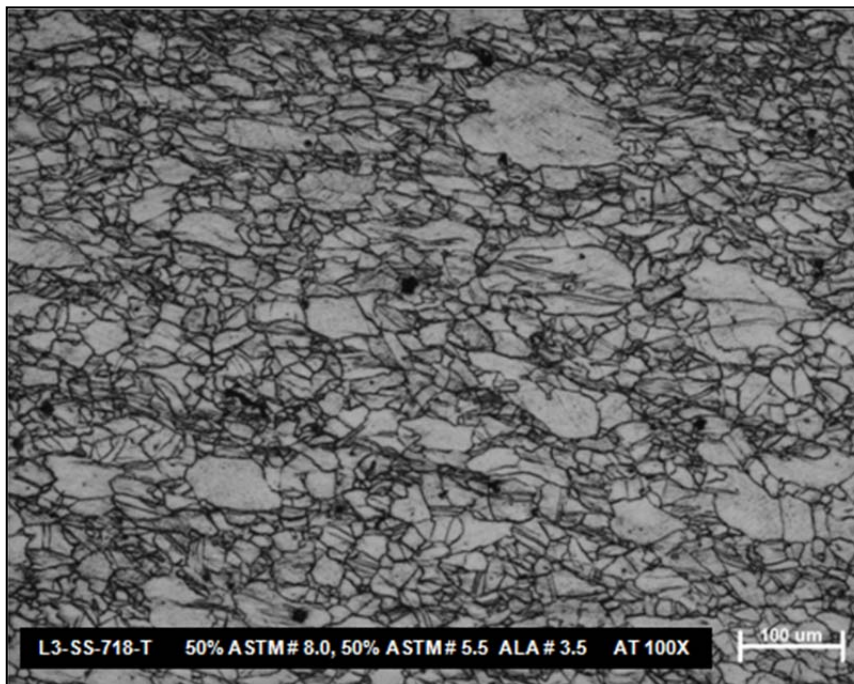


Figura 5-12. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 sin tratamiento térmico.

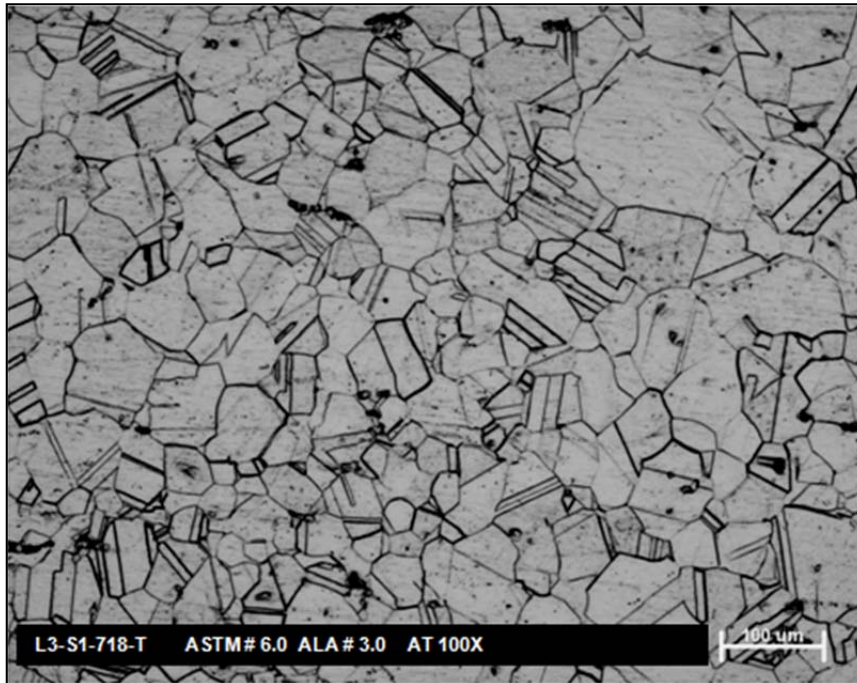


Figura 5-13. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado

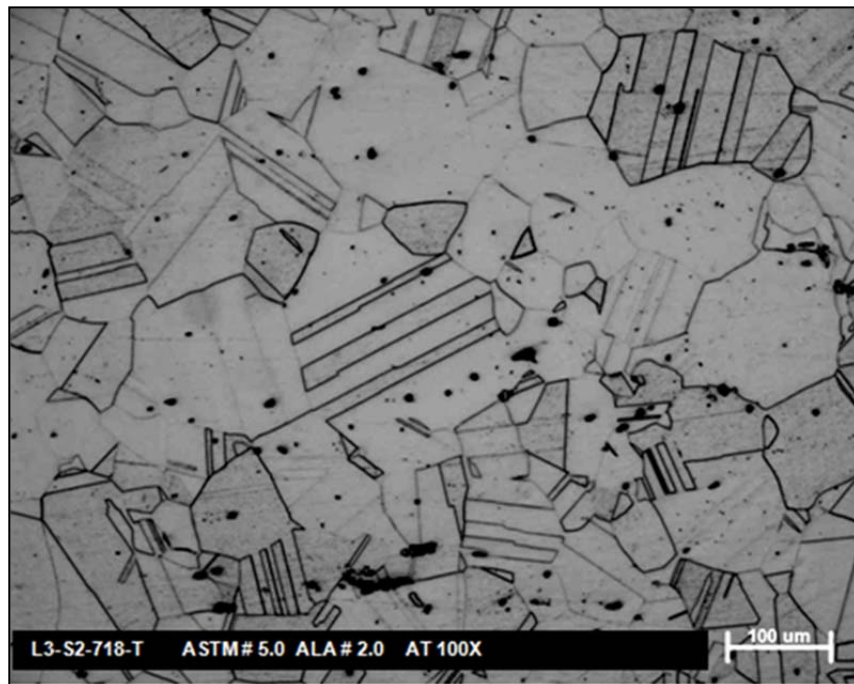


Figura 5-14. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S2.

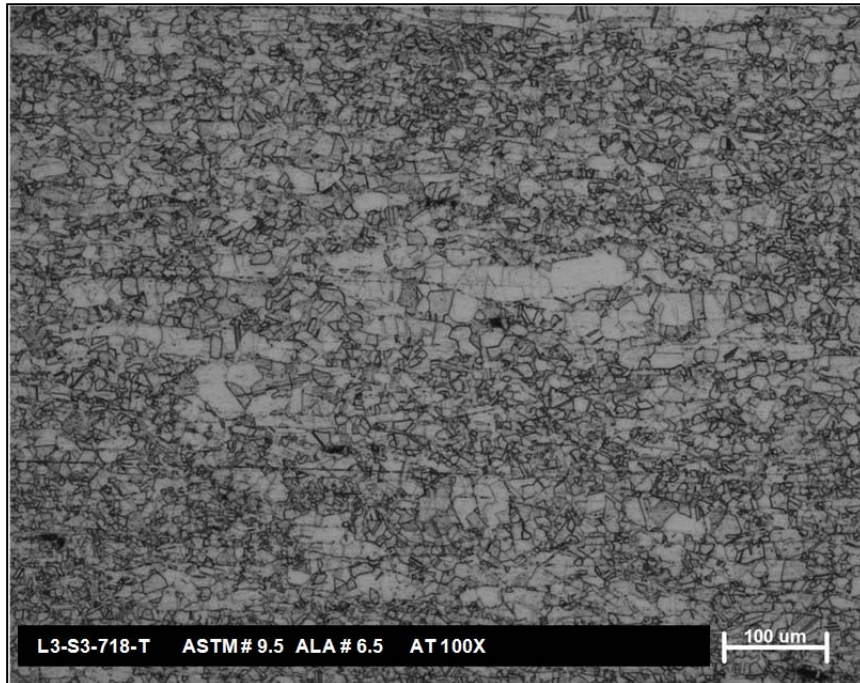


Figura 5-15. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S3.

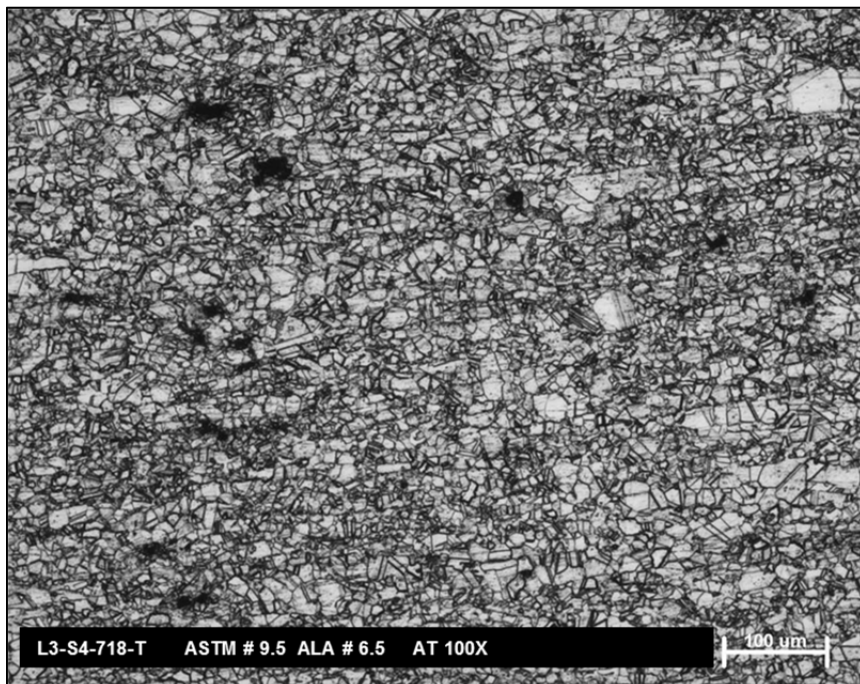


Figura 5-16. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S4.

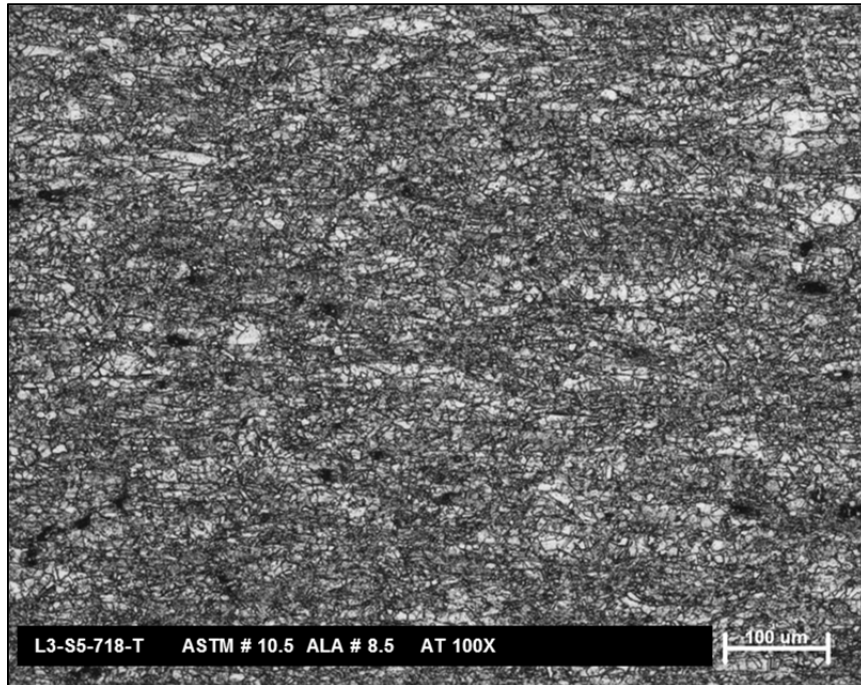


Figura 5-17. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S5.

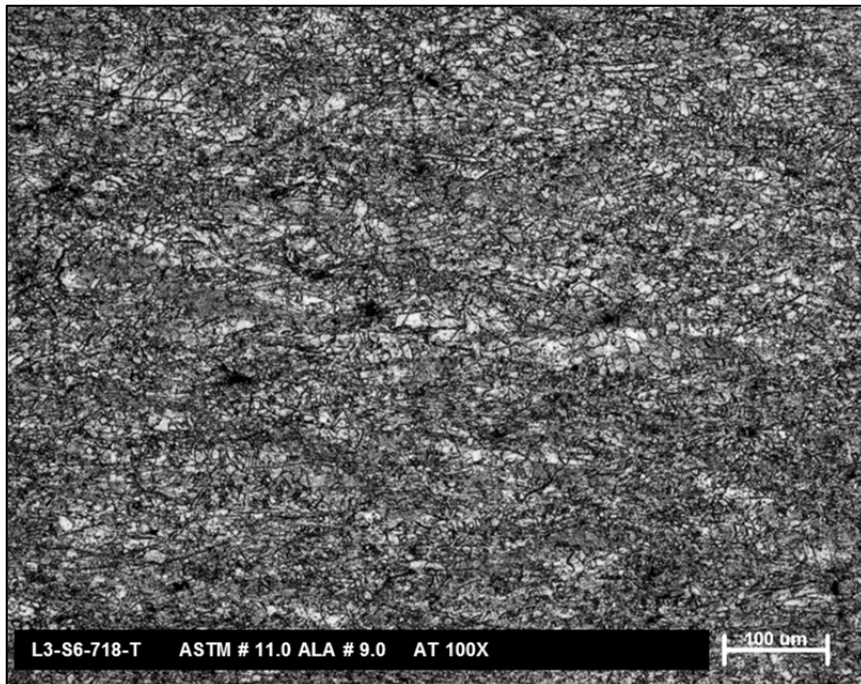


Figura 5-18. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S6.

La Tabla 5-1 presenta los resultados del tamaño de grano obtenido en las muestras R y L3 (muestras con menor y mayor deformación en frío, respectivamente) sometidas a diferentes condiciones termo-mecánicas.

Tabla 5-1. Evaluación del tamaño de grano de las piezas R y L3 de Inconel 718 a diferentes solubilizados.

Muestra		Superficie Longitudinal		Superficie Transversal	
		*Tamaño de Grano		*Tamaño de Grano	
Proceso	Condición	ASTM	µm	ASTM	µm
Forja	TS2	---	---	40% ASTM 7.5, 60% ASTM 3.5 ALA 1.5	40% 26.7 µm, 60% 106.8 µm ALA 213.6 µm
Repulsado (R)	SS	40% ASTM 8.5, 60% ASTM 5 ALA 3	40% 18.9 µm, 60% 63.5 µm ALA 127 µm	50% ASTM 8.5, 50% ASTM 5 ALA 2.5	50% 18.9 µm, 50% 63.5 µm ALA 151 µm
	S1	ASTM 5.5 ALA 3	53.4 µm ALA 127 µm	ASTM 5 ALA 3	63.5 µm ALA 127 µm
	S2	ASTM 5 ALA 2	63.5 µm ALA 179.6 µm	ASTM 6 ALA 3	44.9 µm ALA 127 µm
	S3	ASTM 9 ALA 6	15.9 µm ALA 44.9 µm	ASTM 8.5 ALA 5	18.9 µm ALA 63.5 µm
	S4	ASTM 9 ALA 4.5	15.9 µm ALA 75.5 µm	ASTM 8.5 ALA 5.5	18.9 µm ALA 53.4 µm
	S5	ASTM 9.5 ALA 6	13.3 µm ALA 44.9 µm	ASTM 9.0 ALA 6.5	15.9 µm ALA 37.8 µm
	S6	ASTM 9 ALA 4.5	15.9 µm ALA 75.5 µm	ASTM 9.0 ALA 6	15.9 µm ALA 44.9 µm
Laminado cónico (L3)	SS	50% ASTM 8, 50% ASTM 5.5 ALA 3.5	50% 22.5 µm, 50% 53.4 µm ALA 106.8 µm	50% ASTM 7, 50% ASTM 5 ALA 2	50% 31.8 µm, 50% 63.5 µm ALA 179.6 µm
	S1	ASTM 6 ALA 3	44.9 µm ALA 127 µm	ASTM 6 ALA 3	44.9 µm ALA 127 µm
	S2	ASTM 5 ALA 2	63.5 µm ALA 179.6 µm	ASTM 5 ALA 2	63.5 µm ALA 179.6 µm
	S3	ASTM 10 ALA 7	11.2 µm ALA 31.8 µm	ASTM 9.5 ALA 6.5	15.9 µm ALA 37.8 µm
	S4	ASTM 9.5 ALA 7	13.3 µm ALA 31.8 µm	ASTM 9.5 ALA 6.5	15.9 µm ALA 37.8 µm
	S5	ASTM 11 ALA 9	7.9 µm ALA 15.9 µm	ASTM 10.5 ALA 8.5	9.4 µm ALA 18.9 µm
	S6	ASTM 10.5 ALA 8.5	9.4 µm ALA 18.9 µm	ASTM 11 ALA 9	7.9 µm ALA 15.9 µm

*El tamaño de grano reportado corresponde a la evaluación de toda la sección analizada.

La Figura 5-19 muestra la comparativa entre la evaluación del tamaño de grano en las piezas R y L3 y el requerimiento mínimo de la especificación AMS 5696 [20] y AMS 5662 [191]. Estas especificaciones son comúnmente utilizadas para componentes de la industria aeroespacial y de generación energía. La Figura B15 presenta la evaluación del tamaño de grano en la superficie longitudinal.

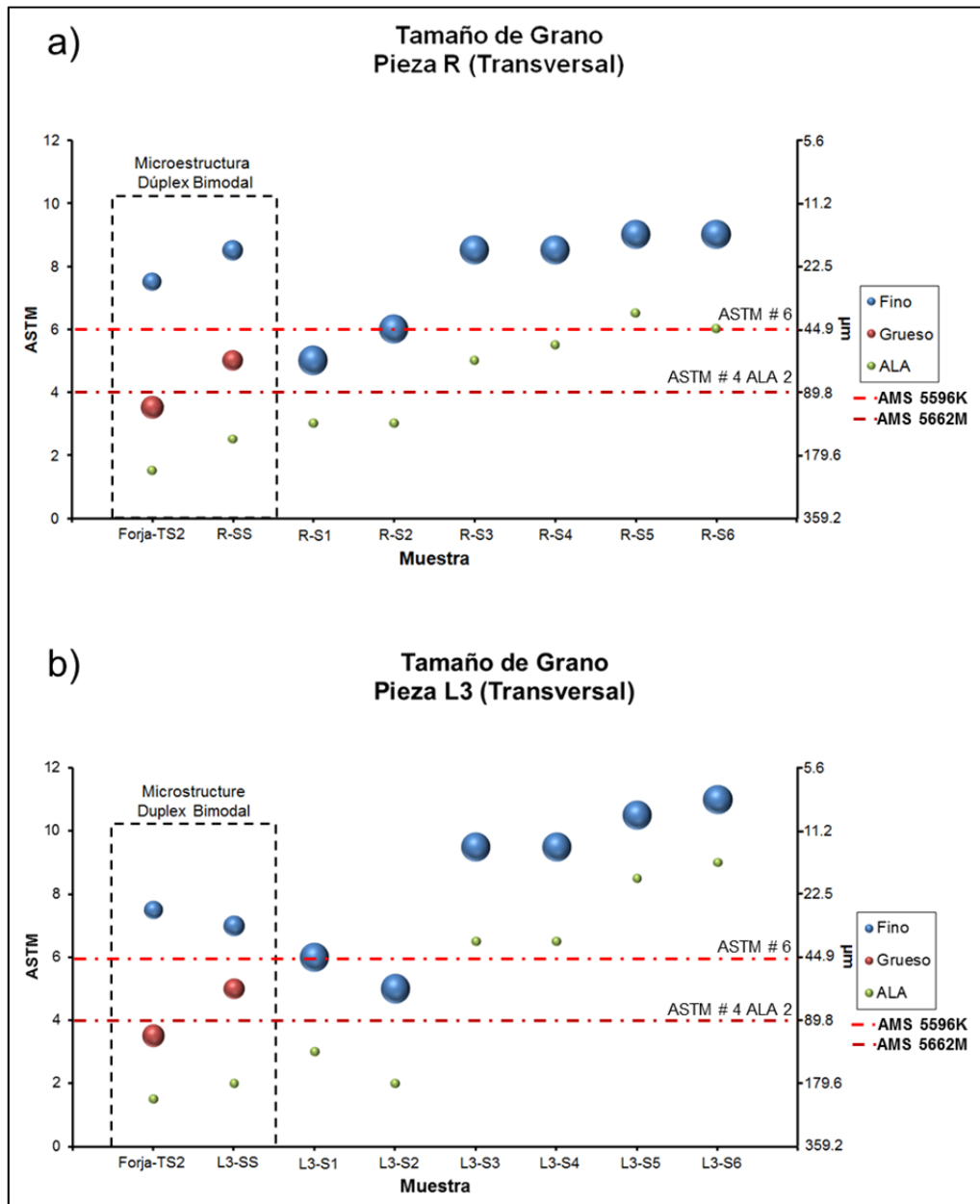


Figura 5-19. Análisis microestructural en la superficie transversal de las muestras de Inconel 718 bajo diferentes condiciones: a) Repulsado (R) y b) Laminado cónico (L3).

Los resultados del análisis de EDS de la pieza R bajo el tratamiento de solubilizado S6 se muestran en la Figura 5-20. Se observó la presencia de la fase δ y de los carburos tipo MC, ricos en Nb.

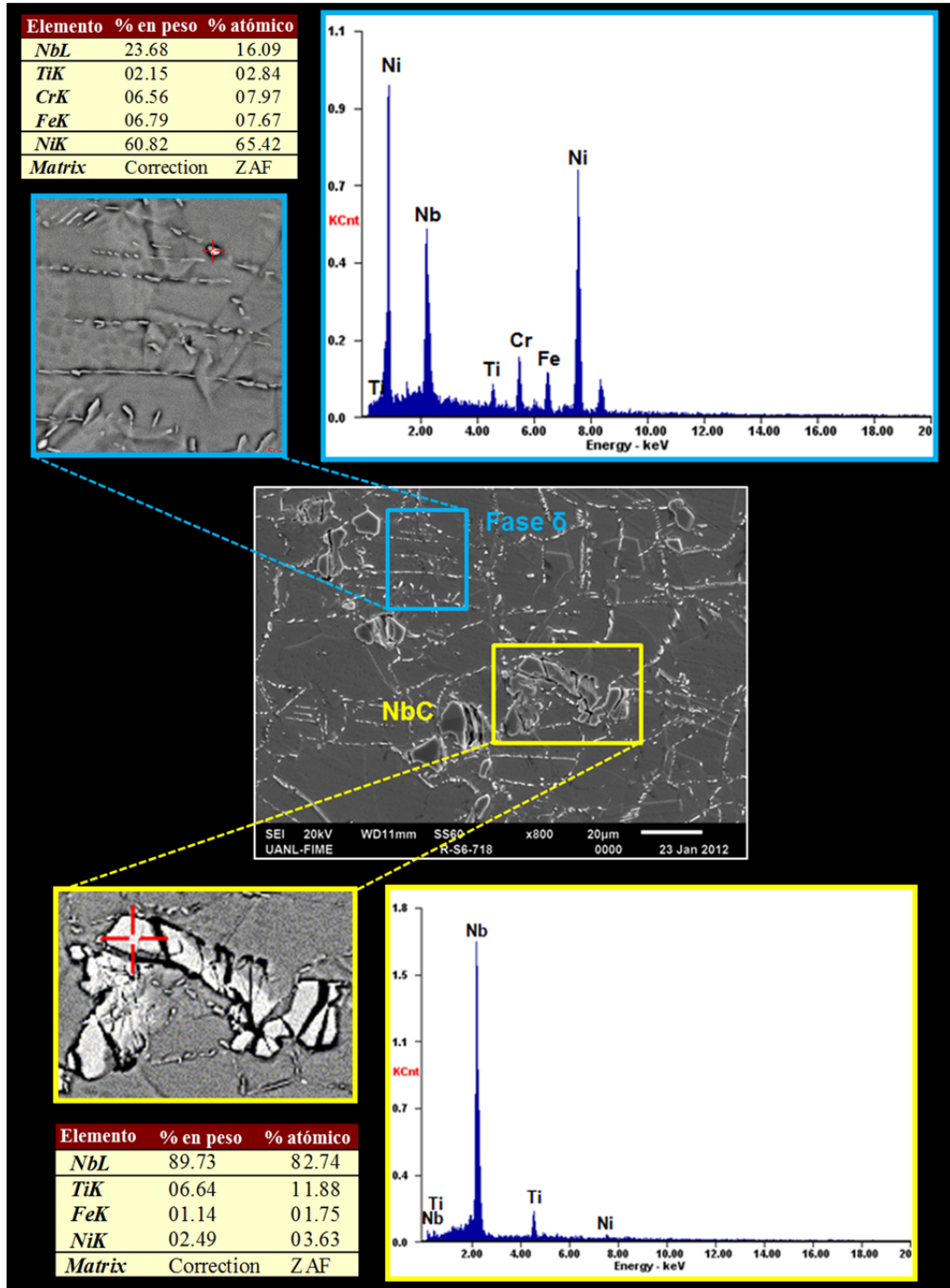


Figura 5-20. Análisis semicuantitativo y cualitativo mediante EDS de la muestra R de Inconel 718 bajo el tratamiento de solubilizado S6.

En la Figura 5-21 se puede observar el efecto de la temperatura de solubilizado en la fase δ , la cual desaparece a mayor temperatura. Los carburos de Nb se mantienen en las tres temperaturas de solubilizado utilizadas en la presente investigación.

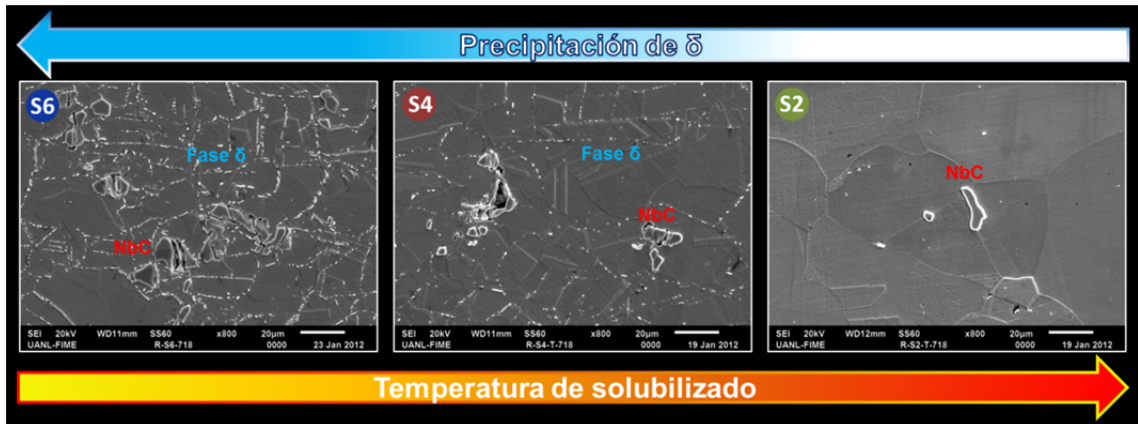


Figura 5-21. Efecto de la temperatura de solubilizado en la precipitación del Inconel 718. Análisis de SEM mediante la técnica de electrones secundarios. Imagen a 800X.

El comportamiento de la fase δ durante los distintos procesos a los que fue sometida la aleación Inconel 718 se puede observar, de manera conceptual, en la Figura 5-22.

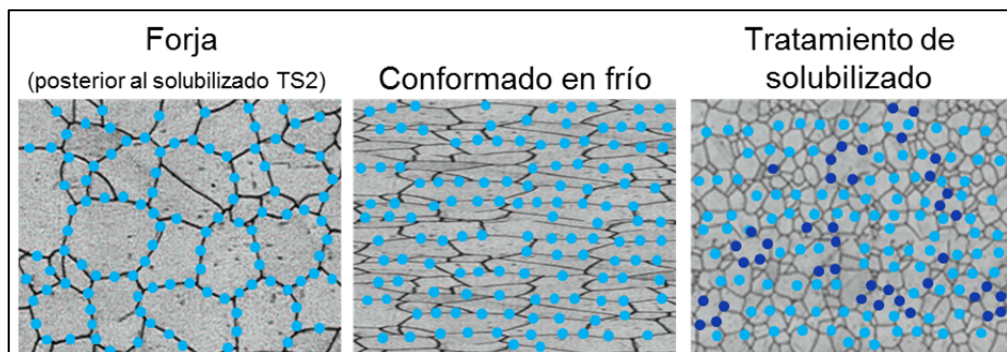


Figura 5-22. Fase δ en la aleación Inconel 718. • Fase δ proveniente de la forja en caliente.
• Fase δ generada en el solubilizado posterior a la laminación en frío.

El efecto de la temperatura de solubilizado y la reducción en frío sobre precipitación de la fase δ se observa en la Figura 5-23. La precipitación de esta fase aumenta considerablemente al disminuir la temperatura e incrementar la reducción en frío.

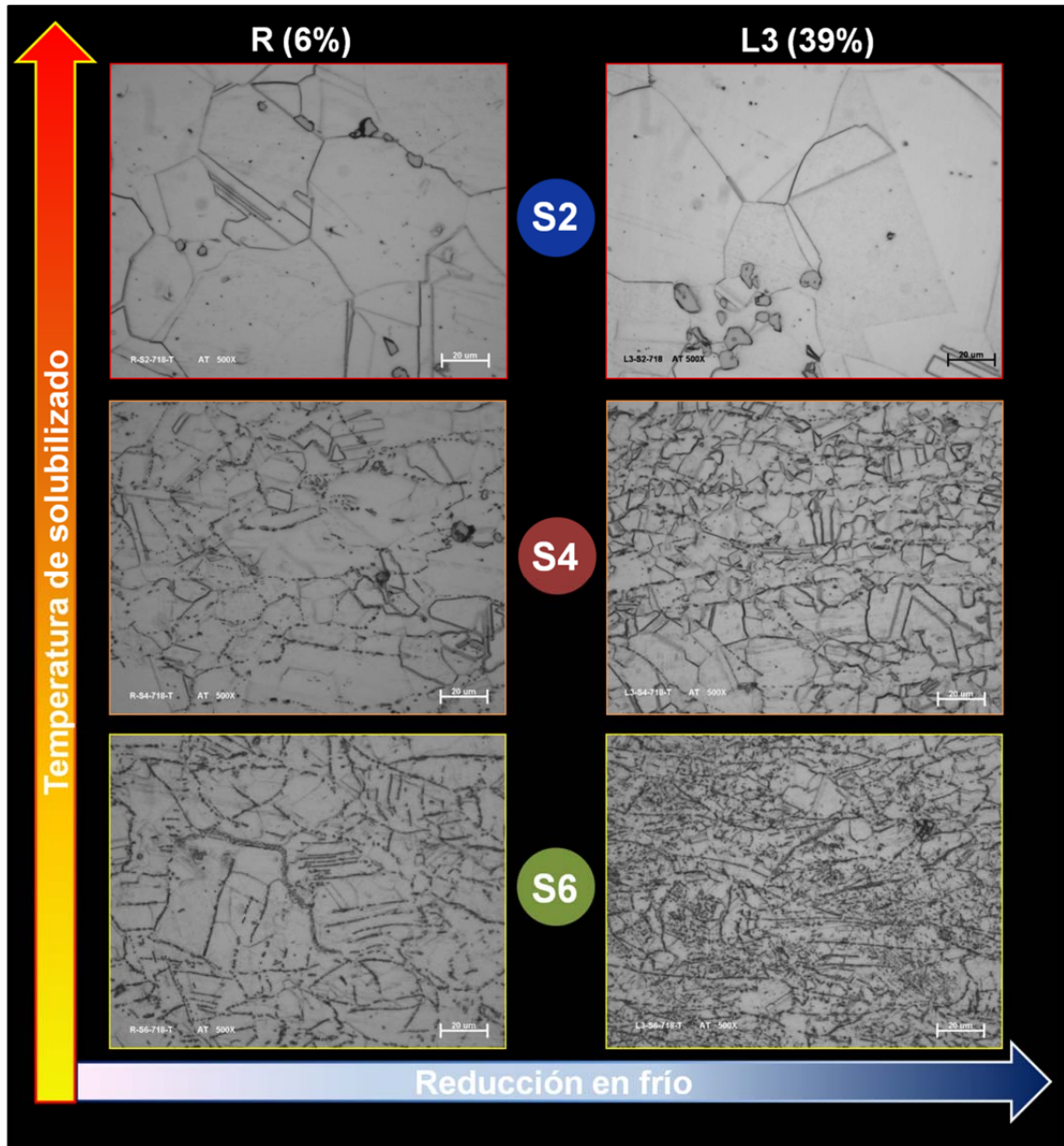


Figura 5-23. Efecto de la deformación en frío y temperatura de solubilizado en la precipitación de la fase δ en el Inconel 718. Micrografías a 500X.

La Figura 5-24 muestra el inicio de la transformación morfológica de la fase δ . Se observó que la fase δ globular comienza a unirse entre ella formando líneas continuas de precipitados, inicio de la morfología acicular.

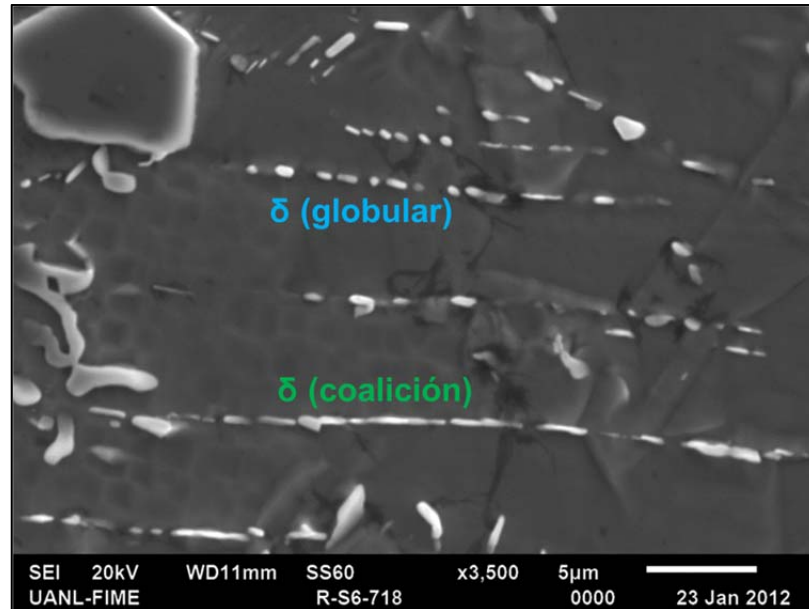


Figura 5-24. Cambio en la morfología de la fase δ en la pieza R con solubilizado S6. Análisis de SEM mediante la técnica de electrones secundarios. Imagen a 3500X.

La microestructura en la superficie transversal de las piezas de Inconel 718 que fueron sometidas a laminación en frío y tratadas térmicamente: solubilizadas (S4) y envejecidas (E-718), se muestra de la Figura 5-25 a la 5-28. Este tratamiento térmico fue seleccionado como óptimo debido a su relación de tamaño de grano y precipitación de la fase δ .

La Figura 5-29 muestra la evaluación microestructural de las piezas laminadas en frío bajo diferentes porcentajes de reducción. La evaluación se realizó posterior al tratamiento térmico: solubilizadas (S4) y envejecidas (E-718).



Figura 5-25. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R solubilizada (S4) y envejecida (E-718).

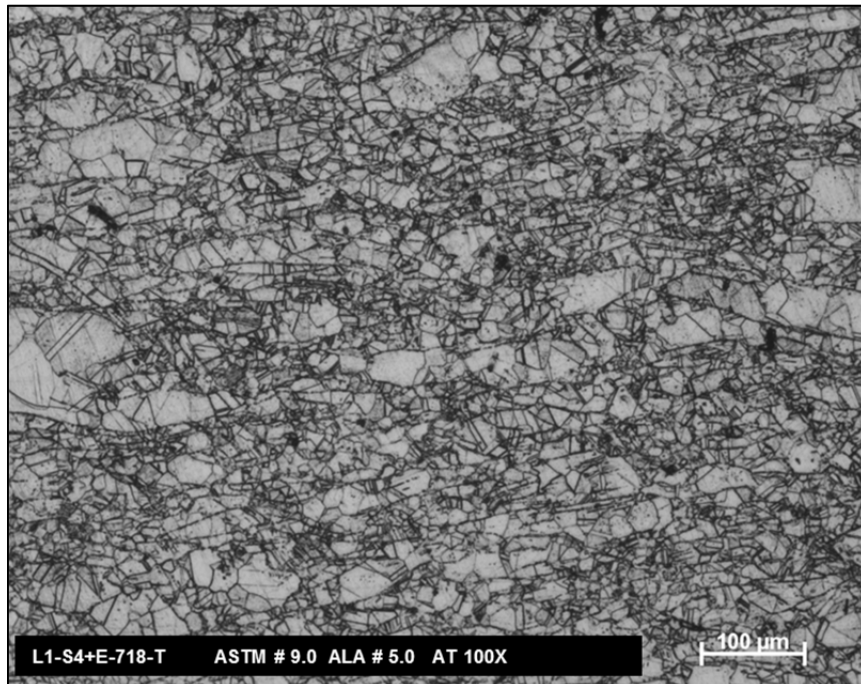


Figura 5-26. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L1 solubilizada (S4) y envejecida (E-718).

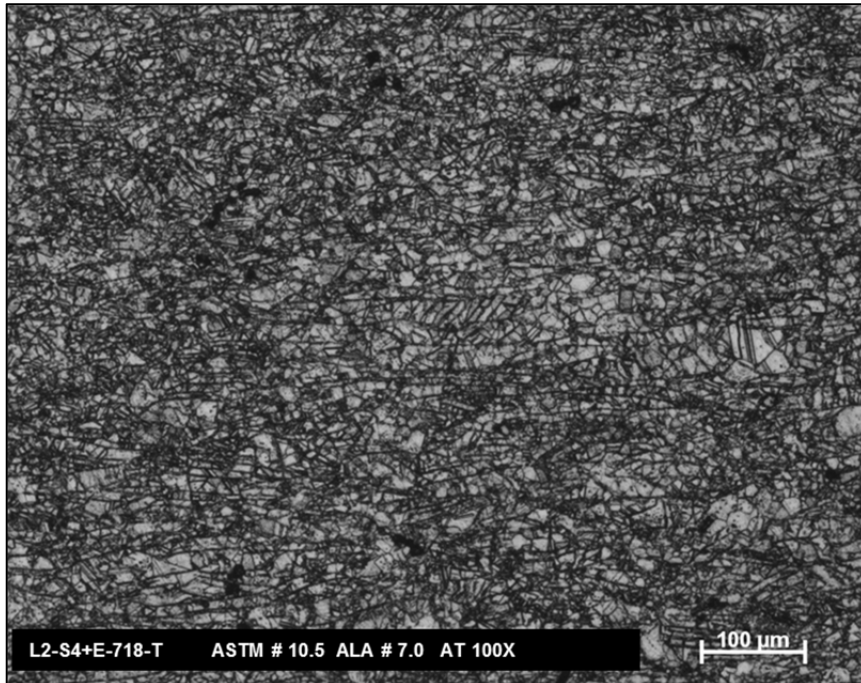


Figura 5-27. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L2 solubilizada (S4) y envejecida (E-718).

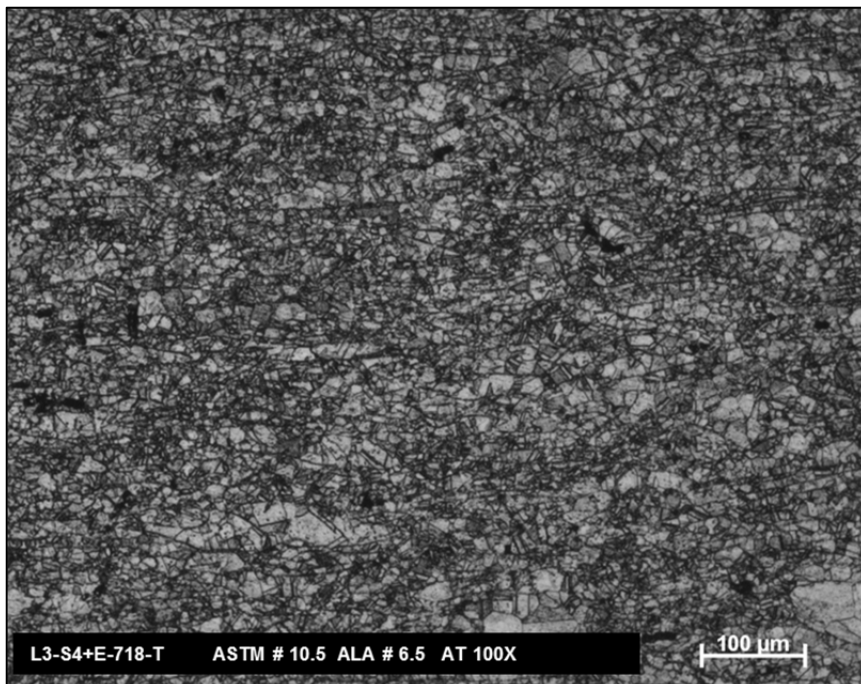


Figura 5-28. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 solubilizada (S4) y envejecida (E-718).

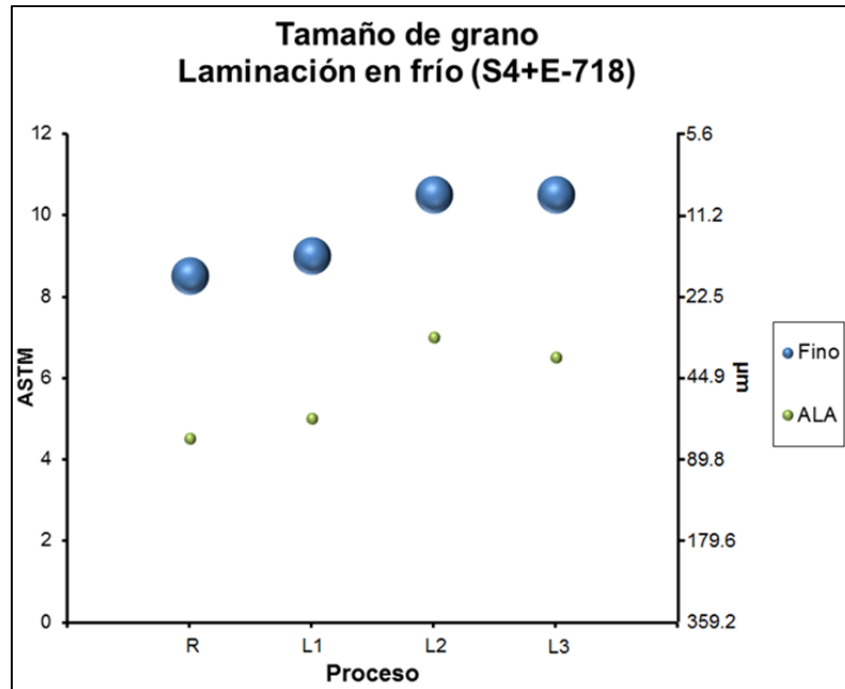


Figura 5-29. Análisis microestructural en la superficie transversal de las muestras de Inconel 718 laminadas en frío, solubilizadas (S4) y envejecidas (E-718)

5.1.2 Evaluación de las propiedades mecánicas obtenidas en el Inconel 718

La Tabla 5-2 muestra la dureza obtenida en las muestras R y L3 sometidas a diferentes tratamientos de solubilizado. De esta manera se pudo determinar el efecto de la fase δ en la dureza. Además, Se observó que no hubo una variación significativa de dureza en la superficie transversal y longitudinal de las muestras sometidas a las mismas condiciones.

La Figura 5-30 muestra que a la temperatura más baja (solubilizado S5 y S6) la dureza sobre pasa el máximo de dureza en condición de solubilizado permitido por la especificación AMS 5596. La especificación AMS 5662 se cumple en los diferentes solubilizados realizados. Para el requerimiento de dureza de ambas especificaciones se utilizó una conversión a la escala Vickers mediante la Tabla 3 de la especificación ASTM E-140 [192].

Tabla 5-2. Dureza (HV) obtenida en las muestras de Inconel 718 sin tratamiento térmico y en condición de solubilizado para las piezas R, L3 y el material en condición de forja.

Muestra		Superficie transversal		Superficie longitudinal	
Proceso	Condición	*Dureza (HV)	Desviación estándar	*Dureza (HV)	Desviación estándar
Forja	TS2	317	6	---	---
Repulsado (R)	SS	417	7	404	13
	S1	211	2	210	7
	S2	201	5	209	4
	S3	234	5	227	5
	S4	226	6	227	2
	S5	253	5	231	7
	S6	255	3	235	7
Laminado cónico (L3)	SS	440	6	418	9
	S1	197	4	197	5
	S2	207	10	187	2
	S3	236	2	251	2
	S4	246	6	243	0
	S5	285	3	289	1
	S6	285	5	312	9

*Valor promedio de 5 mediciones.

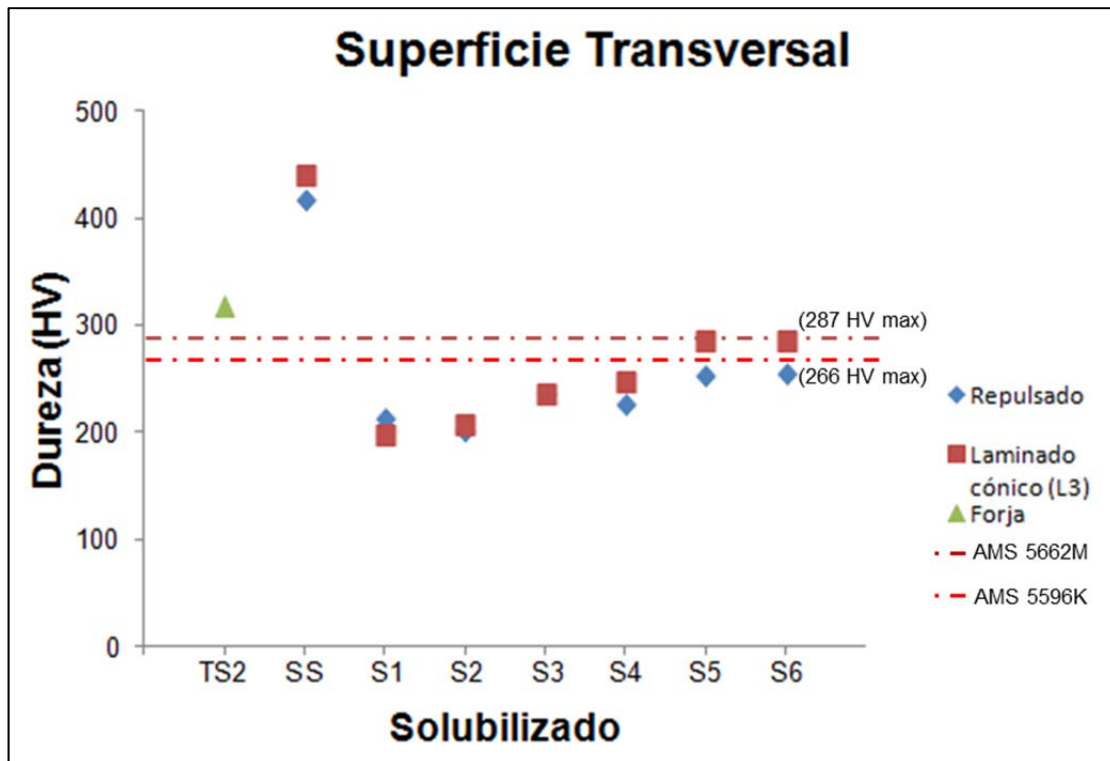


Figura 5-30. Dureza (HV) obtenida en el Inconel 718 en las muestras en condición de forja y laminación en frío (R y L3) bajo diferentes condiciones de solubilizado.

La Tabla 5-3 muestra los resultados obtenidos en los ensayos de tensión a temperatura ambiente (RTT) de las piezas de Inconel 718 a las diferentes condiciones de trabajo mecánico y tratamiento térmico a las que fue sometido.

Los resultados obtenidos en los ensayos de tensión a temperatura ambiente se muestran, de manera gráfica, de la Figura 5-31 a la 5-34. En estas figuras se puede observar el efecto del porcentaje de reducción en frío. Los resultados fueron comparados con el requerimiento de las especificaciones AMS 5696 y AMS 5662 (Inconel 718 en condición de envejecido).

Tabla 5-3. Ensayos de tensión a temperatura ambiente de las muestras de Inconel 718 sometidas a diferentes porcentajes de laminación en frío.

RTT						
Proceso	Tratamiento térmico	Prueba	Esfuerzo máximo (MPa)	Cedencia (MPa)	Elongación (%)	Reducción de área (%)
AMS 5662M			1276 (min)	1034 (min)	12 (min)	15 (min)
AMS 5596K			1241(min)	1034 (min)	12 (min)	---
Forja	TS2	1	988	599	44	31
		2	989	637	46	32
		3	982	622	42	30
		Promedio	986	619	44	31
R	SS	1	1160	997	18	15
		2	1171	993	21	18
		3	1167	1009	15	13
		Promedio	1166	1000	18	15
	S4 + E-718	1	1390	1080	17	25
		2	1380	1180	17	25
		3	1390	1090	17	23
		Promedio	1387	1117	17	24
L1	SS	1	1220	1145	9	8
		2	1247	1155	6	5
		3	1229	1096	10	9
		Promedio	1232	1132	8	7.5
	S4 + E-718	1	1330	1040	16	33
		2	1360	1000	15	28
		3	1340	1080	16	33
		Promedio	1343	1040	16	31
L2	SS	1	1315	1154	12	11
		2	1320	1164	7	6
		3	*			
		Promedio	1318	1159	9	8
	S4 + E-718	1	1430	1040	17	26
		2	1410	1100	15	24
		3	*			
		Promedio	1420	1070	16	25
L3	SS	1	1347	1061	10	9
		2	1305	1155	5	5
		3	*			
		Promedio	1326	1108	7	7
	S4 + E-718	1	1400	1170	12	17
		2	1400	1140	12	17
		3	1390	1170	16	20
		Promedio	1397	1160	13	18

*Debido a problemas técnicos el ensayo no pudo llevarse a cabo de manera correcta.

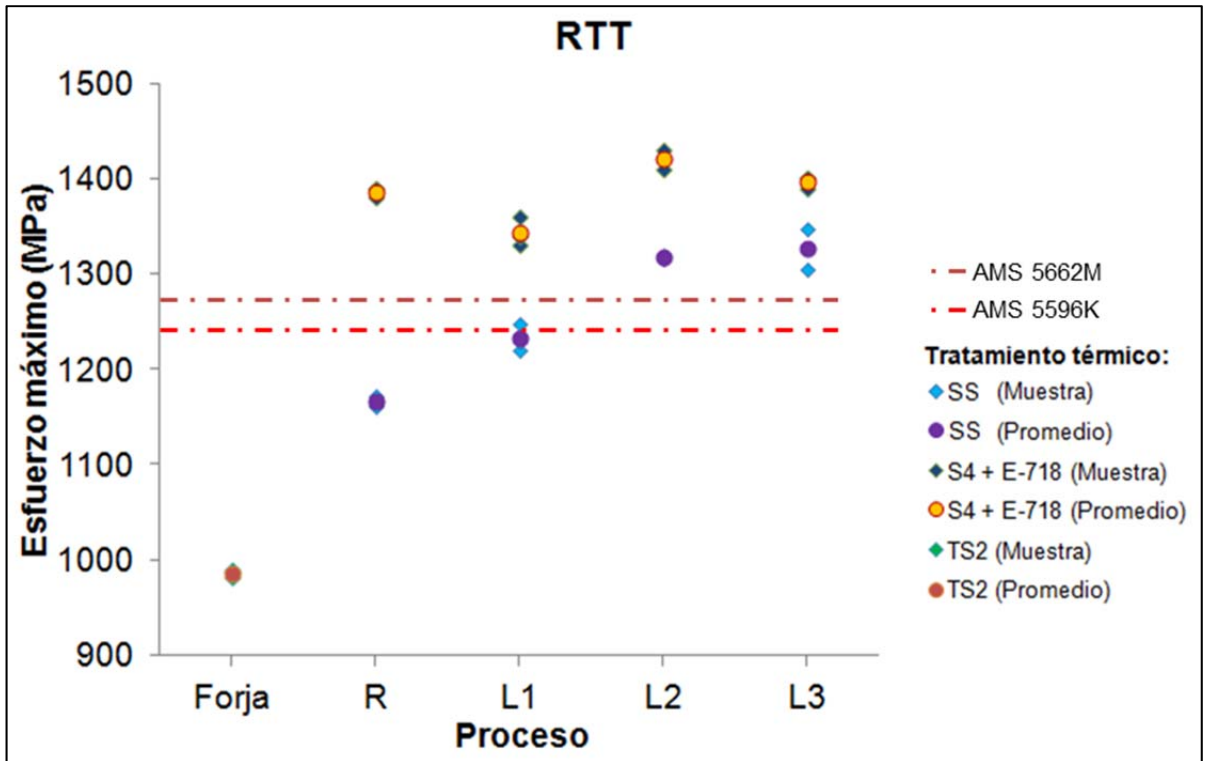


Figura 5-31. RTT-Esfuerzo máximo de las muestras de Inconel 718.

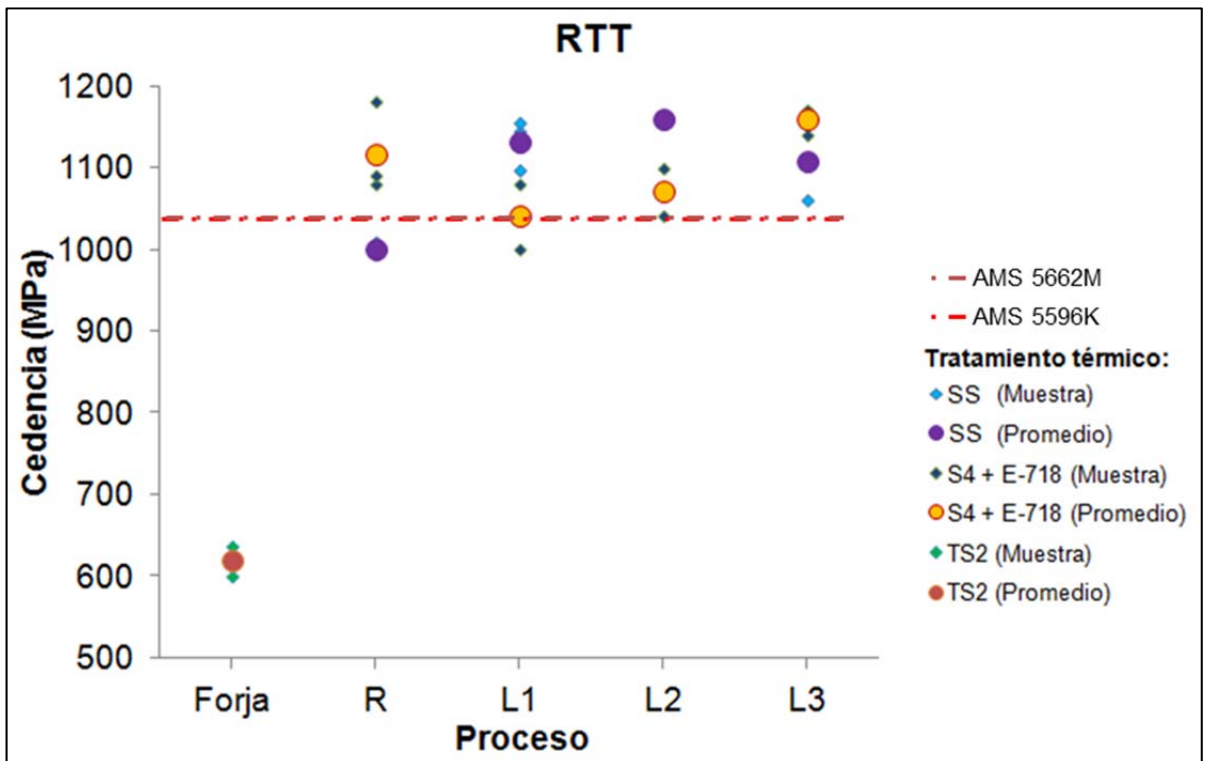


Figura 5-32. RTT-Esfuerzo de cedencia de las muestras de Inconel 718.

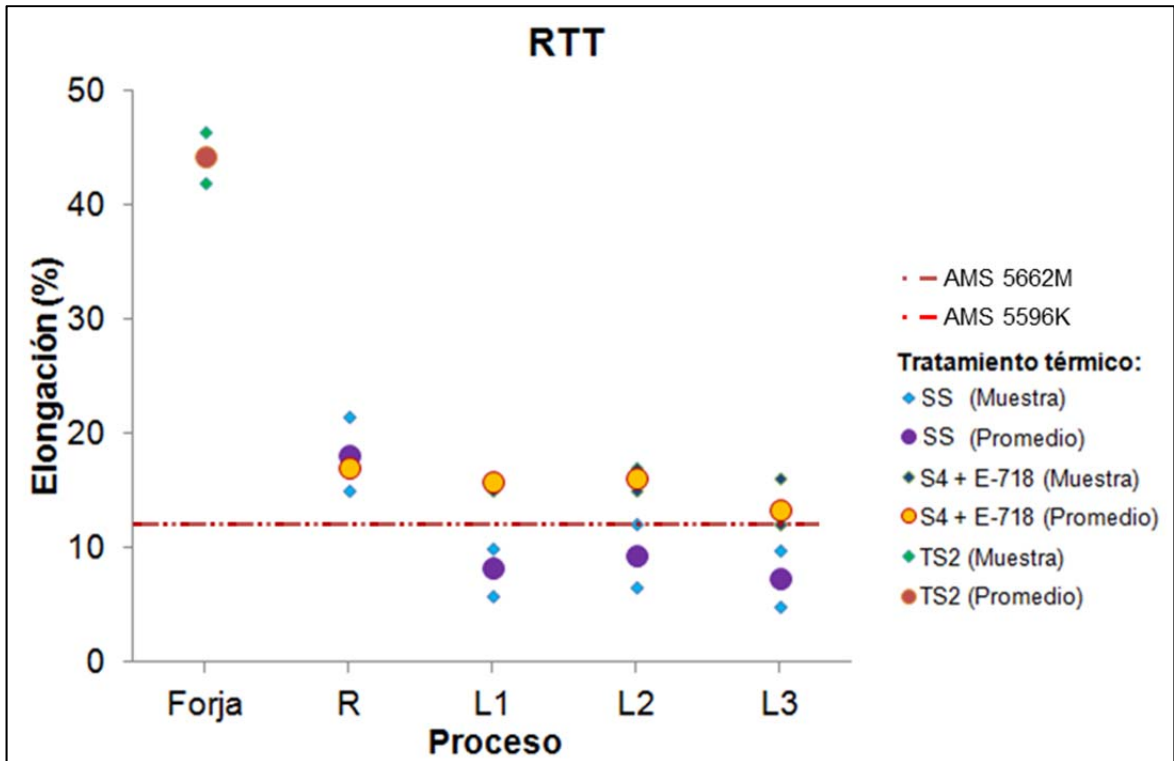


Figura 5-33. RTT-Porcentaje de elongación de las muestras de Inconel 718.

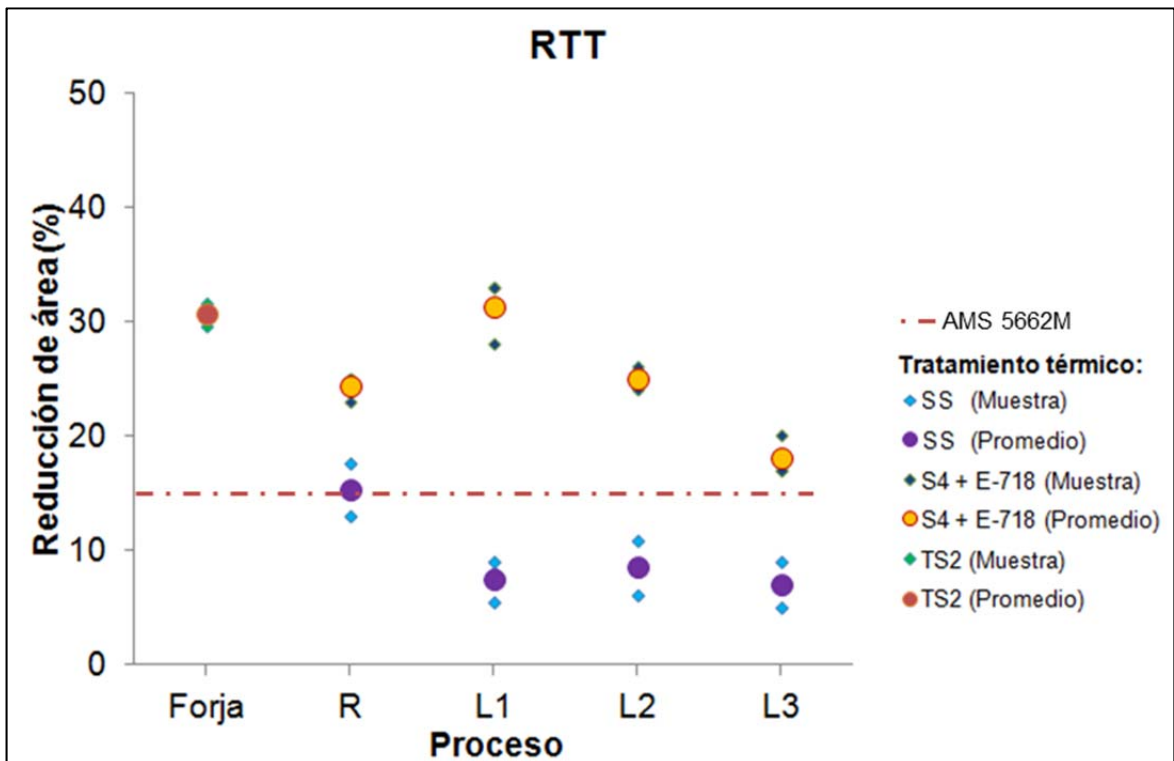


Figura 5-34. Porcentaje de reducción de área de las muestras de Inconel 718.

La Tabla 5-4 muestra los resultados obtenidos en los ensayos de tensión a elevada temperatura (ETT) de las piezas laminadas en frío y tratadas térmicamente (S4+E-718).

Tabla 5-4. Ensayos de tensión a elevada temperatura de las muestras de Inconel 718 sometidas a diferentes porcentajes de laminación en frío.

ETT					
Pieza		Esfuerzo último (MPa)	Cedencia (MPa)	Elongación (%)	Reducción de área (%)
AMS 5662M		1000 (min)	862 (min)	12 (min)	15 (min)
AMS 5596K		1000 (min)	827 (min)	5 (min)	---
R	1	1090	910	11	17.5
	2	1090	825	13	21
	3	1100	870	12	19.5
	Promedio	1093	868	12	19
L1	1	1060	935	11	23.5
	2	1120	930	14	25
	3	1080	995	7	16
	Promedio	1087	953	11	22
L2	1	1140	985	14	25
	2	1130	950	10	19.5
	3	1120	835	17	21
	Promedio	1130	923	14	22
L3	1	1130	960	11	20.5
	2	1110	975	9	16
	3	1130	980	10	12.5
	Promedio	1123	972	10	16

De la Figura 5-35 a la 5-38 se muestra los resultados obtenidos en los ensayos de tensión a elevada temperatura del material en condición de envejecido (tratamiento térmico: S4+E-718).

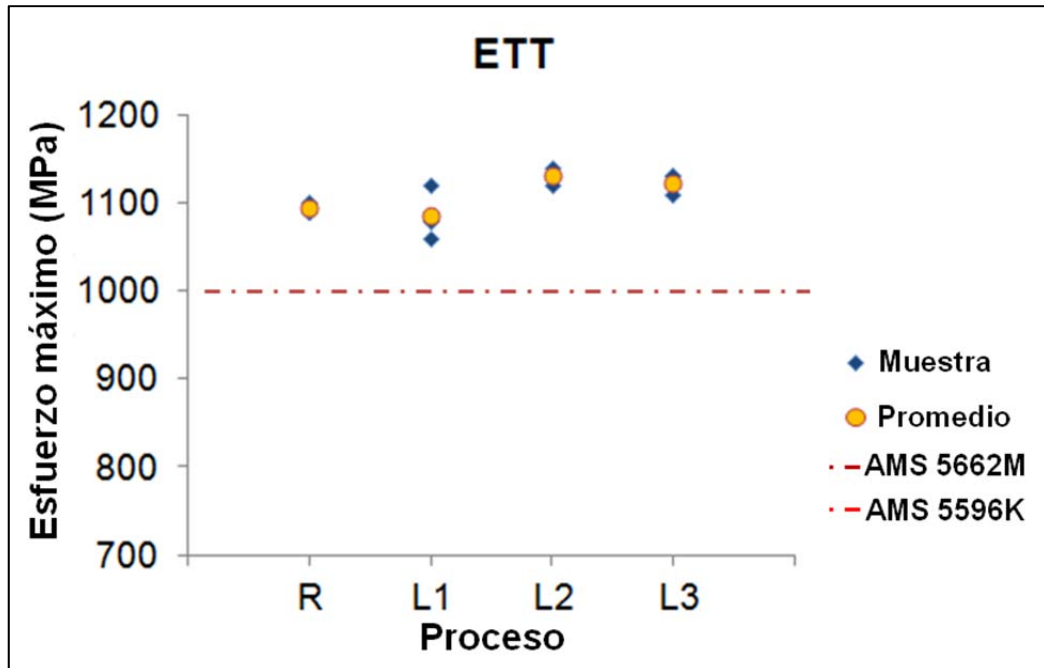


Figura 5-35. ETT-Esfuerzo máximo de las muestras de Inconel 718 laminadas en frío en condición de envejecido (Tratamiento térmico: S4+E-718).

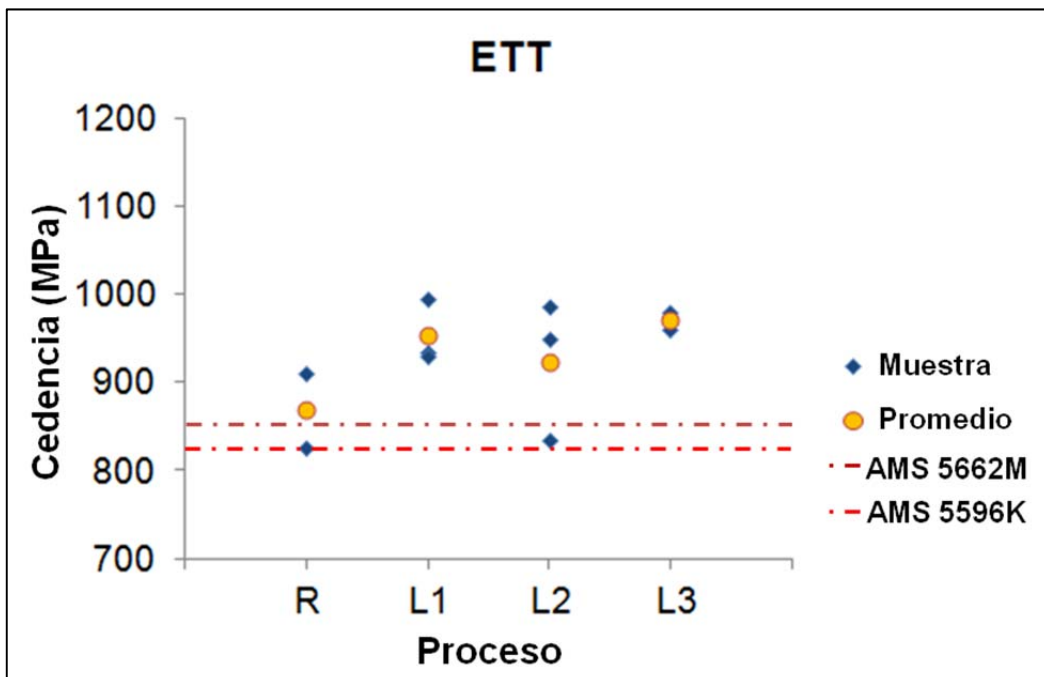


Figura 5-36. ETT-Esfuerzo de cedencia de las muestras de Inconel 718 laminadas en frío en condición de envejecido (Tratamiento térmico: S4+E-718).

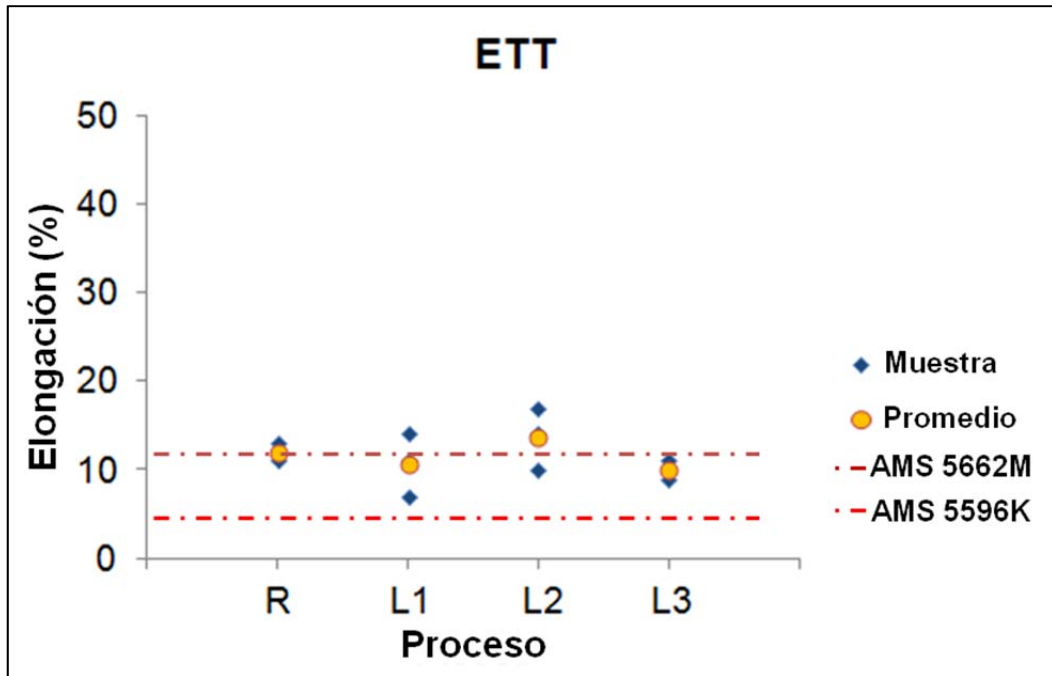


Figura 5-37. ETT- Porcentaje de elongación de las muestras de Inconel 718 laminadas en frío en condición de envejecido (Tratamiento térmico: S4+E-718).

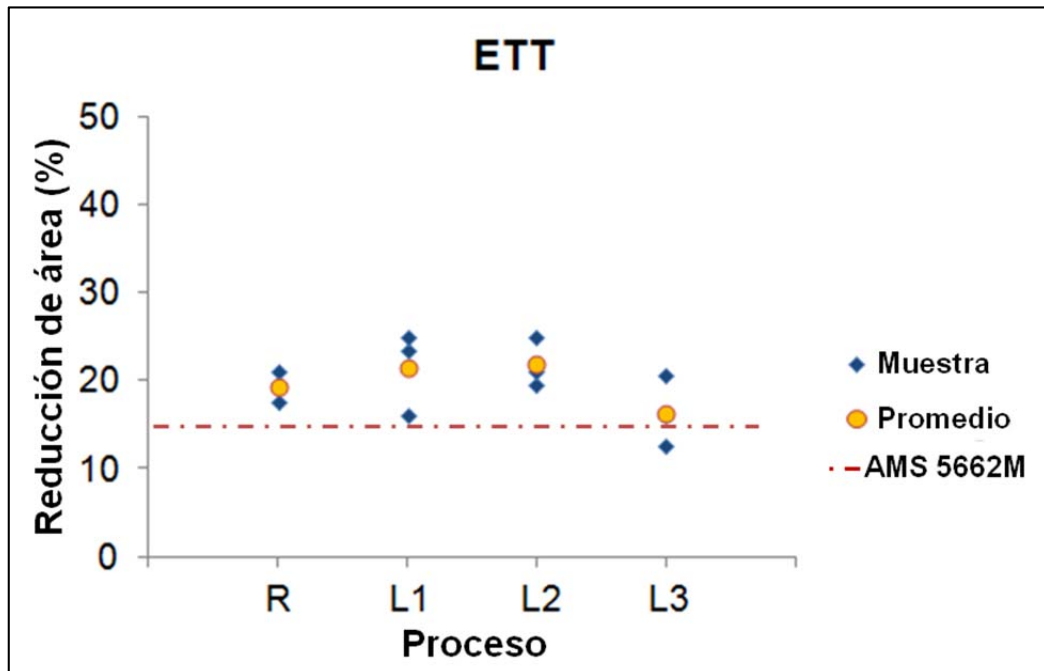


Figura 5-38. ETT- Porcentaje de elongación de las muestras de Inconel 718 laminadas en frío en condición de envejecido (Tratamiento térmico: S4+E-718).

También se obtuvo la dureza de las muestras de Inconel 718 en condición de envejecido. La Tabla 5-5 muestra los resultados obtenidos de las muestras en condición de laminación en frío y posterior al envejecido. La Figura 5-39 muestra que se cumple con el requerimiento de dureza en condición de envejecido requerido por las especificaciones AMS 5662 y AMS 5596.

Tabla 5-5. Dureza (HV) obtenida en las muestras de Inconel 718 laminadas en frío en condición de envejecido.

Muestra		Superficie transversal	
Proceso	Tratamiento térmico	*Dureza (HV)	Desviación estándar
R	SS	417	7
L1		420	11
L2		423	14
L3		440	6
R	S4+E-718	486	5
L1		503	3
L2		517	4
L3		533	12

*Valor promedio de 5 mediciones.

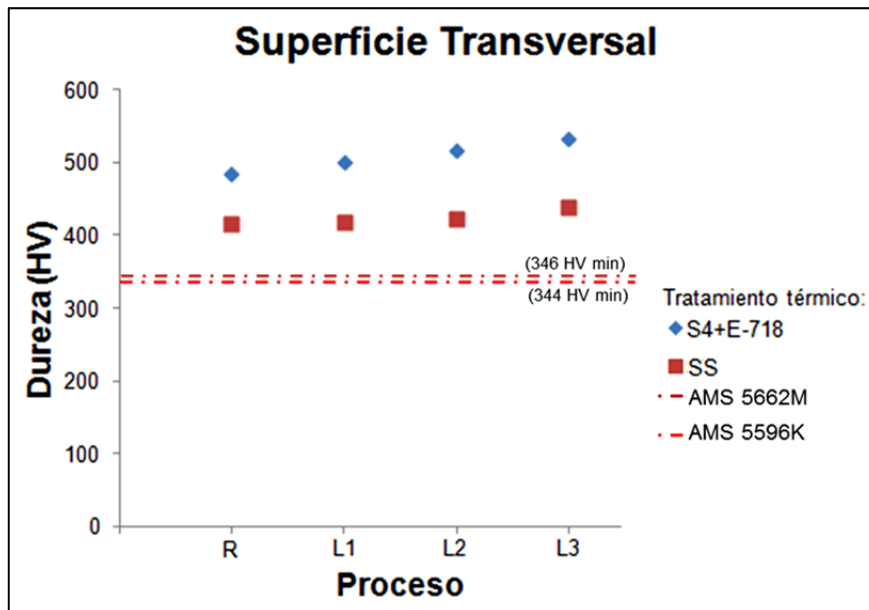


Figura 5-39. Dureza (HV) obtenida en las muestras laminadas en frío con y sin tratamiento térmicamente.

5.2 Inconel 617

5.2.1 Evolución microestructural del Inconel 617

Se analizó la microestructura y se obtuvo el tamaño de grano del Inconel 617 durante los diferentes procesos termo-mecánicos a los que fue sometido. Las Figuras 5-40 y 5-41 muestran la evolución del tamaño de grano durante las distintas etapas de las piezas R y L3, respectivamente.

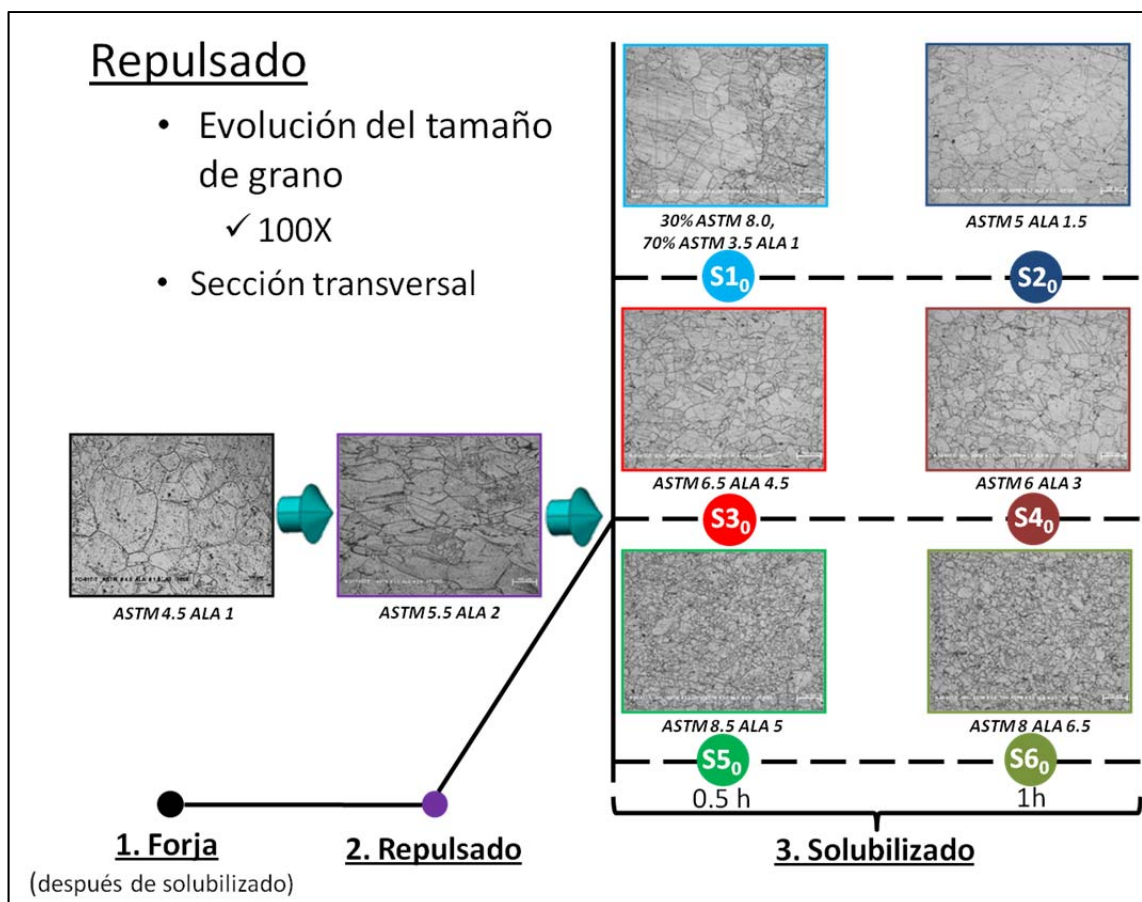


Figura 5-40. Evolución del tamaño de grano en la superficie transversal de la pieza de Inconel 617 repulsada (R) a temperatura ambiente y solubilizada a diferentes condiciones.

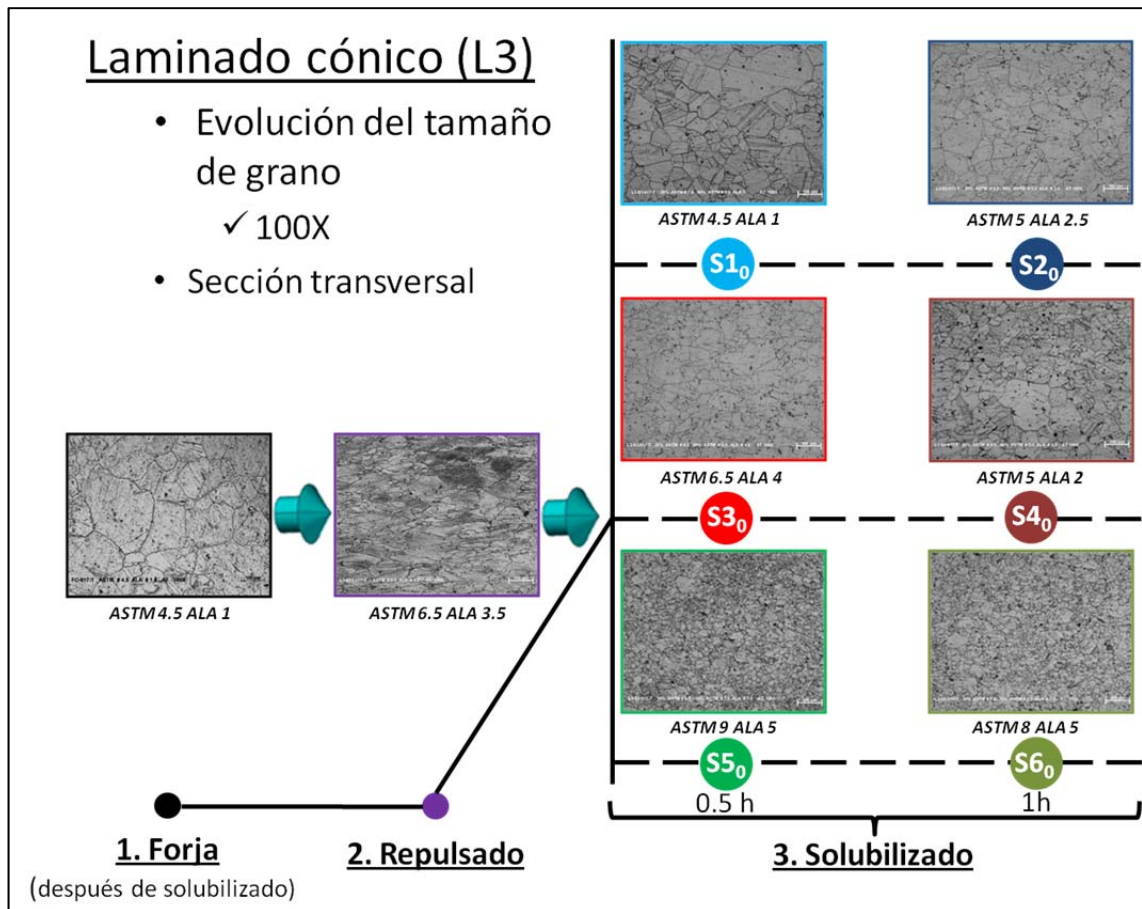


Figura 5-41. Evolución del tamaño de grano de la superficie longitudinal de la pieza de Inconel 617 laminada cónicamente (L3) a temperatura ambiente y solubilizada a diferentes condiciones.

Se caracterizó la microestructura en la superficie transversal de las muestras de Inconel 617, ver de la Figura 5-42 a la 5-56. De la Figura B16 a la B21 se muestran las metalografías evaluadas en la superficie longitudinal. Debido a que se demostró en el Inconel 718 que la dirección de laminación no tenía efecto en el tamaño de grano, solo se analizó en la superficie longitudinal las muestras S2₀ y S6₀.

En la Tabla 5-8 se observan los resultados del tamaño de grano obtenido en las muestras R y L3 (piezas con menor y mayor deformación en frío, respectivamente) sometidas bajo diferentes condiciones termo-mecánicas, así como el material en condición de forja.

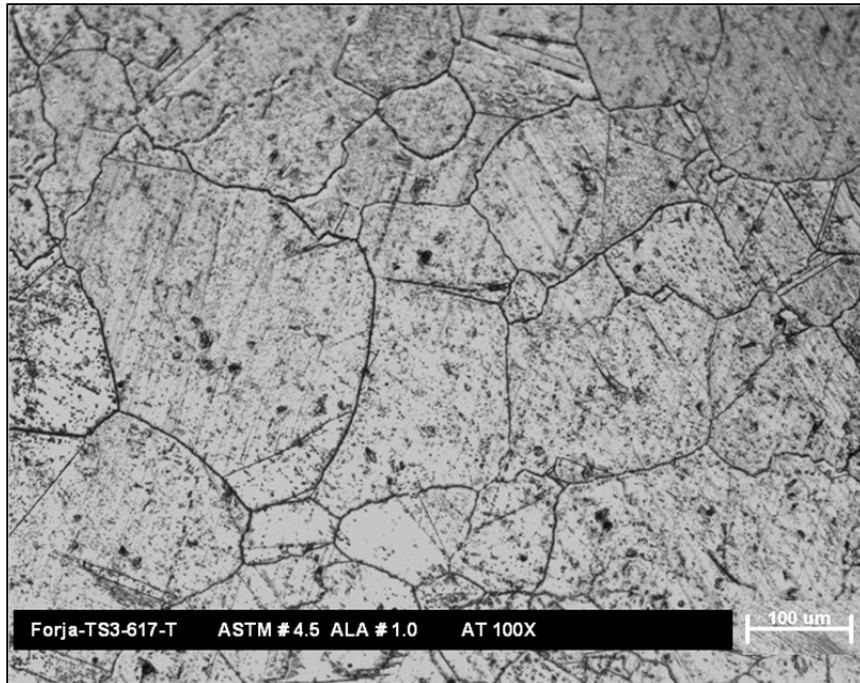


Figura 5-42. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra en condición de forja y solubilizada.

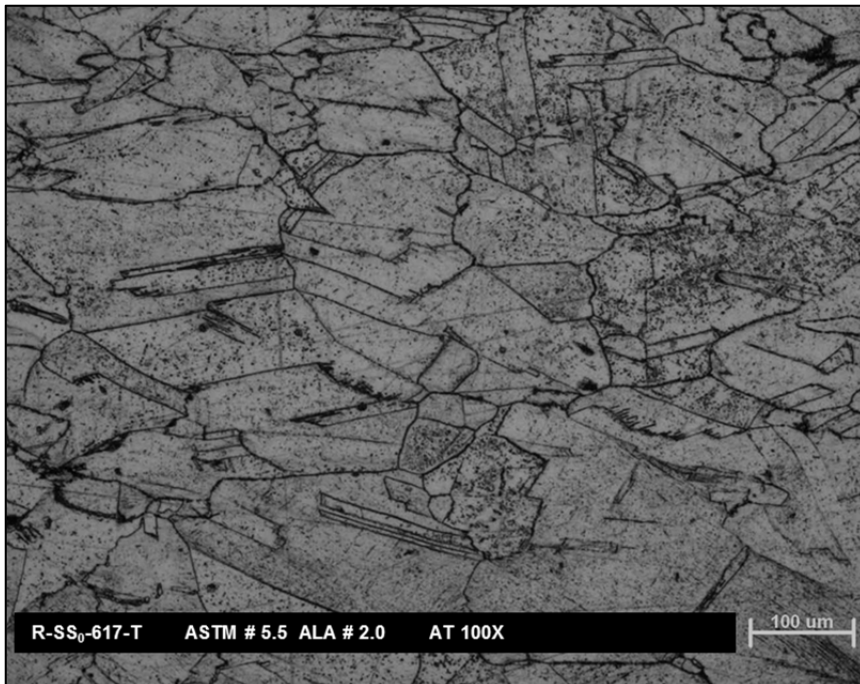


Figura 5-43. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R sin tratamiento térmico.

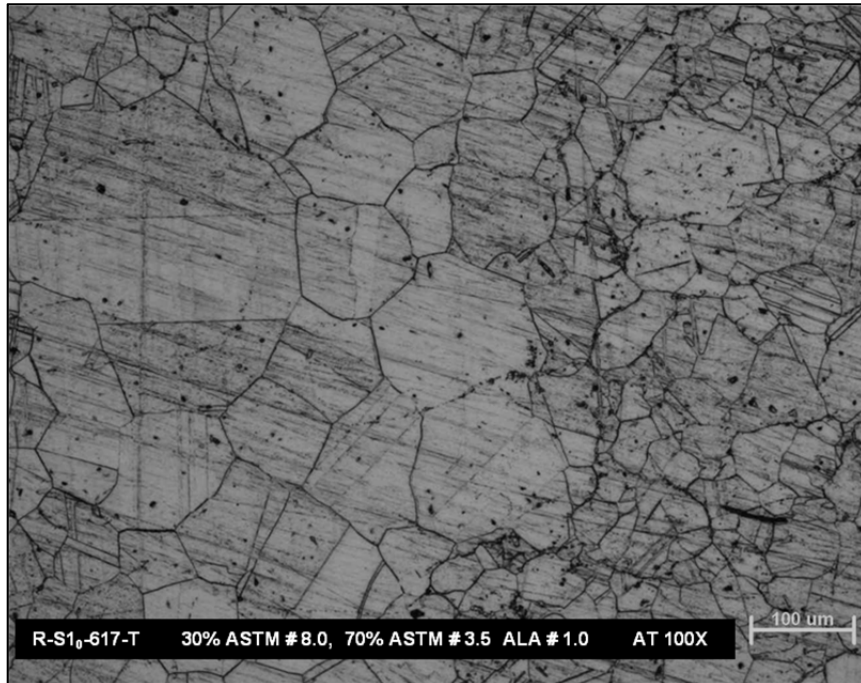


Figura 5-44. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S1₀.

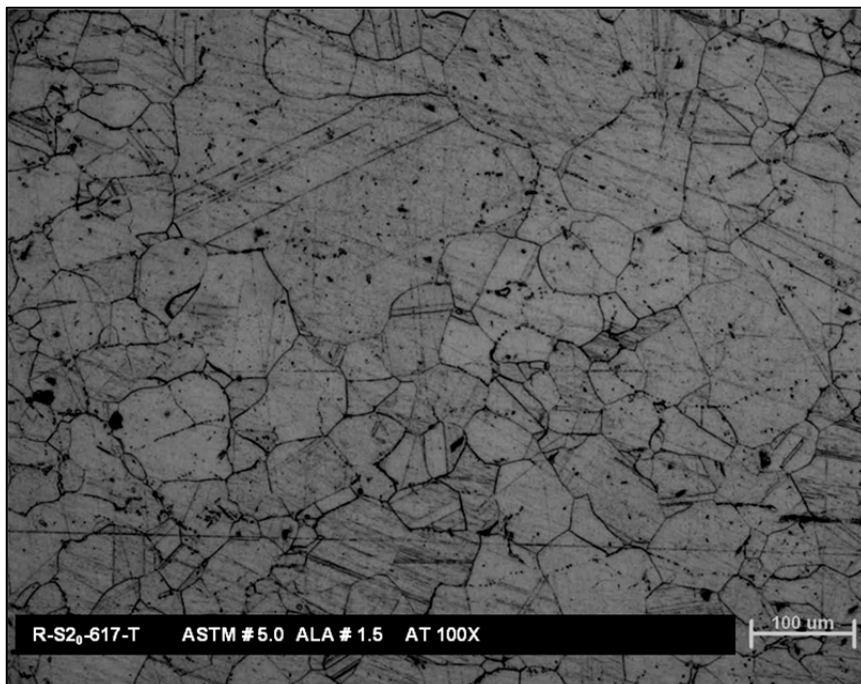


Figura 5-45. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S2₀.



Figura 5-46. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S3₀.

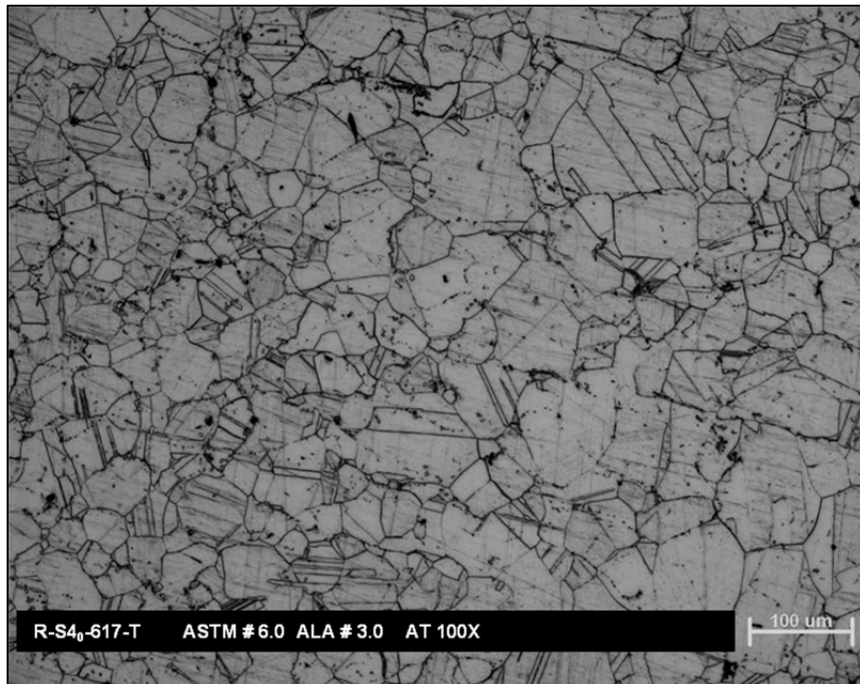


Figura 5-47. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S4₀.



Figura 5-48. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S5₀.

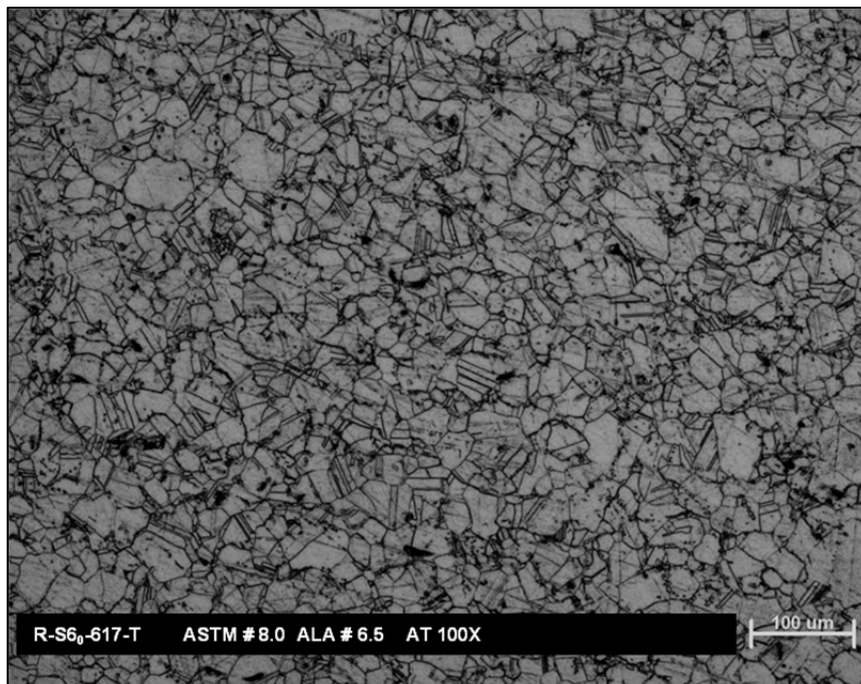


Figura 5-49. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S6₀.

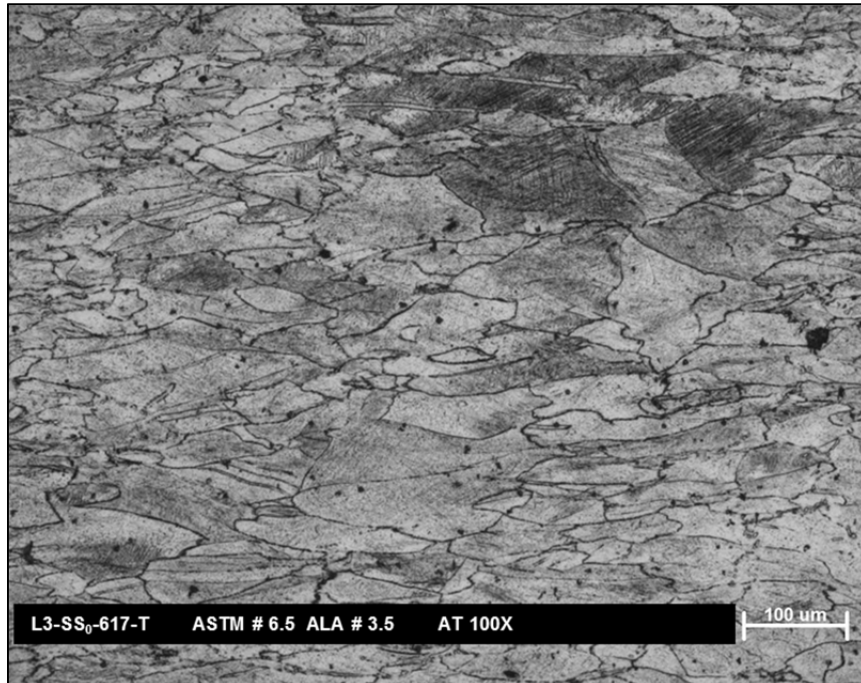


Figura 5-50. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 sin tratamiento térmico.

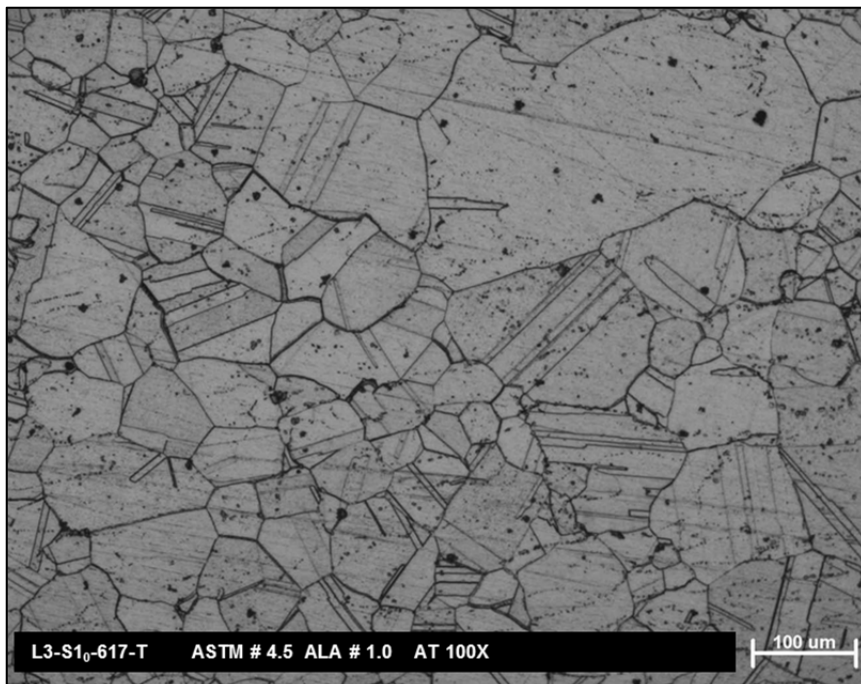


Figura 5-51. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S1₀.

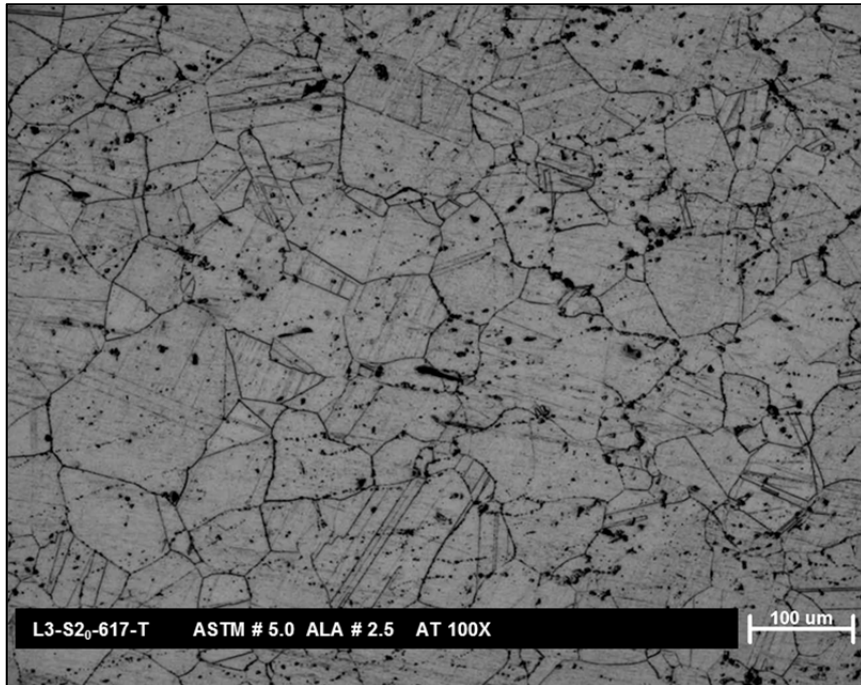


Figura 5-52. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S20.

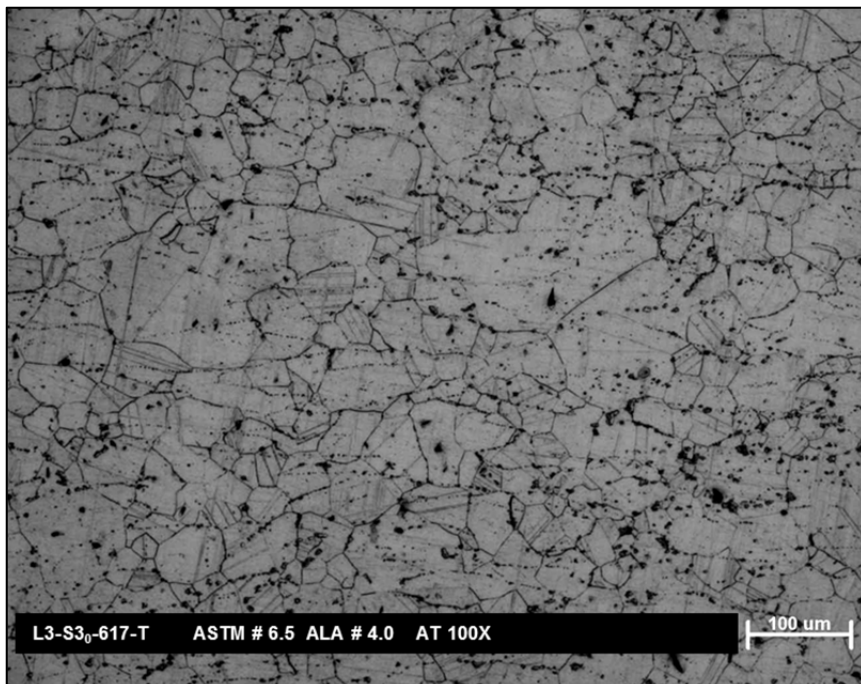


Figura 5-53. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S30.

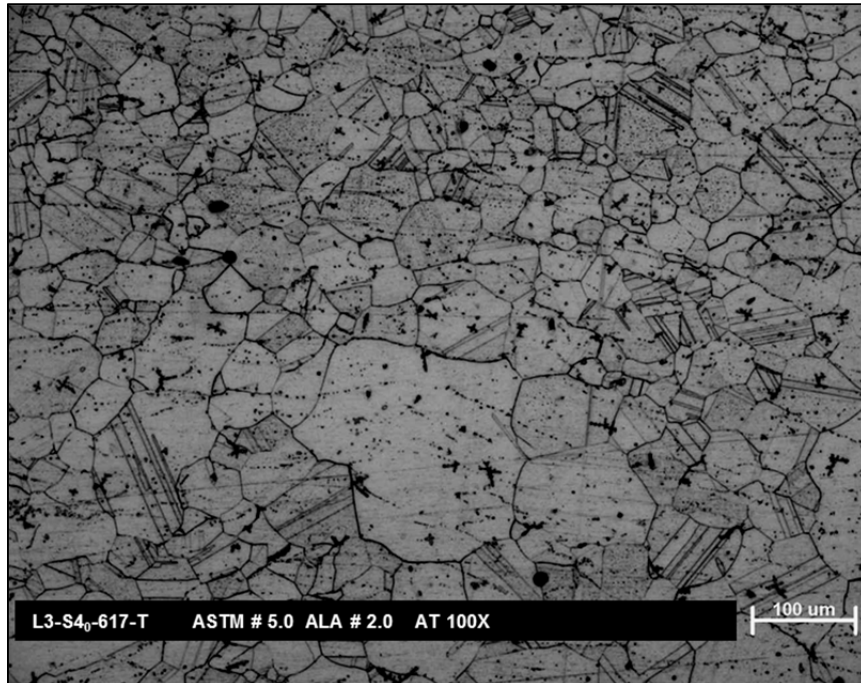


Figura 5-54. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S4₀.

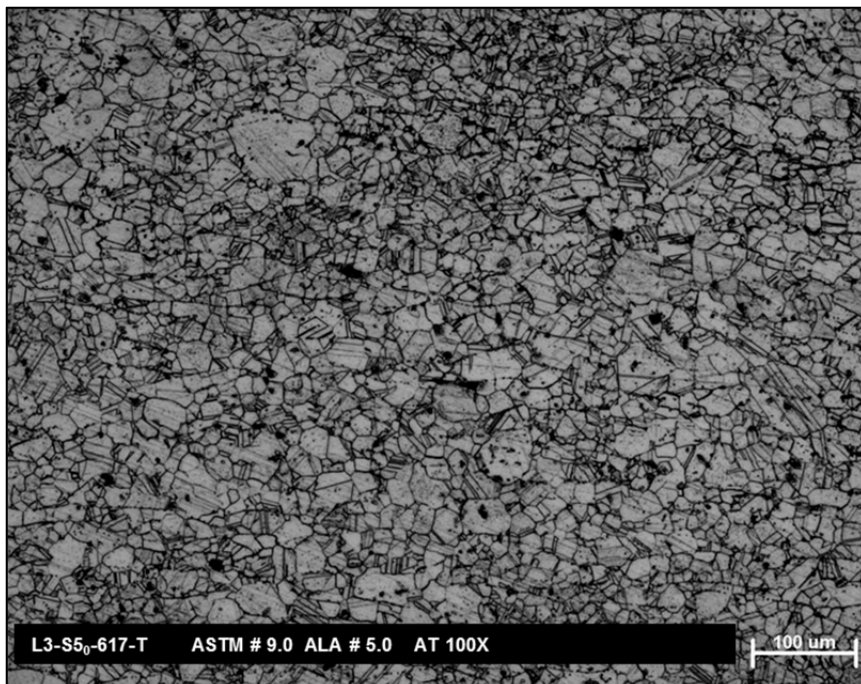


Figura 5-55. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S5₀.

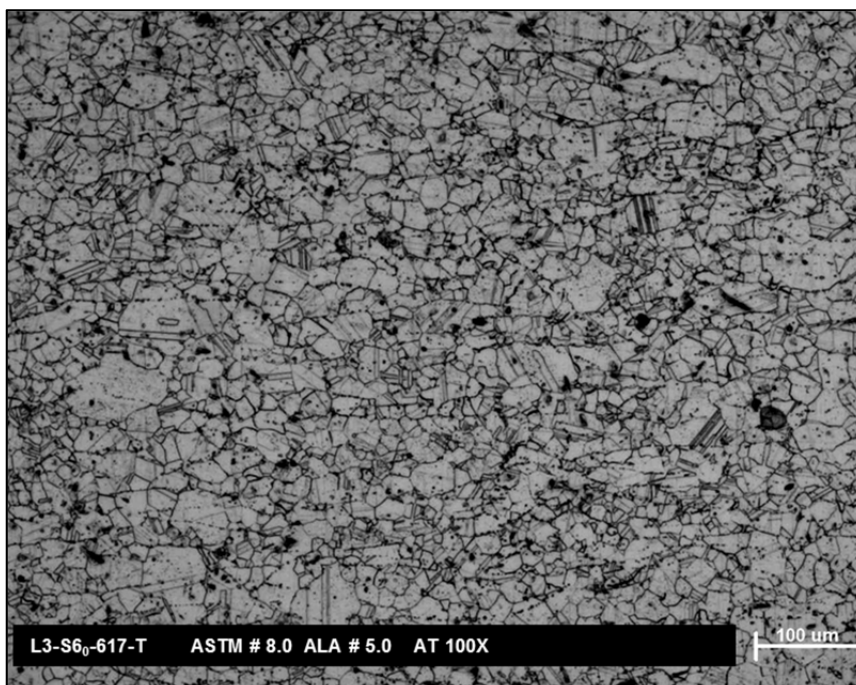


Figura 5-56. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S6₀.

Tabla 5-6. Evaluación del tamaño de grano de las piezas R y L3 de Inconel 617 a diferentes solubilizados.

Proceso		*Tamaño de Grano (Superficie transversal)	
		ASTM	μm
Forja	TS3	ASTM 4.5 ALA 1	75.5 μm ALA 254 μm
Repulsado (R)	SS ₀	ASTM 5.5 ALA 2.5	53.4 μm ALA 151 μm
	S1 ₀	30% ASTM 8, 70% ASTM 3.5 ALA 2	30% 22.5 μm, 70% 106.8 μm ALA 179.6 μm
	S2 ₀	ASTM 5 ALA 1.5	63.5 μm ALA 213.6 μm
	S3 ₀	ASTM 6.5 ALA 4.5	37.8 μm ALA 75.5 μm
	S4 ₀	ASTM 6 ALA 3	44.9 μm ALA 127 μm
	S5 ₀	ASTM 8.5 ALA 5	18.9 μm ALA 63.5 μm
	S6 ₀	ASTM 8 ALA 6.5	22.5 μm ALA 37.8 μm
Laminado cónico (L3)	SS ₀	ASTM 6.5 ALA 3.5	37.8 μm ALA 106.8 μm
	S1 ₀	ASTM 4.5 ALA 1	75.5 μm ALA 254 μm
	S2 ₀	ASTM 5 ALA 2.5	63.5 μm ALA 151 μm
	S3 ₀	ASTM 6.5 ALA 4	37.8 μm ALA 89.8 μm
	S4 ₀	ASTM 5 ALA 2	63.5 μm ALA 179.6 μm
	S5 ₀	ASTM 9 ALA 5	15.9 μm ALA 63.5 μm
	S6 ₀	ASTM 8 ALA 5	22.5 μm ALA 63.5 μm

*El tamaño de grano reportado corresponde a la evaluación de toda la sección analizada.

La Figura 5-57 muestra la comparativa entre la evaluación del tamaño de grano en las piezas R y L3 y el requerimiento de una especificación genérica (para este estudio se denominó especificación genérica A). Esta especificación es utilizada para componentes de la industria aeroespacial y de generación energía, industrias de interés para este estudio.

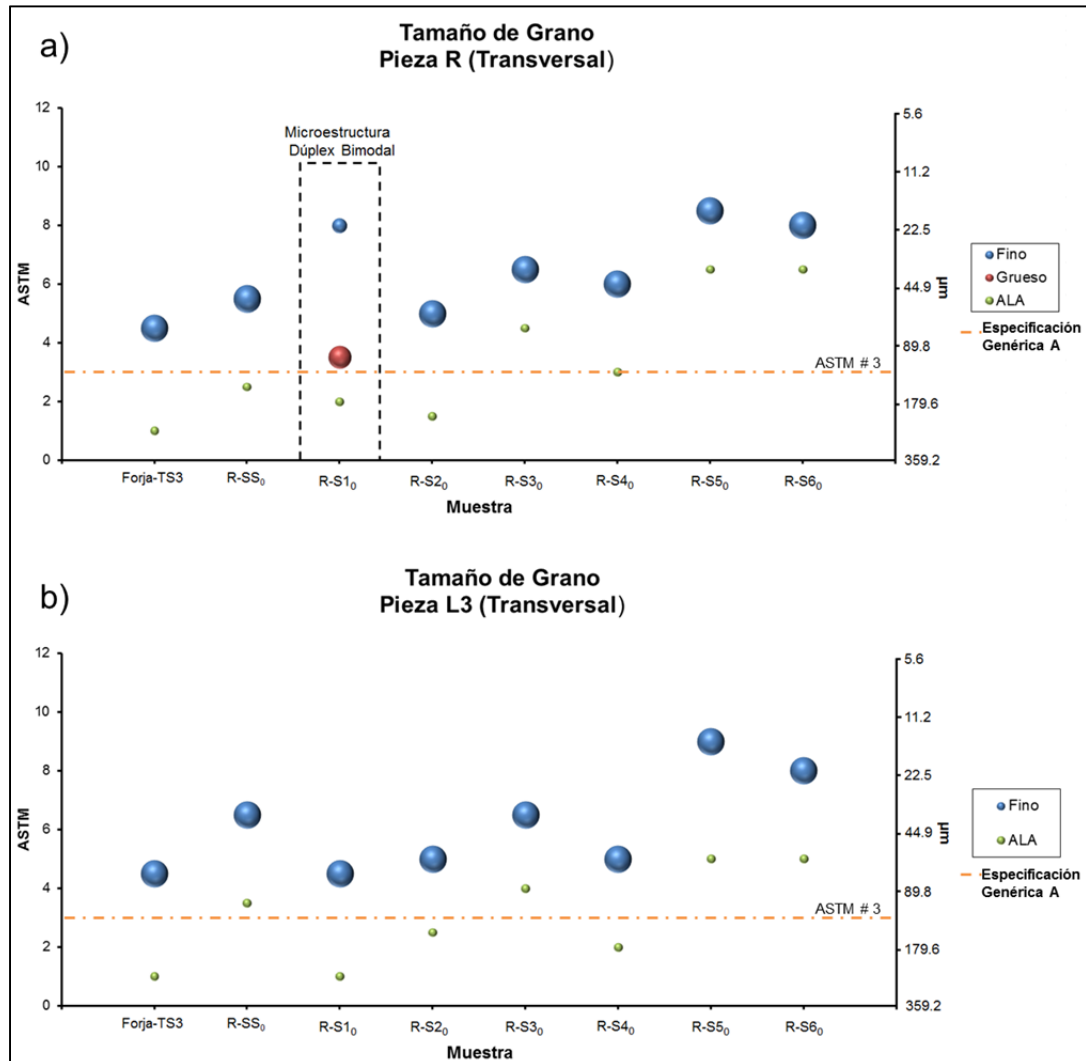


Figura 5-57. Análisis microestructural en la superficie transversal de las muestras de Inconel 617 bajo diferentes condiciones: a) Repulsado (R) y b) Laminado cónico (L3).

Las Figuras 5-49, 5-56, 5-58 y 5-59 muestran la microestructura en la superficie transversal de las piezas de Inconel 617 que fueron sometidas a laminación en frío y solubilizadas (S₆₀).

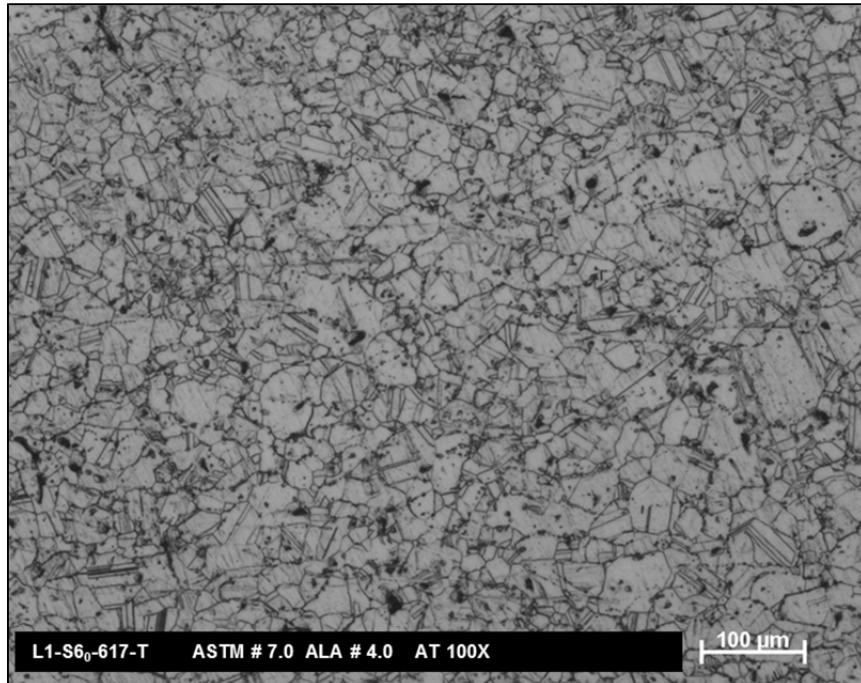


Figura 5-58. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L1 con solubilizado S60.

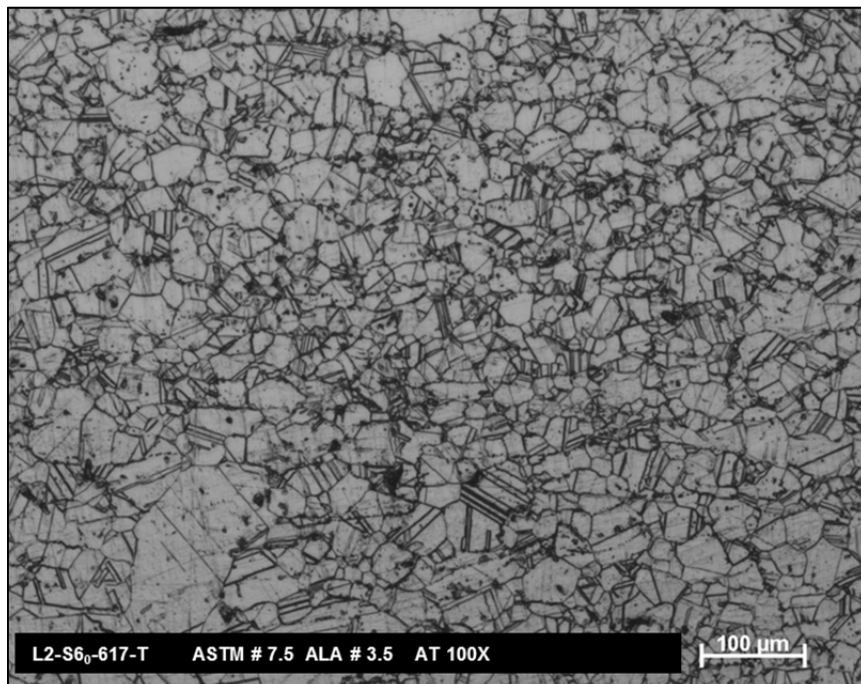


Figura 5-59. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L2 con solubilizado S60.

Se puede observar en la Figura 5-60 la evaluación microestructural de las muestras laminadas en frío a diferentes porcentajes de reducción sometidas al tratamiento de solubilizado S6₀.

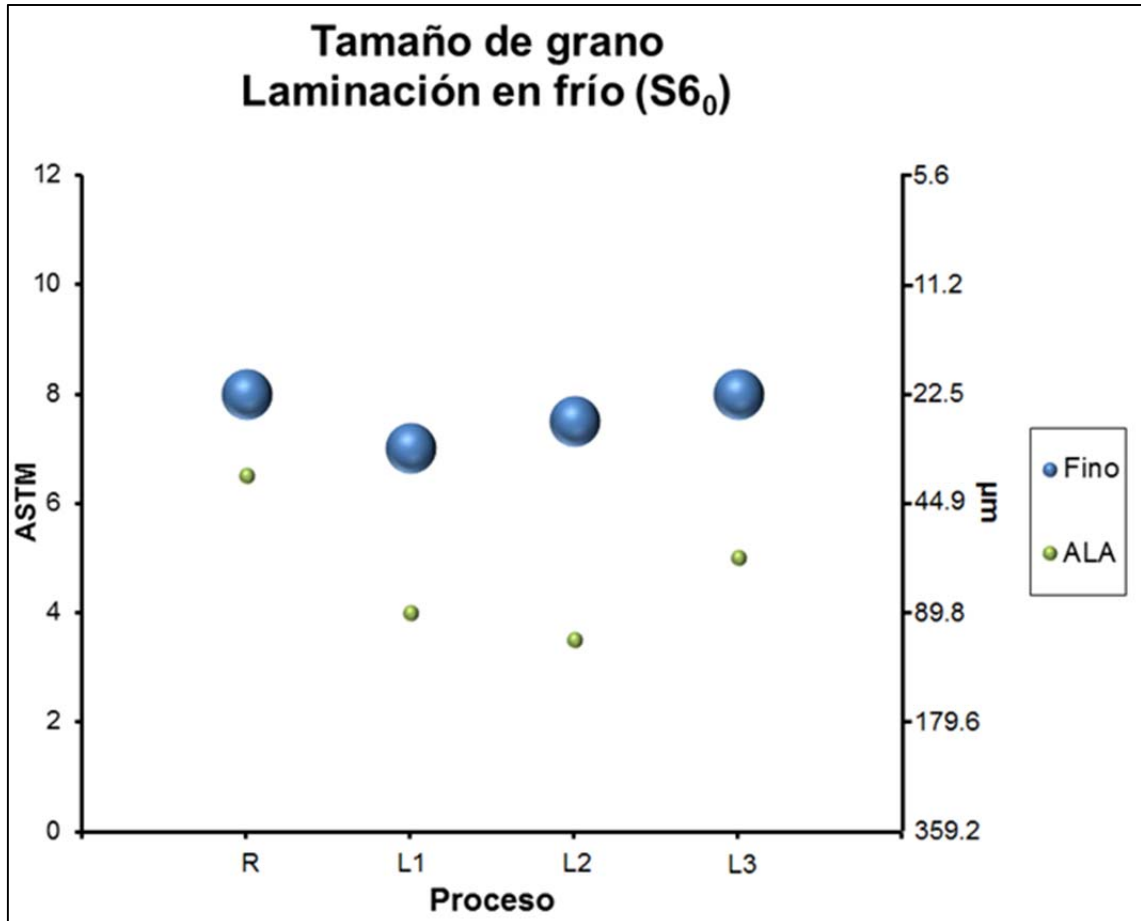


Figura 5-60. Análisis microestructural en la superficie transversal de las muestras de Inconel 617 laminadas en frío en condición de solubilizado (S6₀).

La Figura 5-61 presenta los resultados obtenidos del análisis de EDS de la pieza L3 bajo el tratamiento de solubilizado S6₀. Se observó la presencia de carburos ricos en Cr (tipo M₂₃C₆). La Figura B22 presenta el mismo análisis para las muestras en condición de forja (Forja-TS3) y laminado en frío (L3-S2₀ y L3-S4₀).

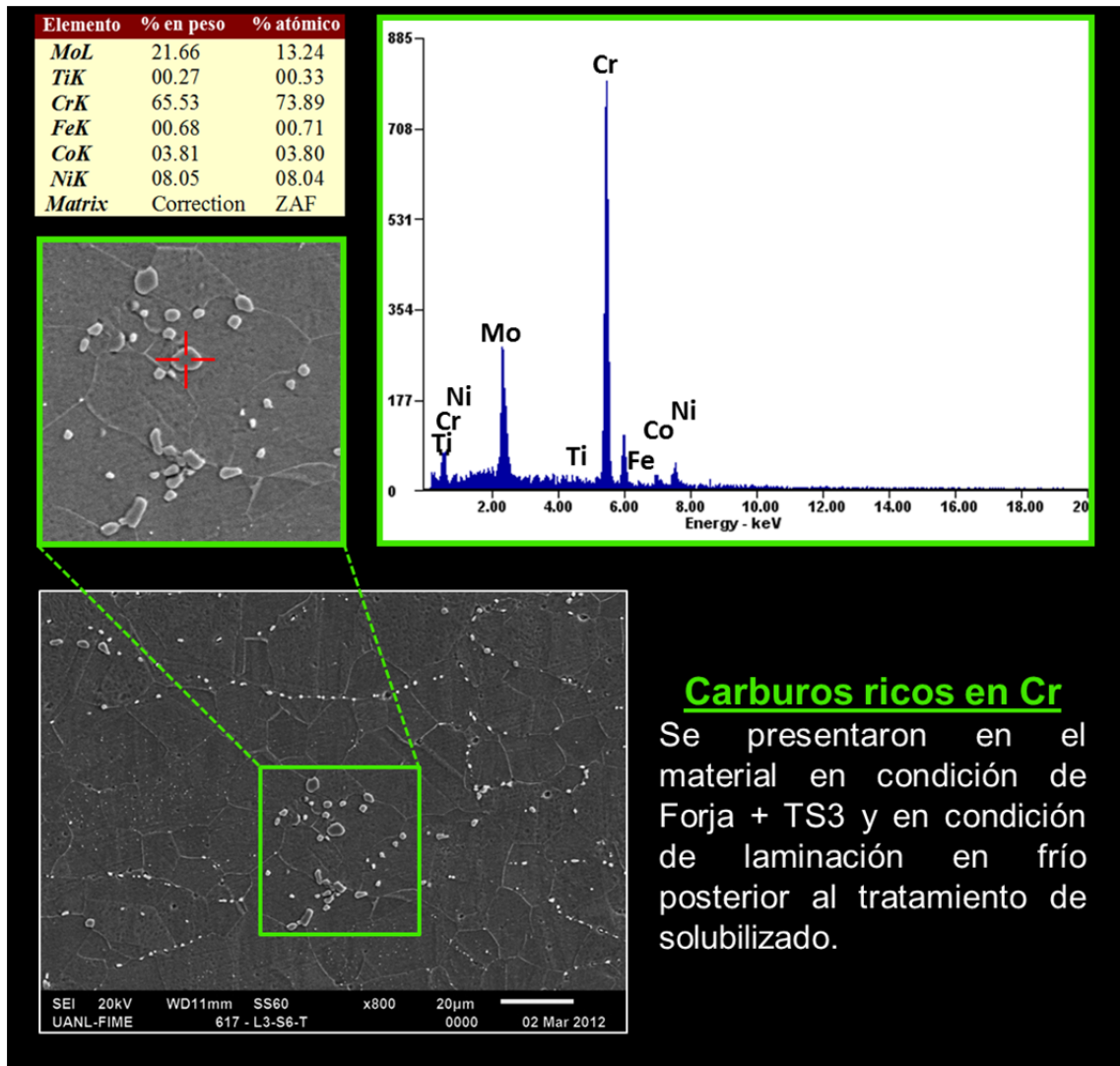


Figura 5-61. Análisis semicuantitativo y cualitativo mediante EDS de la muestra L3 de Inconel 617 bajo el tratamiento de solubilizado S6₀.

Se observa el efecto de la temperatura de solubilizado en la precipitación de los carburos de Cr, Figura 5-62. No se encontraron otro tipo de precipitados en la aleación Inconel 617 bajo estas condiciones de formado y tratamiento térmico.

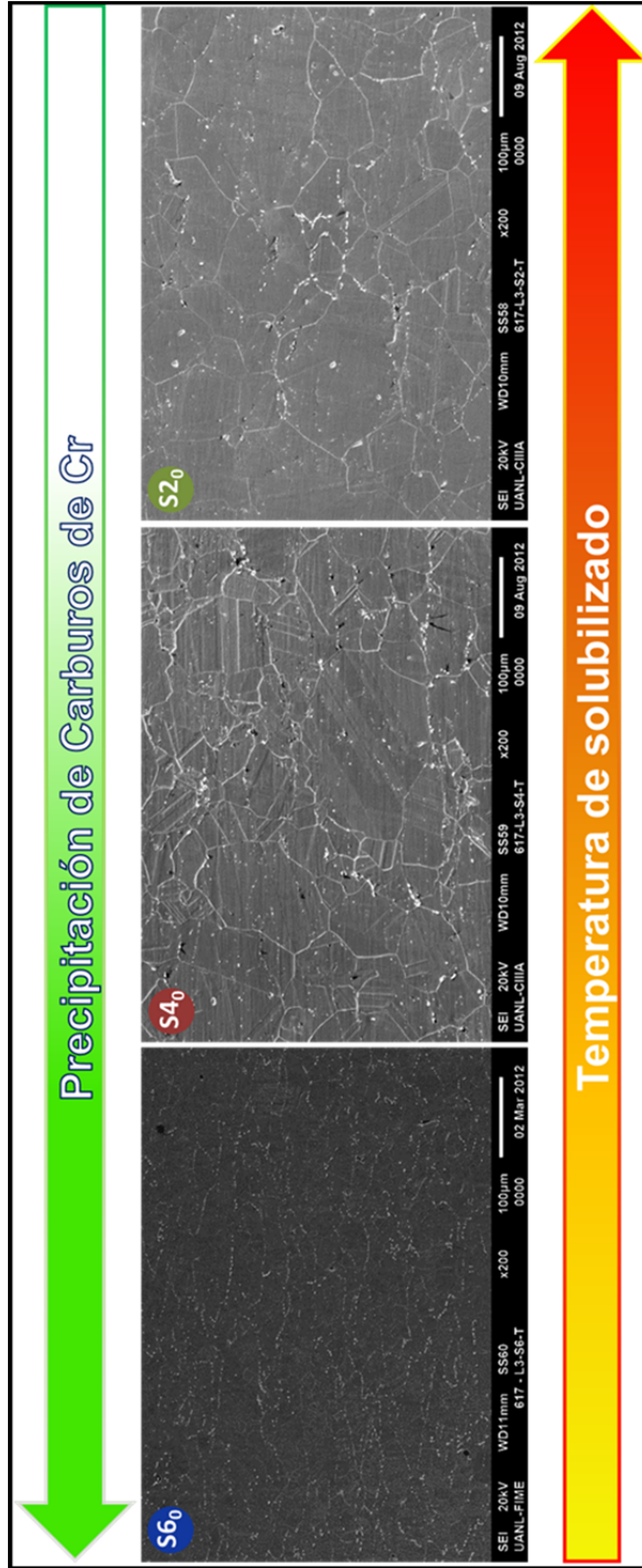


Figura 5-62. Efecto de la temperatura de solubilizado en la precipitación de carburos de Cr en el Inconel 617 laminado en frío. Análisis de SEM mediante la técnica de electrones secundarios. Imagen a 200X.

5.2.2 Evaluación de las propiedades mecánicas en el Inconel 617

En la Tabla 5-7 se observa la dureza del material sometido a diferentes tratamientos de solubilizado. Se puede observar efecto de la laminación en frío sobre el endurecimiento del material. La Figura 5-63 muestra la caída de dureza del material posterior al solubilizado. Además se observa que la dureza de las muestras de la pieza R se mantiene muy similar sin importar el tratamiento de solubilizado utilizado.

Tabla 5-7. Dureza (HV) obtenida en las muestras de Inconel 617 sin tratamiento térmico y bajo distintos solubilizado para las piezas R, L3 y el material en condición de forja.

Muestra		Superficie transversal	
Proceso	Condición	*Dureza (HV)	Desviación estándar
Forja	TS3	219	7
Repulsado (R)	SS ₀	379	12
	S1 ₀	221	13
	S2 ₀	234	10
	S3 ₀	236	10
	S4 ₀	229	9
	S5 ₀	230	13
	S6 ₀	241	8
Laminado cónico (L3)	SS ₀	475	6
	S1 ₀	227	9
	S2 ₀	248	3
	S3 ₀	280	10
	S4 ₀	257	12
	S5 ₀	294	6
	S6 ₀	285	11

*Valor promedio de 5 mediciones.

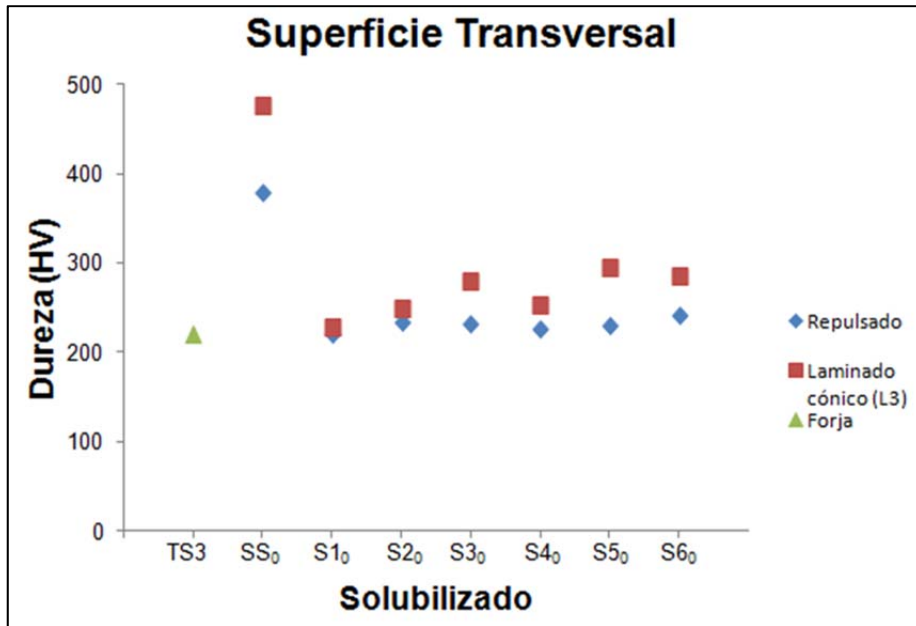


Figura 5-63. Dureza (HV) obtenida en el Inconel 617 en las muestras en condición de forja y laminación en frío (R y L3) bajo diferentes condiciones de solubilizado.

La Tabla 5-8 presenta la dureza obtenida de las muestras de Inconel 617 laminadas en frío (bajo diferentes porcentajes de deformación) y solubilizadas (S6₀). La Figura 5-64 muestra los resultados.

Tabla 5-8. Dureza (HV) obtenida en las muestras de Inconel 617 laminadas en frío en condición de solubilizado (S6₀).

Muestra		Superficie transversal	
Proceso	Tratamiento térmico	*Dureza (HV)	Desviación estándar
R	SS ₀	380	12
L1		423	12
L2		427	13
L3		455	20
R	S6 ₀	241	8
L1		250	3
L2		258	9
L3		285	11

*Valor promedio de 5 mediciones.

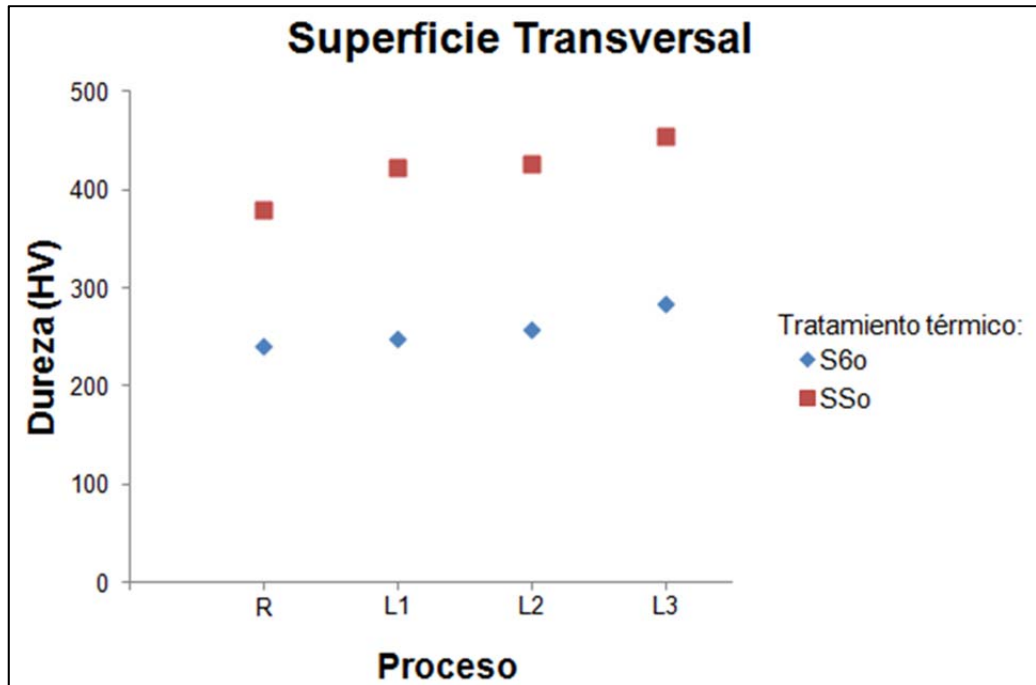


Figura 5-64. Dureza (HV) obtenida en las muestras laminadas en frío con y sin tratamiento térmico.

En la Tabla 5-9 se observan los resultados obtenidos en los ensayos de tensión a temperatura ambiente (RTT) de las piezas de Inconel 617 a las diferentes condiciones de trabajo mecánico y tratamiento térmico a las que fue sometido.

Los resultados obtenidos de los ensayos de tensión a temperatura ambiente se observan de la Figura 5-65 a la 5-67. Se pudo observar el efecto en las propiedades mecánicas del material cuando está en condición de laminación en frío y posterior a un tratamiento de solubilizado. Los resultados fueron comparados con el requerimiento de las especificaciones AMS 5887 [193], AMS 5888 [62] y la especificación genérica A. Los requerimientos del Inconel 617 son en condición de solubilizado.

Tabla 5-9. Ensayos de tensión a temperatura ambiente de las muestras de Inconel 617 sometidas a diferentes porcentajes de laminación en frío.

RTT					
Proceso	Tratamiento térmico	Prueba	Esfuerzo máximo (MPa)	Cedencia (MPa)	Elongación (%)
AMS 5888C			689	276	40
AMS 5887C			655	241	35
Especificación Genérica A			655	240	35
Forja	TS3	1	856	478	57
		2	856	474	60
		3	874	489	66
		Promedio	862	480	61
R	SS ₀	1	1058	957	18
		2	1066	972	17
		3	1043	931	19
		Promedio	1056	953	18
	S6 ₀	1	840	355	39
		2	850	357	45
		3	825	356	41
		Promedio	838	356	42
L1	SS ₀	1	1244	980	12
		2	1250	988	10
		3	1254	1009	11
		Promedio	1249	992	11
	S6 ₀	1	855	369	46
		2	845	366	42
		3	850	370	40
		Promedio	850	368	43
L2	SS ₀	1	1355	1181	13
		2	1351	1162	16
		3	1365	1163	11
		Promedio	1357	1169	14
	S6 ₀	1	860	371	40
		2	855	360	43
		3	840	356	45
		Promedio	852	362	43
L3	SS ₀	1	1411	1100	12
		2	1437	1147	12
		3	1444	1176	12
		Promedio	1431	1141	12
	S6 ₀	1	850	359	41
		2	860	360	40
		3	860	364	42
		Promedio	857	361	41

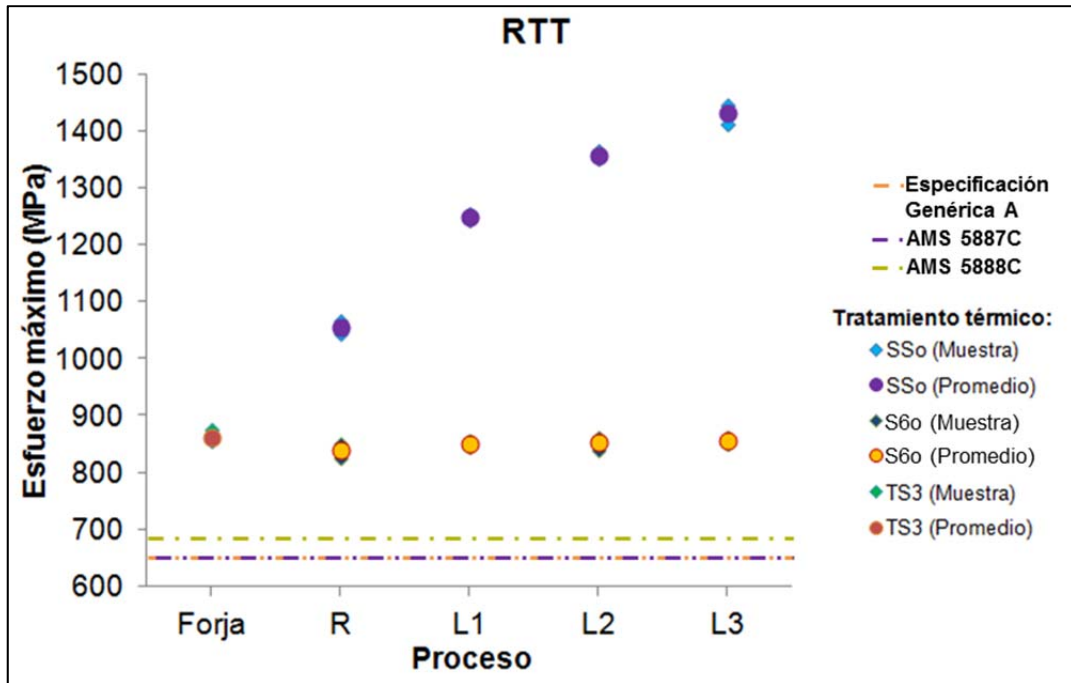


Figura 5-65. RTT-Esfuerzo máximo de las muestras de Inconel 617.

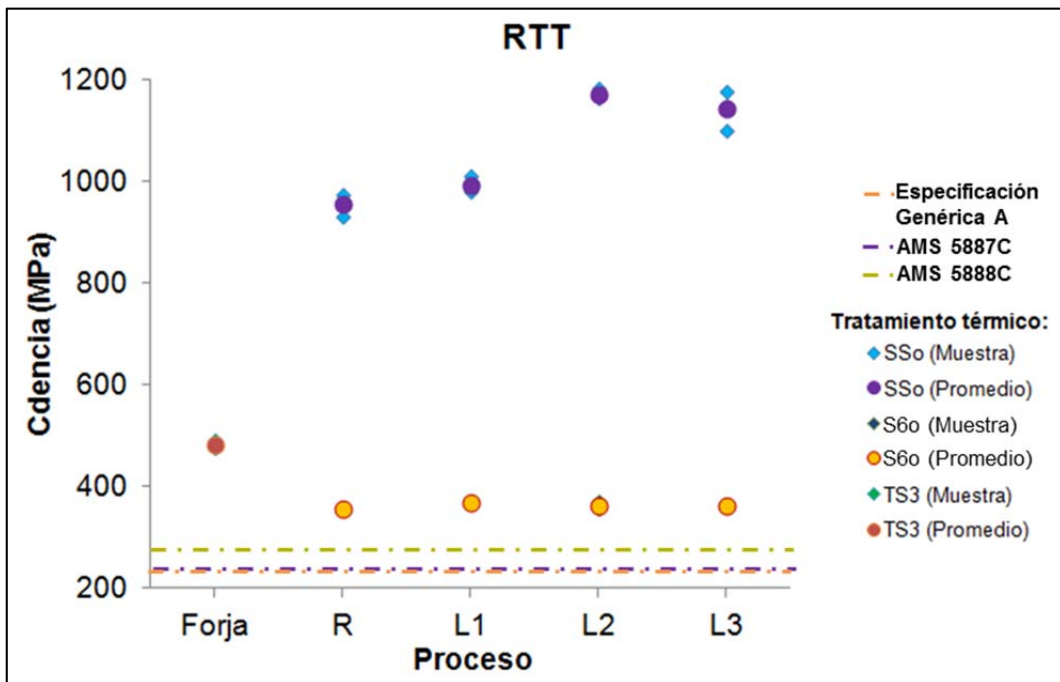


Figura 5-66. RTT-Esfuerzo de cedencia de las muestras de Inconel 617.

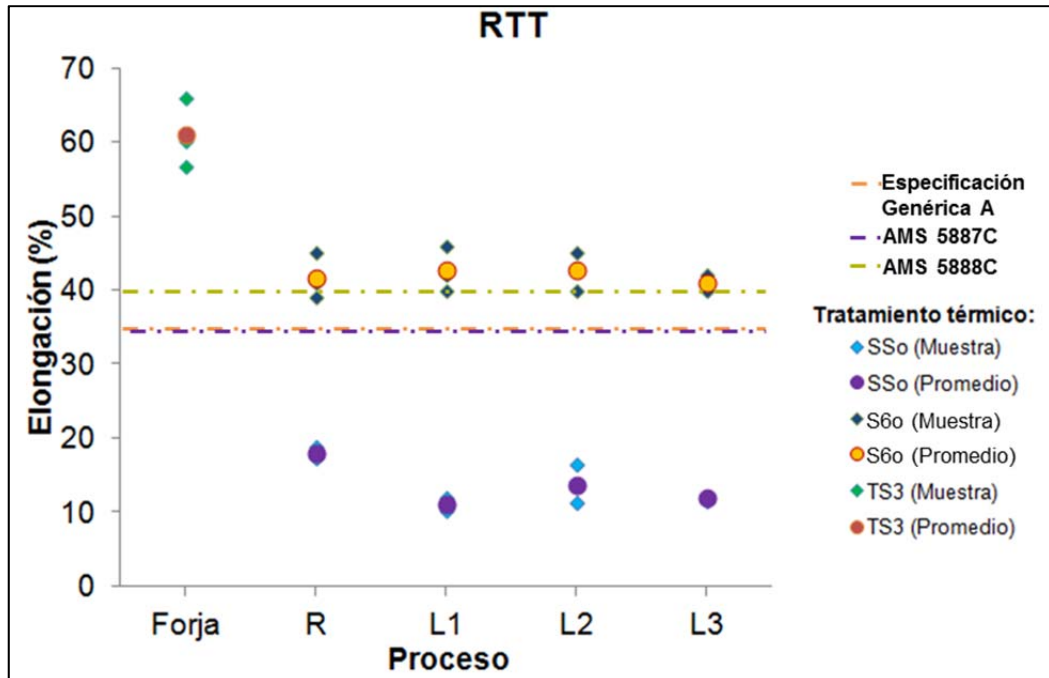


Figura 5-67. RTT- Porcentaje de elongación de las muestras de Inconel 617.

La Tabla 5-10 muestra los resultados de los ensayos de tensión a elevada temperatura (ETT) de las piezas laminadas en frío (R, L1, L2 y L3) y solubilizadas (S6₀). De la Figura 5-68 a la 5-70 se muestran estos resultados y los requerimientos de las especificaciones AMS 5887 y la AMS5888.

Tabla 5-10. Ensayos de tensión a elevada temperatura de las muestras de Inconel 617 sometidas a diferentes porcentajes de laminación en frío.

ETT				
Pieza		Esfuerzo último (MPa)	Cedencia (MPa)	Elongación (%)
AMS 5888C		455	159	45
AMS 5887C		455	159	45
R	1	725	233	48
	2	690	238	41
	3	680	243	35
	Promedio	698	238	41
L1	1	715	250	48
	2	715	248	41
	3	725	256	43
	Promedio	718	251	44
L2	1	720	260	44
	2	720	261	40
	3	720	260	37
	Promedio	720	260	40
L3	1	720	253	42
	2	730	247	45
	3	710	243	41
	Promedio	720	248	43

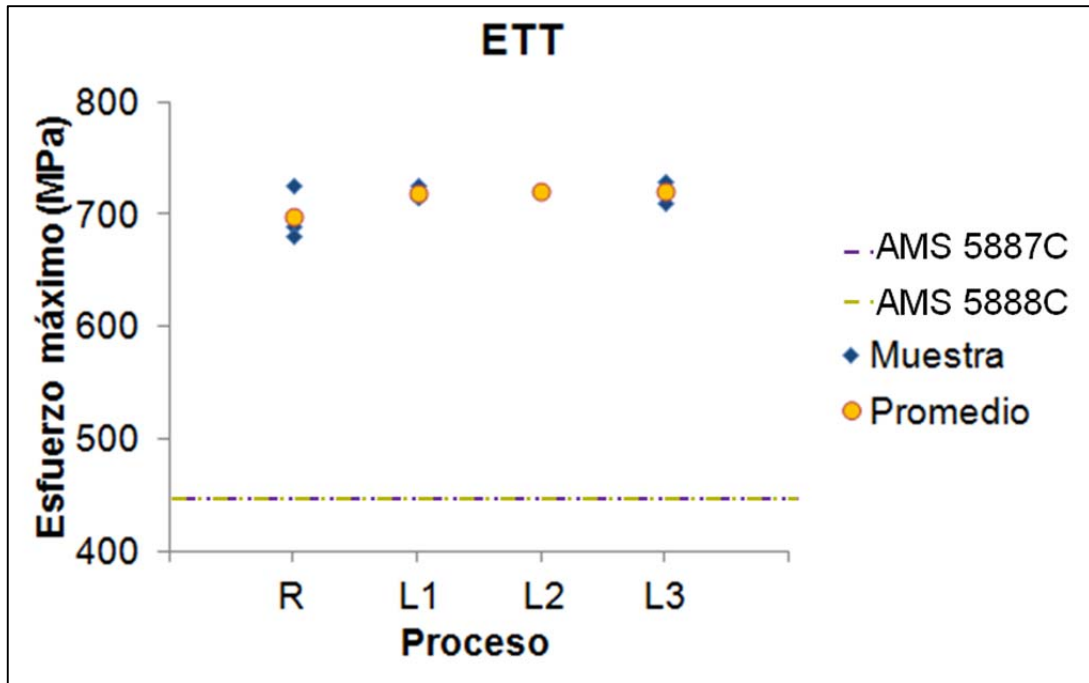


Figura 5-68. ETT. Esfuerzo máximo de las muestras de Inconel 617 laminadas en frío en condición de solubilizado (S6₀).

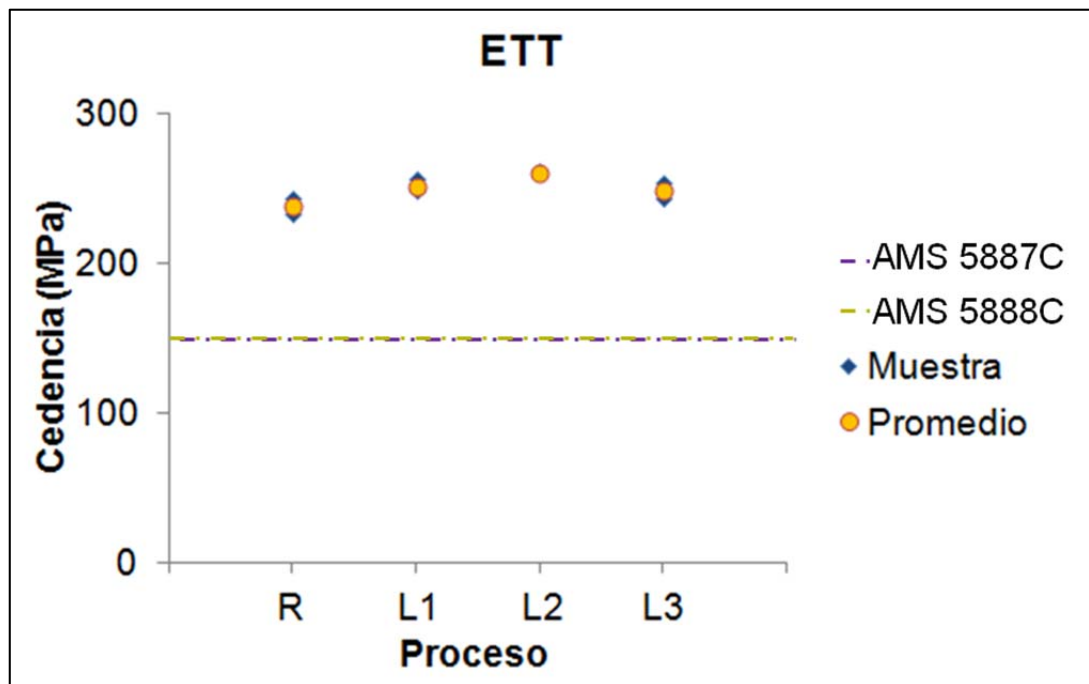


Figura 5-69. ETT. Esfuerzo de cedencia de las muestras de Inconel 617 laminadas en frío en condición de solubilizado (S6₀).

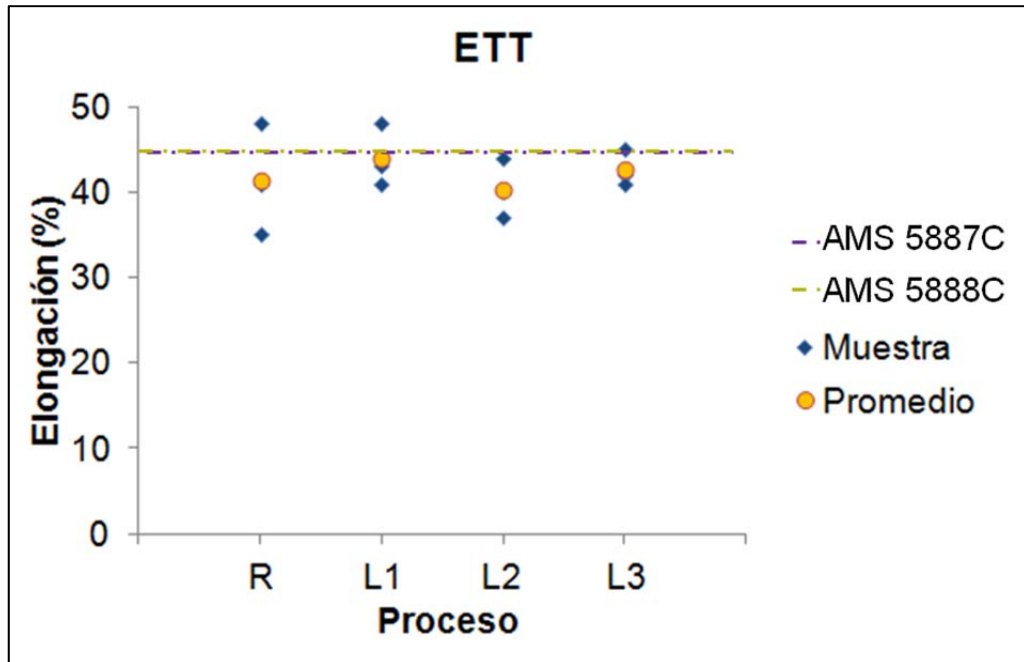


Figura 5-70. Porcentaje de elongación de las muestras de Inconel 617 laminadas en frío en condición de solubilizado (S6₀).

5.3 Resultados del Nimonic C263

El estudio realizado al Nimonic C263 se dividió en tres etapas diferentes, considerando distintas condiciones termo-mecánicas del material antes de ser sometido a ensayos mecánicos y estudios microestructurales. A continuación se muestran los resultados obtenidos en los tres diferentes escenarios.

5.3.1 Preforma para conformado en frío del Nimonic C263 (condición de forja posterior al solubilizado TS1)

El Nimonic C263 se fracturó al ser sometido a laminación en frío. La Figura 5-71 muestra como se llevó a cabo la fractura en el material. Las grietas iniciaron en las colonias de precipitados, posteriormente, se fueron propagando.

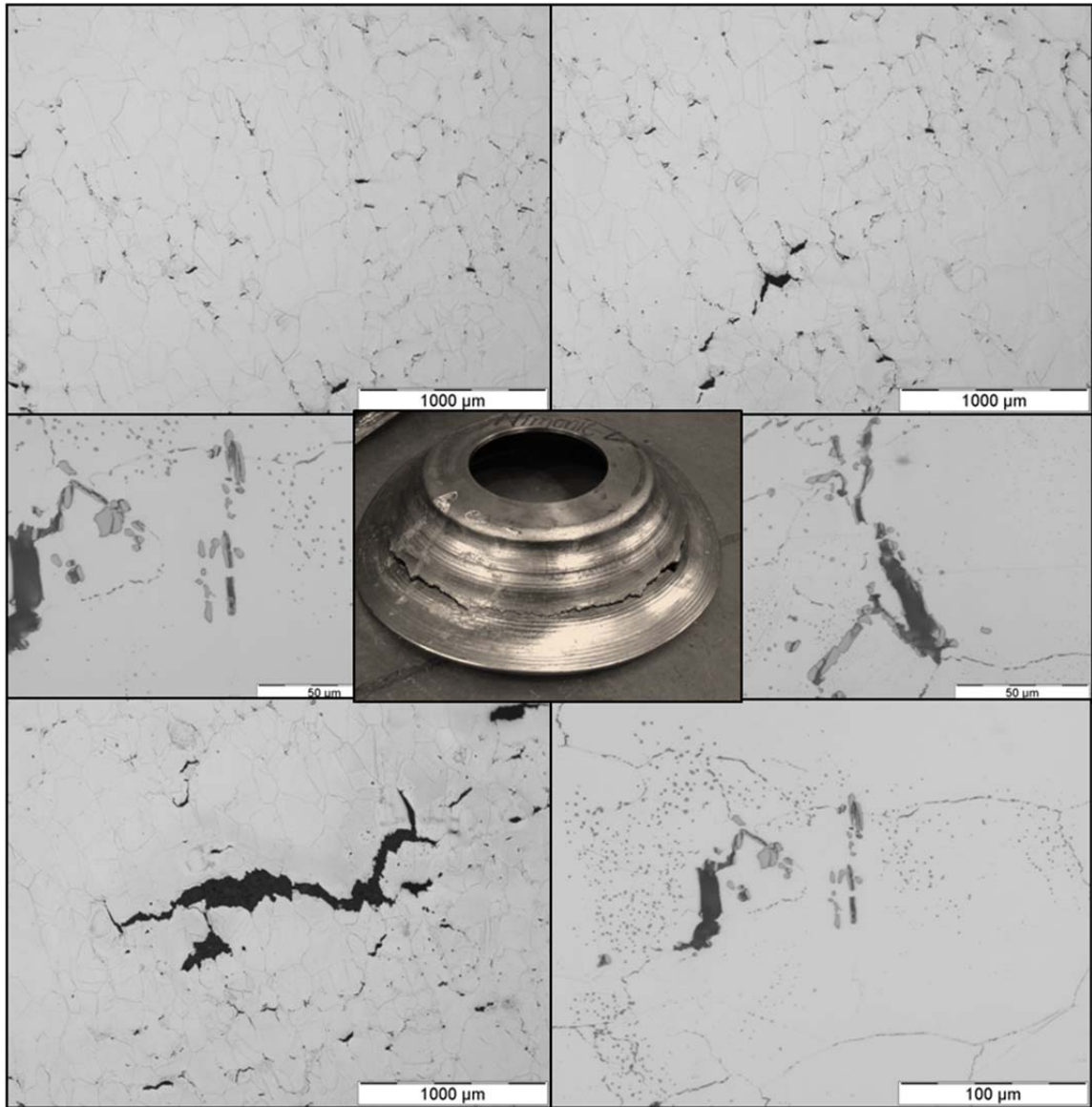


Figura 5-71. Fractura del Nimonic C263 durante la laminación en frío (repulsado).

La preforma para laminación en frío estaba en condición de forja y un tratamiento de solubilizado (TS1). Con el objetivo de analizar el efecto del tiempo del solubilizado en el material, se realizó un segundo solubilizado para mejorar las propiedades mecánicas del material a temperatura ambiente. Las condiciones del segundo solubilizado están descritas en la Tabla 4-3. La Figura 5-72 muestra la comparativa del material (preforma para laminación en frío) a diferentes condiciones de solubilizado.

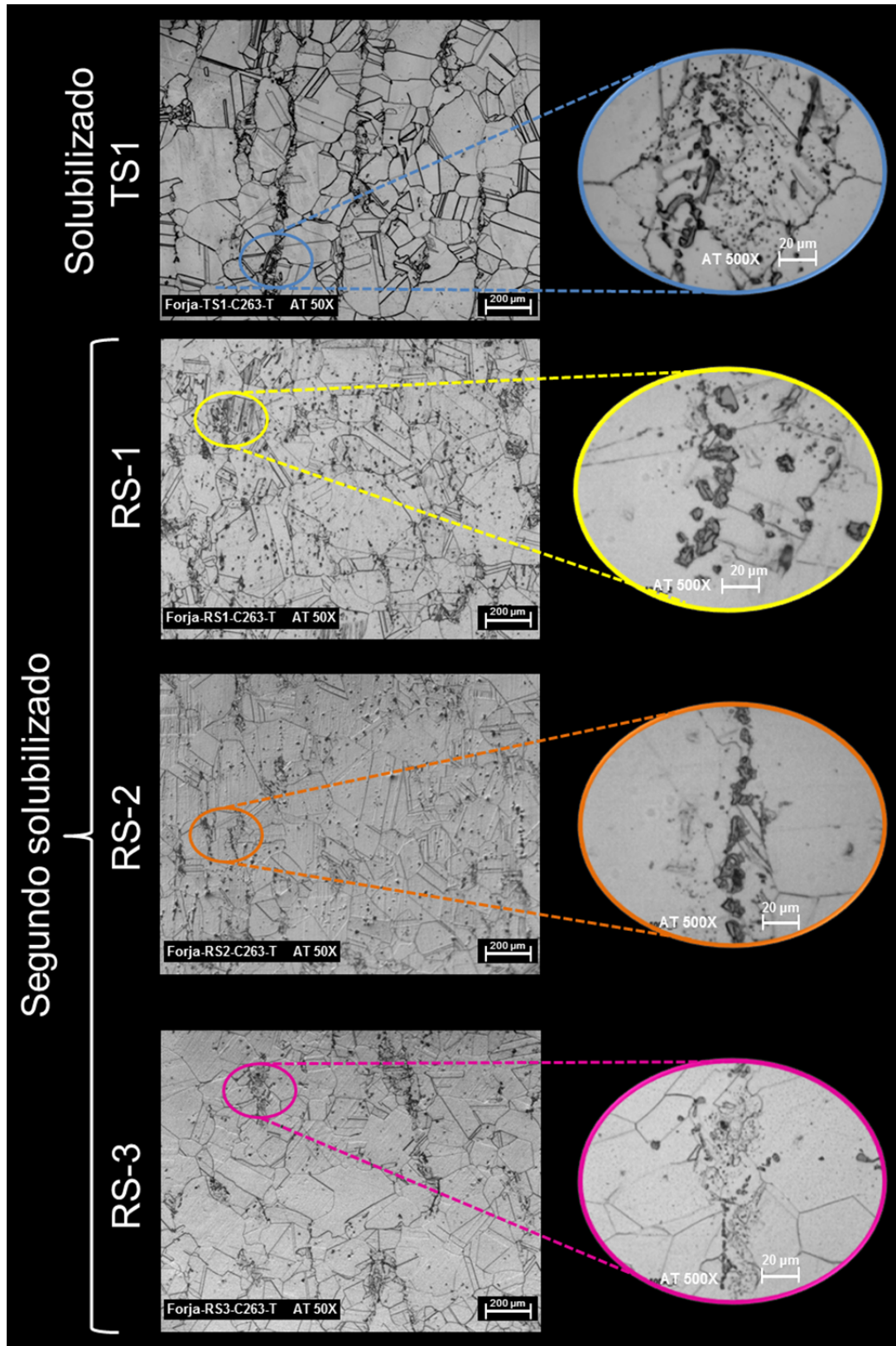


Figura 5-72. Efecto microestructural del Nimonic C263 (preforma para laminación en frío) bajo diferentes condiciones de solubilizado.

El tamaño de grano se mantuvo similar para las distintas condiciones de solubilizado (TS1, RS-1, RS-2 y RS-3). En promedio el tamaño de grano obtenido fue ASTM # 3.0 ALA 0.

La Figura 5-73 presenta los resultados obtenidos del análisis de EDS del material en condición de preforma para laminación en frío (Forja-TS1). Se observó la presencia de carburos ricos en Ti (tipo MC).

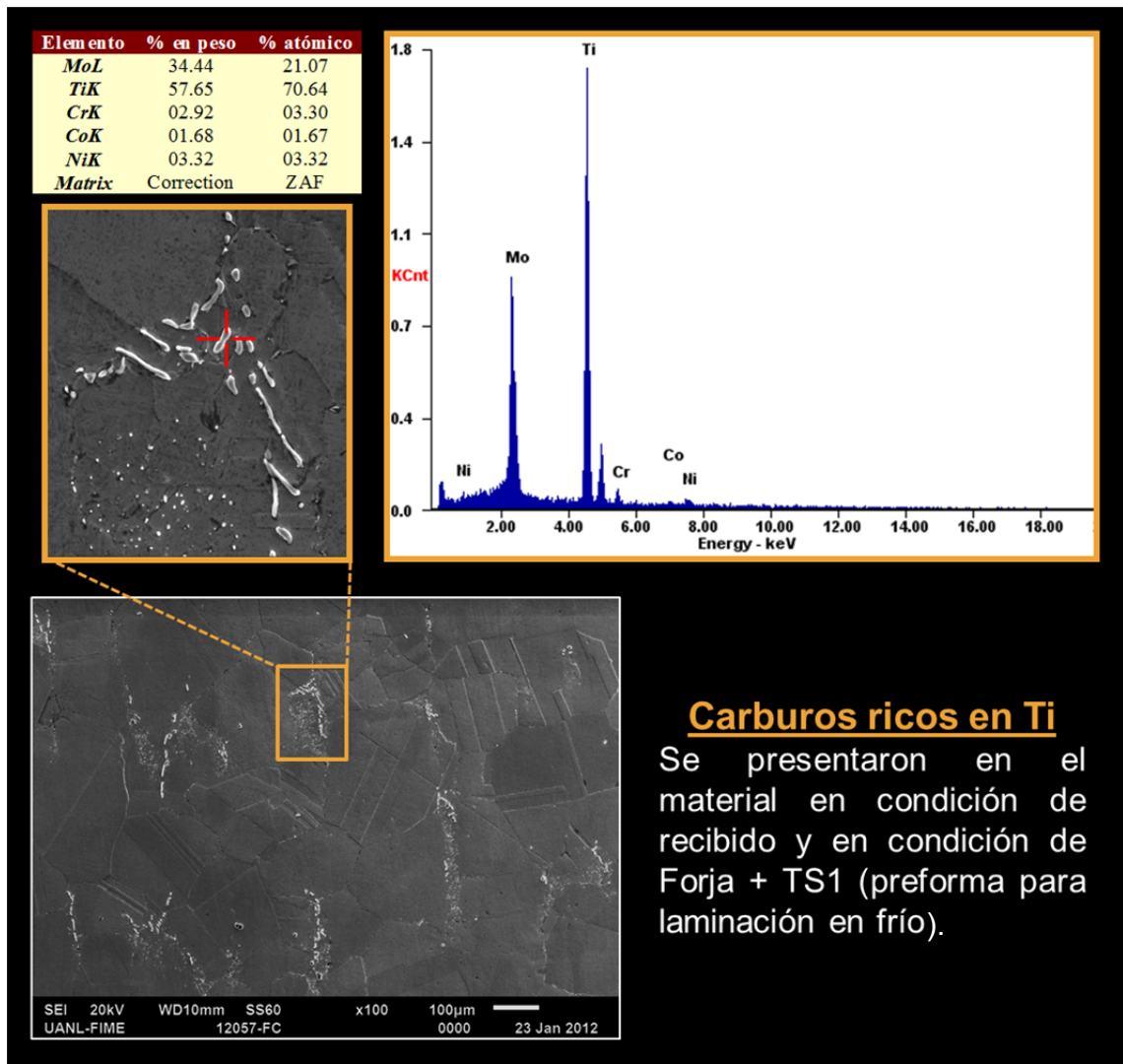


Figura 5-73. Análisis semicuantitativo y cualitativo mediante EDS del Nimonic C263 en condición de Forja + TS1.

En la Tabla 5-11 se observan los resultados de los ensayos de tensión a temperatura ambiente del Nimonic C263 en condición de forja bajo diferentes solubilizados.

Tabla 5-11. Ensayos de tensión a temperatura ambiente de las muestras de Nimonic C263 en condición de forja bajo diferentes solubilizados.

RTT				
Muestra		Esfuerzo último (MPa)	Cedencia (MPa)	Elongación (%)
Forja-TS1	A	867	502	35
	B	892	510	34
	Promedio	880	506	34.5
RS-1	A	714	504	39
	B	724	427	54
	Promedio	719	466	46.5
RS-2	A	710	477	46
	B	785	490	51
	Promedio	748	484	48.5
RS-3	A	754	590	29
	B	791	548	42
	Promedio	773	569	35.5

El objetivo del segundo solubilizado es determinar el efecto del tratamiento térmico en la ductilidad del material para que éste fuese capaz de ser laminado en frío sin fracturarse. De la Figura 5-74 a la 5-76 se presentan los resultados de los ensayos de tensión.

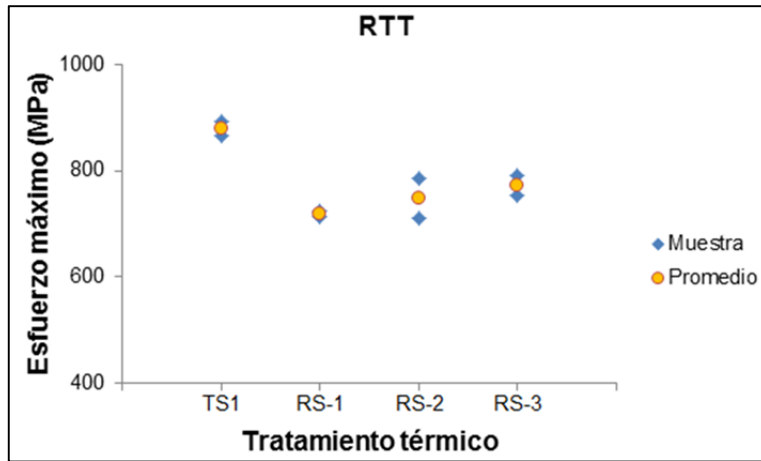


Figura 5-74. RTT-Esfuerzo máximo del Nimonic C263 en condición de forja.

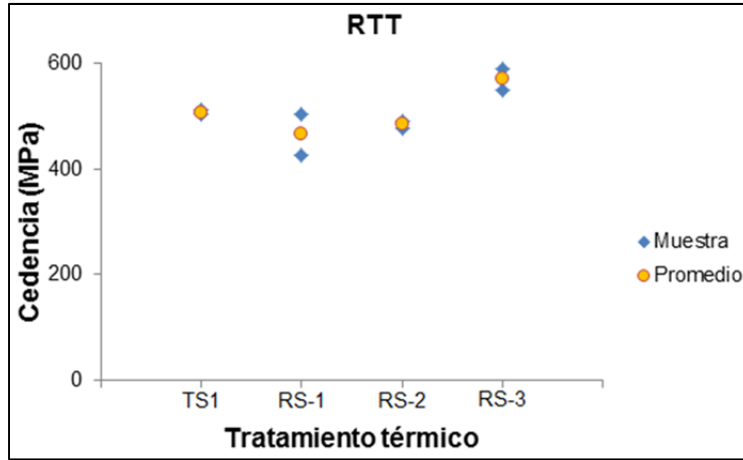


Figura 5-75. RTT-Esfuerzo de cedencia del Nimonic C263 en condición de forja.

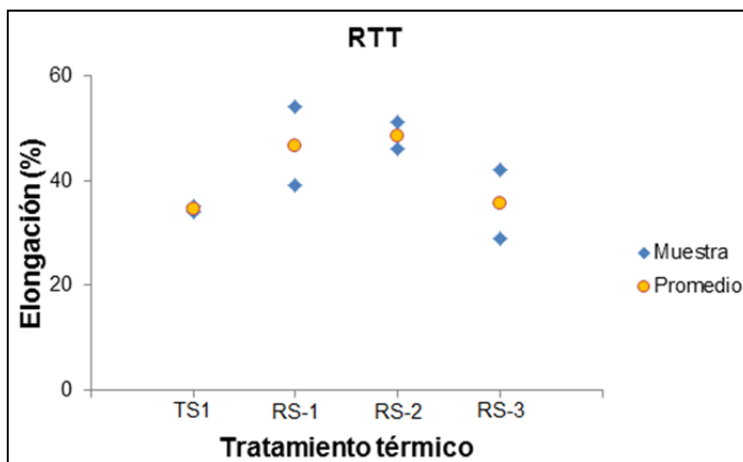


Figura 5-76. RTT-Porciento de elongación del Nimonic C263 en condición de forja.

La Tabla 5-12 muestra los valores de dureza obtenidos en el material bajo los diferentes tratamientos de solubilizado. La Figura 5-77 muestra estos resultados de manera gráfica.

Tabla 5-12. Dureza (HV) obtenida en las muestras de Nimonic C263 en condición de forja bajo diferentes condiciones de solubilizado.

Solubilizado	*Dureza (HV)	Desviación estándar
TS1	292	10
RS-1	220	13
RS-2	209	4
RS-3	193	2

*Valor promedio de 5 mediciones.

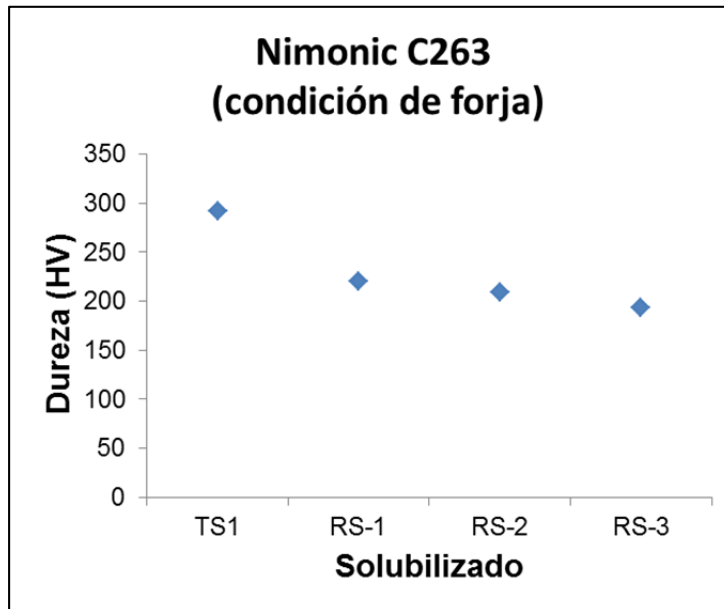


Figura 5-77. Dureza (HV) obtenida en las muestras de Nimonic C263 en condición de forja (preforma para laminación en frío) bajo diferentes tiempos de tratamiento de solubilizado.

5.3.2 Determinación de la preforma óptima para el conformado en frío del Nimonic C263

Debido a que las propiedades mecánicas y microestructurales del material no fueron las óptimas para ser deformado en frío, el material fue sometido a diferentes condiciones de deformación en caliente y tratamientos térmicos para evaluar sus propiedades mecánicas. El objetivo fue determinar el proceso termo-mecánico adecuado para obtener las propiedades mecánicas óptimas para que el material pudiera ser laminado en frío.

5.3.2.1 Análisis microestructural del Nimonic C263

Las Figuras 5-78, 5-79 y 5-80 muestran la evaluación microestructural de la sección transversal de los ensayos de compresión (en prensa) realizados a 1000, 1100 y 1150°C, respectivamente. Debido a que el flujo del material no fue homogéneo, en las temperaturas más bajas, la evaluación se realizó por zonas. Las secciones donde el flujo del material fue heterogéneo (visualmente, secciones más oscuras reveladas por el macro ataque) fueron indicadas con flechas negras. Las zonas fueron delimitadas por el tamaño de grano obtenido, 5 zonas para las muestras comprimidas a 1000 y 1100°C y 3 zonas para la muestra comprimida a 1150°C.

La Figura B23 (Anexo B) muestra la velocidad de enfriamiento de la muestra comprimida a 1100°C. No se consideró el calor adiabático generado por la deformación. No fue posible registrar la velocidad de enfriamiento de las dos muestras restante debido a que el termopar, colocado en el centro de la pieza, falló posterior al ensayo de compresión.

La Figura 5-81 muestra de manera general el comportamiento microestructural del material al incrementar la temperatura en ensayo de compresión. El comportamiento del tamaño de grano se vio afectado por distintos factores: 1) Un mayor enfriamiento en las zonas laterales; 2) Zonas con

deformación nula (zona muerta), en contacto con las herramientas; 3) Zona de mayor deformación (centro). Este efecto fue más visible a baja temperatura.

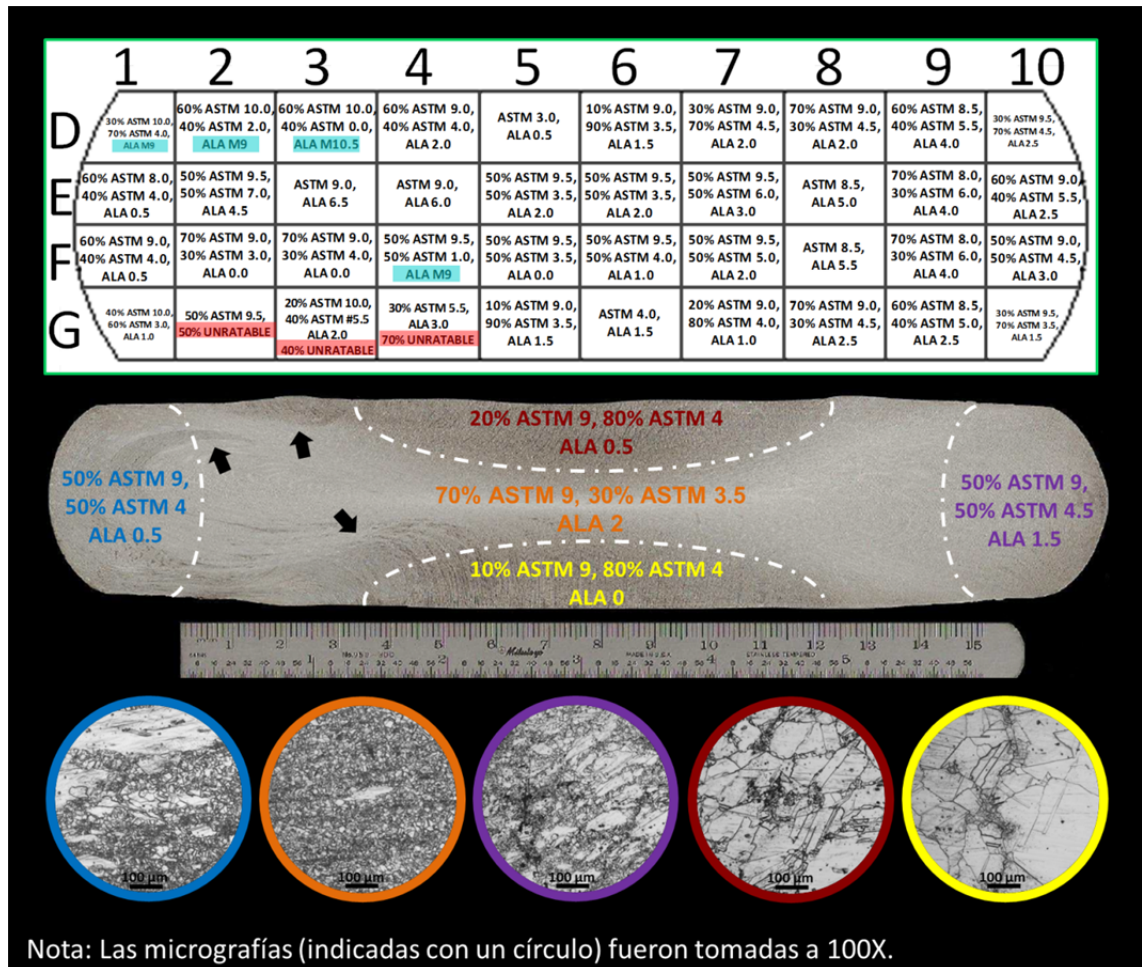
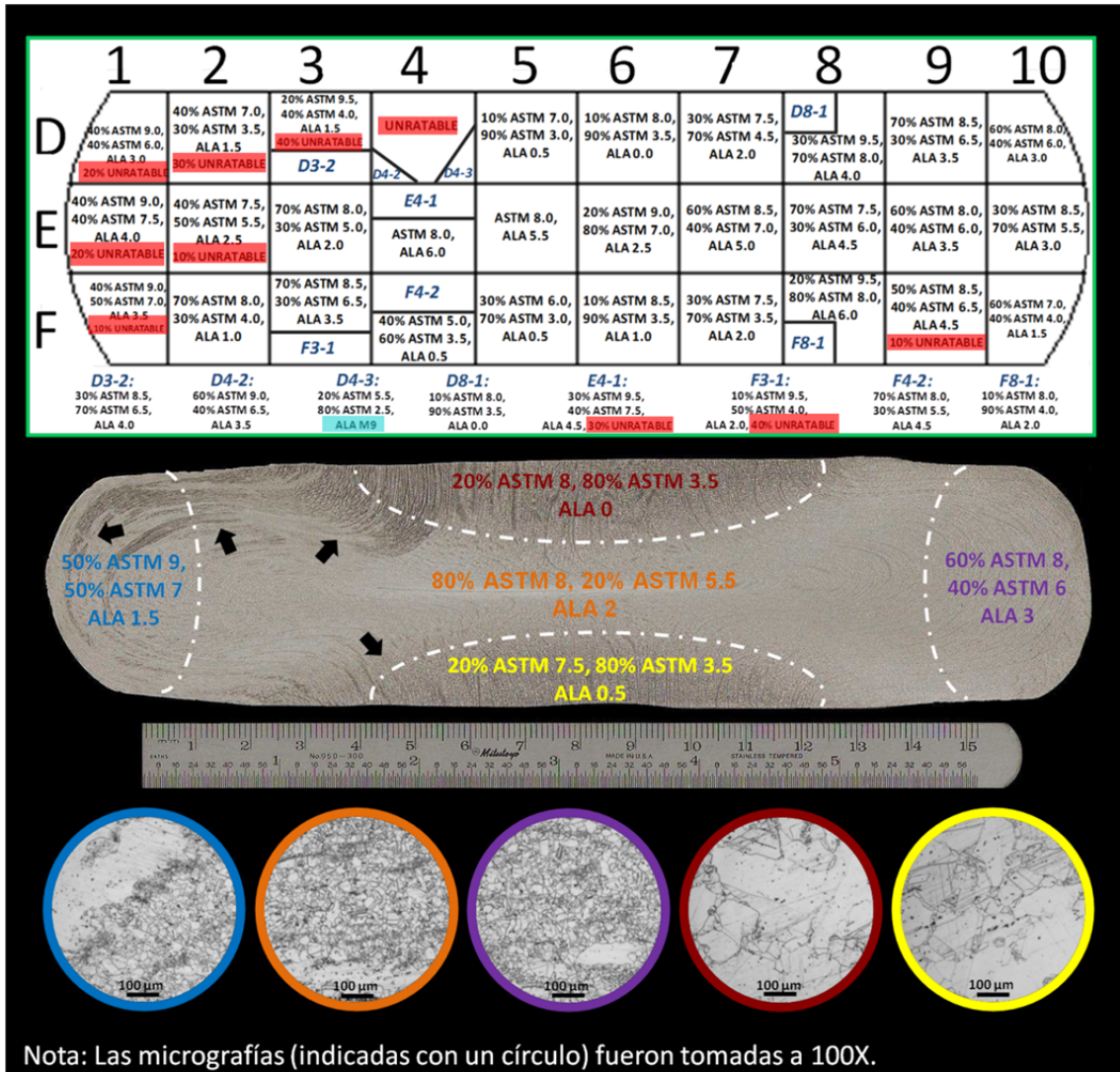


Figura 5-78. Flujo de deformación y tamaño de grano del cilindro de Nimonic C263 comprimido a 1000°C. Las zonas más oscuras del macro ataque (indicadas con flechas negras) muestran un flujo de deformación heterogéneo.



Nota: Las micrografías (indicadas con un círculo) fueron tomadas a 100X.

Figura 5-79. Flujo de deformación y tamaño de grano del cilindro de Nimonic C263 comprimido a 1100°C. Las zonas más oscuras del macro ataque (indicadas con flechas negras) muestran un flujo de deformación heterogéneo.

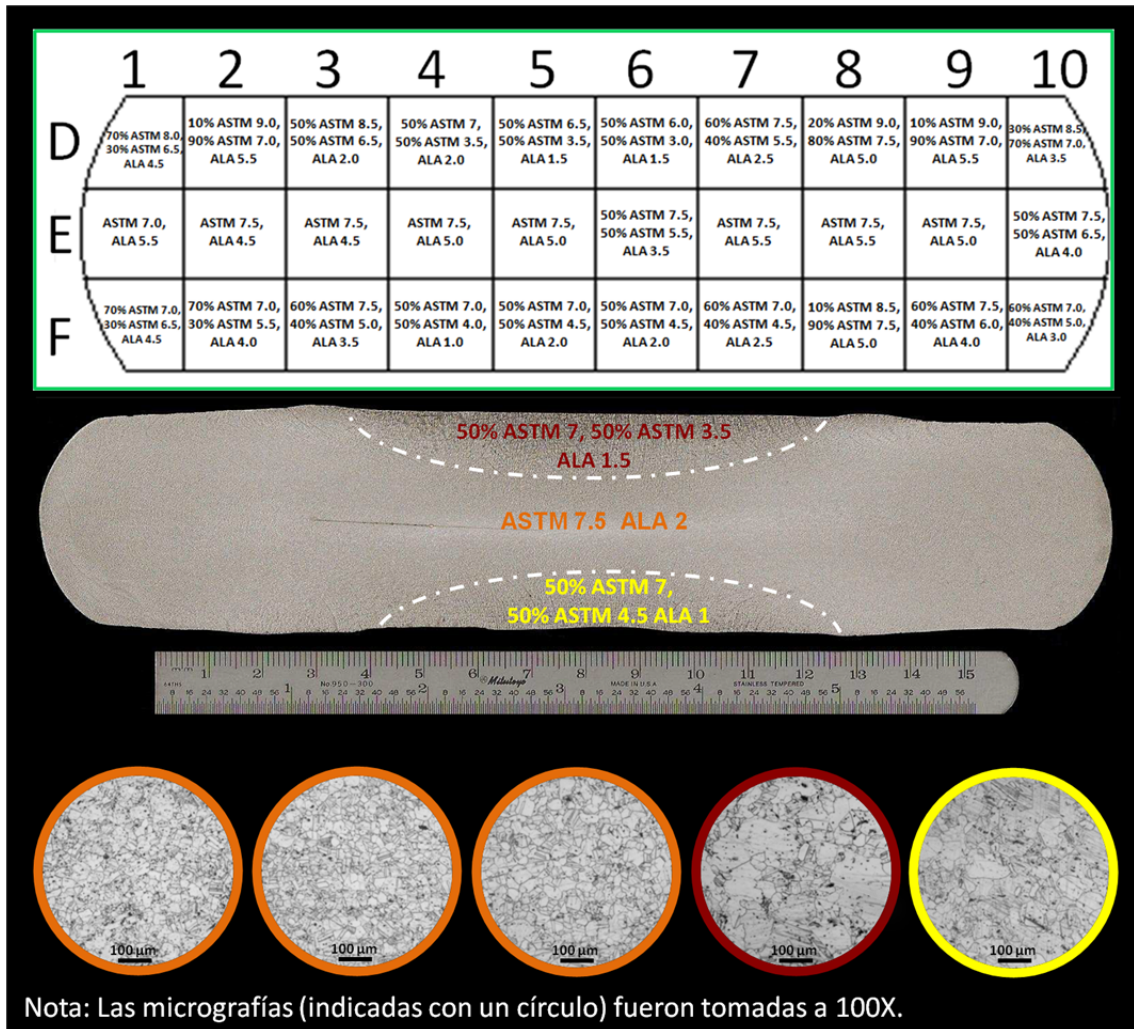


Figura 5-80. Flujo de deformación y tamaño de grano del cilindro de Nimonic C263 comprimido a 1150°C.

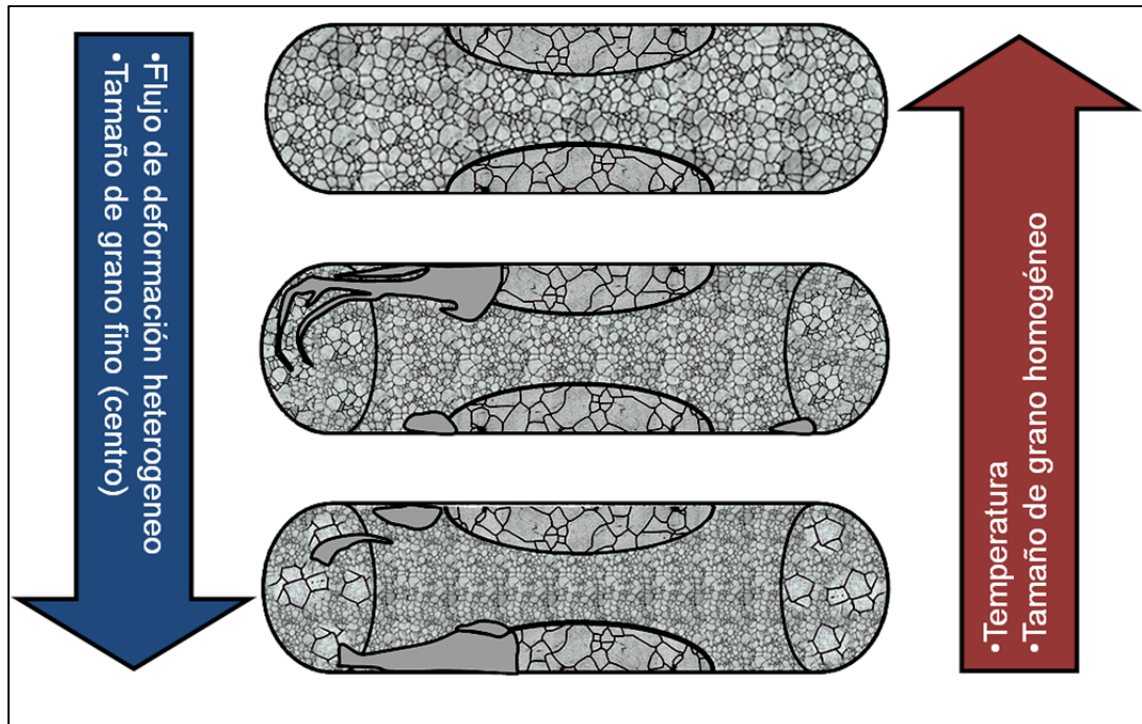


Figura 5-81. Comportamiento microestructural del Nimonic C263 durante la compresión en caliente a diferentes temperaturas.

El comportamiento heterogéneo del flujo de deformación en las muestras comprimidas a baja temperatura puede atribuirse a la microestructura inicial del material. La Figura 5-82 muestra que el material en esta condición presenta zonas con una microestructura irregular dendrítica indicando que el material preserva una microestructura de vaciado. La Figura 5-83 muestra los resultados del análisis de SEM (técnica de electrones retrodispersados) y de EDS del Nimonic C263 bajo diferentes condiciones. Se determinó que los precipitados eran carburos de Ti.

La Figura 5-84 muestra las imágenes de SEM (técnica de electrones secundarios, 100X) del Nimonic C263 en condición de compresión en caliente a 1000, 1100 y 1150°C y en condición de solubilizado. Estas condiciones del material fueron comparadas con la preforma para laminación en frío. Se observó el efecto de la distribución de la precipitación de los carburos MC (ricos en Ti) bajo distintas condiciones de deformación en caliente.

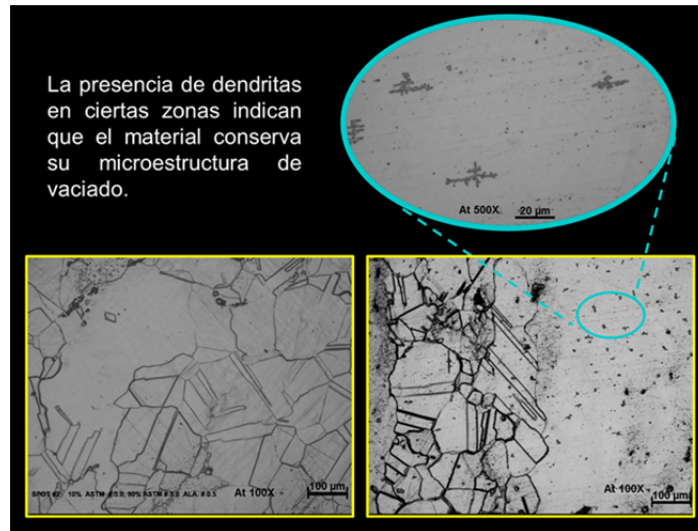


Figura 5-82. Microestructura del Nimonic C263 en condición de recibido. Micrografías a 100X (imágenes inferiores) y 500X (imagen superior).

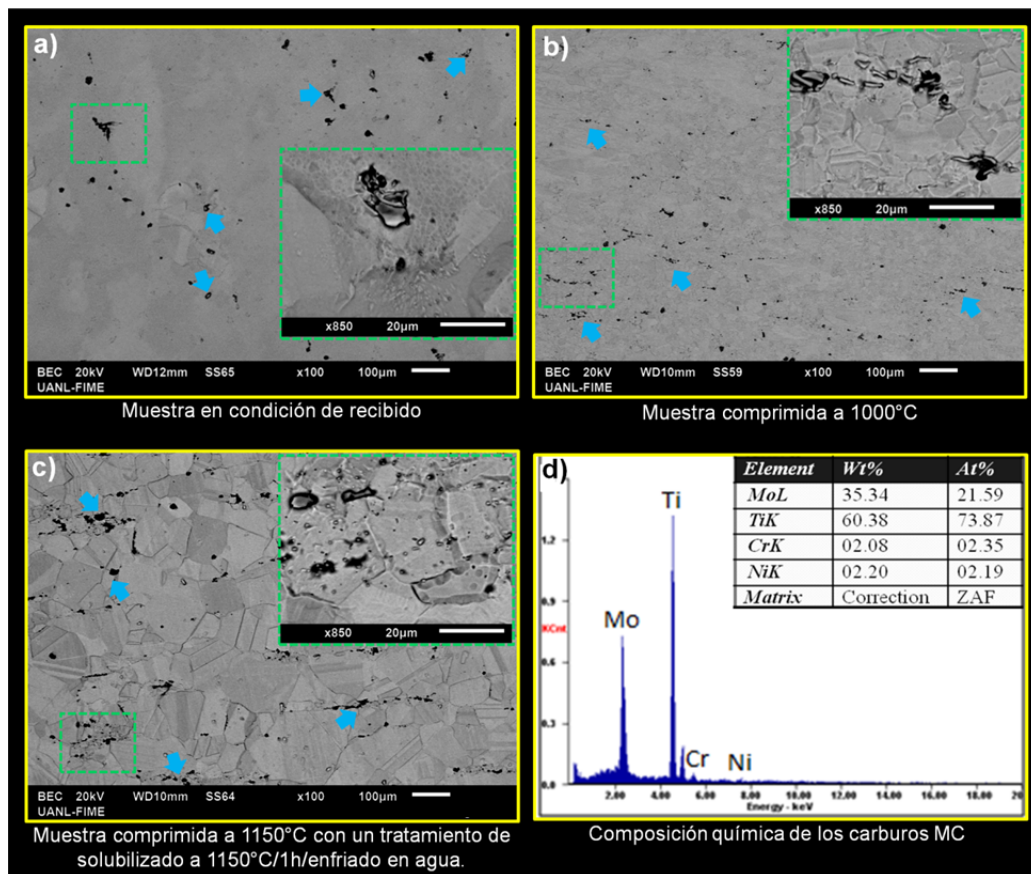


Figura 5-83. Presencia de colonias de carburos tipo MC en el Nimonic C263 a diferentes condiciones termo-mecánicas. Análisis de SEM mediante la técnica de electrones retrodispersados. Análisis semicuantitativo y cualitativo mediante EDS.

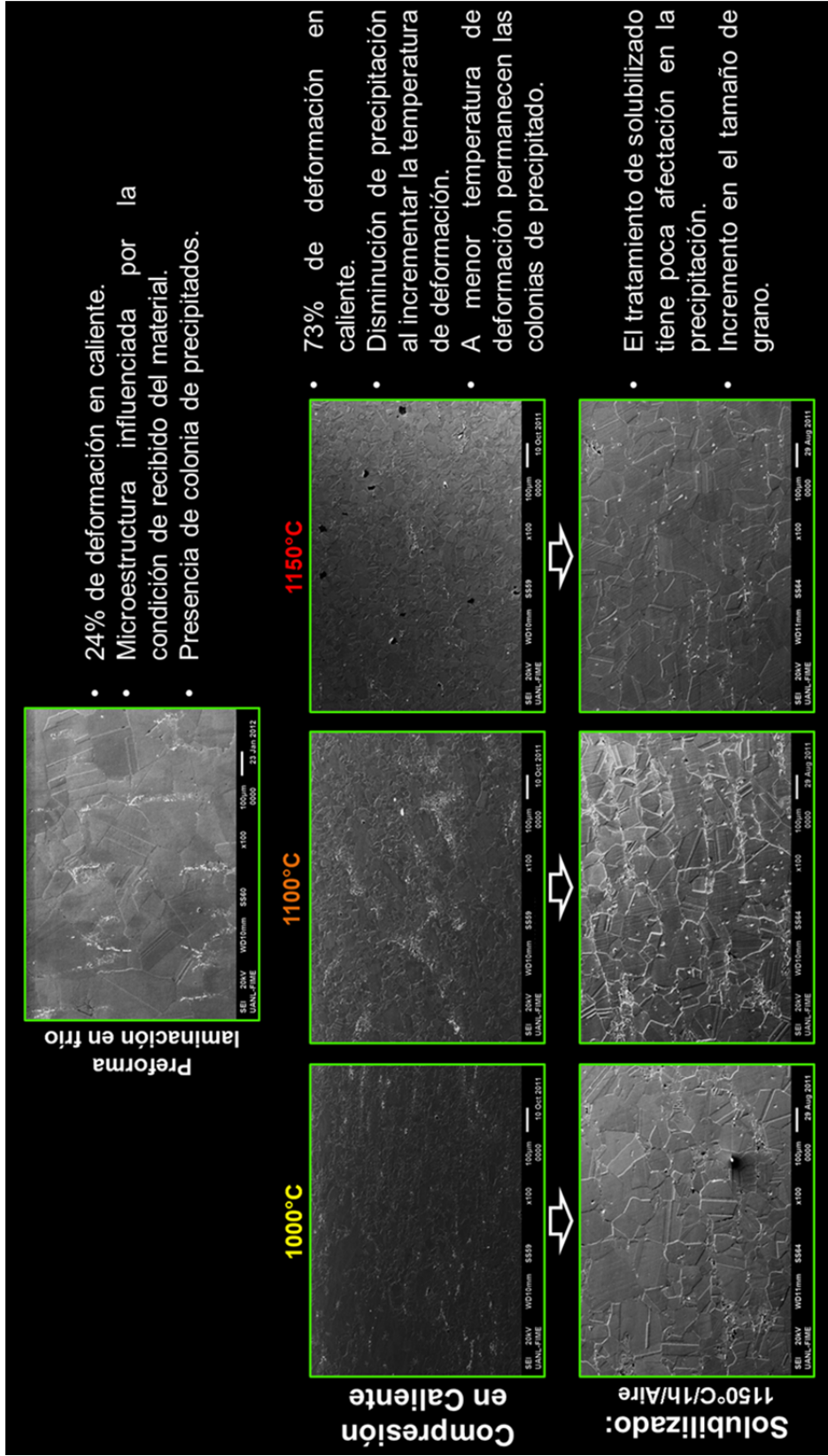


Figura 5-84. Efecto de la precipitación de los carburos tipo MC en el Nimonic C263 bajo diferentes condiciones de trabajo mecánico.

En la Figura 5-84 se observa claramente que el incremento en la temperatura y el porcentaje de deformación propician una mejor distribución en los precipitados disminuyendo considerablemente las colonias formadas cuando el material tuvo poca deformación. La Tabla 5-13 muestra la evaluación del tamaño de grano obtenida en el material bajo las distintas condiciones a las que fue sometido. La Figura 5-85 muestra estos resultados de manera gráfica.

Tabla 5-13. Evaluación del tamaño de grano del Inconel C263 bajo distintas condiciones.

Trabajo mecánico	Tratamiento térmico		Muestra	*Tamaño de grano	
	Solubilizado	Enfriamiento		ASTM	µm
Condición de recibido	1150°C/1h	Aire	1	ASTM 3 ALA 1.5	127 µm ALA 213.6 µm
		Polímero	3	ASTM 4 ALA 0.5	89.8 µm ALA 302.1 µm
		Agua	5	ASTM 3 ALA 1.5	127 µm ALA 213.6 µm
	**Sin Solubilizado		7	ASTM 3 ALA 0	127 µm ALA 359.2 µm
Compresión a 1000°C	1150°C/1h	Aire	3A	ASTM 5 ALA 2	63.5 µm ALA 179.6 µm
		Polímero	1B	ASTM 4 ALA 0.5	89.8 µm ALA 302.1 µm
		Agua	3B	ASTM 4 ALA 0	89.8 µm ALA 359.2 µm
	Sin Solubilizado		1C	ASTM 9 ALA 2	15.9 µm ALA 179.6 µm
Compresión a 1100°C	1150°C/1h	Aire	3A	ASTM 5.5 ALA 1.5	53.4 µm ALA 213.6 µm
		Polímero	1B	ASTM 4 ALA 0	89.8 µm ALA 359.2 µm
		Agua	3B	ASTM 3.5 ALA 1.5	106.8 µm ALA 213.6 µm
	Sin Solubilizado		1C	ASTM 8 ALA 2	22.5 µm ALA 179.6 µm
Compresión a 1150°C	1150°C/1h	Aire	3A	ASTM 5.5 ALA 2	53.4 µm ALA 179.6 µm
		Polímero	1B	ASTM 4.5 ALA 1	75.5 µm ALA 254 µm
		Agua	3B	ASTM 4 ALA 1	89.8 µm ALA 254 µm
	Sin Solubilizado		1C	ASTM 7.5 ALA 3.5	26.7 µm ALA 106.8 µm

* Análisis realizado en la superficie transversal correspondiente a los ensayos de compresión. El tamaño de grano reportado corresponde a la evaluación de toda la sección analizada.

** Evaluación realizada en las zonas que no presentaba microestructura dendrítica.

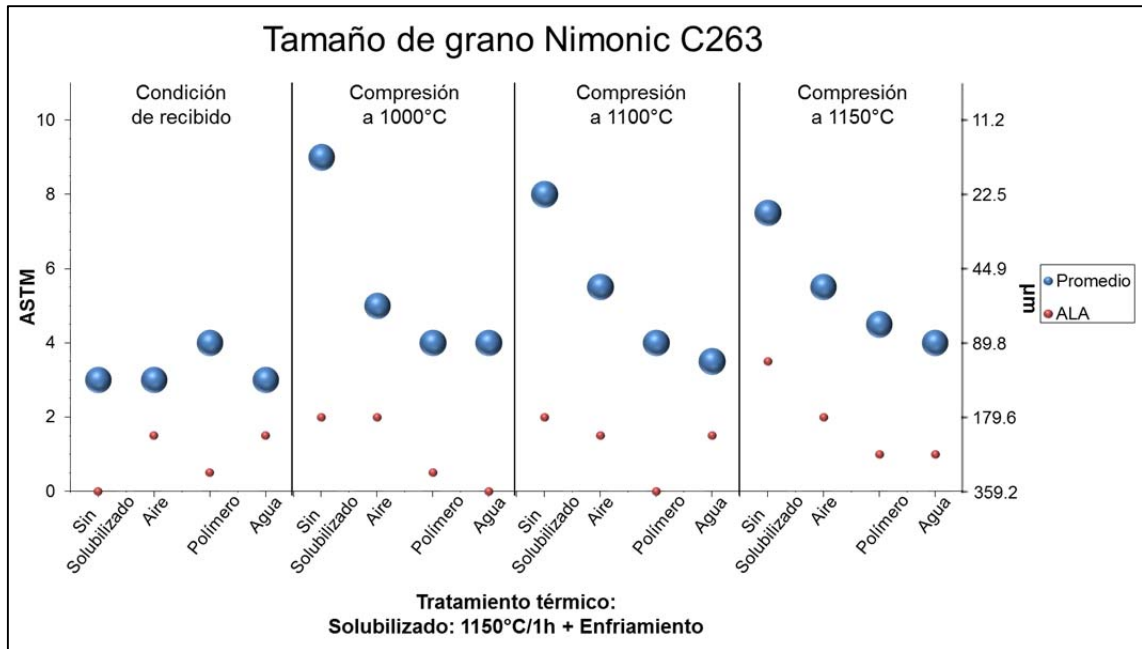


Figura 5-85. Análisis microestructural en la superficie transversal de las muestras de Nimonic C263 bajo diferentes condiciones termo-mecánicas.

El análisis microestructural de las muestras solubilizadas posterior a los ensayos de compresión fueron obtenidas de la zona no estresada de las probetas de tensión, Figuras 4-17 y 4-19. La superficie analizada es equivalente a la superficie transversal del material al ser comprimido en caliente.

5.3.2.2 Evaluación de las propiedades mecánicas obtenidas en el Nimonic C263 (preforma óptima para el conformado en frío)

Se obtuvieron las propiedades mecánicas del material en condición de recibido, deformación en caliente y posterior al tratamiento de solubilizado. Los ensayos realizados fueron: dureza Vickers y tensión a temperatura ambiente. La Tabla 5-14 muestra la dureza del material bajo las distintas condiciones termo-mecánicas a las que fue sometido. La Figura 5-86 presenta de manera gráfica los resultados obtenidos. Se pudo observar que las muestras solubilizadas mantienen una dureza similar sin importar la temperatura y porcentaje de deformación y el tipo de enfriamiento utilizado durante el tratamiento de

solubilizado. En las muestras sin tratamiento térmico se observó un incremento en la dureza al aumentar el porcentaje de deformación en caliente.

Tabla 5-14. Dureza (HV) obtenida en las muestras de Nimonic C263 bajo diferentes condiciones termo-mecánicas.

Material	Solubilizado: 1150°C/1h + enfriamiento							
	Sin Solubilizado		Aire		Polímero		Agua	
	HV	Desviación estándar	HV	Desviación estándar	HV	Desviación estándar	HV	Desviación estándar
Condición de recibido	292	10	243	2	233	4	250	19
Compresión a 1000°C	320	27	244	6	243	14	251	13
Compresión a 1100°C	361	26	249	7	272	8	236	11
Compresión a 1150°C	347	16	239	7	236	3	241	13

Nota: Valor promedio de 5 mediciones.

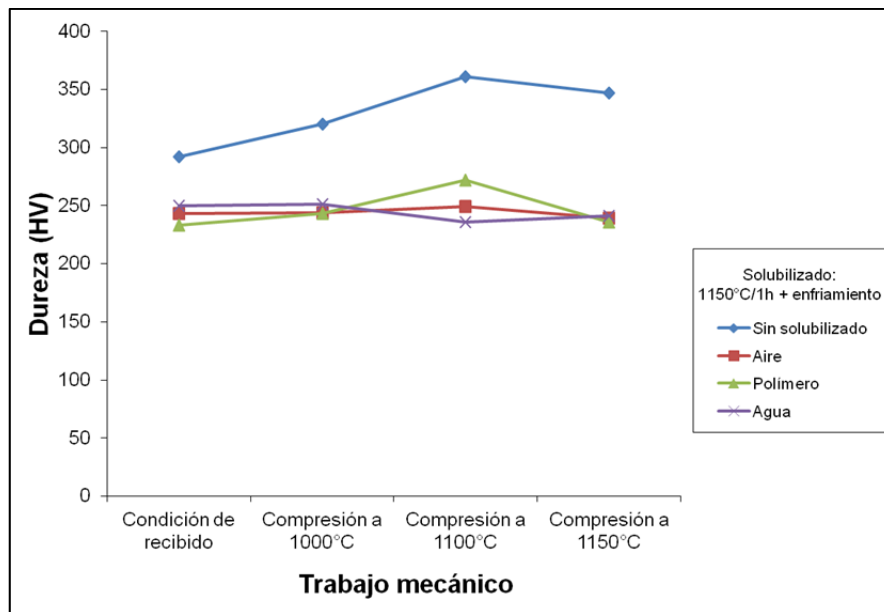


Figura 5-86. Dureza (HV) del Nimonic C-263 bajo distintas condiciones.

La Tabla 5-15 muestra los resultados de los ensayos de tensión a temperatura ambiente obtenidos en el material bajo las distintas condiciones de trabajo mecánico en caliente y tratamientos de solubilizado. En la Figura 5-87 se muestra de manera gráfica los resultados de tensión a temperatura ambiente obtenidos en las muestras en condición de recibido. Se observó claramente que la muestra sin tratamiento térmico presenta baja ductilidad, obteniendo los valores de elongación y reducción más bajos (en promedio, 22 y 18% respectivamente). Las Figuras 5-88, 5-89 y 5-90 presentan los resultados de tensión a temperatura ambiente de las muestras que tuvieron un trabajo mecánico en caliente, compresión, a 1000, 1100 y 1150°C, respectivamente.

De esta manera fue posible observar la ductilidad del material bajo las distintas condiciones ensayadas. Se observó que las muestras sometidas a trabajo mecánico en caliente, sin importar la temperatura de deformación, posterior al tratamiento de solubilizado presentaron una elongación superior a 60%. Por otra parte, las muestras en condición de recibido, posterior al tratamiento de solubilizado, presentaron una elongación por debajo de este valor. Las muestras en condición de trabajo mecánico en caliente (1000, 1100 y 1150°C) obtuvieron elongaciones en el rango de 25 a 35%. Por otra parte, el material en condición de recibido obtuvo una elongación menor al 20%. El trabajo mecánico en caliente y el tratamiento de solubilizado a alta temperatura (1150°C) promovieron un aumento considerable en la ductilidad del material. Esto conlleva a incrementar las posibilidades de que el material pueda ser laminado en frío.

Se estudió el comportamiento del exponente de endurecimiento por deformación, n , en función del tratamiento de solubilizado, Figura B24 (Anexo B). Los valores de n fueron determinados de acuerdo a la especificación ASTM E646 [194]. La Figura B25 muestra la sensibilidad a la velocidad de deformación, m , del material en condición de recibido.

Tabla 5-15. Ensayos de tensión a temperatura ambiente de las muestras de Nimonic C263 bajo diferentes condiciones termo-mecánicas.

Condición del material			Muestra	RTT			
Trabajo mecánico	Tratamiento térmico			Esfuerzo máximo (MPa)	Cedencia (MPa)	Elongación (%)	Reducción de área (%)
	Solubilizado	Enfriamiento					
Condición de recibido	1150°C/1h	Aire	1	708	281	58	37
			2	695	277	60	38
			Promedio	701.5	279	59	37.5
		Polímero	3	631	270	54	35
			4	655	259	56	36
			Promedio	643	264.5	55	35.5
	Agua	5	640	249	56	36	
		6	661	269	51	34	
		Promedio	650.5	259	53.5	35	
		Sin Solubilizado	7	676	510	22	18
8	631		451	24	20		
Promedio	653.5		480.5	23	19		
Compresión a 1000°C	1150°C/1h	Aire	3A	741	311	61	38
			4A	740	296	72	42
			Promedio	740.5	303.5	66.5	40
		Polímero	1B	795	296	71	41
			2B	796	310	71	42
			Promedio	795.5	303	71	41.5
	Agua	3B	714	302	79	44	
		4B	766	303	73	42	
		Promedio	740	303	76	43	
		Sin Solubilizado	1C	972	590	44	31
3C	866		560	37	27		
Promedio	919		575	40.5	29		
Compresión a 1100°C	1150°C/1h	Aire	3A	739	309	59	37
			4A	761	315	66	40
			Promedio	750	312	63	39
		Polímero	1B	722	295	80	45
			2B	804	326	75	43
			Promedio	763	311	78	44
	Agua	3B	723	307	66	40	
		4B	782	314	75	43	
		Promedio	752.5	310.5	70.5	41.5	
		Sin Solubilizado	1C	993	573	45	31
3C	890		551	31	24		
Promedio	941.5		562	38	27.5		
Compresión a 1150°C	1150°C/1h	Aire	3A	740	292	52	34
			4A	781	309	71	42
			Promedio	760.5	300.5	61.5	38
		Polímero	1B	737	254	78	44
			2B	710	258	79	44
			Promedio	723.5	256	78.5	44
	Agua	3B	847	342	69	41	
		4B	743	294	75	43	
		Promedio	795	318	72	42	
		Sin Solubilizado	1C	944	553	51	34
3C				*			
Promedio	944		553	51	34		

*Debido a problemas técnicos el ensayo no pudo llevarse a cabo de manera correcta.

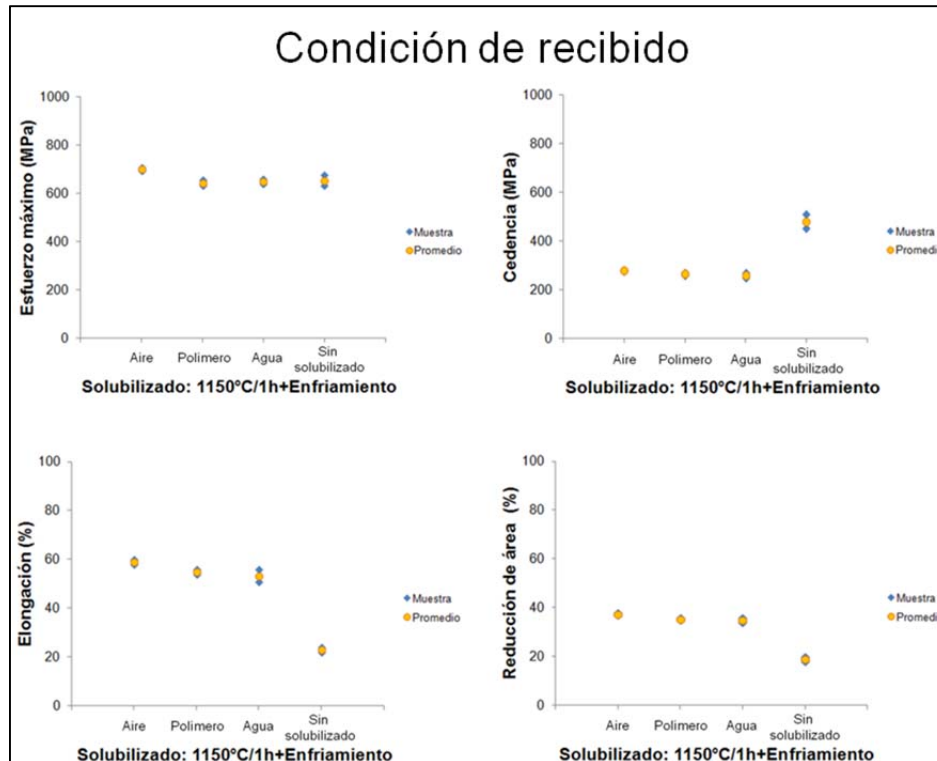


Figura 5-87. Resultados de RTT del Nimonic C263 en condición de recibido.

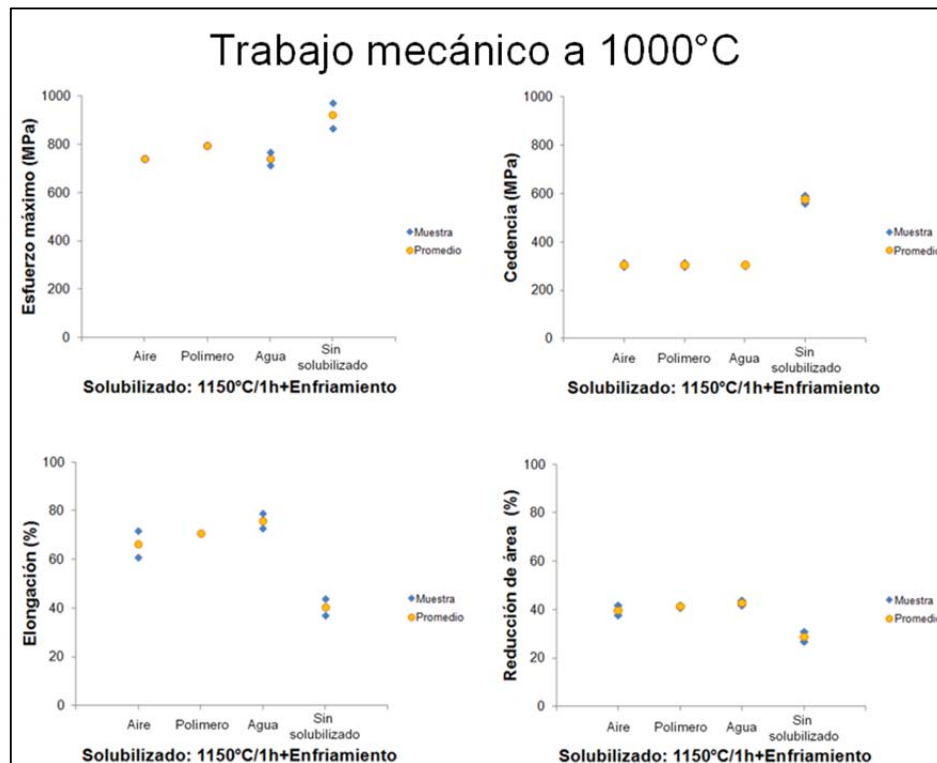


Figura 5-88. Resultados de RTT del Nimonic C263 trabajado mecánicamente a 1000°C.

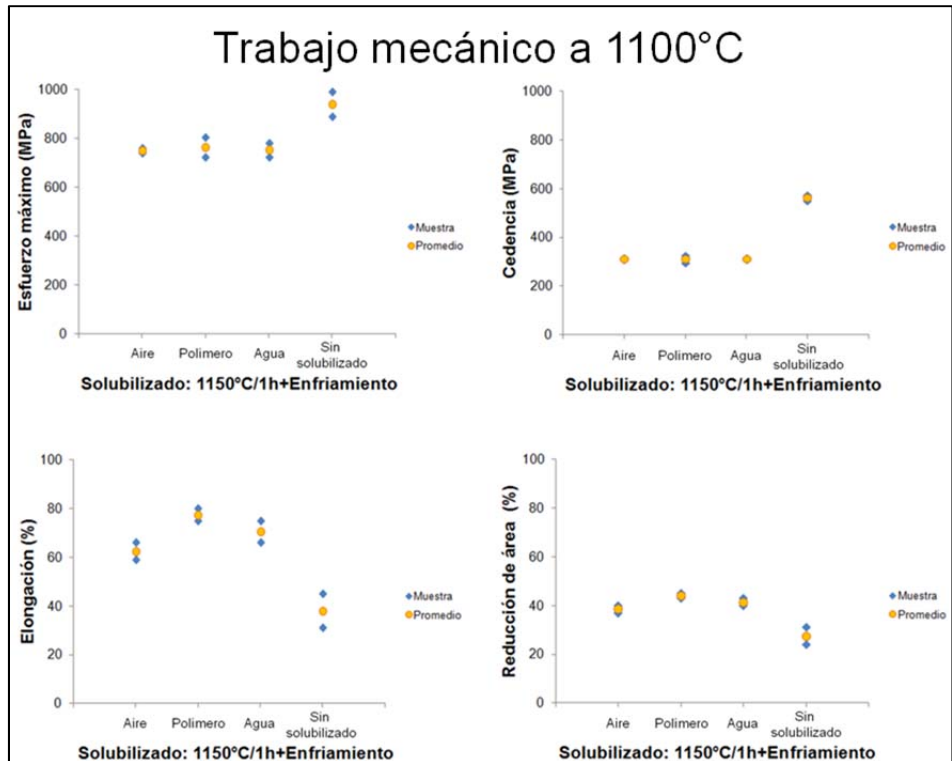


Figura 5-89. Resultados de RTT del Nimonic C263 trabajado mecánicamente a 1100°C.

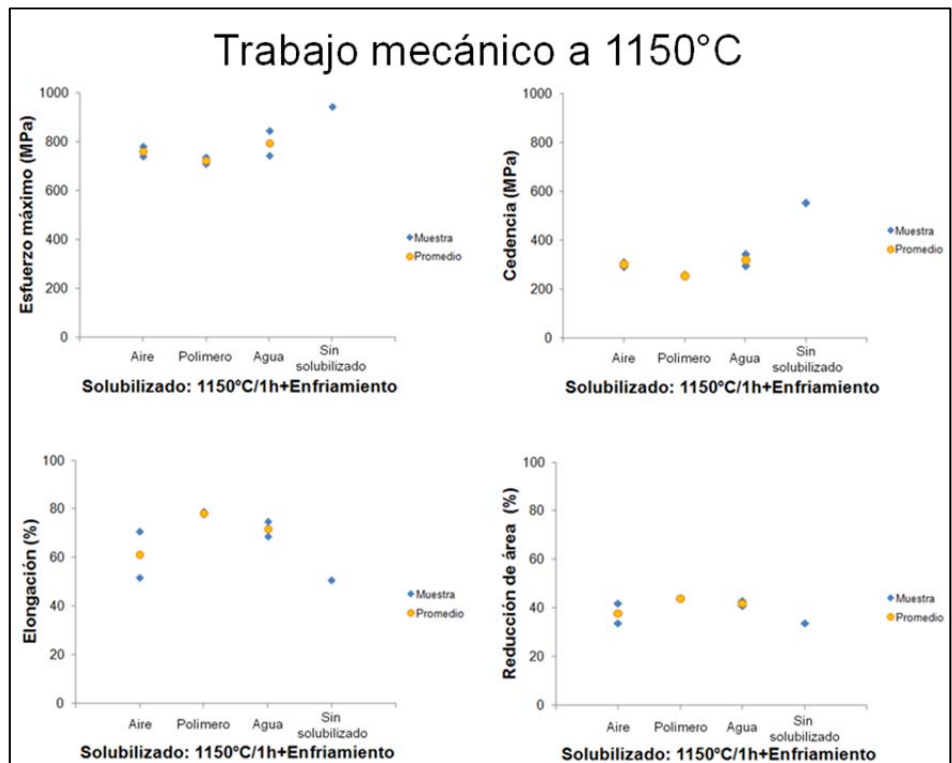


Figura 5-90. Resultados de RTT del Nimonic C263 trabajado mecánicamente a 1150°C.

5.3.3 Análisis del conformado en caliente del Nimonic C263 (ensayos de compresión).

Las Figuras 5-91 y 5-92 muestran las gráficas de esfuerzo-deformación obtenidas de los ensayos de compresión en caliente a 1000 y 1100°C, respectivamente, bajo diferentes velocidades de deformación. Se observó que todas las curvas presentaron el comportamiento típico de una recrystalización dinámica de pico simple.

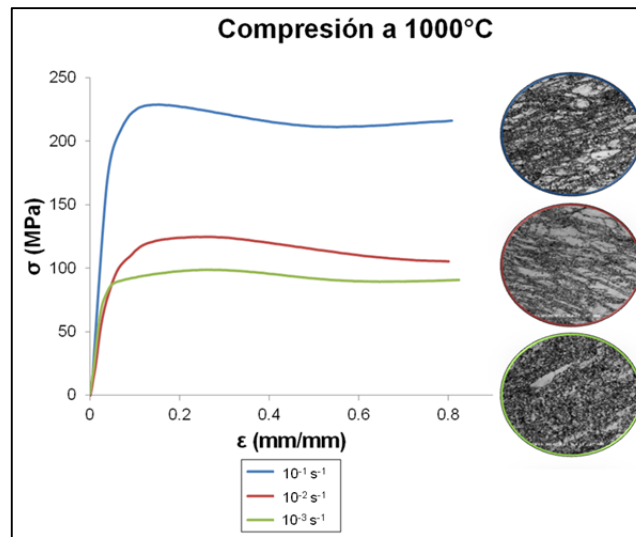


Figura 5-91. Curvas de σ - ϵ de las muestras de Nimonic C263 comprimidas a 1000°C.

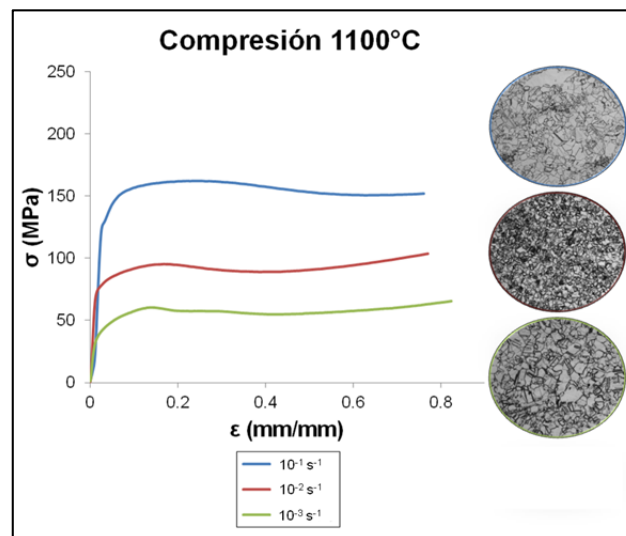


Figura 5-92. Curvas de σ - ϵ de las muestras de Nimonic C263 comprimidas a 1100°C.

Se observó la evolución microestructural de las muestras comprimidas a 1000 y 1100°C, respectivamente, bajo diferentes condiciones de tratamiento térmico, Figuras 5-93 y 5-94. Se observó claramente la influencia del tratamiento del solubilizado en el tamaño de grano. Debido a la baja temperatura del envejecido, 800°C, este no tuvo mayor repercusión en el tamaño de grano. El tamaño de grano se mantuvo igual que en las muestras en condición de solubilizado. Además, se observó el efecto del incremento de la velocidad de deformación en el tipo de microestructura del material en condición de deformación.

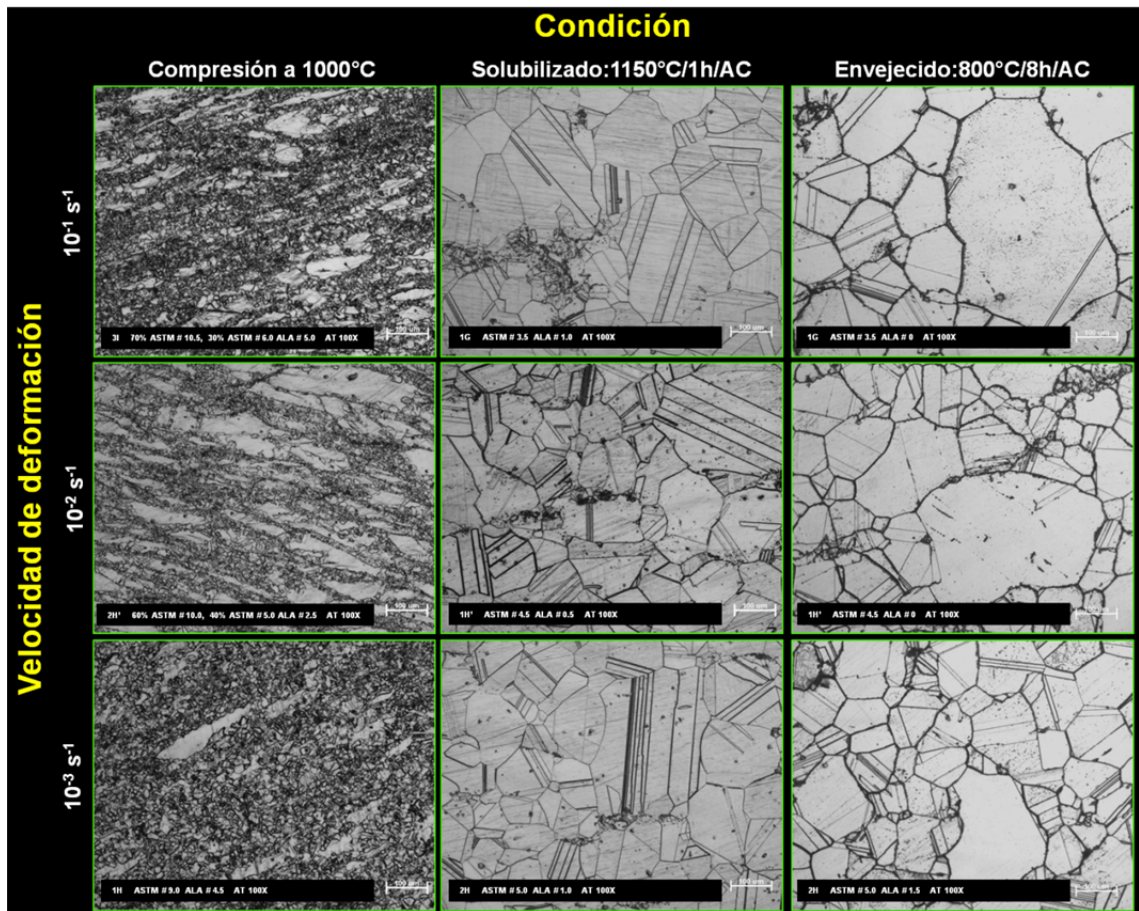


Figura 5-93. Evaluación microestructural de los ensayos de compresión a 1000°C bajo diferentes velocidades de deformación de las muestras de Nimonic C263.

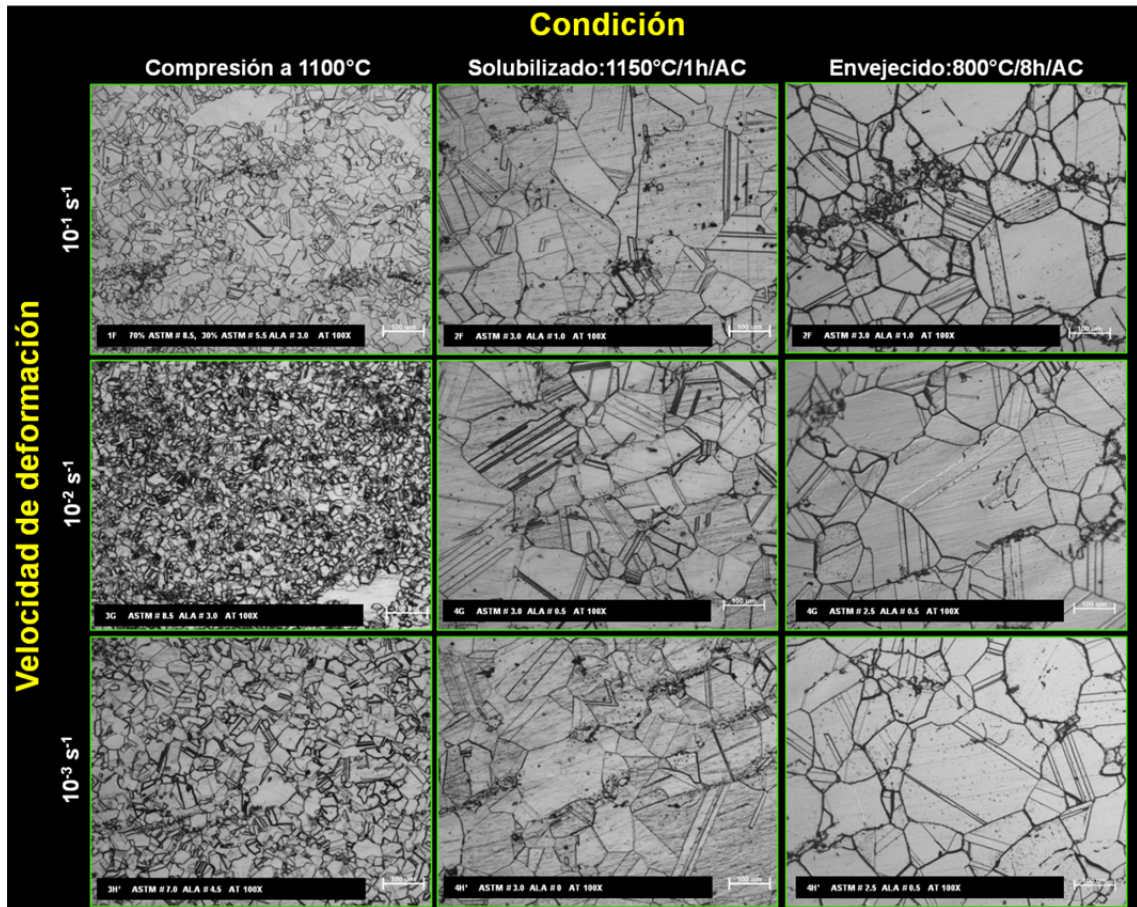


Figura 5-94. Evaluación microestructural de los ensayos de compresión a 1100°C bajo diferentes velocidades de deformación de las muestras de Nimonic C263.

La Tabla B1 muestra la evaluación del tamaño de grano de las muestras comprimidas en caliente. La Figura 5-95 muestra de manera gráfica la evaluación microestructural obtenida. Se observó que posterior al tratamiento térmico la microestructura presentó mayor uniformidad que en condición de deformación.

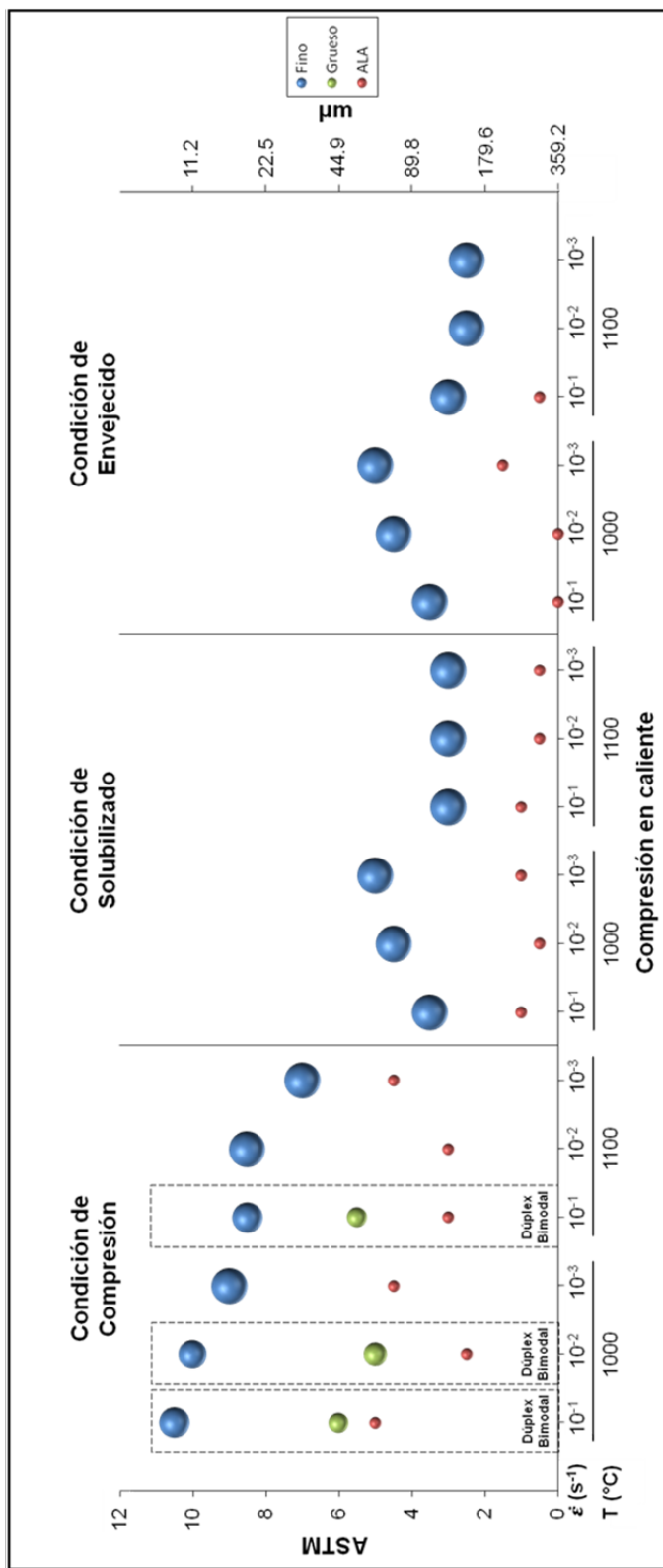


Figura 5-95. Análisis microestructural en la superficie transversal de los ensayos de compresión de las muestras de Nimonic C263 bajo diferentes condiciones de deformación en caliente y tratamiento térmico.

La Figura 5-96 muestra de manera representativa la influencia de la temperatura y la velocidad de deformación en el comportamiento microestructural del Nimonic C263. Este comportamiento fue determinado en base a los ensayos realizados bajo diferentes condiciones, Figuras 4-17 y 4-20.

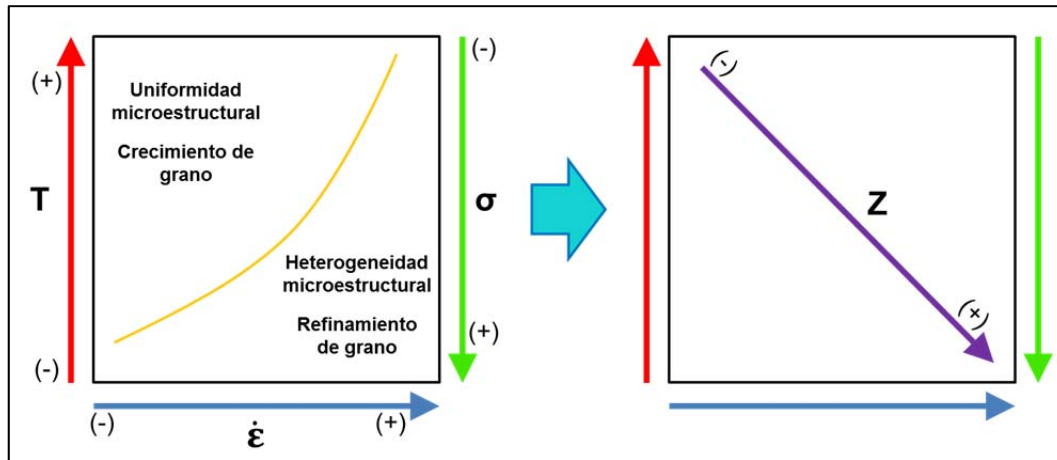


Figura 5-96. Diagrama representativo del efecto de la temperatura y velocidad de deformación en los ensayos de compresión del Nimonic C263.

La Tabla 5-16 muestra el esfuerzo máximo obtenido en los ensayos de compresión a alta temperatura. Se observó claramente un incremento considerable en el esfuerzo máximo al incrementar la velocidad de deformación. La Figura 5-97 muestra el efecto de la sensibilidad a la velocidad de deformación del Nimonic C263 a alta temperatura.

La Figura 5-98 presenta los resultados obtenidos del análisis de EDS de la muestra de Nimonic C23 comprimida a 1100°C en condición de envejecido. Estos carburos se presentaron en el resto de las muestras comprimidas en caliente en las distintas condiciones de tratamiento térmico. Al igual que las muestras de Nimonic C263 bajo distintas condiciones termo-mecánicas analizadas anteriormente, Figuras 5-73 y 5-83, se observó que los precipitados presentes eran carburos ricos en Ti (tipo MC).

Tabla 5-16. Esfuerzo máximo y sensibilidad a la velocidad de deformación, m , de las muestras de Nimonic C263 comprimidas en caliente bajo diferentes condiciones.

Ensayo de compresión		Muestra	Esfuerzo máximo (MPa)	m
T (°C)	(s ⁻¹)			
1000	10 ⁻¹	3H'	229	0.18
	10 ⁻²	3G	125	
	10 ⁻³	1F	99	
1100	10 ⁻¹	1H	162	0.22
	10 ⁻²	2H'	95	
	10 ⁻³	3I	60	

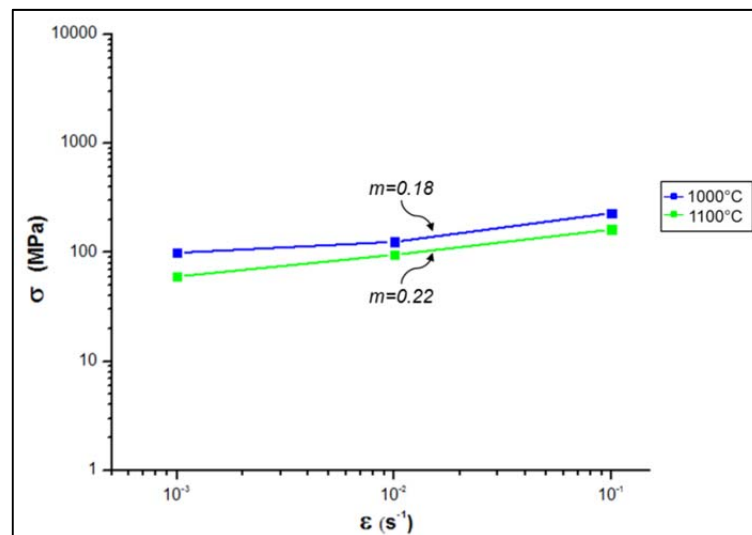


Figura 5-97. Sensibilidad a la velocidad de deformación, m , en caliente del Nimonic C263.

La Figura 5-99, B26 y B27 muestran la influencia del proceso termo-mecánico y tratamiento térmico en la presencia y distribución de los precipitados de Ti en el Nimonic C263. Se observó que las muestras deformadas a 1100°C presentaron menor cantidad de precipitados y una mejor distribución. Las muestras deformadas a 1000°C presentaron mayor cantidad de precipitación con una distribución no tan homogénea, presencia de colonia de precipitados. Se observó que la disminución de la velocidad de deformación y el aumento en la temperatura favorece a la distribución homogénea de los precipitados.

Se observó que el incremento en el porcentaje de deformación y temperatura también favorece a la distribución de precipitados en el material. Las muestras comprimidas a 1100°C, Figura 5-99, presentan una mejor distribución en los precipitados que el material forjado en caliente (poca deformación), Figuras 5-72 y 5-73.

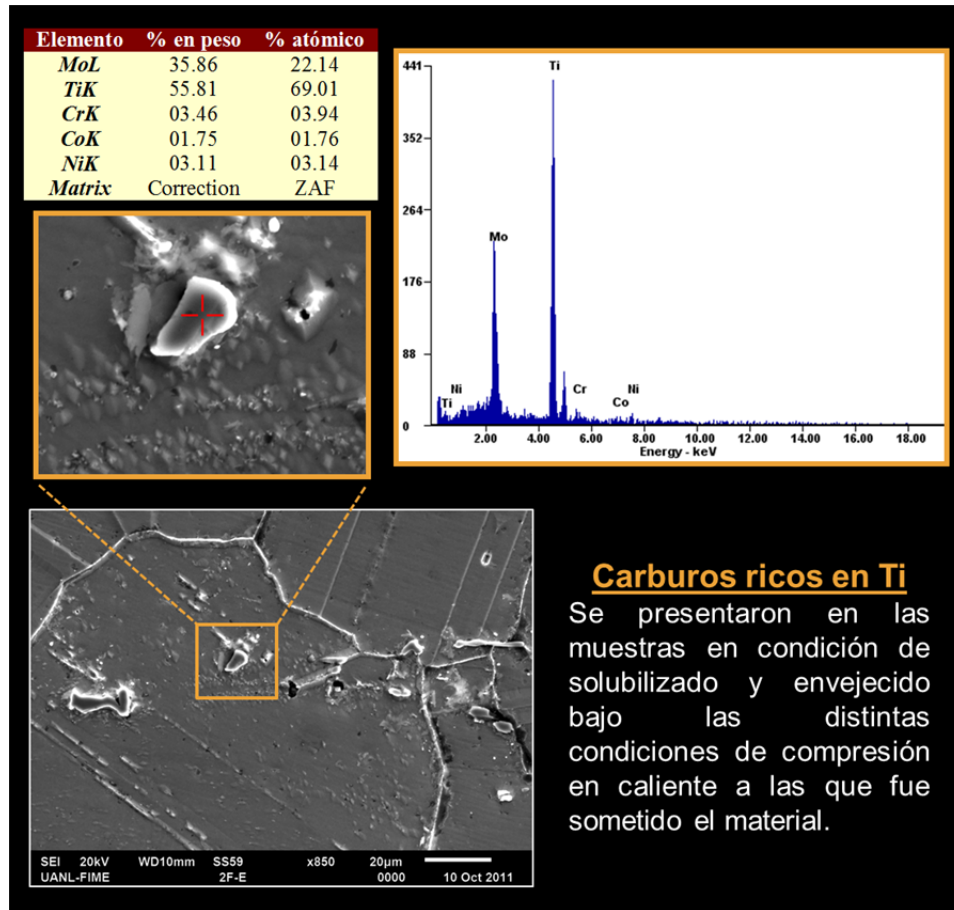


Figura 5-98. Presencia de carburos tipo MC, ricos en Ti, en la muestra comprimida a 1100°C en condición de envejecido del Nimonic C263. Análisis de EDS.

La Tabla 5-17 muestra la dureza obtenida en las muestras de Nimonic C263 comprimidas en caliente. La Figura 5-100 muestra de manera gráfica la dureza obtenida. Se observó que la dureza en condición de solubilizado y envejecido se mantuvo estable sin importar las condiciones a las que se

deformó el material. Las muestras en condición de deformación si presentaron un incremento en la dureza al disminuir la temperatura de deformación.

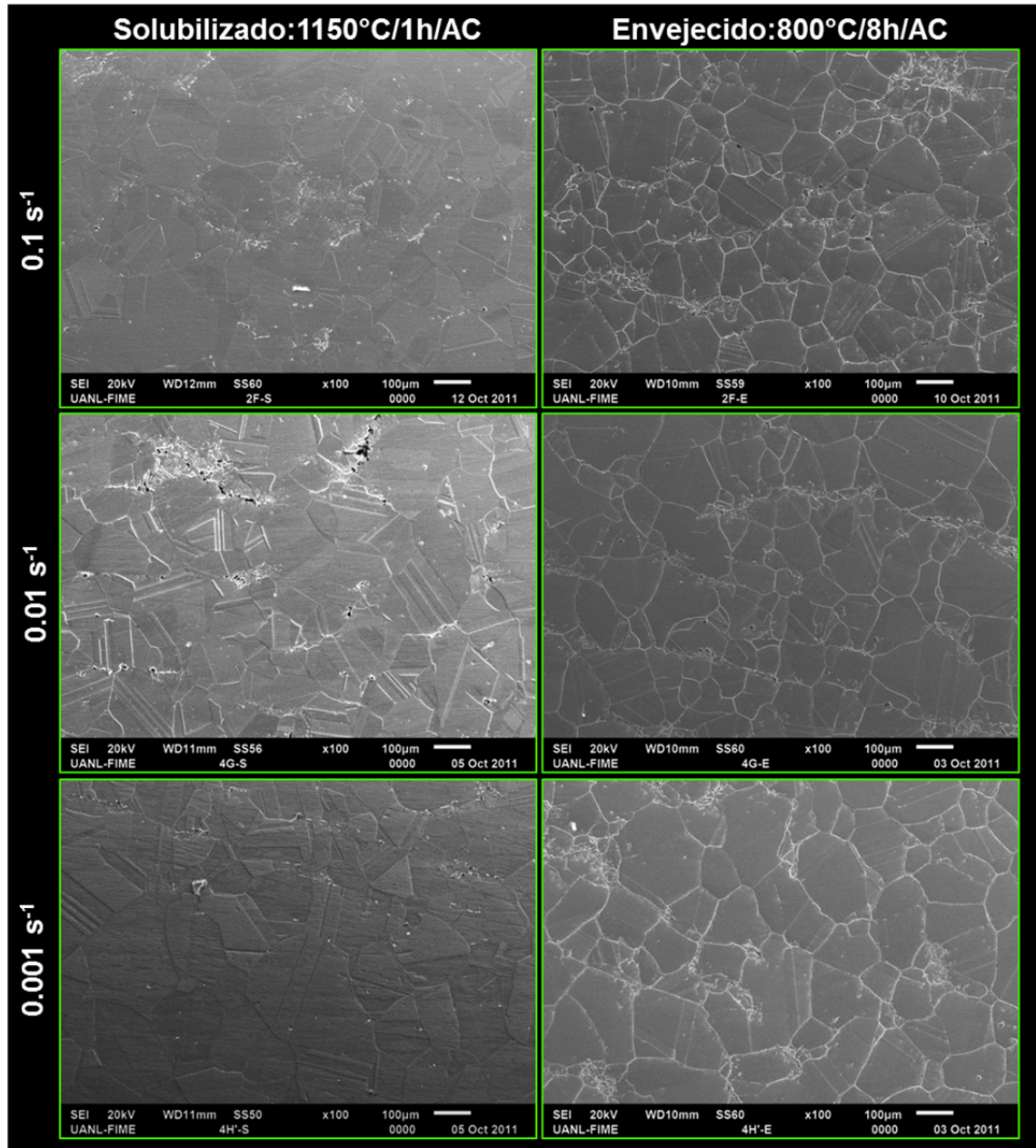


Figura 5-99. Efecto de la precipitación de los carburos tipo MC en el Nimonic C263 deformado a 1100°C bajo diferentes condiciones de tratamiento térmico.

Tabla 5-17. Dureza (HV) obtenida en las muestras de Nimonic C263 comprimidas en caliente bajo diferentes condiciones termo-mecánicas.

Ensayo de compresión		Condición	Muestra	*Dureza (HV)	Desviación estándar
T (°C)	$\dot{\epsilon}$ (s ⁻¹)				
1100	10 ⁻¹	Sin Tratamiento Térmico	1F	216	5
	10 ⁻²		3G	250	4
	10 ⁻³		3H'	230	2
1000	10 ⁻¹		3I	286	11
	10 ⁻²		2H'	287	2
	10 ⁻³		1H	285	8
1100	10 ⁻¹	Solubilizado: 1150°C/1h/AC	2F	206	9
	10 ⁻²		4G	218	5
	10 ⁻³		4H'	206	5
1000	10 ⁻¹		1G	209	2
	10 ⁻²		1H'	204	8
	10 ⁻³		2H	213	5
1100	10 ⁻¹	Envejecido: 800°C/8h/AC	2F	326	24
	10 ⁻²		4G	338	30
	10 ⁻³		4H'	316	9
1000	10 ⁻¹		1G	326	22
	10 ⁻²		1H'	300	14
	10 ⁻³		2H	346	25

*Valor promedio de 5 mediciones.

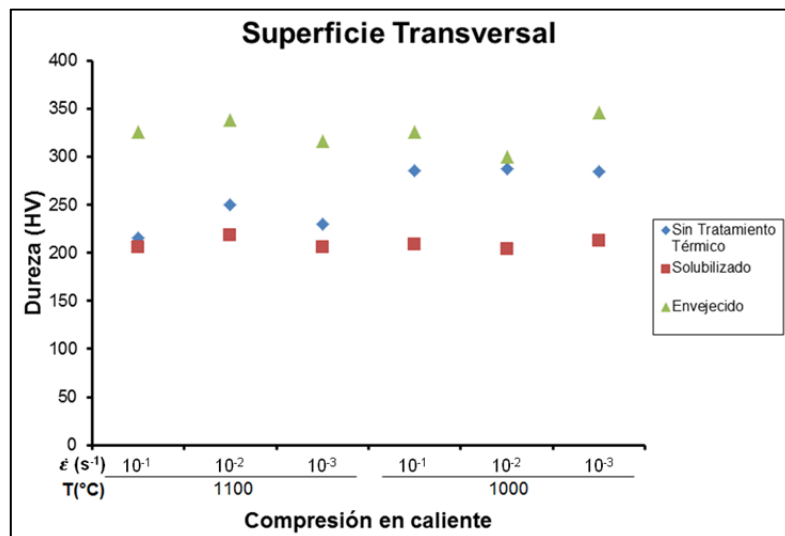


Figura 5-100. Dureza (HV) del Nimonic C263 deformado en caliente bajo distintas bajo distintas condiciones termo-mecánicas.

6 DISCUSIÓN

6.1 Discusión del Inconel 718

6.1.1 Evolución microestructural del Inconel 718

Se observó que en las muestras sometidas al proceso de repulsado (R) y laminado cónico (para este análisis, L3), el tamaño de grano no fue afectado por la dirección de laminación. La superficie longitudinal y transversal de las muestras laminadas en frío (antes y después del tratamiento de solubilizado) presentaron un tamaño de grano y morfología similar en cada una de las condiciones a las que fueron procesadas, Figuras 5-1 y 5-2.

En las Figuras 5-1 y 5-2 se observa claramente en las muestras el efecto en la morfología del grano debido al proceso mecánico bajo el cual fue sometido. El material en condición de forja, después de ser solubilizado (TS2) presenta un grano recristalizado con morfología equiaxial del tipo dúplex bimodal. Los granos de mayor tamaño (ALA) representan los granos que no pudieron ser recristalizados durante el proceso de deformación en caliente y el tratamiento de solubilizado. Esto se debió a que el material, al momento de ser forjado, recibió poca deformación en caliente y de una manera heterogénea. La deformación se aplicó en diferentes direcciones (para obtener la geometría deseada) y gradientes de temperatura permitiendo que la energía almacenada en el material, debido a la deformación, no fuese homogénea. Las muestras en condición de laminación en frío (repulsado y laminado cónico) muestran un grano deformado que mantiene la dirección de laminación y la microestructura dúplex bimodal. Este efecto es más visible en la pieza L3 debido a que fue la pieza con mayor deformación en frío. Los granos presentan una alta

concentración de energía debido a que el material fue deformado a temperatura ambiente, en ausencia de los fenómenos de recuperación y recristalización. Esto los convierte en fuentes potenciales de recristalización durante el tratamiento de solubilizado y recristalización estática. Los granos deformados en frío, que presentan alta concentración de energía, son recristalizados durante el solubilizado, obteniendo de esta manera un tamaño de grano más fino, equiaxial y con una microestructura uniforme, Figura 5-3. El incremento en la deformación en frío provoca que desaparezca el efecto de la microestructura inicial (microestructura en condición de forja).

Además se observó el efecto de la temperatura del tratamiento de solubilizado en el tamaño de grano. Hubo un incremento considerable en el tamaño de grano (hasta 5.0 ASTM de diferencia) entre los tratamientos de solubilizado a la temperatura más alta, S1 y S2, con respecto a las muestras tratadas a las temperaturas más bajas. Esto se presentó tanto en la pieza R como en la L3, Figura 5-19. Este incremento en el tamaño de grano se atribuye a la ausencia de la fase δ en la frontera de grano. Esta fase, con morfología globular, actúa como bloqueo al crecimiento de grano mediante el efecto "pinning" o anclaje [48].

También se pudo observar que las muestras L3 con los tratamientos S5 y S6 obtuvieron el tamaño de grano más fino (ASTM #10.5 y ASTM #11, respectivamente). Este comportamiento se debe a que la pieza L3 fue la que recibió más deformación a temperatura ambiente y a que a esta temperatura de solubilizado se presenta la precipitación de la fase δ . Una vez que se produce la recristalización estática, durante el solubilizado, la presencia de la fase δ evita el crecimiento de grano. Este efecto de tamaño de grano fino debido a la baja temperatura de solubilizado también se presentó en la muestra R pero en menor proporción debido a la menor cantidad de deformación a temperatura ambiente. Estos efectos debido al porcentaje de deformación en frío y

temperatura de solubilizado también se presentaron en la superficie longitudinal, Figura B15.

El tamaño de grano obtenido (ASTM #5 y ASTM #6) en las muestras solubilizadas a mayor temperatura (S1 y S2) es satisfactorio y está dentro de los requerimientos de la especificación AMS 5662, no así para la especificación AMS 5596 para el tamaño de grano más grueso. Se pudo determinar que a pesar de la ausencia de la fase δ , la deformación en frío que recibió el material fue la suficiente para obtener un tamaño de grano deseable.

La Figura 5-20 muestra el análisis de EDS que se le realizó a la aleación. De acuerdo a la literatura, los precipitados de mayor dimensión corresponden a los carburos tipo NbC y los de menor dimensión y mayor presencia a la fase δ (Ni_3Nb). Los carburos de Nb estuvieron presentes a las tres temperaturas de solubilizado utilizadas [30, 31, 38], Figura 5-21. Estos carburos ayudan a evitar el crecimiento del tamaño de grano pero con mucha menor eficiencia que la fase δ . Los NbC se presentaron en muy poca cantidad, lo cual es conveniente ya que permite que el Nb presente en la matriz pueda utilizarse para la precipitación de la fase δ durante el solubilizado (evita el crecimiento de grano) y para la precipitación de la fase γ en el envejecido. Esta última fase es la que proporciona las excelentes propiedades mecánicas al Inconel 718.

La fase δ proveniente de la forja en caliente mantiene la dirección de laminación en frío después de aplicarle el tratamiento de solubilizado. La fase δ precipitada posterior a la deformación en frío, durante el tratamiento de solubilizado, no conserva esta dirección y se sitúa principalmente en la frontera del grano recristalizado, Figura 5-22. El porcentaje de deformación en frío contribuyó a la precipitación de la fase δ posterior al solubilizado, Figura 5-23. La energía almacenada, debido a la deformación en frío, actuó como fuerza impulsora proporcionando sitios de nucleación para la precipitación debido al rápido aumento en la densidad de dislocaciones [61]. Esto quiere decir que

conforme se incrementa la deformación en frío la curva de precipitación de la fase δ (diagrama TTT) se desplaza hacia la izquierda permitiendo que esta fase precipite en mayor cantidad. Este efecto se presentó en las temperaturas más bajas. Este comportamiento coincide con lo reportado en la literatura [39, 41, 45]. A la temperatura más alta no se presentó esta fase [55].

Debido a que la deformación en frío facilita la precipitación de la fase δ , es fundamental seleccionar el tiempo y la temperatura óptima del tratamiento de solubilizado. Un exceso en la precipitación de la fase δ provoca la transformación morfológica de ésta (globular \rightarrow acicular). Esta transformación es favorecida a temperaturas bajas y tiempos prolongados. En la Figura 5-24 se observa claramente que en la muestra sometida al tratamiento de solubilizado S6 (1 hora y temperatura más baja) la fase δ se encuentra alineada y tiene una morfología globular. Estos precipitados comienzan a unirse entre sí (coalescencia) indicando el inicio de la transformación morfológica. Si el tiempo de exposición hubiera sido más prolongado la fase δ con morfología acicular tendría mayor presencia en la microestructura del Inconel 718. Además, una precipitación excesiva conllevaría a una disminución considerable de Nb en la matriz lo cual se vería reflejado en una disminución de precipitación de la fase γ durante el tratamiento térmico de envejecido.

Las muestras R y L3 de Inconel 718 en condición de envejecido presentaron un tamaño de grano similar que en condición de solubilizado (S4). La temperatura de envejecido está por debajo de la temperatura de recristalización, por lo tanto, no hubo crecimiento en el tamaño de grano. En la Figura 5-29 se observa claramente el efecto del trabajo mecánico en frío. Las piezas con mayor reducción en frío (L2 y L3) presentaron el tamaño de grano más fino en el material en condición de envejecido (S4 + E-718).

6.1.2 Propiedades mecánicas obtenidas en el Inconel 718

6.1.2.1 Dureza de las muestras de Inconel 718 en condición de solubilizado

Se observó claramente el cambio en la dureza del Inconel 718 en condición de laminación en frío y posterior al solubilizado para las muestras R y L3. Como se esperaba, posterior al solubilizado la dureza disminuyó alrededor del 50%, para el solubilizado a mayor temperatura. El endurecimiento por trabajo mecánico obtenido en la laminación en frío fue eliminado mediante el fenómeno de ablandamiento durante el solubilizado (recuperación y recristalización estática).

Se encontró que la temperatura del solubilizado influyó de manera notoria en la dureza. Esto se vio reflejado con el incremento de la dureza al disminuir la temperatura del solubilizado. Este efecto se observó tanto en las muestras de la pieza R, menor laminación en frío, como en las muestras de la pieza L3, mayor laminación en frío. Este incremento en dureza al disminuir la temperatura del solubilizado está asociado con la precipitación de la fase δ durante el solubilizado. En general, las muestras con mayor trabajo mecánico en frío obtuvieron un dureza un poco mayor que las piezas con menor trabajo mecánico bajo la misma condición de solubilizado. Esto se debe al tamaño de grano y al fenómeno de endurecimiento por deformación. Las muestras solubilizadas a la temperatura más baja (S5 y S6) y con mayor trabajo mecánico superan el límite de dureza permitido por la especificación AMS 5596. Por otra parte, todas las muestras solubilizadas (posterior al laminado en frío) cumplen con el requerimiento de dureza requerido por las especificaciones AMS 5662 y AMS 5596, Figura 5-30.

6.1.2.2 Ensayos de tensión a temperatura ambiente de las muestras de Inconel 718

Una vez seleccionado el tratamiento de solubilizado (S4) y aplicado el tratamiento de envejecido (E-718), se compararon las propiedades mecánicas obtenidas en los ensayos de tensión a temperatura ambiente (RTT) de las muestras de Inconel 718 en condición de laminación en frío y en condición de envejecido, Figura 5-31 a 5-34. Además, se compararon con los requerimientos solicitados por las especificaciones AMS 5662 y AMS 5596 (requerimientos para el material en condición de envejecido). Las muestras en condición de laminación en frío presentan un incremento en el esfuerzo máximo y el esfuerzo de cedencia conforme aumenta la deformación en frío alcanzando un cierto estado estacionario (o pequeña caída) en la muestra con mayor deformación en frío, L3 (39%). Aun y cuando el material no está tratado térmicamente, las muestras con mayor reducción en frío (L2 y L3) cumplen con el requerimiento de esfuerzo máximo de las especificaciones. La muestra L1 queda en el límite del requerimiento de la especificación AMS 5596. La muestra R (6%) no cumple con el requerimiento. Las muestras laminadas cónicamente (L1, L2 y L3) cumplen satisfactoriamente el requerimiento de esfuerzo de cedencia, no así para la muestra repulsada, R. El porcentaje de elongación y reducción de área quedó por debajo del requerimiento de las especificaciones para las piezas laminadas cónicamente, mostrando una tendencia lineal con una pequeña caída en la muestra con mayor reducción en frío. La muestra R cumplió con el requerimiento de porcentaje de elongación quedando en el límite del requerimiento de reducción de área.

Las muestras laminadas en frío en condición de envejecido se comportaron de manera distinta, Figura 5-31 a 5-34. El esfuerzo máximo de éstas muestras presentó un comportamiento muy estable con valores promedios similares (1387MPa y 1397Mpa para las muestras R y L3, respectivamente). El trabajo mecánico no tuvo efecto en el esfuerzo máximo de las muestras y cumple de manera satisfactoria el requerimiento de las

especificaciones. El esfuerzo de cedencia presentó una tendencia de incremento al aumentar la reducción en frío en las muestras laminadas cónicamente. La muestra L1 obtuvo valores marginales (en promedio, 1040MPa), quedando en el límite del requerimiento de esfuerzo de cedencia de las especificaciones (1034MPa). El porcentaje de elongación mostró una caída al incrementar la reducción en frío. Aun y cuando la caída no fue tan marcada, dejó marginal la elongación de la muestra L3 (en promedio 13%) de acuerdo a los requerimientos solicitados por las especificaciones (12%). La reducción de área presentó el mismo comportamiento que la elongación en las muestras laminadas cónicamente. Aunque la caída es más marcada, los valores pasaron satisfactoriamente (31% para la muestra L1 y 18% para la muestra L3) el requerimiento de la especificación AMS 5662. La especificación AMS 5596 no tiene requerimiento de reducción de área.

Se pudo determinar que las muestras en condición de laminación en frío presentan un incremento en la resistencia debido al trabajo mecánico. El endurecimiento por deformación en frío (para las muestras L1, L2 y L3) permitió alcanzar esfuerzos equiparables al material en condición de envejecido. Por otra parte, debido a este endurecimiento excesivo, se tuvo un impacto negativo en la elongación y reducción de área, quedando por debajo del requerimiento de las especificaciones en las piezas laminadas cónicamente. Por lo tanto, no es posible considerar que el material pueda tener un comportamiento adecuado en esta condición. Además, debido a las geometrías requeridas en las piezas de la industria aeronáutica y de generación de energía, la distorsión en operaciones subsecuentes (ejemplo: maquinado) es una variable con alto potencial debido a la gran cantidad de esfuerzos residuales que el material presenta posterior a la laminación en frío. Debido a estos factores, es necesario aplicar al material un tratamiento térmico (solubilizado y envejecido) posterior a la laminación en frío. Las muestras en condición de envejecido presentan cierta influencia por la reducción en frío (esto se vio reflejado en las tendencias que se presentaron en la cedencia, elongación y reducción de área) pero sigue

dominando el tratamiento térmico (incremento en la elongación y reducción de área). Los resultados obtenidos fueron satisfactorios y debido a los fenómenos de ablandamiento que actúan durante el solubilizado (recuperación y recristalización estática) es posible reducir los esfuerzos residuales generados en la laminación en frío. Esto disminuye considerablemente la posibilidad de distorsión geométrica en operaciones posteriores.

6.1.2.3 Ensayos de tensión a elevada temperatura de las muestras de Inconel 718

Se realizaron los ensayos a elevada temperatura en las muestras en condición de envejecido, Figura 5-35 a 5-38. Se encontró que el esfuerzo máximo obtenido en las muestras con diferente porcentaje de laminación en frío mostró una tendencia lineal sin afectación por la laminación en frío (en promedio, 1093MPa y 1123MPa para las muestras R y L3, respectivamente). El esfuerzo máximo cumplió de manera satisfactoria el requerimiento de las especificaciones (1000MPa). El esfuerzo de cedencia si está influenciado por la laminación en frío. Se observó un aumento en la cedencia (en promedio, 868MPa y 972MPa para las muestras R & L3, respectivamente) al incrementar la reducción en frío. Solo la muestra R presentó resultados marginales con respecto a los requerimientos solicitados por las especificaciones (862MPa y 827MPa para las especificaciones AMS 5662 y AMS 5596, respectivamente). El porcentaje de elongación presentó resultados marginales (en promedio, 12% y 10% para las muestras R y L3 respectivamente) al requerimiento de la especificación AMS 5662 (12%). Por otra parte, se cumplió satisfactoriamente el requerimiento de la especificación AMS 5596. La reducción de área se cumplió satisfactoriamente el requerimiento de la especificación AMS 5662 (15%), siendo las muestras R y L3 las que presentaron los valores más bajos (en promedio, 19% y 16%, respectivamente). La AMS 5596 no tiene requerimiento de reducción de área.

Se determinó que las muestras cumplen con los requerimientos de las especificaciones pero presentan resultados marginales en los requerimientos de elongación y reducción de área, Figuras 5-37 y 5-38. Un incremento en el tiempo del tratamiento de solubilizado aplicado (S4) contribuiría de manera positiva en incrementar el porcentaje de elongación y reducción de área debido a que el material presentaría menores esfuerzos residuales. Además ayudaría a disminuir la posibilidad de la distorsión geométrica. De igual manera, un incremento en la temperatura contribuiría en el incremento de la elongación y reducción de área. La desventaja de incrementar la temperatura es la posibilidad de superar la temperatura δ solvus, dando como resultado un incremento en el tamaño de grano. Esto impactaría de manera negativa si la reducción en frío no es la suficiente, debido a que el material no tendría la energía necesaria para que la recristalización estática se lleve a cabo de manera adecuada. Por consecuencia, el fenómeno de crecimiento de grano predominaría.

6.1.2.4 Dureza de las muestras de Inconel 718 en condición de envejecido

La dureza de las muestras de Inconel 718 en condición de envejecido fue comparada con las muestras en condición de laminación en frío. Las dos condiciones presentaron un ligero incremento en la dureza al aumentar la reducción de laminación en frío. Las muestras endurecidas por el tratamiento de envejecido presentan una dureza superior a las endurecidas por trabajo mecánico. Todas las muestras cumplen con el requerimiento mínimo de dureza requerido por las especificaciones AMS 5662 y AMS 5596, Figura 5-39.

6.1.3 Discusión general del Inconel 718

Mediante este proceso alterno (forja en caliente + laminación en frío) es posible tener las propiedades mecánicas y microestructurales equivalentes a un proceso de rolada en caliente en el Inconel 718. Se comprobó que aplicando un tratamiento térmico de solubilizado, S4, y de envejecido, E-718, adecuado es

posible obtener propiedades mecánicas y microestructurales que cumplan los requerimientos establecidos por las especificaciones de la industria de generación de energía y aeroespacial. Además, es posible obtener una microestructura uniforme con tamaño de grano fino sin presentar la precipitación de la fase δ con morfología acicular. El incremento en la deformación en frío aumenta la precipitación de la fase δ .

Por otra parte, no es factible que el material en condición de laminación en frío (sin tratamiento térmico) cumpla con los requerimientos. Además, existe una potencial probabilidad de distorsión geométrica en las subsecuentes operaciones a las que son sometidas las piezas utilizadas en estas industrias. Esta distorsión se presentaría debido a que el material en condición de laminación en frío presenta muchos esfuerzos residuales por la alta energía almacenada obtenida mediante la deformación en frío (en ausencia de los mecanismos de ablandamiento). Los esfuerzos serían liberados en subsecuentes operaciones y debido a las geometrías requeridas provocaría la distorsión geométrica.

6.2 Discusión del Inconel 617

6.2.1 Evolución microestructural del Inconel 617

Al igual que el Inconel 718, se observó que la dirección de laminación no tuvo influencia en el tamaño de grano, Figuras 5-40, 5-41 y B16 a B21. Las muestras bajo la misma condición de laminación y tratamiento térmico presentaron un tamaño de grano similar en ambas direcciones, transversal y longitudinal.

En las Figuras 5-40 y 5-41 se observa claramente el efecto del proceso termo-mecánico en la morfología del grano, deformado en la condición de laminación en frío y equiaxial en condición de solubilizado. En la Figura 5-57 se

observa el efecto del incremento de la temperatura de solubilizado con respecto al tamaño de grano en las muestras con menor y mayor reducción en frío (R y L3, respectivamente). Las muestras con mayor reducción en frío y mayor temperatura de solubilizado (S1₀ y S2₀) presentaron un tamaño de grano ASTM #4.5 y ASTM #5.0, respectivamente. Las muestras con menor temperatura de solubilizado (S5₀ y S6₀) presentaron un tamaño de grano ASTM #9.0 y ASTM #8.0, respectivamente. Aun y cuando existe la presencia de carburos ricos en Cr la ausencia de una fase precipitada, como lo es la fase δ , ocasiona que el incremento en el tamaño de grano se comporte de una manera más lineal al aumentar la temperatura de solubilizado. Los carburos de Cr no presentan la misma efectividad para evitar el crecimiento en el grano mediante el fenómeno de anclaje. Estos carburos son de mayor dimensión y no presentan una estructura ordenada. Por lo tanto, debido a la ausencia de esta fase, un pequeño cambio en la temperatura de solubilizado permitiría un incremento considerable en el tamaño de grano. Caso contrario es el Inconel 718 donde a las temperaturas más bajas (presencia de la fase δ) el tamaño de grano permanecía similar permitiendo tener un rango de temperatura en el cual el crecimiento de grano se puede controlar. Por otra parte, en la ausencia de la fase δ el tamaño de grano incrementaba de manera notable.

El tamaño de grano obtenido en las muestras con menor y mayor deformación en frío (13% y 45%, respectivamente) cumplieron satisfactoriamente con el requerimiento mínimo de la Especificación Genérica A (ASTM # 3.0). El tamaño de grano inicial (obtenido mediante la forja en caliente) y la energía proporcionada al material durante la laminación en frío fueron suficientes para obtener un tamaño de grano aceptable posterior al tratamiento de solubilizado. Aún para las muestras con menor deformación en frío y temperatura de solubilizado, la energía almacenada del material fue la suficiente para activar los mecanismos de ablandamiento durante el solubilizado (recuperación y recristalización estática). Estos mecanismos se vieron

reflejados en el tamaño y morfología del grano (morfología equiaxial posterior al solubilizado), así como, en la dureza.

Una vez seleccionado el tratamiento de solubilizado ($S6_0$, menor temperatura durante 1 hora), éste se aplicó a las diferentes condiciones de laminación en frío (muestras R, L1, L2 y L3). Se observó que el tamaño de grano permaneció muy estable, entre ASTM # 7.0 y 8.0, sin importar el porcentaje de deformación en frío aplicado a las muestras. Se determinó que el tamaño de grano es mayormente influenciado por la temperatura de solubilizado que por el porcentaje de reducción en frío. Con el solubilizado $S6_0$, bajo cualquier reducción en frío estudiada, el tamaño de grano obtenido está muy por encima de lo requerido por la especificación genérica A.

Mediante análisis de SEM y EDS se estudió la precipitación del material bajo las distintas condiciones termo-mecánicas, Figuras 5-61 y B22. De acuerdo a algunas investigaciones [63, 76] y a diferencia de otras [65, 73], en este estudio, bajo las condiciones termo-mecánicas analizadas, solo se encontraron carburos ricos en Cr. De acuerdo a la literatura, [65, 73], estos carburos son del tipo $M_{23}C_6$. En las muestras a menor temperatura de solubilizado ($S5_0$ y $S6_0$) los precipitados se presentaron en mayor volumen conservando, en su mayoría, un tamaño similar entre ellos (2 μm). Al incrementar la temperatura de solubilizado se observó una disminución de volumen de precipitación de los carburos de Cr. Además, propició que los precipitados se presentaran principalmente en dos tamaños (2 y 5 μm). Esta presencia de dos tamaños de precipitados fue más notorio en las muestras con mayor temperatura de solubilizado ($S5_0$ y $S6_0$).

Se determinó que el tamaño de grano depende mayormente de la temperatura de solubilizado, el porcentaje de deformación en frío tuvo un efecto menor. Esto puede deberse a que las temperaturas de solubilizado están muy por encima de la temperatura mínima de recristalización del material (0.6T_m,

aprox.). Los precipitados encontrados en el material bajo las distintas condiciones fueron carburos ricos en Cr, $M_{23}C_6$.

6.2.2 Propiedades mecánicas obtenidas en el Inconel 617

6.2.2.1 Dureza de las muestras de R y L3 de Inconel 617 bajo distintos tratamientos de solubilizado.

Se observó el comportamiento de las piezas con mayor y menor reducción en frío bajo diferentes solubilizados. Las muestras en condición de laminación en frío obtuvieron durezas muy superiores con respecto a las muestras solubilizadas. La dureza después del solubilizado disminuyó hasta un 50% en la muestra con mayor porcentaje de reducción en frío y 40% en la de menor reducción. Esto se debió a los fenómenos de ablandamiento que se presentaron durante el solubilizado. La muestra R mantuvo una dureza similar en los diferentes tratamientos de solubilizado aplicados (221HV para $S1_0$ y 241HV para $S6_0$). La muestra L3 presentó un pequeño incremento en la dureza al disminuir la temperatura del tratamiento de solubilizado (227HV para $S1_0$ y 285HV para $S6_0$), Figura 5-63. En general, la dureza se mantuvo estable en las muestras con menor reducción en frío y obtuvo un pequeño incremento en las piezas con mayor reducción.

La Figura 5-64, presenta la dureza en función del porcentaje de deformación en frío en las muestras solubilizadas, $S6_0$. Se observó claramente la influencia del porcentaje de deformación en la dureza. Al incrementar la deformación en frío el material endurece debido al trabajo mecánico al que está siendo sometido. Se obtuvo una dureza de 241HV para la muestra R y 285HV para la muestra L3. Este incremento en la dureza fue más visible en las muestras en condición de laminación en frío (SS_0), 380HV para la muestra R y 455HV para la muestra L3.

6.2.2.2 Ensayos de tensión a temperatura ambiente de las muestras de Inconel 617

Después de analizar las piezas del material bajo diferentes tratamientos de solubilizado, se seleccionó el solubilizado S6₀ para determinar las propiedades mecánicas del material. Las propiedades mecánicas de las muestras R, L1, L2 y L3 en condición de laminado en frío y posterior al solubilizado S6₀ fueron comparadas con los requerimientos de las especificaciones AMS 5887, AMS 5888 y la especificación genérica A. Estas especificaciones son comúnmente utilizadas en la industria aeroespacial y de generación de energía.

Como se observó en la Figura 5-65, las muestras en condición de laminación en frío presentan un incremento considerable en el esfuerzo máximo al aumentar el porcentaje de reducción en frío (en promedio, 1056MPa para la muestra R y 1431MPa para la muestra L3). Todas las muestras cumplieron ampliamente el requerimiento mínimo solicitado por las especificaciones (689MPa para la AMS 5888 y 655MPa para la AMS 5887 y la Especificación Genérica A). Las muestras en condición de solubilizado no presentaron valores tan altos de esfuerzo máximo, pero también presentaron valores muy por encima de lo requerido por las especificaciones. Las muestras presentaron valores muy similares sin importar el porcentaje de deformación en frío que recibieron (valores entre 838 y 857MPa). Esto indica que el tratamiento térmico de solubilizado, en este caso S6₀, tiene mayor influencia que el trabajo mecánico en frío. El esfuerzo de cedencia, Figura 5-66, presentó el mismo comportamiento que el esfuerzo máximo. En las muestras en condición de laminación en frío, la cedencia incrementó al aumentar la deformación en frío (en promedio, 953MPa para la muestra R y 1141MPa para la muestra L3). Para las muestras en condición de solubilizado, S6₀, la cedencia se mantuvo estable (valores entre 353 y 363MPa) sin presentar alguna variación considerable, por lo tanto, el porcentaje de deformación en frío no tuvo influencia. Todas las muestras cumplieron con el requerimiento mínimo de cedencia solicitado por las especificaciones (276, 241 y 240MPa para las especificaciones AMS 5888,

AMS 5887 y Genérica A, respectivamente). El porcentaje de elongación, Figura 5-67, en las muestras en condición de laminación en frío presentó valores muy por debajo del mínimo requerido por las especificaciones (40% para la especificación AMS 5888 y 35% para las especificaciones AMS 5887 y Genérica A). El incremento en la deformación en frío afectó negativamente a la elongación del material (en promedio, 19% para la muestra R y 12% para la muestra L3). Estos bajos valores de porcentaje de elongación coinciden con los altos valores de esfuerzo máximo y cedencia bajo esta condición. Esto indica que el material presenta una alta energía almacenada derivada de la deformación en frío previamente recibida. El material presenta altos esfuerzos internos y un endurecimiento por deformación considerable que provoca la fragilidad del mismo. Por otra parte, las muestras solubilizadas presentaron valores de elongación más elevados (valores entre 41 y 43%) y mostraron una tendencia de estabilidad sin importar el trabajo mecánico en frío. Sin embargo, aunque cumplieron con el requerimiento de elongación solicitado por las especificaciones, los valores estuvieron muy cercanos al valor mínimo requerido. Un incremento en la temperatura del tratamiento térmico de solubilizado, por ejemplo S2₀ o S4₀, contribuiría a aumentar la ductilidad del material, permitiendo liberar más energía almacenada lo que permitiría disminuir considerablemente el efecto de endurecimiento por deformación. Aun y cuando esto impactaría negativamente en la cedencia y esfuerzo máximo del material, controlando el tiempo del tratamiento térmico se podría evitar una caída considerable en estos valores. Los valores de esfuerzo máximo y cedencia obtenidos en las muestras bajo el solubilizado S6₀ fueron tan superiores que indica que el material puede ser sometido a tratamientos térmicos a mayor temperatura sin poner en riesgo el requerimiento de esfuerzo máximo y cedencia. Además, los valores de tamaño de grano obtenidos en las muestras solubilizadas a alta temperatura (S2₀ a S4₀), Figura 5-57, indican que el material sigue conservando una microestructura dentro del requerimiento solicitado por las especificaciones y capaz de obtener propiedades mecánicas favorables

(elongación, esfuerzo máximo y cedencia), coincide con lo reportado en la literatura por McCoy [64].

6.2.2.3 Ensayos de tensión a elevada temperatura de las muestras de Inconel 617

Los ensayos a elevada temperatura se realizaron a las muestras solubilizadas, S6₀, con diferentes porcentajes de deformación en frío (R, L1, L2 y L3). Al igual que los ensayos de tensión a temperatura ambiente, las muestras presentaron valores estables de esfuerzo máximo (entre 698 muestra y 720MPa) sin importar el porcentaje de deformación en frío recibido previamente. Las muestras cumplieron de manera satisfactoria el requerimiento mínimo solicitado por las especificaciones (455MPa para las especificaciones AMS 5888 y AMS 5887). El mismo efecto tuvo el esfuerzo de cedencia, presentando valores entre 238 y 260MPa, cumpliendo con el valor mínimo solicitado por las especificaciones (159MPa para las especificaciones AMS 5888 y AMS 5887). Los valores de porcentaje de elongación obtenidos fueron altos (entre 48 y 37%) pero estuvieron en el límite del requerimiento mínimo solicitado por las especificaciones e inclusive por debajo (45% para las especificaciones AMS 5888 y AMS 5887). Al igual que en los ensayos de temperatura ambiente, un incremento en la temperatura del tratamiento de solubilizado durante un lapso de tiempo adecuado permitirá incrementar el porcentaje de elongación sin tener una caída tan pronunciada en los esfuerzos máximo y de cedencia. Como se mencionó anteriormente, con la microestructura obtenida en los tratamientos S2₀ y S4₀, es factible obtener propiedades mecánicas de tensión a elevada temperatura que cumplan satisfactoriamente con lo requerido por las especificaciones, como lo reporta McCoy en su investigación [64].

6.2.3 Discusión general del Inconel 617

Mediante el proceso propuesto (forja en caliente + laminación en frío) es posible obtener propiedades mecánicas y microestructurales equivalentes a un

proceso de rolado en caliente. El proceso propuesto es capaz de cumplir con los requerimientos establecidos por las especificaciones de la industria de generación de energía y aeroespacial. Se obtuvo una microestructura con un buen tamaño de grano y morfología en los diferentes tratamientos de solubilizados aplicados a las muestras con diferentes porcentajes de deformación en frío. Los precipitados encontrados en la aleación bajo las distintas condiciones termo-mecánicas estudiadas fueron carburos del tipo $M_{23}C_6$ (carburos ricos en Cr). No se observó otro tipo de precipitados.

Un incremento en la temperatura y un adecuado tiempo en el tratamiento de solubilizado conllevaría a un incremento en la ductilidad del material, incremento en el porcentaje de elongación, sin poner en riesgo la microestructura y la resistencia mecánica (esfuerzo máximo y cedencia) del material.

El material en condición de deformación presenta valores de elongación muy bajos, tanto en la prueba de tensión a temperatura ambiente como en la de elevada temperatura. No es factible, bajo esta condición, cumplir con los requerimientos solicitados por las especificaciones. Además, la alta concentración de esfuerzos generados por la deformación en frío y las geometrías de las piezas aumenta la posibilidad de problemas de distorsión geométrica en el material en procesos subsecuentes (ejemplo, maquinado) comúnmente utilizados en la industria de generación de energía y aeronáutica.

6.3 Discusión del Nimonic C263

6.3.1 Nimonic C263 laminado en Frío.

En la Figura 5-71, se observa la microestructura del Nimonic C263 fracturado al momento de ser laminado en frío. Se determinó que las grietas comienzan en las zonas con alta densidad de precipitación, colonias de

precipitados. Una vez que ocurre la fractura, ésta se propaga a través de esta colonia de precipitados, uniéndose unas con otras hasta formar una fractura a nivel macroscópico. Mediante un análisis de microscopía óptica, Figura 5-72, se determinó que el material presentaba esta distribución de precipitados, colonias, en el material antes de ser laminado en frío (preforma para laminación en frío: condición de forja posterior al solubilizado TS1). Por lo tanto, el material bajo esta condición presentaba zonas altamente frágiles mostrando un impacto negativo en la ductilidad del material lo que conllevó a la fractura durante la deformación en frío. Debido a esto, se aplicó un segundo solubilizado (re-solubilizado) a la misma temperatura pero a distintos tiempos, Tabla 4-3. Se encontró que el re-solubilizado disminuyó la densidad de precipitación en la colonia de precipitados pero no fue suficiente para eliminar la distribución tipo colonias ya que estuvo presente inclusive en el tratamiento con el tiempo más prolongado, Figura 5-72. Mediante un análisis de EDS se encontró que los precipitados eran carburos ricos en Ti, tipo MC, Figura 5-73. El material recibió muy poca deformación al ser forjado en caliente lo cual no permitió que la distribución de los precipitados, provenientes desde solidificación del material, se presentara de una manera más homogénea.

Se estudiaron las propiedades mecánicas del material mediante ensayos de tensión a temperatura ambiente, Figura 5-74 a 5-76. Se encontró que el material mejora su ductilidad (incremento entre 10 y 14% de elongación) posterior al re-solubilizado RS-1 y RS-2. El re-solubilizado RS-3 presentó un valor de 35.5% de elongación, muy similar al valor de elongación del material antes de ser laminado en frío, 34.5%. Como se esperaba, la resistencia del material cayó un poco al aplicar el re-solubilizado (en el caso más extremo, RS-1), 160MPa en el esfuerzo máximo y 40MPa en la cedencia. Esto se debe a que el material sufre un ablandamiento debido al tratamiento térmico aplicado, además, la disminución en la densidad de precipitación en las colonia de carburos de Ti, provoca que el material fluya de mejor manera, incrementando la ductilidad. Este efecto se ve reflejado en la caída de la dureza del material

posterior al re-solubilizado (de 293HV a 193HV), Figura 5-77. El material bajo la condición de re-solubilizado RS-3, presentó un incremento en la cedencia y una caída en la elongación, esto se atribuye a la heterogeneidad del material debido a la distribución de los precipitados presentes.

Se determinó que la deformación que recibió el material no fue la suficiente para lograr una mejor distribución en los carburos ricos en Ti. El re-solubilizado ayudó a mejorar la ductilidad del material pero no se logró obtener una distribución de precipitación homogénea. Las colonias de carburos de Ti siguieron presentes pero con una menor densidad de precipitados.

6.3.2 Ensayos y caracterización de la preforma óptima para el conformado en frío.

La Figura B23 muestra la velocidad de enfriamiento obtenida en la prueba de compresión a 1100°C. Si se sobrepone la velocidad de enfriamiento, obtenida en el ensayo, con el diagrama TTT del Nimonic C263 [92], Figura 4-17, se puede observar que el material bajo estas condiciones de deformación y velocidad de enfriamiento, teóricamente, no presenta precipitación durante el enfriamiento. Por lo tanto, la precipitación de la fase γ' puede ser despreciada.

Las Figura 5-78, 5-79 y 5-80, muestra la evaluación del tamaño de grano y flujo de deformación de la superficie transversa, sección ME de la Figura 4-17, de los cilindros comprimidos a 1000, 1100 y 1150°C, respectivamente. Las áreas más oscuras, reveladas por el macro ataque, encontradas en las muestras comprimidas a 1000 y 1100°C (indicadas con flechas negras, Figura 5-78 y 5-79) indican el flujo de deformación fue heterogéneo. Se encontró que en estas áreas oscuras el tamaño de grano era muy grande (inclusive granos M, ASTM E112 [187]) e inclusive no fue posible evaluarlo. Si no se tomaran en consideración estas áreas, para un mejor entendimiento de los resultados, el comportamiento del tamaño de grano puede ser clasificado en cinco zonas

(marcadas con líneas discontinuas en color blanco), Figura 5-78, 5-79 y 5-80. Aún y cuando en el centro de la sección transversal analizada las muestras deformadas a más baja temperatura presentaron un tamaño de grano muy fino (alrededor de 13.3-15.9 μm / ASTM 9.0-9.5 para la muestra comprimida a 1000°C y alrededor de 22.5 μm / ASTM 8.0 para la muestra comprimida a 1100°C) la microestructura muestra una combinación de granos pequeños y grandes (estructura tipo dúplex bimodal). Por otra parte, la muestra deformada a 1150°C presentó un flujo de deformación y una microestructura homogénea. A pesar de que el tamaño de grano más fino obtenido (alrededor de 26.7 μm / ASTM 7.5) fue mayor que las muestras deformadas a menor temperatura, desaparecieron las áreas oscuras (zonas de tamaño de grano muy grande y no evaluables) reveladas por el macro ataque. Por lo tanto, el comportamiento del tamaño de grano fue dividido en tres zonas en lugar de cinco, Figura 5-80. El flujo de deformación y el tamaño de grano fueron más homogéneos en el cilindro comprimido a 1150°C aún y cuando el tamaño de grano fue más fino a las temperaturas más bajas. La Figura 5-81 muestra el comportamiento observado en el Inconel C263 al incrementar la temperatura de deformación.

El comportamiento heterogéneo del flujo de deformación a baja temperatura puede ser atribuido a la microestructura en condición de recibido del material, parcialmente recristalizada. La Figura 5-82 muestra que en algunas zonas el material presenta una microestructura dendrítica indicando que preserva una microestructura de vaciado. El tamaño de grano en las zonas recristalizadas, libres de dendritas, fue 127.0 μm , ASTM 3.0. También, la presencia de precipitados de carburos, tipo MC, formados durante la solidificación [19] pudo influenciar en el comportamiento del flujo de deformación durante la compresión en caliente a las temperaturas más bajas, Figura 5-83 a). Estos carburos ricos en Ti, también fueron encontrados posterior a la compresión en caliente, Figura 5-83 b), inclusive posterior al tratamiento térmico de solubilizado, Figura 5-83 c). La Figura 5-84 muestra el comportamiento de la precipitación de estos carburos en el material bajo

distintas condiciones: condición de deformación y condición de solubilizado. La microestructura fue comparada con el material en condición de preforma para laminación en frío (forja + TS1). Se determinó que los precipitados de Ti, presentan una mejor distribución y disminuye el volumen precipitado cuando se incrementa la temperatura y el porcentaje de deformación. Además, se encontró que el tratamiento de solubilizado presentó muy poca afectación en la precipitación. Esto se debe a que los carburos de Ti, se forman desde la solidificación y se presentan de manera estable a la temperatura del solubilizado, 1150°C.

La Figura 5-85 muestra la evaluación microestructural obtenida en el material comprimido a diferentes temperaturas y solubilizado bajo diferentes medios de enfriamiento. Las muestras solubilizadas y enfriadas en aire obtuvieron un tamaño de grano más fino que las muestras enfriadas en agua aún y cuando se esperaba lo contrario. Esto puede ser atribuido a la precipitación de los carburos de Ti, a la microestructura irregular inicial y a las diferentes zonas donde fueron obtenidas y evaluadas las muestras.

La Figura 5-86 muestra los resultados de la dureza obtenida en el material bajo las distintas temperaturas de compresión y tratamiento térmico al que fue sometido. Se observó que la dureza disminuyó un 20% en las muestras comprimidas en caliente que recibieron el tratamiento de solubilizado. El tipo de enfriamiento en el tratamiento de solubilizado no tuvo influencia significativa en la dureza obtenida.

Las Figuras 5-87, 5-88, 5-89 y 5-90 presentan las propiedades mecánicas de la aleación obtenidas en los ensayos de tensión a temperatura ambiente. Se observó claramente que existe un incremento considerable en la ductilidad del material posterior al tratamiento de solubilizado (en todas las muestras sin importar el trabajo mecánico recibido antes del solubilizado). Este efecto se le atribuye a los mecanismos de ablandamiento (recristalización estática y

crecimiento de grano) que interactúan durante el tratamiento térmico de solubilizado. Estos mecanismos dependen de la energía almacenada del material causada por la deformación en caliente. Hubo un visible incremento en el esfuerzo máximo en las muestras en condición de compresión en caliente. Esto se debió a los fenómenos dinámicos (recuperación y recuperación dinámica, metadinámica y crecimiento de grano) presentes durante la compresión en caliente. Estos fenómenos dependen de la microestructura inicial, composición química y de la condición de deformación (temperatura, velocidad de deformación, etc.). El trabajo mecánico cambió la microestructura inicial (parcialmente recristalizada con presencia de dendritas) que presentaba bajas propiedades mecánicas. La cedencia disminuyó alrededor de 50% en las muestras solubilizadas, tanto en las muestras con trabajo mecánico en caliente como en el material en condición de recibido. También, el tratamiento de solubilizado promueve un significativo incremento en la elongación y en la reducción de área. Este comportamiento se le atribuye a los fenómenos de ablandamientos estáticos. De acuerdo a los resultados obtenidos, las óptimas propiedades mecánicas fueron obtenidas en la muestra comprimida a 1150°C y solubilizada a 1150°C durante una hora con un enfriamiento rápido.

La diferencia en las propiedades mecánicas obtenidas en las muestras bajo las mismas condiciones puede ser atribuida a la precipitación de los carburos primarios (MC) de Ti. Al igual que lo encontrado por otros investigadores [8, 102], estos carburos de Ti estuvieron presentes posterior al tratamiento de solubilizado aplicado.

La Figura B24 muestra el valor n , exponente de endurecimiento por deformación, obtenido en las muestras. Los valores de n obtenidos incrementan considerablemente posterior al tratamiento de solubilizado (0.45-0.61), un poco más altos que los reportados en la literatura [106] para el material laminado en frío en condición de solubilizado. La Figura B25 muestra que el valor m , sensibilidad a la velocidad de deformación, fue de 0.015 (coincide con el rango

de valores comúnmente encontrado en aleaciones deformadas en frío, hasta 0.05).

En general, se determinó que el incremento en la deformación en caliente aumentó las propiedades del material. El flujo de deformación y el tamaño de grano fueron más homogéneos en la muestra comprimida a 1150°C. Las muestras comprimidas a 1000 y 1100°C obtuvieron un tamaño de grano más fino pero mostraron una microestructura homogénea con zonas donde no fue posible evaluar el tamaño de grano. La diferencia en las propiedades mecánicas de las muestras bajo las mismas condiciones puede ser atribuida a la precipitación de los carburos de Ti distribuidos de manera aleatoria. Estos carburos se presentaron aún después del tratamiento de solubilizado. El tratamiento de solubilizado conllevó a un decremento de alrededor de 50% en la cedencia, una disminución en la dureza y un significativo incremento en la elongación y reducción de área. También provocó un incremento en el valor de n , dando como resultado valores entre 0.45 y 0.61. Las propiedades mecánicas óptimas para continuar procesando el Nimonic C263 (en este caso para posteriormente someter a la aleación a un repulsado y laminado cónico en frío) fueron obtenidas cuando el material fue comprimido a 1150°C y solubilizado a 1150°C durante una hora con un enfriamiento rápido.

6.3.3 Análisis de los ensayos de compresión en caliente del Nimonic C263

Las Figuras 5-91 y 5-92 muestran las curvas de esfuerzo-deformación obtenida de los ensayos de compresión realizados. Tanto las muestras deformadas a 1000°C como las deformadas a 1100°C muestran un comportamiento típico de recristalización dinámica de pico simple. Este comportamiento indica que el material superó la deformación mínima necesaria para que se activaran los fenómenos dinámicos durante la deformación. La caída de tensión, posterior al esfuerzo máximo alcanzado, se debe a la

interacción de estos fenómenos, predominando la recristalización dinámica. La presencia de un sola caída de tensión, pico simple, indica que el material recristalizó completamente antes de comenzar un segundo ciclo, anulando posteriores caídas de tensión y llegando a un estado estacionario donde el esfuerzo se mantiene estable a pesar de la deformación aplicada. La poca resistencia a la deformación (bajos esfuerzos) ofrecida por el material, favoreció este comportamiento. Este comportamiento coincide con lo reportado en la literatura [93].

Las Figuras 5-93 y 5-94 muestra la microestructura obtenida en las muestras posterior a la deformación (1000 y 1100°C, respectivamente). Se observó que las muestras deformadas a mayor velocidad (10^{-1} y 10^{-2} s $^{-1}$) presentaron una microestructura del tipo dúplex bimodal. Por otra parte, las muestras deformadas a menor velocidad (10^{-3} s $^{-1}$) presentaron una microestructura mucho más uniforme. El incremento en la velocidad de deformación no permite que el fenómeno de nucleación para la recristalización dinámica se lleve a cabo de manera adecuada. La microestructura presenta zonas con alta energía, granos deformados, que no pudieron ser recristalizadas durante la deformación y zonas con granos recristalizados, menor tamaño, con menor energía. A menor velocidad de deformación la microestructura, en su mayoría, es uniforme y está libre de energía. También, se observó que el grano recristalizado a mayor velocidad fue más fino que el deformado a menor velocidad. El aumento en la temperatura, provocó un incremento en el tamaño de grano, pero a su vez, mejoró la uniformidad en el tamaño de grano de la microestructura en las muestras deformadas a mayor velocidad. El incremento en la temperatura favoreció a que el flujo de deformación del material fuera más homogéneo, contrarrestando el efecto de heterogeneidad causada por la velocidad de deformación. La Figura 5-95 muestra de manera gráfica la evaluación obtenida en el tamaño de grano. El tamaño de grano incrementó considerablemente posterior al tratamiento de solubilizado (de valores entre ASTM 10.5 y 7.0 a ASTM 5.0 y 3.0). La microestructura de las muestras

posterior al tratamiento de solubilizado presentó un tamaño de grano similar a las muestras en condición de envejecido. La temperatura del tratamiento de envejecido (800°C) fue menor a la mínima necesaria para activar los fenómenos de ablandamiento (recuperación, recristalización y crecimiento de grano), permitiendo preservar el tamaño de grano obtenido en el material en condición de solubilizado.

La Figura 5-96 presenta de manera representativa el efecto de la temperatura y velocidad de deformación en la microestructura del Nimonic C263 obtenido bajo las condiciones estudiadas. Se determinó que el incremento en la temperatura y la disminución en la velocidad de deformación provocan un incremento en el tamaño de grano pero favorecen a la obtención de una microestructura uniforme. Por otra parte, el incremento en la velocidad de deformación y la disminución de la temperatura favoreció al refinamiento en el tamaño de grano pero también provocó la obtención de una microestructura heterogénea. Este último comportamiento favorece al incremento del valor Z. En la Tabla 5-16 se observan los esfuerzos máximos obtenidos en los ensayos de compresión. El esfuerzo máximo más alto (229 MPa) se obtuvo en la muestra deformada a 1000°C y 10⁻¹ s⁻¹ mientras que el más bajo (60 MPa) se obtuvo en la muestra deformada a 1100°C y 10⁻³ s⁻¹. La Figura 5-97 muestra los valores de m obtenidos en los ensayos de compresión en caliente. Se obtuvieron valores de 0.18 y 0.22 para las temperaturas de deformación de 1000 y 1100°C. Estos valores coinciden con los típicos obtenidos (0.1-0.5 para aleaciones forjadas en caliente) y con estudios de compresión en caliente realizados en otras superaleaciones [195].

La Figura 5-98 muestra la composición de los precipitados encontrados. Estos precipitados, carburos de Ti del tipo MC, se encontraron en todas las condiciones estudiadas. Las Figuras 5-99, B26 y B27 muestran el efecto de la temperatura, velocidad de deformación y tratamiento térmico en la distribución de estos carburos. Se determinó que el incremento en la temperatura y

disminución en la velocidad de deformación mejoraron la distribución de los precipitados, disminuyendo considerablemente la formación de colonias de los mismos. Además, los carburos de Ti estuvieron presentes en las muestras en condición de envejecido. Debido a sus dimensiones, no fue posible observar la precipitación de la fase γ' mediante SEM.

La Figura 5-100 muestra de manera gráfica los valores de dureza obtenidos en las muestras. Se observó que las muestras en condición de solubilizado obtuvieron los valores de dureza más bajo (entre 206 y 218 HV). Esto debido a los mecanismos de ablandamiento estáticos presentes en el tratamiento de solubilizado. Las muestras en condición de deformación presentaron un incremento en dureza al disminuir la temperatura de deformación (entre 216 y 230HV para las muestras comprimidas a 1100°C y entre 285 y 287HV a 1000°C). Este incremento se debe a que el material requiere de mayor energía para ser deformado al disminuir la temperatura. Por último, las muestras en condición de envejecido presentaron los valores de dureza más alto (entre 300 y 346HV). Este endurecimiento se debe a la presencia de la fase γ' . Esta fase ordenada es la que le otorga las excelentes propiedades mecánicas a esta aleación.

6.3.4 Discusión general del Nimonic C263

No fue posible procesar el material en frío bajo las condiciones a las que fue procesado. La poca deformación en caliente, previa al laminado en frío, no permitió tener una microestructura adecuada para el laminado en frío.

La presencia de colonias de carburos de Ti impacta negativamente en la ductilidad del material al ser laminado en frío. Un incremento en el porcentaje de deformación, en la temperatura y una disminución en la velocidad de deformación permiten tener una mejor distribución de los carburos de Ti. Además, se obtiene una microestructura homogénea, sin rasgos de microestructura de vaciado, con un tamaño de grano adecuado que mejora la

ductilidad en el material. También, el tratamiento térmico de solubilizado mejoró considerablemente la elongación en el material. La condición óptima para poder laminar en frío el Nimonic C263 se presentó cuando este fue comprimido a 1150°C y solubilizado a 1150°C durante una hora con un enfriamiento rápido. Se cree que bajo esta condición de procesamiento previo el material puede ser laminado en frío sin fracturarse.

El Nimonic C263 presentó una curva de esfuerzo-deformación típica de una recristalización dinámica de pico simple. La sensibilidad a la velocidad de deformación estuvo dentro del rango de valores típicos obtenidos en las aleaciones bajo estos procesos. La precipitación de carburos de Ti proviene de la solidificación del material y estuvo presente, inclusive, posterior al envejecido.

7 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

En la presente investigación se concluye que el estudio de las propiedades mecánicas y microestructurales de las aleaciones bajo estudio dieron como resultado una amplia comprensión de las aleaciones sometidas bajo trabajo mecánico en caliente y en frío permitiendo proponer una nueva metodología de procesamiento en anillos para turbinas mediante deformación en frío que cumple con las propiedades mecánicas y microestructurales, así como, con los estándares de calidad demandados por la industria aeronáutica y de generación de energía. A continuación se detalla, para cada uno de las aleaciones bajo estudio, los puntos más importantes de la presente investigación.

7.1 Conclusiones generales

- Mediante el proceso alterno desarrollado (forja en caliente + laminado en frío) y el tratamiento térmico propuesto fue posible obtener las propiedades mecánicas y microestructurales obtenidas en un proceso convencional de rolado en caliente en los materiales Inconel 718 e Inconel 617. Por otra parte, no fue posible, bajo las condiciones estudiadas, obtener piezas mediante este proceso en la aleación Nimonic C263. El material presentó una ductilidad limitada generando la fractura del mismo al ser laminado en frío. La poca deformación en caliente, previa al laminado en frío, no permitió tener una microestructura óptima.
- No es factible que las aleaciones Inconel 718 e Inconel 617 en condición de laminación en frío (sin tratamiento térmico) cumplan, en su totalidad, con los requerimientos solicitados por la industria aeronáutica y de generación de energía debido a la poca ductilidad que presentan. Además, el material en esta condición presentaría distorsión geométrica en subsecuentes operaciones.

- El tamaño de grano obtenido en las aleaciones Inconel 718 e Inconel 617, bajo las distintas condiciones termo-mecánicas estudiadas, cumple satisfactoriamente con los requerimientos típicos de las especificaciones de la industria aeronáutica y de generación de energía.

7.1.1 Conclusiones del Inconel 718

- El material, en la condición de tratamiento de solubilizado S4, presentó una microestructura uniforme con tamaño de grano fino sin la precipitación de la fase δ con morfología acicular.
- La dirección del flujo de deformación del material, dirección de laminación, no tuvo influencia en el tamaño de grano.
- La disminución en la temperatura de solubilizado generó un aumento en la dureza del material debido al incremento en la precipitación de la fase δ .
- La fase δ no se presentó en el solubilizado S1 y S2. La ausencia de esta fase permitió el crecimiento, de manera considerable, en el tamaño de grano.
- El incremento en la deformación en frío aceleró la cinética de precipitación de la fase δ aumentando el volumen de precipitación.
- Al final del envejecido se encontró que la fase δ proveniente de la forja en caliente mantiene la dirección de laminación en frío después de aplicarle el tratamiento de solubilizado. La fase δ precipitada posterior a la deformación en frío, durante el tratamiento de solubilizado, no conserva esta dirección y se genera principalmente en la frontera del grano recristalizado.
- La fase δ encontrada en la microestructura del material en condición de laminado en frío y tratamiento de solubilizado se presentó con una morfología globular. Esta fase no se encontró con morfología acicular.

- Se encontró que el tratamiento térmico óptimo para el proceso propuesto es el solubilizado S4 seguido del envejecido E-718, debido a las propiedades mecánicas y microestructurales obtenidas.

7.1.2 Conclusiones del Inconel 617

- Los precipitados encontrados en la aleación bajo las distintas condiciones termo-mecánicas estudiadas fueron carburos del tipo $M_{23}C_6$ (carburos ricos en Cr). No se observó otro tipo de precipitados.
- El incremento en la deformación en frío provocó un aumento en la dureza del material posterior al tratamiento de solubilizado S6₀.
- Un incremento en la temperatura y un adecuado tiempo en el tratamiento de solubilizado (S2₀ y S4₀) en el material, genera un tamaño de grano aceptable permitiendo una mejora en la ductilidad del material sin poner en riesgo la resistencia mecánica del mismo.

7.1.3 Conclusiones del Nimonic C263

- La presencia de colonias de carburos primarios de Ti impactó negativamente en la ductilidad del material al ser laminado en frío.
- Un incremento en el porcentaje de deformación, en la temperatura y una disminución en la velocidad de deformación, así como un tratamiento de solubilizado adecuado, permitieron obtener una mejor distribución de los carburos de Ti logrando un incremento considerable en la ductilidad del material.
- Los carburos de Ti que provienen de la solidificación del material, estuvieron presentes en todas las condiciones termo-mecánicas estudiadas.
- El aumento en la temperatura y la disminución en la velocidad de deformación provocan un incremento en el tamaño de grano pero favorecen la obtención de un tamaño de grano uniforme.

- La condición óptima para poder laminar en frío el Nimonic C263 se presentó cuando éste fue comprimido a 1150°C y solubilizado a 1150°C durante una hora con un enfriamiento rápido. Por lo que se cree que bajo esta condición de procesamiento previo, el material puede ser laminado en frío sin fracturarse.

7.2 Aporte científico

- Para el Inconel 718 e Inconel 617 se pudo aplicar gran cantidad de deformación en frío (repulsado y laminado cónico) sin que el material llegara a fracturarse. Se definieron los parámetros óptimos de los tratamientos térmicos para la obtención de las propiedades mecánicas y microestructurales requeridas en las aleaciones durante su operación a alta temperatura. Para el Inconel 718 se determinó el efecto del porcentaje de deformación en frío y la temperatura de solubilizado en la cinética de precipitación y morfología de la fase δ . Para el Nimonic C263 se evaluó el efecto de la microestructura y precipitación de carburos en la ductilidad del material. Se definieron los parámetros de deformación en caliente y tratamiento térmico necesarios para mejorar la ductilidad del material al ser deformado en frío. No se encontró en la literatura investigaciones sobre estos tres materiales (Inconel 718, Inconel 617 y Nimonic C263) deformados mediante los procesos desarrollados en el presente trabajo (repulsado y laminado cónico).

7.3 Aporte tecnológico

- Se diseñó y desarrolló, de manera satisfactoria, un proceso de formado al cual pueden someterse aleaciones con aplicaciones en la industria aeronáutica y de generación de energía en componentes que requieren un alto desempeño mecánico y microestructural a altas temperaturas. Mediante el nuevo proceso desarrollado es posible lograr un ahorro en los costos por desperdicio del material. Además, es posible ahorrar

costos evitando operaciones adicionales (como expansión, forja abierta, desbaste abrasivo y grandes cantidades de maquinado) requeridas en el proceso de rolado en caliente (proceso convencional para la elaboración de anillos sin costura), dando como resultado un proceso robusto para poder obtener las dimensiones finales deseadas.

7.4 Recomendaciones

7.4.1 Recomendaciones para el Inconel 718

- Estudiar mayores porcentajes de deformación en frío, a partir de 40%, para evaluar el límite de laminación en frío, bajo los procesos propuestos, antes de la fractura.
- Evaluar el efecto del tratamiento térmico de solubilizado (temperatura y tiempo) en la precipitación de la fase δ con morfología acicular cuando el material es sometido a laminación en frío con deformaciones superiores al 40%.

7.4.2 Recomendaciones para el Inconel 617

- Evaluar el límite de deformación en frío permisible en el material, antes de la fractura, bajo los procesos de laminación en frío propuestos (deformaciones en frío superiores al 45%).

7.4.3 Recomendaciones para el Nimonic C263

- Estudiar diferentes temperaturas de tratamiento térmico que mejoren la distribución de los precipitados de Ti.
- Investigar el efecto de la deformación en frío en la cinética de precipitación del material.

8 REFERENCIAS

- [1] Campbell F. C., *Manufacturing technology for aerospace structural materials*, Primera Edición, Amsterdam, Elsevier, 2006.
- [2] Sims C. T., Stoloff N. S., Hagel W. C., *Superalloys II*, Segunda Edición, New York Wiley-Interscience, 1987.
- [3] Donachie M., Donachie S., *Superalloys a technical guide*, Segunda Edición, Ohio, ASM International, 2002.
- [4] Patel S. J., *A century of discoveries Inventors and new nickel alloys*, The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society, Vol. 58, No. 9, pp. 18-20, 2006.
- [5] Reed R. C. *The superalloys fundamentals and applications*. Primera Edición, New York, Cambridge University Press, 2006.
- [6] Murich G., Belova I., *Difussion in nickel-based intermetallic compoundstaking the L₁₂ structure*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 118, No. 1-3, pp. 82-87, 2001.
- [7] Himuro Y. y col., *Phase equilibria and γ' -L₁₂ phase stability in the Ni-rich portion of Ni-Fe-Al systems*, Intermetallics, Vol. 13, No. 6, pp. 620-630, 2005.
- [8] Ducki K. J., *Analysis of the precipitation and growth processes in a high-temperature Fe-Ni alloy*, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Vol. 31, No. 2, pp. 226-232, 2008.
- [9] Yoo Y., *Morphological instability of spherical γ' precipitates in a nickel base superalloy*, Scripta Materialia, Vol. 53, No. 1, pp. 81-85, 2005.
- [10] Zhao S. y col., *Microstructural stability and mechanical properties of a new nickel-based superalloy*, Materials Science and Engeneering A, Vol. 355, No. 1-2, pp. 96-105, 2003.

- [11] Kusabiraki K., Amada E., Ooka T., *Precipitation and growth of γ' phase in an Fe-38Ni-13Co-4.7Nb superalloy*, ISIJ International, Vol. 36, No. 2, pp. 208-214, 1996.
- [12] Heo y col., *Transformation of DO24 η -Ni₃Ti phase to face-centered cubic austenite during isothermal aging of an Fe-Ni-Ti alloy*, Acta Materialia, Vol. 57, No. 4, pp. 1766-1187, 2009.
- [13] Ducki K. J. y col., *Precipitation and growth of intermetallic phase in a high-temperature Fe–Ni alloy*, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Vol. 18, No. 1-2, pp. 87-90, 2006.
- [14] Ducki K., Hetmanczyk M., Kuc D., *Analysis of the precipitation process of the intermetallic phases in a high-temperature Fe-Ni austenitic alloy*, Materials Chemistry and Physics, Vol. 81, No. 2-3, pp. 490-492, 2003.
- [15] Kusabiraki K. y col., *Epsilon and eta phases precipitated in a Fe-38Ni-13Co-4.7Nb-1.5Ti-0.4Si superalloy*, ISIJ International, Vol. 37, No. 1, pp. 80-86, 1997.
- [16] Li X. y col., *Cellular η phase precipitation and its effect on the tensile properties in a Fe–Ni–Cr alloy*, Materials Science and Engineering A, Vol. 488, No. 1-2, pp. 547-553, 2008.
- [17] Gao M., Wei, R., *Delta phase precipitation in Inconel 718*, Scripta Materialia, Vol. 37, No. 12, pp. 1843-1849, 1997.
- [18] Li R. y col., *Isolation and determination for δ , γ' and γ'' phases in Inconel 718 alloy*, Scripta Materialia, Vol. 46, No. 9, pp. 635-638, 2002.
- [19] Retima M., Bouyegh S., Chadli H., *Effect of the heat treatment on the microstructural evolution of the nickel based superalloy*, Association of Metallurgical Engineers of Serbia, Vol. 17, No. 2, pp. 71-77, 2011.
- [20] *AMS 5596-Nickel alloy, corrosion and heat-resistant, sheet, strip, foil and plate 52.5Ni-19Cr-3.0Mo-5.1Cb(Nb)-0.90Ti-0.50Al-18Fe*, Rev. K, Aerospace Material Specification, 2007.
- [21] Stoloff N., *Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys [Specialty Steels and Heat-Resistant Alloys]*, ASM Handbook, Vol. 1, Novena Edición, 1989.

- [22] Feng J. P., Luo Z. J., *A method for the optimal control of forging process variables using the finite element method and control theory*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 108, No. 1, pp. 40-44, 2000.
- [23] Zhang y col., *Modeling of grain size in superalloy IN718 during hot deformation*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 88, No.1, pp. 244-250,1999.
- [24] Saunders N. y col., *Modelling high temperature mechanical properties and microstructure evolution in Ni-Based superalloys*, 2008.
- [25] Na, Y.-S. y col., *Prediction of microstructure evolution during high temperature blade forging of a Ni-Fe based superalloy, Alloy 718*, Metals and Materials International, Vol. 9, No. 1, pp.15-19, 2003.
- [26] Mataya M. C., *Simulating microstructural evolution during the hot working of alloy 718*, JOM, Vol. 51, No. 1, pp. 18-26, 1999.
- [27] Huang D. y col., *Computer Simulation of Microstructure Evolution during Hot Forging of Waspaloy and Nickel Alloy 718*, Scientific Forming Technologies Corporation, SFTC Paper #368.
- [28] Francois D. y col., *SEM-EDS and XPS Studies of the High Temperature Oxidation Behaviour of Inconel 718*, Mikrochemic Acta, Vol. 132, No. 2-4, pp. 337-343, 2000.
- [29] Sun W. R. y col., *Effect of sulfur on the solidification and segregation in Inconel 718 alloy*, Materials Letters, Vol. 31, No. 3-6, pp. 195-200, 1997.
- [30] Eiselstein H. L. *Metallurgy of a Columbium-Hardened Nickel-Chromium-Iron Alloy*, Advances in The Technology of Stainless Steels and Related Alloys, ASTM STP No. 369, pp.62-79, 1965.
- [31] Sims C. T., *A perspective of niobium in superalloys*, *International Symposium of Niobium Processing*, pp. 1169-1220, 1981.
- [32] Brooks J. W., Bridges P. J., *Long term stability of Inconel alloy 718 for turbine disc applications*, High Temperature Alloys for Gas Turbines and Other Applications, Part II, pp. 1431-1440, 1986.

- [33] Burke M. G., Miller M. K., *APFIM/TEM characterization of precipitation in alloy 718*, Colloque de Physique, Colloque C8 Tome 50, No.11, pp. 395-400, 1989.
- [34] Groh J. R., Radivich J. F., *Effect of iron, nickel, and cobalt on precipitation hardening of alloy 718*, The Minerals, Metals & Materials Society, Superalloys 718, 625 and Various Derivatives, pp. 351-361, 1991.
- [35] Nielsen D. R. y col., *Grain size control in ring rolled alloy 718*, The Minerals, Metals, Materials Society, Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, Vol. 94, No. 34, pp. 373-392, 1994.
- [36] Gao M., Wei R. P., *Grain boundary γ'' precipitation and niobium segregation in inconel 718*, Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 32, No. 7, pp. 987-990, 1995.
- [37] Zhang J. M. y col., *Strain-rate hardening behavior of superalloy IN718*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 70, No. 1-3, pp. 252-257, 1997.
- [38] Gao M., Wei R. P., *Grain boundary niobium carbides in Inconel 718*, Scripta Materialia, Vol. 37, No. 12, pp. 1843-1849, 1997.
- [39] Liu W. C., Xiao F. R., Yao M., *The influence of cold rolling on the precipitation of delta phase in Inconel 718 alloy*, Scripta Materialia, Vol. 37, No. 1, pp. 53-57, 1997.
- [40] Mehl M. E., *Effect of δ -phase Precipitation on the Repair Weldability of Alloy 718*, The Minerals, Metals & Materials Society, Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, Vol., No. pp. 737-741, 1997.
- [41] Liu W. C., Yao M., Chen Z. L., *Effect of cold rolling on the precipitation behavior of δ phase in Inconel 718*, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 30, No. 1, pp. 31-40, 1999.
- [42] Zhang J. M. y col., *Grain growth model of IN718 during holding period after hot deformation*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 101, No. 1-3, pp. 25-30, 2000.

- [43] Slama C., Abdellaoui M., *Structural characterization of the aged Inconel 718*, Journal of Alloys and Compounds, Vol. 306, No. 1-2, pp. 277-284, 2000.
- [44] Moyer J. M. y col., *Effects of process variables on the structure and properties of hot rolled 718 bar*, The Minerals, Metals & Material Society, Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives, Vol. No., pp. 259-268, 2001.
- [45] Rongbin Li y col., *Effects of cold rolling on precipitates in inconel 718 alloy*, Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 11, No. 5, pp. 504-508, 2002.
- [46] Ponnelle S. y col., *Numerical predictions of microstructure and mechanical properties of 718 alloy forged engine parts: A process optimization tool*, Snecma Moteurs Material and Process Department, 2002.
- [47] Praveen K. V. U., Sastry G. V. S., Singh V., *Work-Hardening Behavior of the Ni-Fe Based Superalloy IN718*, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 39, No. 1, pp. 65-78, 2008.
- [48] Azadian S., Wei L.-Y., Warren R., *Delta phase precipitation in Inconel 718*, Materials Characterization, Vol. 53, No.1, pp. 7-16, 2004.
- [49] Yuan H., Liu W. C., *Effect of the δ phase on the hot deformation behavior of Inconel 718*, Materials Science and Engineering: A, Vol. 408, No. 1-2, pp. 281-289, 2005.
- [50] Zhang Z. y col., *Theoretical calculation of the strain-hardening exponent and the strength coefficient of metallic materials*, Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 15, No. 1, pp. 19-22, 2006.
- [51] Na Young-Sang y col., *Electron backscatter diffraction analysis of dynamically recrystallized grain structures in a Ni-Cr-Fe base alloy*, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 37, No. 1, pp. 41-47, 2006.
- [52] Boehlert C. J., Dickmann D. S., Eisinger N. C., *The effect of sheet processing on the microstructure, tensile, and creep behavior of Inconel*

- alloy 718*, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 37, No. 1, pp. 27-40, 2006.
- [53] Thomas A. y col., *High temperature deformation of Inconel 718*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 177, No. 1-3, pp. 469-472, 2006.
- [54] Huang Y., Langdon T. G., *The evolution of delta-phase in a superplastic Inconel 718 alloy*, Journal of Materials Science, Vol. 42, No. 2, pp. 421-427, 2007.
- [55] Cai D., *Dissolution kinetics of δ phase and its influence on the notch sensitivity of Inconel 718*, Materials Characterization, Vol. 58, No. 3, pp. 220-225, 2007.
- [56] Nowotnik A., *Effect of high temperature deformation on the structure of Ni based superalloy on the structure of Ni based superalloy*, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Vol. 27, No. 2, pp. 115-122, 2008.
- [57] Nowotnik A., *Flow stress value and activation energy of hot deformed Inconel superalloys*, Advances in Manufacturing Science and Technology, Vol. 32, No. 4, pp. 51-62, 2008.
- [58] Nowotnik A., *Identification of dynamically precipitated phases in hot-working Inconel 718 alloy*, Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering, Vol. 31, No. 2, pp. 275-280, 2008.
- [59] Wang Y. y col., *Flow behavior and microstructures of superalloy 718 during high temperature deformation*, Materials Science and Engineering A, Vol. 497, No. 1-2, pp. 479-486, 2008.
- [60] Basoalto y col., *Multi-scale microstructure modelling for nickel-based superalloys*, Materials Science and Technology, Vol. 25, No. 2, pp.221-227, 2009.
- [61] Lee H.-T., Hou W.-H., *Development of fine-grained structure and the mechanical properties of nickel-based Superalloy 718*, Materials Science and Engineering: A, Vol. 555, pp. 13-20, 2012.

- [62] AMS 5888-Nickel alloy, corrosion and heat-resistant, plate 54Ni-22Cr-12.5Co-9.0Mo-1.2Al, Rev. C, Aerospace Material Specification, 2009.
- [63] Eiselstein H. L., Hosier J. C., *Nickel chromium molybdenum alloys*, United States Patent, No. 3, 859, 060, 1975.
- [64] McCoy H. E., King J. F., *Mechanical properties of Inconel 617 and 618*, OAK Ridge National Laboratory, 1985.
- [65] Smith G. D., Tassen C. S., Ganesan P., *Nickel Base Alloy*, United States Patent, No. 4, 877, 461, 1989.
- [66] Nickel H., *Characterization of metallic and ceramic high-temperature materials for energy systems by means of atomic spectroscopy*, Pure and Applied Chemistry, Vol. 65, No. 12, pp. 2481-2500, 1993.
- [67] Shang-Shiang, *Time-dependent crack growth in a heat-resistant alloy Inconel 617*, Journal of Nuclear Science and Technology, Vol. 30, No. 4, pp. 302-313, 1993.
- [68] Kewther A., Yilbas B. S., Hashmi M. S. J., *Corrosion properties of Inconel 617 alloy after heat treatment at elevated temperature*, Journal of Materials Engineering Performance, Vol. 10, No. 1, pp. 108-113, 2001.
- [69] Totemeier T. C. y col., *Microstructure and strength characteristics of alloy 617 welds*, Idaho National Laboratory, 2005.
- [70] Wright R. N., *Summary of studies of aging and environmental effects on Inconel 617 and Haynes 230*, Idaho National Laboratory, 2006.
- [71] Tan L., Sridharan K., Allen T. R., *Effect of thermomechanical processing on grain boundary character distribution of a Ni-based superalloy*, Journal of Nuclear Materials, Vol. 371, No. 1-3, pp. 171-175, 2007.
- [72] Totemeier T. C., Tian H., *Creep-fatigue-environment interactions in Inconel 617*, Materials Science and Engineering: A, Vol. 468-470, pp. 81-87, 2007.
- [73] Rahman S. y col, *Investigation of the secondary phases of alloy 617 by scanning kelvin probe force microscope*, Materials Letters, Vol. 62, No. 15, pp. 2263-2266, 2008.

- [74] Cabibbo M. y col., *Creep behavior of Incoloy alloy 617*, Journal of Material Science, Vol. 43, No. 8, pp. 2912-2921, 2008.
- [75] Wu Q., *Microstructure of long-term aged IN617 Ni-base superalloy*, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 39, No. 11, pp. 2569-2585, 2008.
- [76] Gariboldi E. y col., *Investigation on precipitation phenomena of Ni-22Cr-12Co-9Mo alloy aged and crept at high temperature*, International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 85, No. 1-2, pp. 63-71, 2008.
- [77] Rahman, Md. S. y col., *Characterization of high temperature deformation behavior of Inconel 617*, Mechanics of Materials, Vol. 41, No. 3, pp. 261-270, 2009.
- [78] Stewart C. M., Gordon A. P., *Modeling the temperature dependence of tertiary creep damage of a Ni-based alloy*, Journal of Pressure Vessel Technology, Vol. 131, No. 5, pp. 1-11, 2009.
- [79] Schlegel S. y col., *Precipitate redistribution during creep of alloy 617*, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 40, No. 2, pp. 2812-2823, 2009.
- [80] Chomette S., Gentzmittel J. M., Viguier B., *Creep behaviour of as received, aged and cold worked Inconel 617 at 850 °C and 950 °C*, Journal of Nuclear Materials, Vol. 399, No. 2-3, pp. 266-274, 2010.
- [81] Chomette S. y col., *Effect of thermal and thermomechanical ageing on the microstructure and mechanical properties of a Ni-Cr alloy*, Journal of Physics: Conference Series, Vol. 240, No. 1, 2010.
- [82] Kim W.-G. y col., *Creep oxidation behaviour and creep strength prediction for alloy 617*, International Journal of Pressure Vessels and Piping, Vol. 87, No. 6, pp. 289-295, 2010.
- [83] Ispánovity P. D. y col., *Impact of gamma' particle coarsing on the critical resolved shear stress of nickel-base superalloys with low aluminium and/or titanium content*, Journal of Nuclear Materials, Vol. 416, No. 1-2, pp. 55-59, 2011.

- [84] Hosseini H. S., Shamanian M., Kermanpur A., *Characterization of microstructures and mechanical properties of Inconel 617/310 stainless steel dissimilar welds*, Materials Characterization, Vol. 62, No. 4, pp. 425-431, 2011.
- [85] Kim B. J. y col., *Application of small punch creep test for Inconel 617 alloy weldment*, Procedia Engineering, Vol. 10, pp. 2579-2584, 2011.
- [86] Tung H.-M., Stubbins J. F., *Incipient oxidation kinetics of alloy 617 and residual stress of the oxide scale formed in air at temperatures between 850 and 1000 °C*, Journal of Nuclear Materials, Vol. 424, No. 1-3, pp. 23-28, 2012.
- [87] *AMS 5872-Nickel Alloy, Corrosion and Heat-Resistant, Sheet, Strip, and Plate 48Ni - 20Cr - 20Co - 5.9Mo - 2.2Ti - 0.45Al*, Rev. E, Aerospace Material Specification, 2006.
- [88] Hicks B., Heap M., *Report No.B48749*, Burnley: Lucas Gas Turbine Equipment Ltd., Materials Laboratory, 1968.
- [89] Ratna, Vivek, Sarma D. S., *Influence of thermal fatigue on the microstructure of a Ni-base superalloy*, Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 29, No. 4, pp. 467-472, 1993.
- [90] Srinivas S., Pandey M. C., *Air-environment-creep interaction in a Nickel base superalloy*, Engineering Failure Analysis, Vol. 2, No. 3, pp. 191-196, 1995.
- [91] Singh P. N., Singh V., *Influence of ageing treatment on work hardening behaviour of a Ni-base superalloy*, Scripta Materialia, Vol. 34, No. 12, pp. 1861-1865, 1996.
- [92] Ravicumar V., Beltran A. M., *Phase precipitation and phase stability in Nimonic 263*, Metallurgical and Materials Transactions A, Vol. 32, No. 6, pp. 1271-1282, 2001.
- [93] Kopp R. y col., *Designing Hot Working Processes of Nickel-Based Superalloys Using Finite Element Simulation*, Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, Vol. 124, No. 4, 2002.

- [94] Manonukul A., Dunne F. P. E., Knowles D., *Physically-based model for creep in nickel-base superalloy C263 both above and below the gamma solvus*, Acta Materialia, Vol.50, No. 11, pp. 2917-2931, 2002.
- [95] Zhao J.C., Henry M. F., *The thermodynamic prediction of phase stability in multicomponent superalloys*, Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, Vol. 54, No. 1, pp. 37-41, 2002.
- [96] Zhao S., Dong J., Xie X., *Mechanical properties and microstructure changes after long-term aging at 700°C for a nickel-base superalloy*, Journal of University of Science and Technology Beijing, Vol. 10, No. 4, 42-45, 2003.
- [97] Maldini M., Angella G., Lupic V., *Analysis of creep curves of a Nickel base superalloy in a wide stress/temperature range*, Materials Science and Engineering: A, Vol. 462, No. 1-2, pp. 436-440, 2007.
- [98] Murthy, G. V. S. y col., *Correlation between ultrasonic velocity and indentation-based mechanical properties with microstructure in Nimonic 263*, Materials Science and Engineering: A, Vol. 488, No. 1-2, pp. 398-405, 2008.
- [99] Murthy G. V. S. y col., *Characterization of intermetallic precipitates in a Nimonic alloy by ultrasonic measurements*, Materials Characterization, Vol.60, No. 3, pp. 234-239, 2009.
- [100] Petronic S. y col., *Microstructure changes of Nickel-base superalloys induced by interaction with femtosecond laser beam*, Acta Physica Polonica A, Vol. 116, No. 4, pp. 550-552, 2009.
- [101] Milosavljevic A. y col., *Fine-scale structure investigation of Nimonic 263 superalloy surface damaged by femtosecond laser beam*, Acta Physica Polonica A, Vol. 116, No. 4, pp. 553-556, 2009.
- [102] Wang W.Z. y col., *Influence of γ' and grain boundary carbide on tensile fracture behaviors of Nimonic 263*, Materials Science and Engineering: A, Vol. 523, no. 1-2, pp. 242-245, 2009.

- [103] Hong H. U. y col., *The effect of grain boundary serration on creep resistance in a wrought Nickel-based superalloy*, Materials Science and Engineering: A, Vol. 517, No. 1-2, pp. 125-131, 2009.
- [104] Hong H. U. y col., *A study on the formation of serrated grain boundaries and its applications in a wrought Ni-based superalloy*, Materials Science Forum, Vol. 368-642, pp. 2245-2250, 2010.
- [105] Pike L. M., *Long Term Thermal Exposure Of HAYNES 282 Alloy*, The Minerals, Metals and Materials Society, 7th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives, 2010.
- [106] Ankamma K. y col., *Effect of ageing on the drawability characteristics of Nimonic C-263 alloy sheet by numerical simulation*, Transactions of the Indian Institute of Metals, Vol. 63, No. 4, pp. 723-738, 2010.
- [107] Ezilarasan C., Kumar S. V. S., Velayudham A., *An experimental analysis and measurement of process performances in machining of Nimonic C-263 super alloy*, Measurement, Vol. 46, No. 1, pp. 185-199, 2013.
- [108] Keeton C., *Forming and forging [Ring Rolling]*, ASM Handbook, Vol. 14, Novena Edición, pp. 108-128, 1989.
- [109] Kluge A. y col., *Control of strain and temperature distribution in the ring rolling process*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 45, No. 1-4, pp. 137-141.
- [110] Eruc E., Shivpuri R., *A summary of ring rolling technology-I. Recent trends in machines, processes and production lines*, International Journal of Machine Tools and Manufacture, Vol. 32, No. 3, pp. 379-398, 1992.
- [111] Eruc E. Shivpuri R., *A summary of ring rolling technology-II. Recent trends in process modeling, simulation, planning, and control*, International Journal of Machine Tools and Manufacture, Vol. 32, No. 3, pp. 399-413, 1992.
- [112] Sun Z., Yang H., Ou X., *Thermo-mechanical coupled analysis of hot ring rolling process*, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Vol. 18, No. 5, pp. 1216-1222, 2008.

- [113] Wang M. y col., *Dynamic explicit FE modeling of hot ring rolling process*, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Vol. 16, No. 6, pp. 1274-1280, 2006.
- [114] Song J. L. y col., *Coupled thermo-mechanical finite-element modelling of hot ring rolling process*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 121, No. 2-3, pp. 332-340, 2002.
- [115] Xu S. G., Cao Q. X., *Numerical simulation of the microstructure in the ring rolling of hot steel*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 43, No. 2-4, pp. 221-235, 1994.
- [116] Wang F. y col., *Prediction of microstructural evolution in hot rolling*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 177, No. 1-3, pp. 530-533, 2006.
- [117] Luo Z. J., Yang Q., Liu D., *A novel method for predicting the grain size of superalloy forgings based on the fuzzy method and the FEM*, Vol. 99, No. 1-3, pp. 246-249, 2000.
- [118] Cho J. R. y col. *Prediction of microstructural evolution and recrystallization behaviors of a hot working die steel by FEM*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 160, No. 1, pp. 1-8, 2005.
- [119] Poelt P. y col., *Dynamic recrystallization of Ni-base alloys—Experimental results and comparisons with simulations*, Materials Science and Engineering: A, Vol. 420, No. 1-2, pp. 306-314, 2006.
- [120] Najafizadeh A., Jonas J. J., *Predicting the critical stress for initiation of dynamic recrystallization*, ISIJ International, Vol. 26, No. 11, pp. 1679-1684, 2006.
- [121] Emmens, W. C., Sebastiani G., Van Den Boogaard A. H., *The technology of Incremental Sheet Forming—A brief review of the history*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 210, No. 8, pp. 981-997, 2010.
- [122] *DIN 8582-Manufacturing process forming*, Deutsches Institut Fur Normung, 2003.
- [123] *DIN 8584- Manufacturing process forming under combination of tensile and compressive conditions*. Deutsches Institut Fur Normung, 2003.

- [124] Music O., Allwood J. M., Kawai K., *A review of the mechanics of metal spinning*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 210, No. 1, pp. 3-23, 2010.
- [125] Masek B., y col., *Structure refinement in TRIP steel by means of intensive incremental deformation for rotary spin extrusion*, Asia Steel International Conference, 2006.
- [126] Hu Z., Wang C., *Effect of tube spinning with subsequent heat-treatment on performance and microstructure evolution of T250 maraging steel*, Journal of Iron and Steel Research International, Vol. 19, No. 5, pp. 63-68, 2012.
- [127] Dean. y col. *Incremental deformation and the forgeability of titanium aluminide*, International Journal of Machine Tools & Manufacture, Vol. 41, No. 5, pp. 749-759, pp. 2001.
- [128] Debin S., Guoping Y., Wenchen X., *Deformation history and the resultant microstructure and texture in backward tube spinning of Ti-6Al-2Zr-1Mo-1V*, Vol. 209, No. 17, pp. 5713-5719, 2009.
- [129] Shimizu I., *Asymmetric forming of aluminum sheet by synchronous spinning*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 210, No. 4, pp. 585-592, 2010.
- [130] Ham, M., Jeswiet J., *Single point incremental forming and the forming criteria for AA3003*, CIRP Annals – Manufacturing Technology, Vol. 55, No.1, pp. 241-244, 2006.
- [131] Kawai K., Yang L. N., Kudo H., *A flexible shear spinning of axisymmetrical shells with a general-purpose mandrel*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 192-193, pp. 13-17, 2007.
- [132] El-Khabeery M. M. y col, *On the conventional simple spinning of cylindrical aluminium cups*, International Journal of Machine Tools and Manufacture, Vol. 31, No. 2, pp. 203-219, 1991.
- [133] Radivic Lj., Nikacevic M., Jordovic B., *Deformation behaviour and microstructure evolution of AlMg6Mn alloy during shear spinning*,

- Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Vol. 22, No. 5, pp. 991-1000, 2012.
- [134] Slater, *Spin forming of sheet metal cones having various cone angles from 70/30 brass and commercially pure aluminum*, Metal Forming Plasticity, 1979.
- [135] Singhal R. P., Das S. R., *Some experimental observations in the shear spinning of long tubes*, Journal of Mechanical Working Technology, Vol. 14, No. 2, pp. 149-157, 1987.
- [136] Semiatin S. L., *Metalworking: Sheet Forming*, ASM Handbook, Vol. 14B, 2006.
- [137] Wong C., Dean T. A., Lin J., *A review of spinning, shear forming and flow forming processes*, International Journal of Machine Tools and Manufacture, Vol. 43, No. 14, pp. 1419-1435, 2003.
- [138] Matsubara S., *A computer numerically controlled dieless incremental forming of a sheet metal*, Journal of Engineering Manufacture, Vol. 215, No. 7, pp. 959-966, 2001.
- [139] Kasutoshi T., Kimio O. Takayuki Y., *Development of Numerical Control Spinning Technology for Manufacture of Axisymmetric Cylindrical Cup*, Journal of the Japan Society for Technology of Plasticity, Vol. 45, No. 516, pp. 55-59, 2004.
- [140] Quigley E., Momoghan J., *Metal forming: an analysis of spinning processes*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 103, No. 1, pp. 114-119, 2000.
- [141] Kawai K., Yang L., Kudo H., *A flexible shear spinning of truncated conical shells with a general-purpose mandrel*, Journal of Materials Processing technology, Vol. 113, No. 1-3, pp. 28-33, 2001.
- [142] Kawai K., Kushida H., Kudo H., *Rotary drawing of cylindrical cup*, Advanced Technology of Plasticity, Vol. 2, pp. 1429-1434, 2002.
- [143] Awiszuz B., Meyer F., *Metal spinning of non-circular hollow parts*, 8th International Conference on Technology of Plasticity, pp. 9-13, 2005.

- [144] Arai H., *Robotic metal spinning using force feedback control*, International Conference on Robotics and Automation, Vol. 3, pp. 14-19, 2003.
- [145] Arai H., *Robotic metal spinning-forming non-axisymmetric products using force control*, International Conference on Robotics and Automation, pp. 2691-2696, 2005.
- [146] Jeswiet J. y col., *Asymmetric single point incremental forming of sheet metal*, CIRP Annals – Manufacturing Technology, Vol. 54, No. 2, pp. 88-114, 2005.
- [147] Klocke F., Wehrmeister T., *Laser-assisted metal spinning of advanced materials*, 4th Lane Conference, 2003.
- [148] Mori K., Ishiguro M., Isomura Y., *Hot shear spinning of cast aluminium alloy parts*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 209, No. 7, pp. 3621-3627, 2009.
- [149] Xu W. y col., *Effect of spinning deformation on microstructure evolution and mechanical property of TA15 titanium alloy*, Transactions of Nonferrous Metals Society, Vol. 17, No. 6, pp. 1205-1211, 2007.
- [150] Zhan M. y col., *Research on Variation of Stress and Strain Field and Wall Thickness during Cone Spinning*, Vol. 532-533, pp. 149-152, 2006.
- [151] Kobayashi S., *Instability in conventional spinning of cones*, Journal of Engineering for Industry, Vol. 85, No. 1, pp. 44-48, 1963.
- [152] Kwiatkowski L., *Sheet Metal Forming-Processes and Applications*, ASM International, 2012.
- [153] Chen M.-D., Hsu R.-Q., Fuh K.-H., *Effects of over-roll thickness on cone surface roughness in shear spinning*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 159, No. 1, pp. 1-8, 2005.
- [154] Ma F., Yang H., Zhan M., *Effects of material properties on power spinning process of parts with transverse inner rib*, Transactions of Nonferrous Metals Society of China, Vol. 20, No. 8, pp. 1476-1481, 2010.
- [155] Keggs R. L., *A new test method for determination of spinnability of metals*, Journal of Engineering for Industry, Vol. 83, No. 2, pp. 119-125, 1961.

- [156] Kleiner M. y col., *Optimisation of the shear forming process by means of multivariate statistical methods*, Technical Report / Universität Dortmund, SFB 475 Komplexitätsreduktion in Multivariaten Datenstrukturen, No. 23, 2005.
- [157] Chen M. D., Hsu R. Q., Fuh K. H., *Forecast of shear spinning force and surface roughness of spun cones by employing regression analysis*, International Journal of Machine Tools and Manufacture, Vol. 41, No. 12, pp. 1721-1734, 2001.
- [158] Kim J. H., Park J. H., Kim C., *A study on the mechanics of shear spinning of cones*, Journal of Mechanical Science and Technology, Vol. 20, No. 6, pp. 806-818, 2006.
- [159] Chen M. D., Hsu R. Q., Fuh K. H., *An analysis of force distribution in shear spinning of cone*, International Journal of Mechanical Science, Vol. 47, No. 6, pp. 902-921, 2005.
- [160] Kim C., Jung S. Y., Choi J. C., *A lower upper-bound solution for shear spinning of cones*, International Journal of Mechanical Sciences, Vol. 45, No. 11, pp. 1893-1911, 2003.
- [161] Xia Q. y col., *A study of the one-path deep drawing spinning of cups*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 159, No. 3, pp. 397-400, 2005.
- [162] Kang D. y col., *Study on the deformation mode of conventional spinning of plates*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 91, No. 1-3, pp. 226-230, 1999.
- [163] Liu J. H., Yang H., Li Y. Q., *A study of the stress and strain distributions of first-pass conventional spinning under different roller-traces*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 129, No. 1, pp. 326-329, 2002.
- [164] Sebastiani G. y col., *Numerical investigation on dynamic effects during sheet metal spinning by explicit finite-element-analysis*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 177, No. 1-3, pp. 401-403, 2006.

- [165] Sebastiani G. y col., *Process characterization of sheet metal spinning by means of finite elements*, Key Engineering Materials, Vol. 344, pp. 637-644, 2007.
- [166] Zhang J. y col., *3D-FE modeling for power spinning of large ellipsoidal heads with variable thicknesses*, Computational Materials Science, Vol. 53, No. 1, pp. 303-313, 2012.
- [167] Yamashita M., Gotoh M., Atsumi S.-Y., *Numerical simulation of incremental forming of sheet metal*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 199, No. 1-3, pp. 163-172, 2008.
- [168] Mori K., Nonaka T., *Simplified three-dimensional finite element simulation of shear spinning process based on axisymmetric modeling*, Journal of Manufacturing Process, Vol. 7, No. 1, pp. 51-56, 2005.
- [169] Quiegley E., Monaghan J., *The finite element modelling oof conventional spinning using multi-domain models*, Journal of Materials Processing Technology, Vol 124, No. 3, pp. 360-365, 2002.
- [170] Klimmek C. y col., *Finite Element Analysis of sheet metal forming by spinning*, Journal of the Japan Society for Technology of Plasticity, Vol. 44, No. 507, pp. 372-374, 2003.
- [171] Kleiner M. y col., *Combined methods for the prediction of dynamic instabilities in sheet metal spinning*, CIRP Annals-Manufacturing Technology. Vol. 51, No. 1, pp. 209-214, 2002.
- [172] Özer A., Sekiguchi A., Ari H., *Experimental implementation and analysis of robotic metal spenning with enhanced trajectory tracking algorithms*, Robotics And Computer-Integrated Manufacturing, Vol. 28, No. 4, pp. 539-550, 2012.
- [173] Lu X. y col, *Three dimensional FE analysis on flange bending for TC4 alloy during shear spinning*, Journal of Materials Science and Technology, Vol. 22, No. 6, pp. 855-859, 2006.
- [174] Sekiguchi A., Arai H., *Control of wall thickness distribution by oblique shear spinning methods*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 212, No. 4, pp. 786-793, 2012.

- [175] Quiegly E., Monaghan J., *Enhanced finite element models of metal spinning*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 121, No. 1, pp. 43-49, 2002.
- [176] Quigley E., Monaghan J., *Using a finite element model to study plastic strain in metal spinning*, 9th International Conference on Sheet Metal, 2001.
- [177] Zhao J.-H., Champlaud H., Dao T.-M., *Simulation of shear spinning process using finite element method*, 18th IASTED International Conference on Modelling and Simulation, pp. 239-245, 2007.
- [178] Zhan M. y col., *3D FEM analysis of influence of roller feed rate on forming force and quality of cone spinning*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 187-188, pp. 486-491, 2007.
- [179] Ma F., Yang H., Zhan M., *Plastic deformation behaviors and their application in power spinning process of conical parts with transverse inner rib*, Journal of Materials Processing Technology, Vol. 210, No. 1, pp. 180-189, 2010.
- [180] Volk W., Hoffmann H., Suh J., *Failure prediction for nonlinear strain paths in sheet metal forming*, CIRP Annals – Manufacturing Technology, Vol. 61, No. 1, pp. 259-262, 2012.
- [181] Wahabi M. E., *Caracterización termomecánica de aceros inoxidables austeníticos AISI-304*, Barcelona, Universidad Politécnica de Cataluña, 2002.
- [182] Humphreys F. J., Hatherly M., *Recrystallization and related annealing phenomena*, Segunda Edición, Oxford, Elsevier, 2004.
- [183] Verlinder B. y col., *Thermo-mechanical processing of metallic materials*, Pergamon Materials Series, Oxford, 2007.
- [184] McQueen H., *Dynamic recovery and recrystallization*, Encyclopedia of Materials: Science and Technology, Vol. 3, pp. 2375-2381, 2003.
- [185] Cahan R. W., Haasen P., *Physical Metallurgy*, Cuarta Edición, Amsterdam, North-Holland, Vol. 3, 1996.

- [186] Yeom J. T. y col., *Finite-element analysis of microstructure evolution in the cogging of an Alloy 718 ingot*, Materials Science and Engineering: A, Vol. 449-451, pp. 722-726, 2007.
- [187] *ASTM E112-10: Standard test methods for determining average grain size*, ASTM International, 2010.
- [188] *ASTM E407-07e¹: Standard practice for microetching metals and alloys*, ASTM International, 2011.
- [189] *ASTM E8-11: Standard test methods for tension testing of metallic materials*, ASTM International, 2012.
- [190] *ASTM A604-07: Standard practice for macroetch testing of consumable electrode remelted steel bars and billets*, ASTM International, 2012.
- [191] *AMS 5662-Nickel Alloy, Corrosion and Heat-Resistant, Bars, Forgings, and Rings 52.2Ni-19Cr-3.0Mo-5.1Cb(Nb)-0.90Ti-0.50Al-18Fe*, Rev. M., Aerospace Material Specification, 2004.
- [192] *ASTM E140-07: Standard hardness conversion tables for metals relationship among Brinell hardness, Vickers hardness, Rockwell hardness, Superficial hardness, Knoop hardness, and Scleroscope hardness*, ASTM International, 2007.
- [193] *AMS 5887-Nickel Alloy, Corrosion and Heat-Resistant, Bars, Forgings, and Rings 54Ni-22Cr-12.5Co-9.0Mo-1.2Al*, Rev. C., Aerospace Material Specification, 2009.
- [194] *ASTM E646-00: Standard test method for tensile strain-hardening exponents (*n* -values) of metallic sheet materials*, ASTM International, 2000.
- [195] Lara Mendoza A. V., *Determinación de las propiedades de una aleación Incoloy 909 para aplicaciones aeroespaciales a diferentes condiciones de deformación en caliente*, Monterrey, Universidad Autónoma de Nuevo León, 2009.

ANEXO A

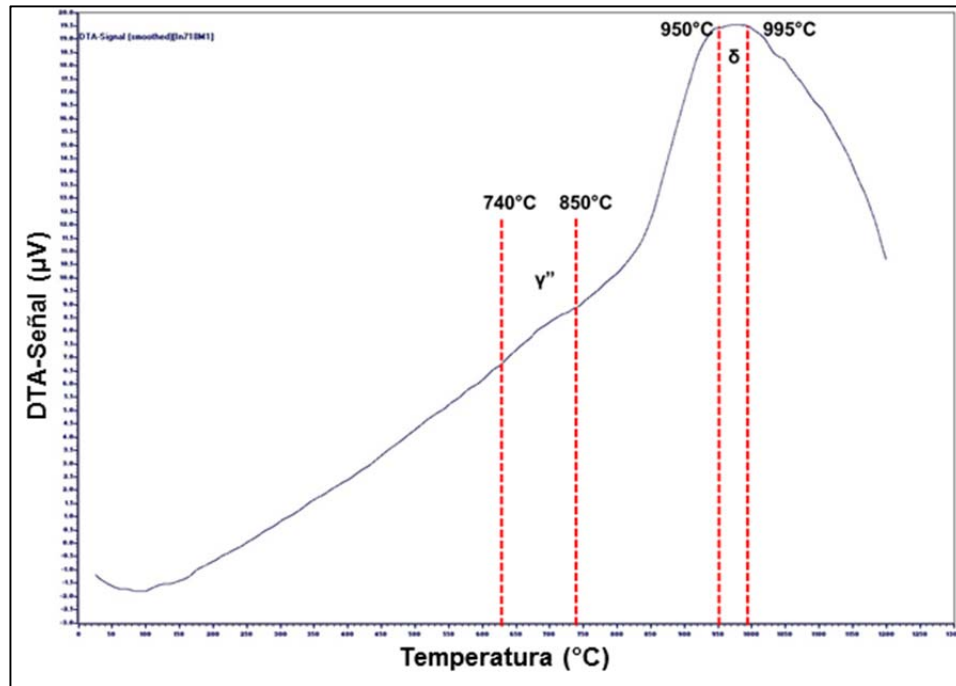


Figura A1. Análisis de DTA del Inconel 718.

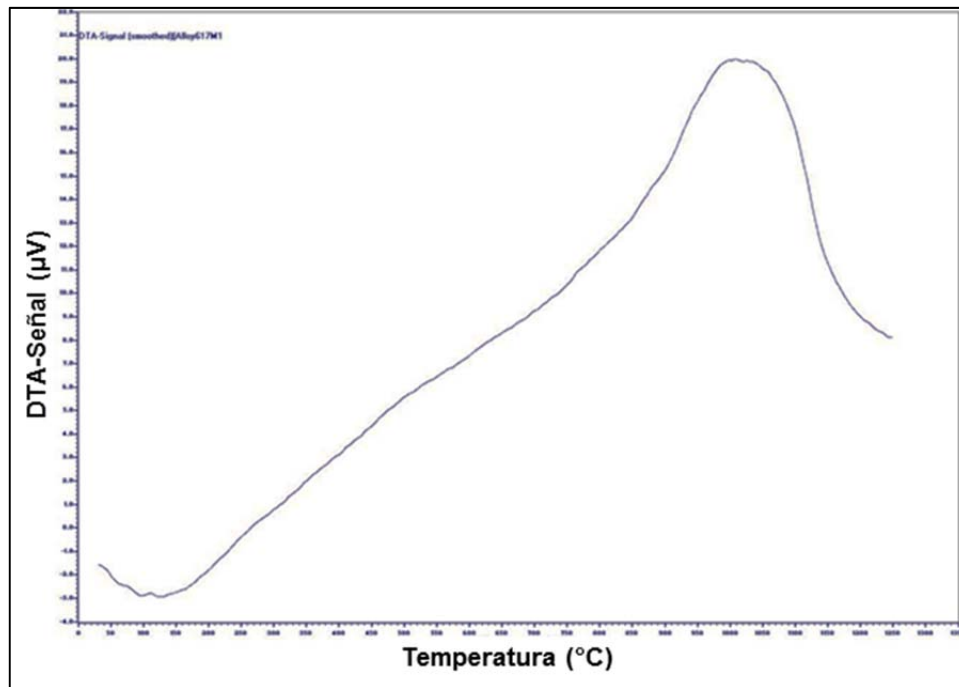


Figura A2. Análisis de DTA del Inconel 617.

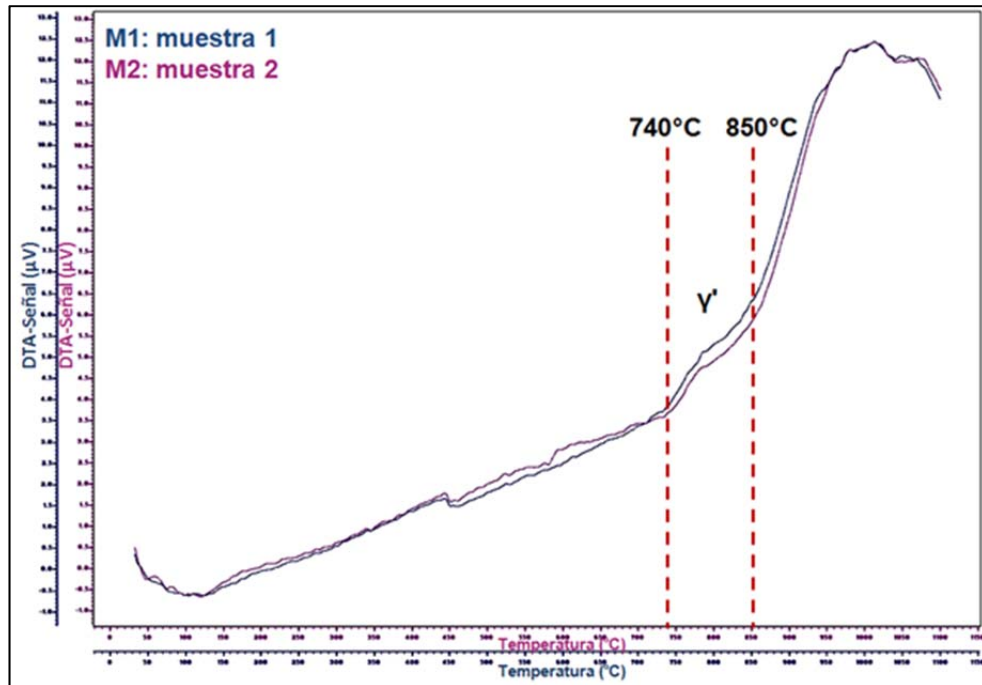


Figura A3. Análisis de DTA del Nimonic C263.

ANEXO B

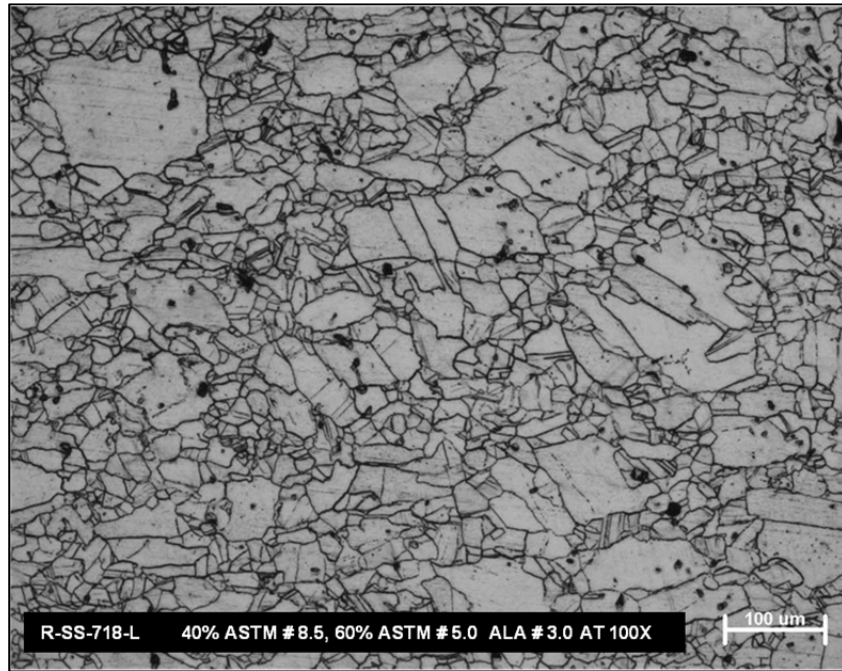


Figura B1. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R sin tratamiento térmico.

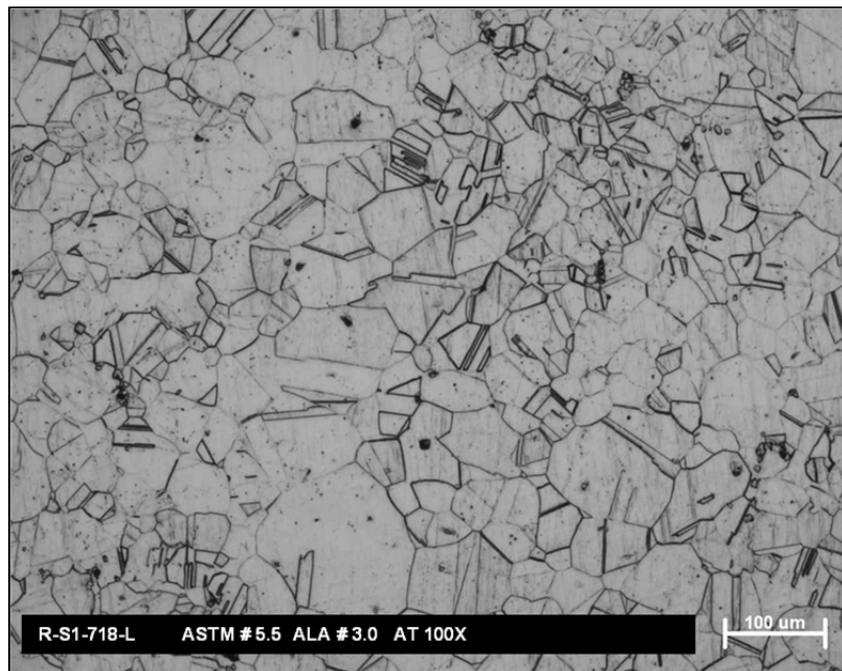


Figura B2. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R con solubilizado S1.

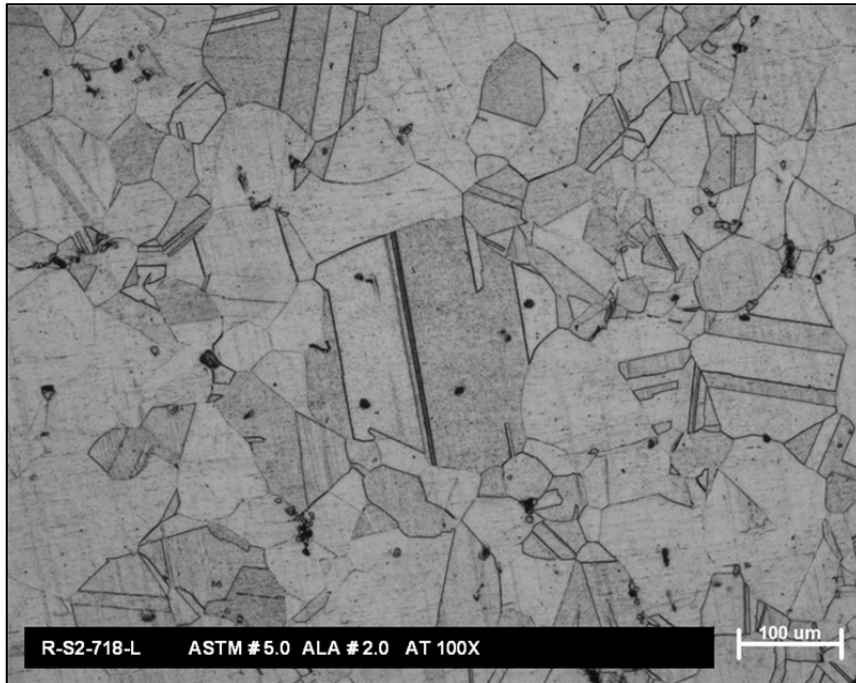


Figura B3. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R con solubilizado S2.

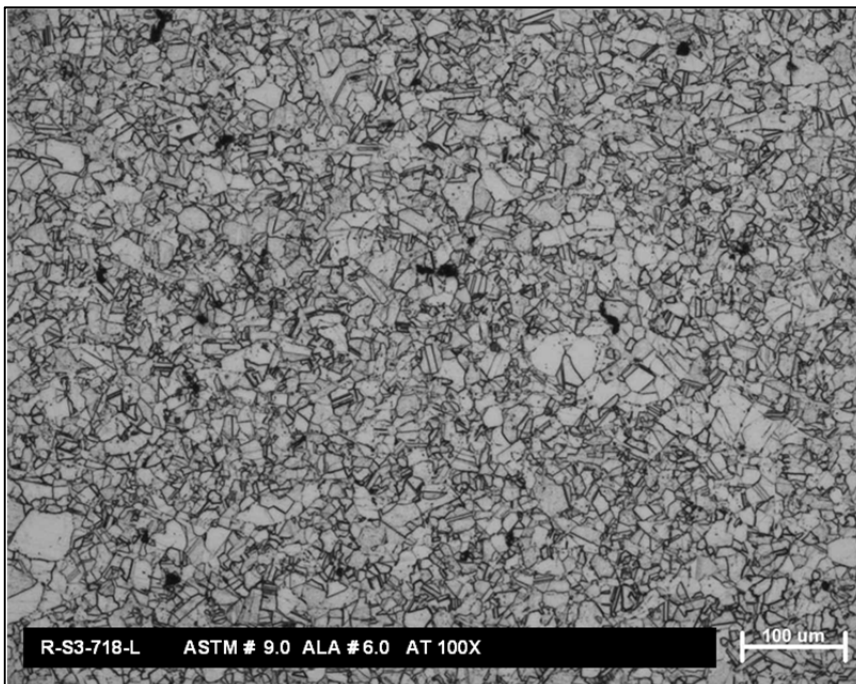


Figura B4. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R con solubilizado S3.

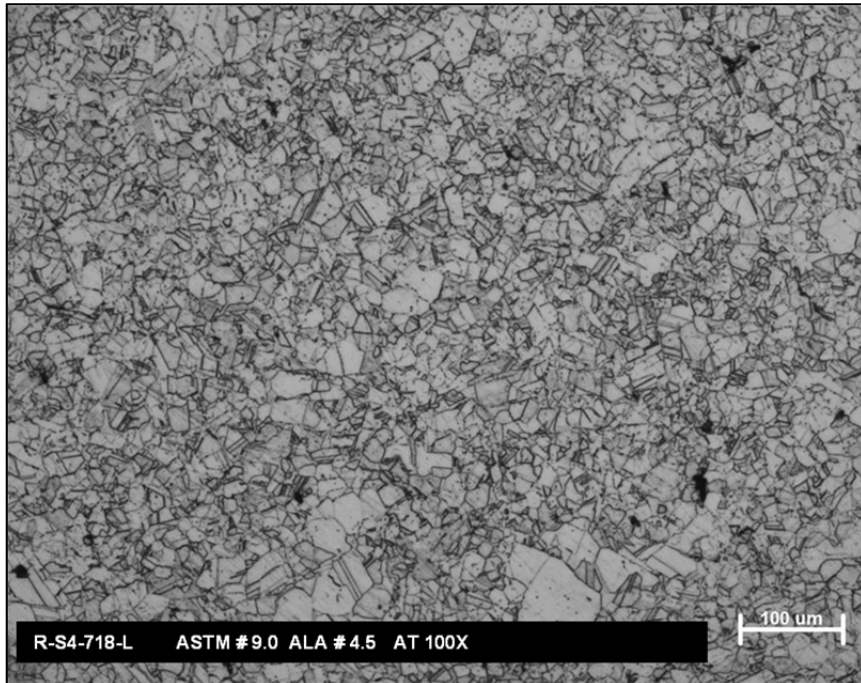


Figura B5. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R con solubilizado S4.

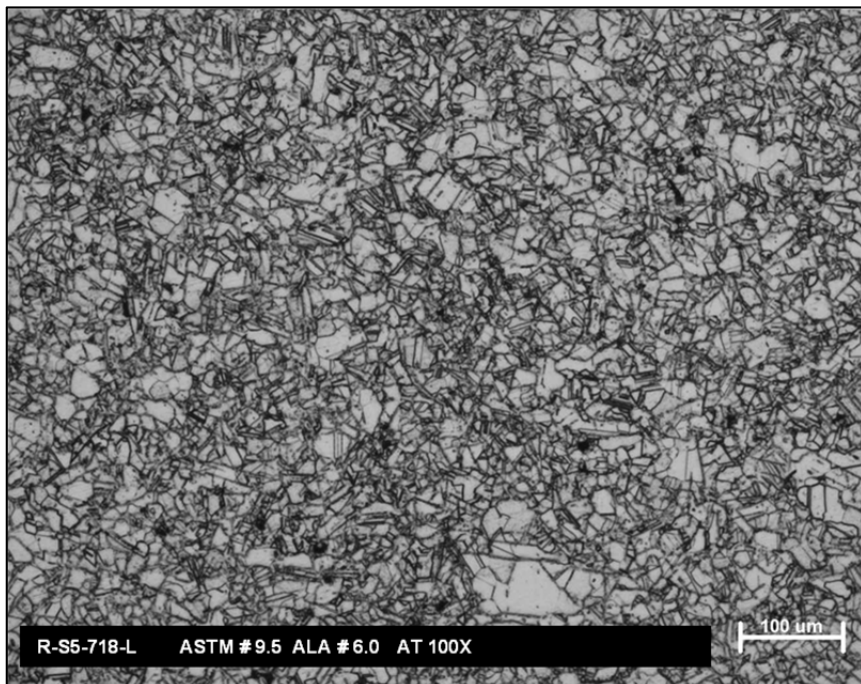


Figura B6. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R con solubilizado S5.

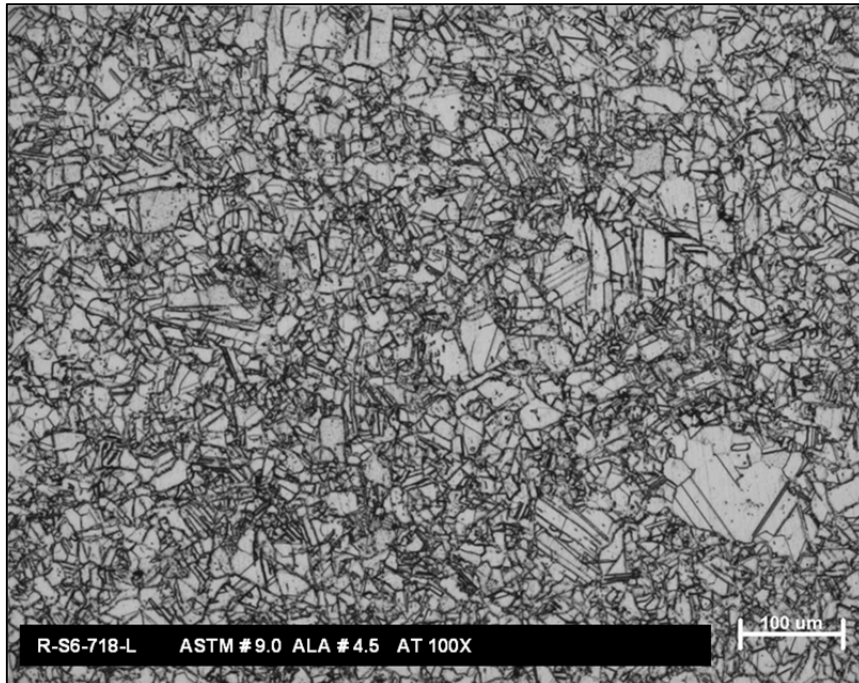


Figura B7. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R con solubilizado S6.

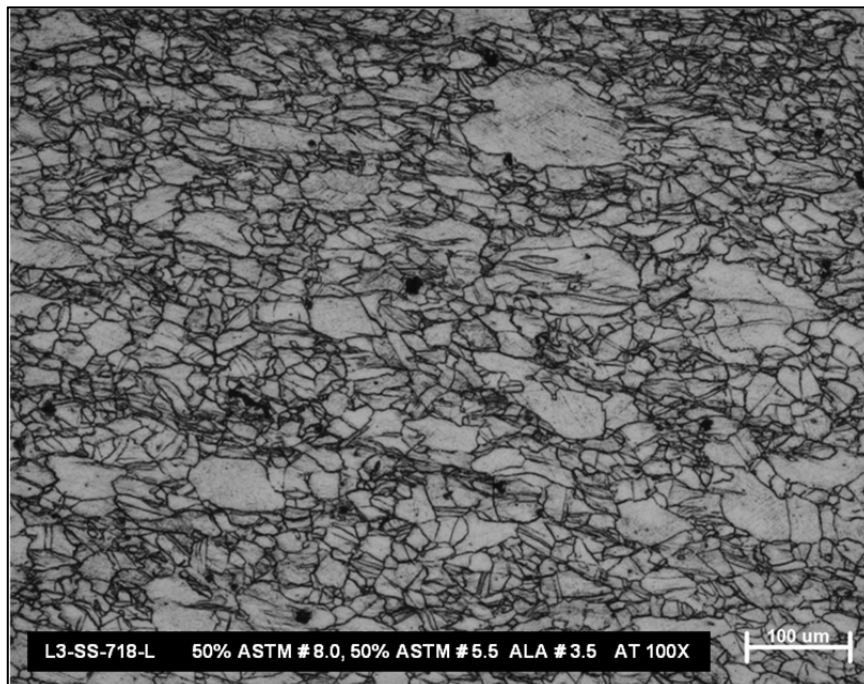


Figura B8. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 sin tratamiento térmico.



Figura B9. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 con solubilizado S1.

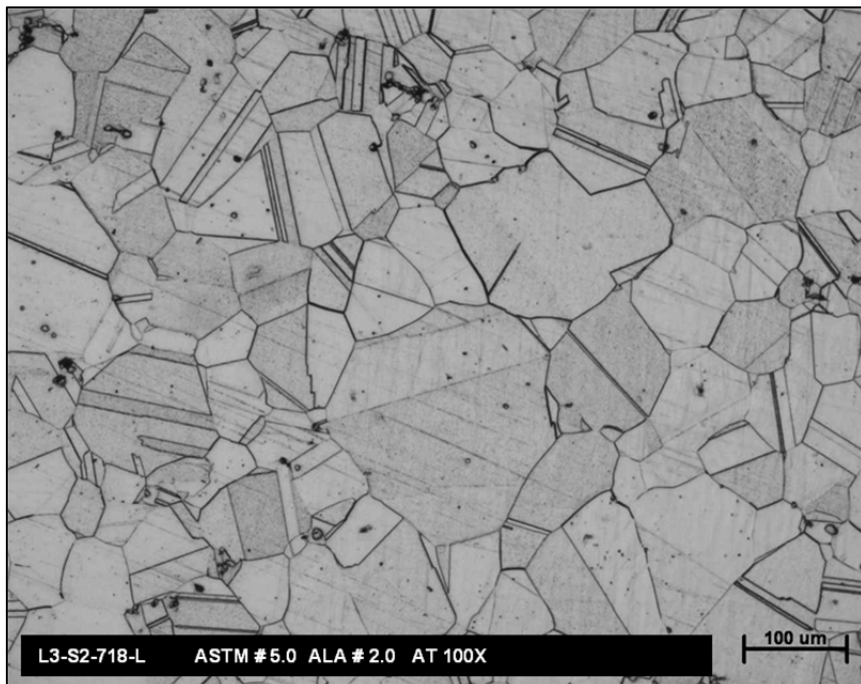


Figura B10. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 con solubilizado S2.

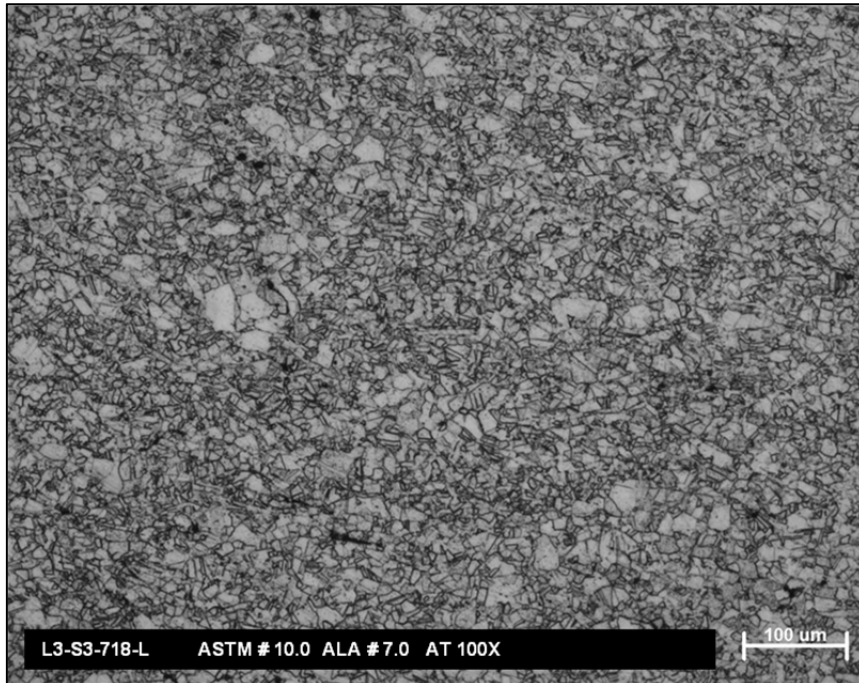


Figura B11. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 con solubilizado S3.

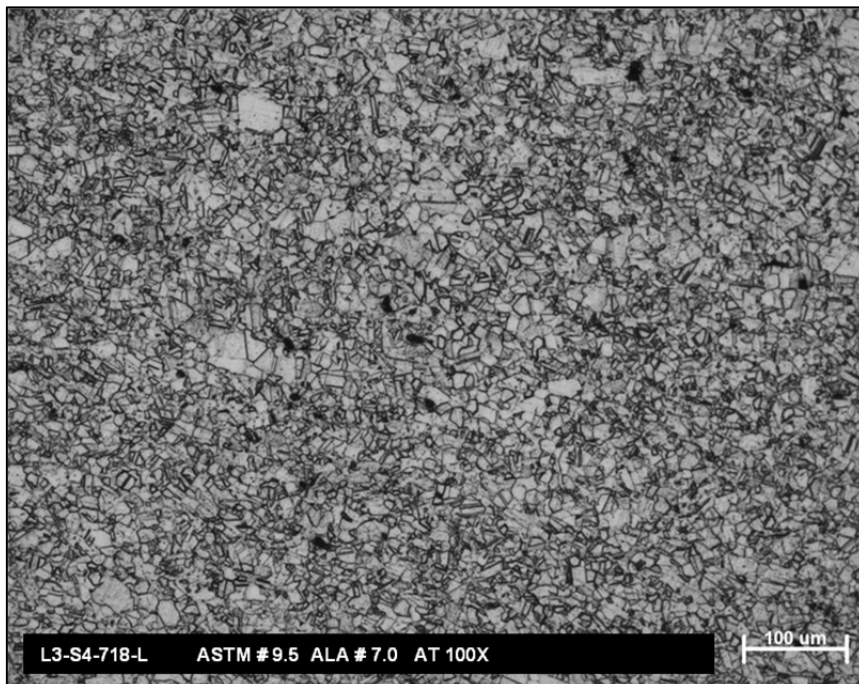


Figura B12. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 con solubilizado S4.

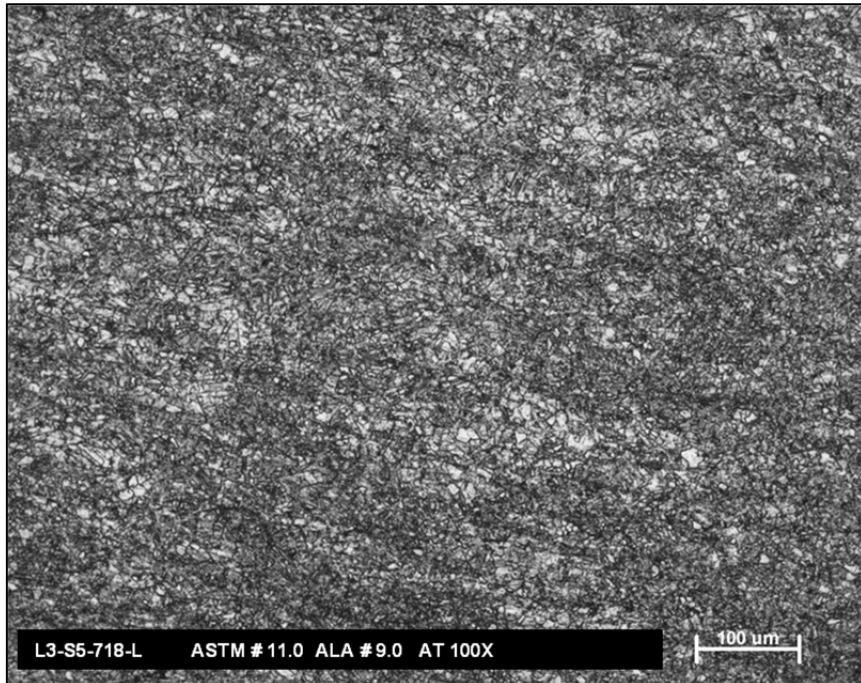


Figura B13. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 con solubilizado S5.

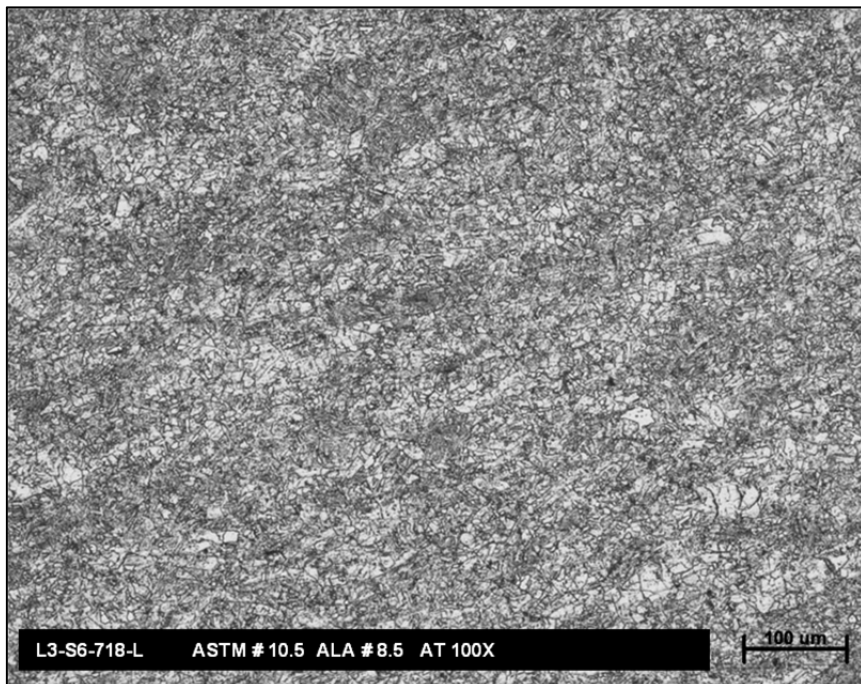


Figura B14. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 con solubilizado S6.

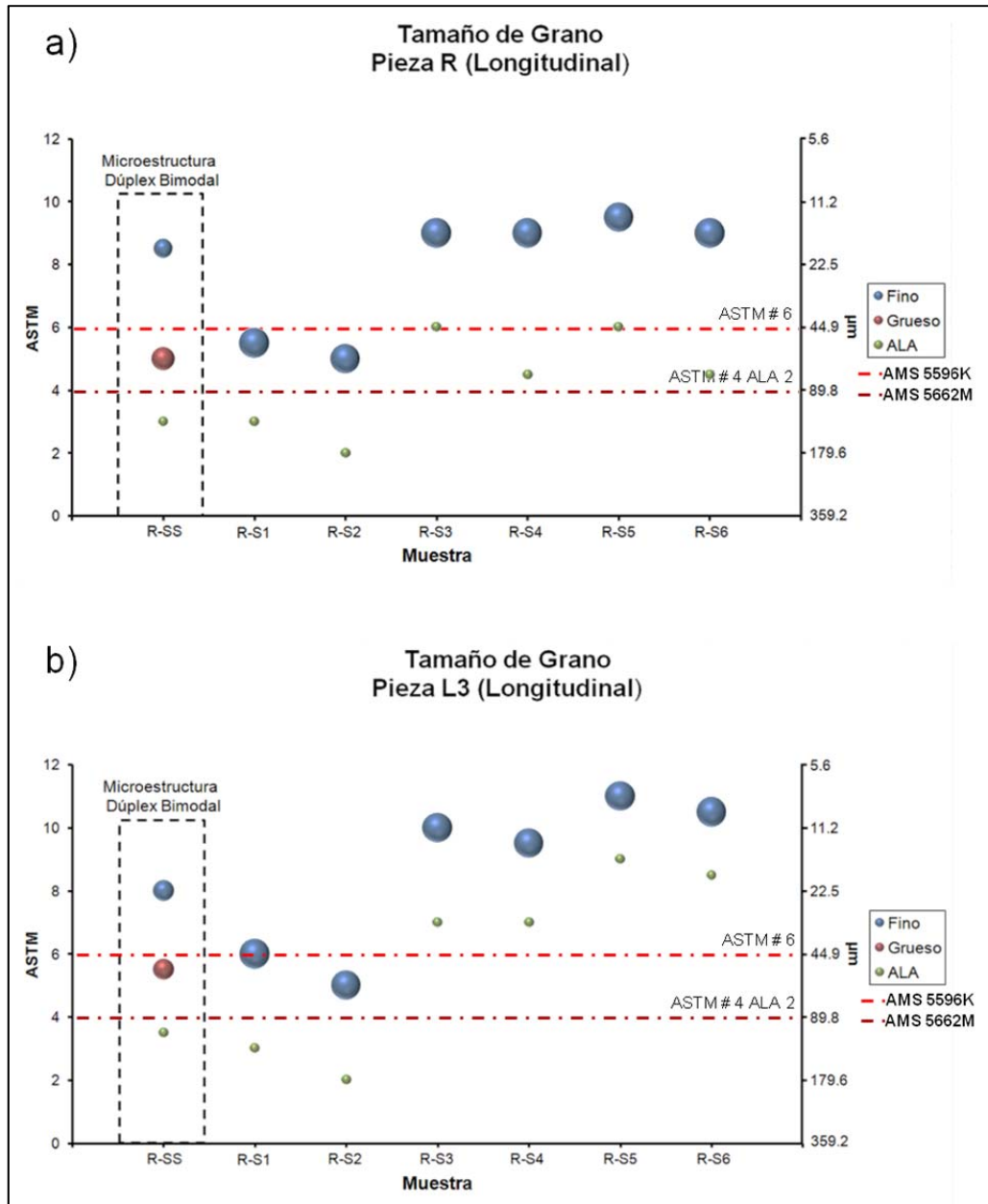


Figura B15. Análisis microestructural en la superficie longitudinal de las muestras de Inconel 718 bajo diferentes condiciones: a) Repulsado (R) y b) Laminado cónico (L3).

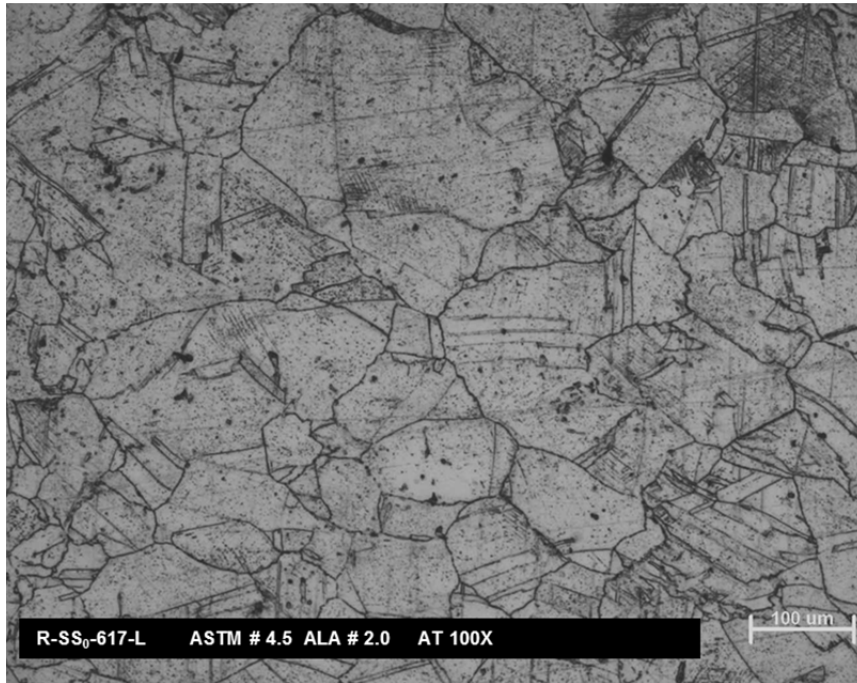


Figura B16. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R sin tratamiento térmico.

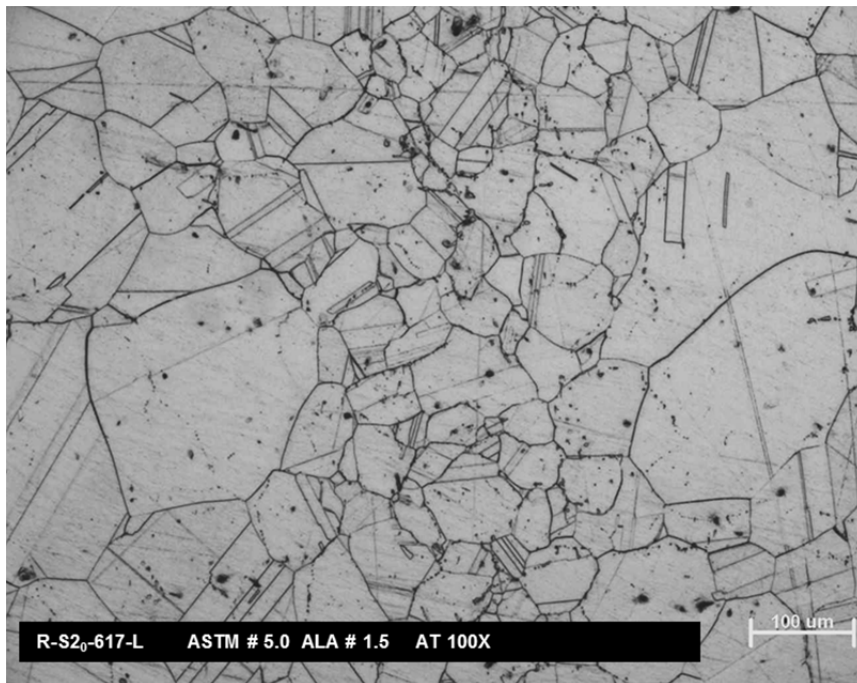


Figura B17. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R con solubilizado S20.

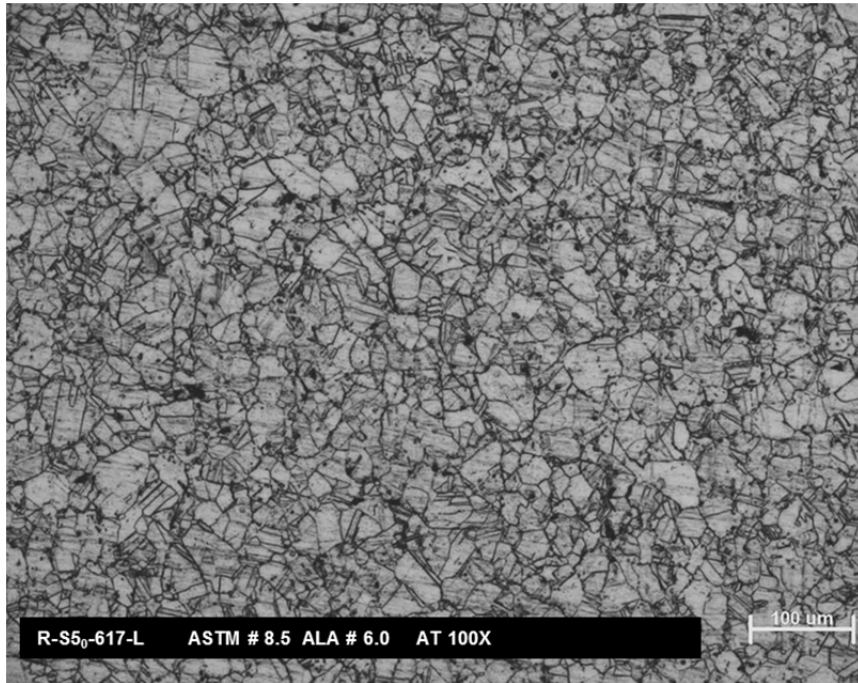


Figura B18 Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R con solubilizado S50.

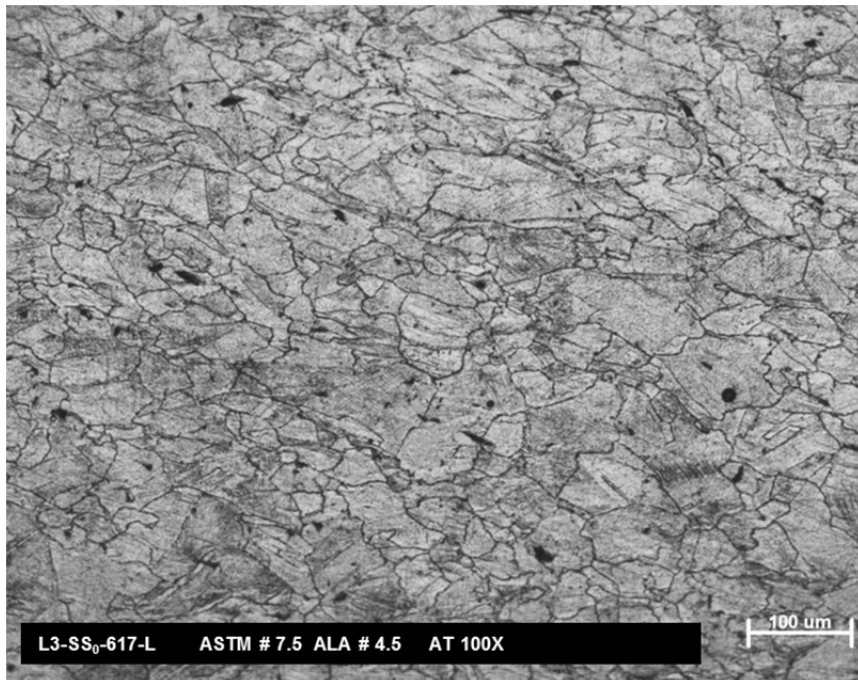


Figura B19. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 sin tratamiento térmico.

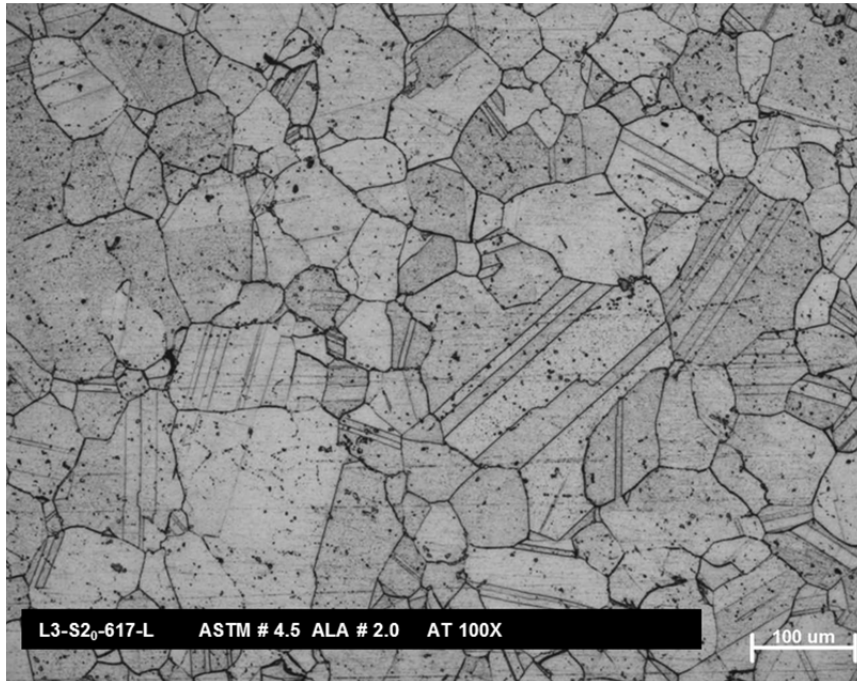


Figura B20. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 con solubilizado S2₀.

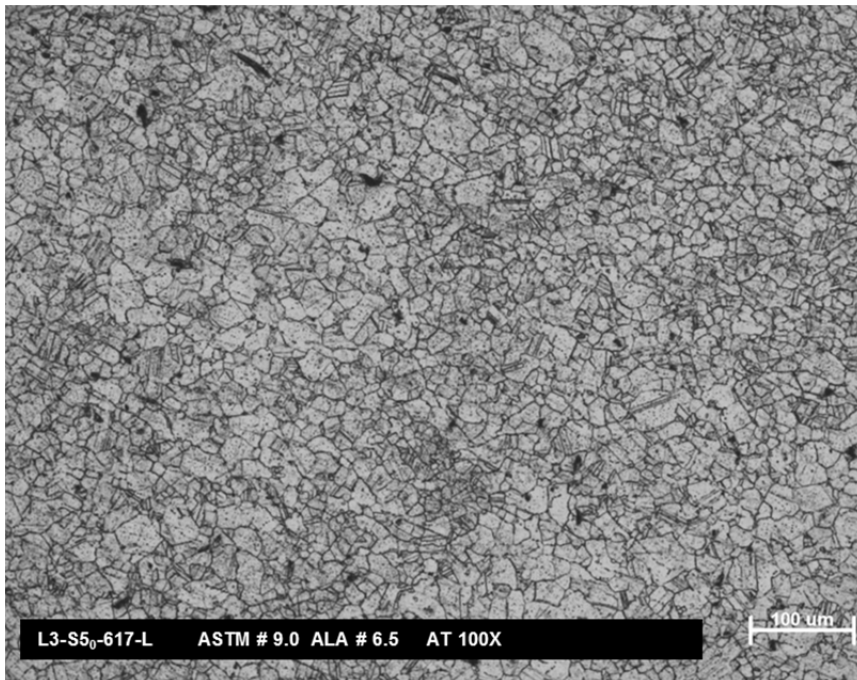


Figura B21. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 con solubilizado S5₀.

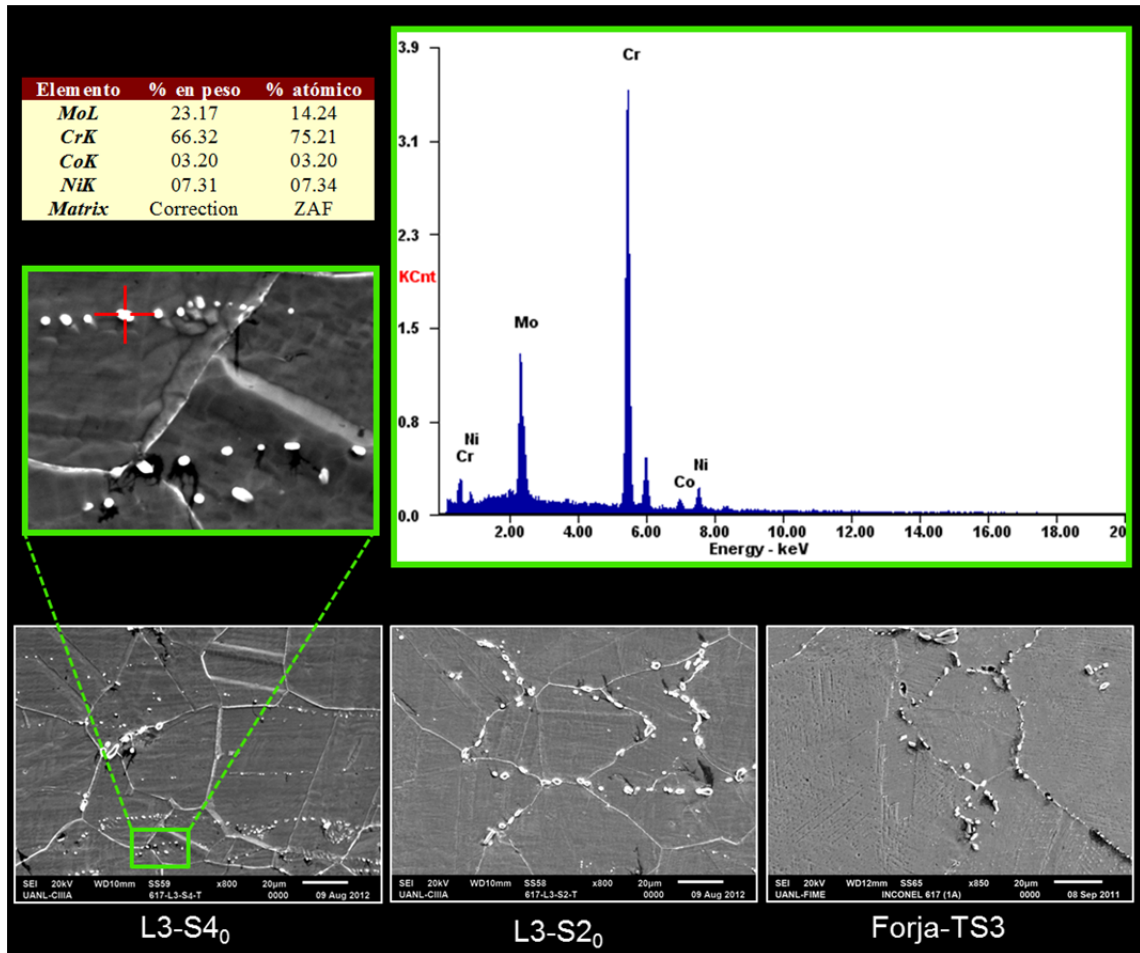


Figura B22. Análisis semicuantitativo y cualitativo mediante EDS del Inconel 617 de las muestras en condición de forja y laminación en frío (L3) bajo el solubilizado S2₀ y S4₀.

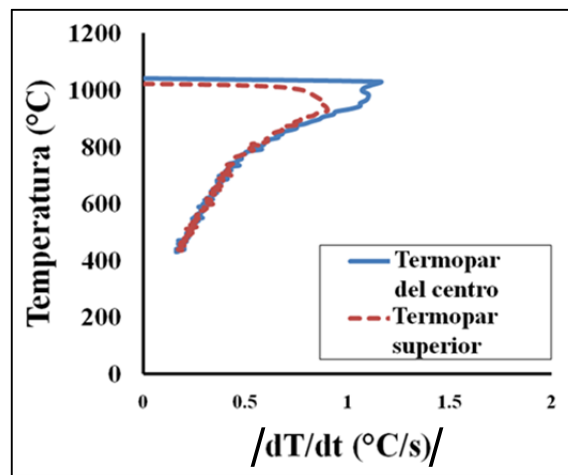


Figura B23. Velocidad de enfriamiento del cilindro comprimido a 1100°C. No se consideró el calor adiabático.

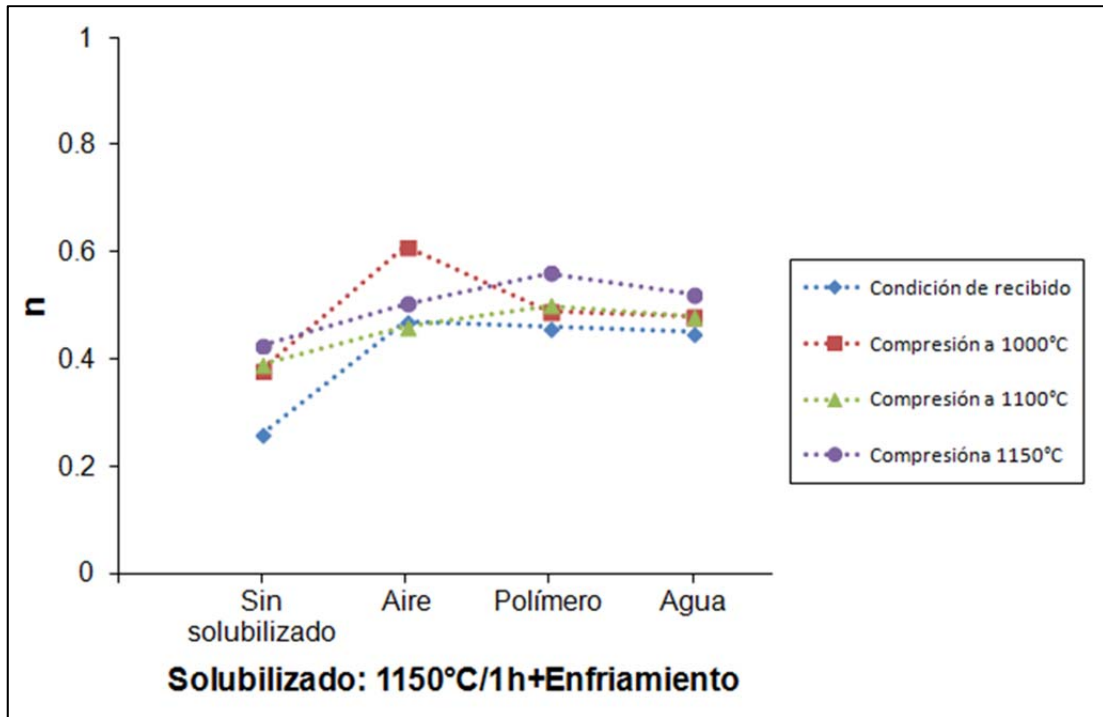


Figura B24. Exponente de endurecimiento por deformación, n, en frío en función del tratamiento de solubilizado de las muestras de Nimonic C263.

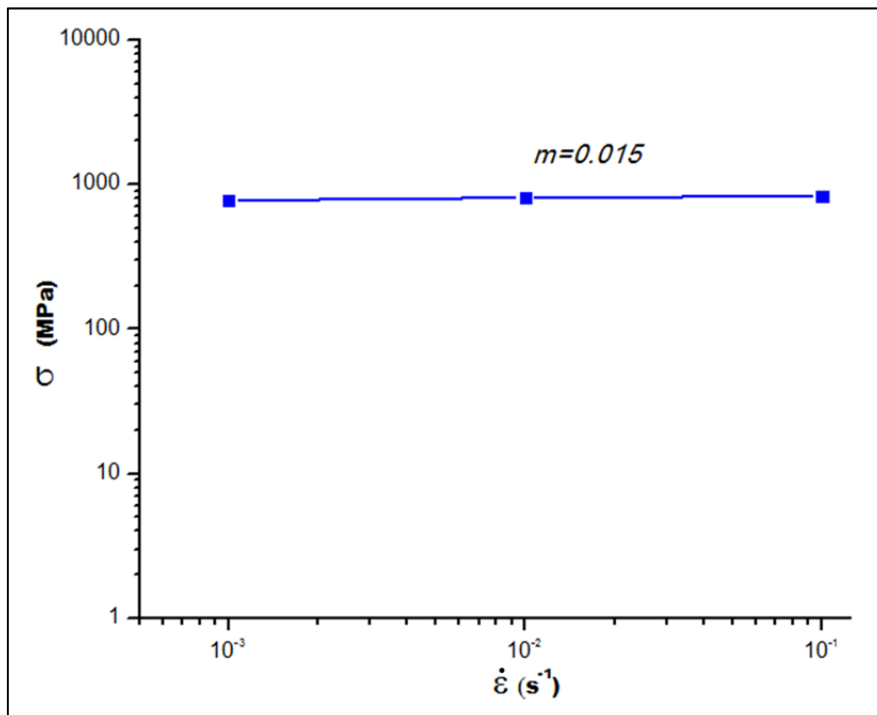


Figura B25. Sensibilidad a la velocidad de deformación, m, en frío del Nimonic C263 en condición de recibido.

Tabla B1. Evaluación del tamaño de grano de las muestras de Nimonic C263 comprimidas en caliente bajo distintas condiciones.

Ensayo de compresión		Condición	Muestra	*Tamaño de grano		
T (°C)	(s ⁻¹)			ASTM	µm	
1100	10 ⁻¹	Sin Tratamiento Térmico	1F	70% ASTM 8.5, 30% ASTM 5.5 ALA 3.0	70% 18.9 µm, 30% 53.4 µm ALA 127 µm	
	10 ⁻²		3G	ASTM 8.5 ALA 3.0	18.9 µm ALA 127 µm	
	10 ⁻³		3H'	ASTM 7.0 ALA 4.5	31.8 µm ALA 75.5 µm	
1000	10 ⁻¹		3I	70% ASTM 10.5, 30% ASTM 6.0 ALA 5.0	70% 9.4 µm, 30% 44.9 µm ALA 63.5 µm	
	10 ⁻²		2H'	60% ASTM 10.0, 40% 5.0 ALA 2.5	60% 11.2 µm, 40% 63.5 µm ALA 151 µm	
	10 ⁻³		1H	ASMT 9.0 ALA 4.5	15.9 µm ALA 75.5 µm	
1100	10 ⁻¹	Solubilizado: 1150°C/1h/AC	2F	ASTM 3.0 ALA 1.0	127 µm ALA 254 µm	
	10 ⁻²		4G	ASTM 3.0 ALA 0.5	127 µm ALA 302.1 µm	
	10 ⁻³		4H'	ASTM 3.0 ALA 0.5	127 µm ALA 302.1 µm	
1000	10 ⁻¹		1G	ASTM 3.5 ALA 1.0	106.8 µm ALA 254 µm	
	10 ⁻²		1H'	ASTM 4.5 ALA 0.5	75.5 µm ALA 302.1 µm	
	10 ⁻³		2H	ASTM 5.0 ALA 1.0	63.5 µm ALA 254 µm	
1100	10 ⁻¹		Envejecido: 800°C/8h/AC	2F	ASTM 3.0 ALA 0.5	127 µm ALA 302.1 µm
	10 ⁻²			4G	ASTM 2.5 ALA 0.5	151 µm ALA 302.1 µm
	10 ⁻³			4H'	ASTM 2.5 ALA 0.5	151 µm ALA 302.1 µm
1000	10 ⁻¹	1G		ASTM 3.5 ALA 0	106.8 µm ALA 359.2 µm	
	10 ⁻²	1H'		ASTM 4.5 ALA 0	75.5 µm ALA 359.2 µm	
	10 ⁻³	2H		ASTM 5 ALA 1.5	63.5 µm ALA 213.6 µm	

*El tamaño de grano reportado corresponde a la evaluación de toda la sección analizada.

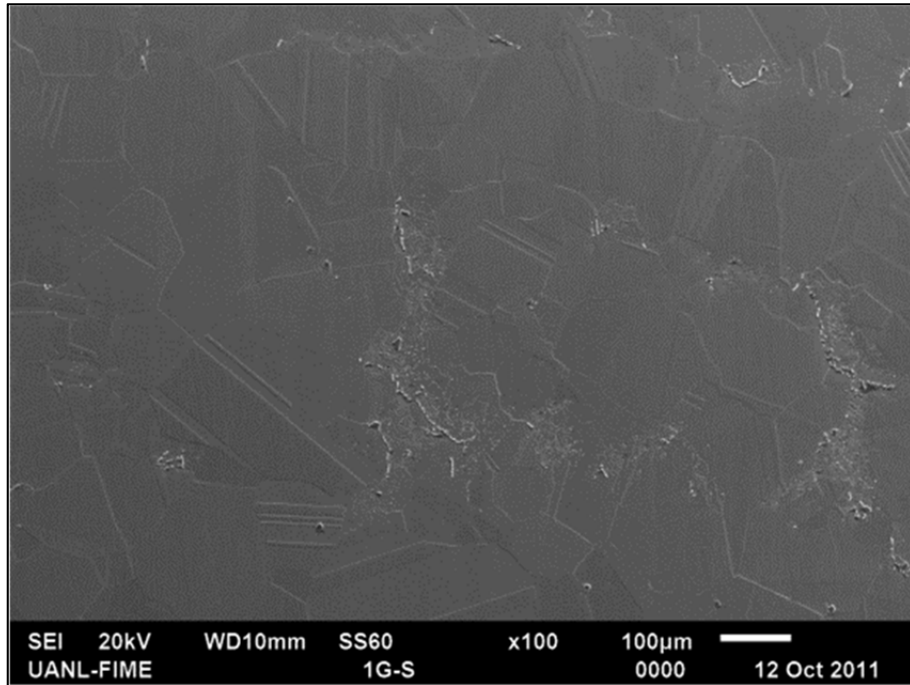


Figura B26. Precipitación de los carburos tipo MC en el Nimonic C263 deformado a 1000°C a 10⁻¹ s⁻¹ en condición de solubilizado.

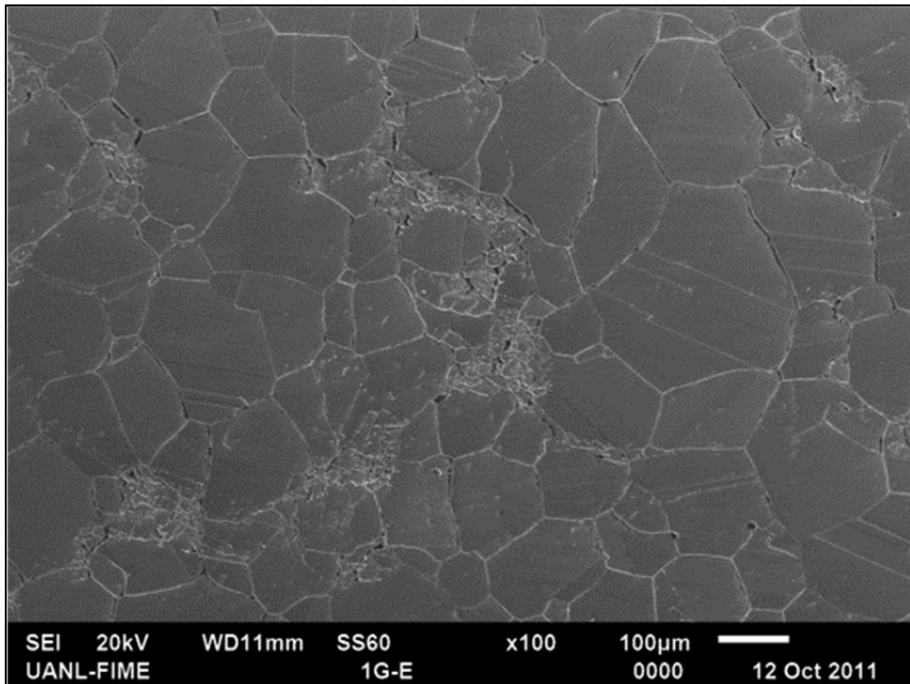


Figura B27. Precipitación de los carburos tipo MC en el Nimonic C263 deformado a 1000°C a 10⁻¹ s⁻¹ en condición de envejecido.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2-1. Evolución de la capacidad de temperatura de las superaleaciones. .5	5
Figura 2-2. Elementos utilizados en las superaleaciones base Ni. Los elementos de menor beneficio están marcados con cruces y con líneas horizontales los perjudiciales.8	8
Figura 2-3. Diagrama TTT del inconel 718. a) Eiselstein, 1965; b) Sims, 1981 y c) Brooks, 1986.17	17
Figura 2-4. Diagrama TTT del Inconel 617.24	24
Figura 2-5. Diagrama TTT del Inconel 617: (a) Construido en base a la literatura y (b) modificación propuesta en base a los resultados del estudio de Wu.26	26
Figura 2-6. Diagrama TTT del Nimonic C263. Las curvas para $M_{23}C_6$ y MC no están incluidas debido a insuficientes datos de cinética. Las curvas medidas por Hicks y Heap están incluidas para hacer la comparación30	30
Figura 3-1. Proceso de forja de un anillo rolado sin costura.34	34
Figura 3-2. Principio del rolado de anillo radial-axial.....35	35
Figura 3-3. Defectos típicos de anillos rolados y su influencia en el exceso de material requerido.36	36
Figura 3-4. Proceso y geometrías que se pueden obtener. a) Repulsado. b) Laminado cónico.....38	38
Figura 3-5. Desarrollo de máquinas de repulsado. a) Torno de madera operado manualmente para girar la pieza (edad media). b) torno tradicional con soporte en forma de T (1930). c) Formado con rodillo y palanca compuesta (década de 1930). d) Tornos con carros transversales. e) Torno hidráulico (1945). f) Control con plantilla de giro (finales de los 40). g) Combinación entre control de reproducción y CNC (década de 1980).40	40
Figura 3-6. Esfuerzos generados en el repulsado.42	42
3-7. Defectos comunes en el repulsado.43	43
Figura 3-8. Efectos en el borde causados por una desviación en la ley del seno.45	45
Figura 3-9. Ejemplos de diferentes tipos de trayectorias de la herramienta.....47	47

Figura 3-10. Representación esquemática de las etapas de endurecimiento de materiales cristalinos.....	49
Figura 3-11. Diferentes tipos de deformaciones heterogéneas.....	51
Figura 3-12. Curvas típicas de fluencia.....	52
Figura 3-13. Curva de esfuerzo-deformación para Al-0.65Fe y el acero inoxidable 317 a $0.7T_m$ (temperatura de fusión).....	56
Figura 3-14. Mecanismos de aniquilación de dislocaciones.	57
Figura 3-15. Cambio en la estructura de las dislocaciones durante la recuperación.	58
Figura 3-16. Evolución de la microestructura durante: (a) la deformación en caliente de un material con recuperación y (b) la recristalización dinámica o recristalización dinámica discontinua.....	61
Figura 3-17. Evolución microestructural durante la recristalización dinámica. (a)-(d) Tamaño de grano inicial grande, (e) Tamaño de grano obtenido. La línea punteada indica la frontera de granos anteriores.....	62
Figura 3-18. Curvas de esfuerzo-deformación en condición de deformación en caliente. Recristalización dinámica de pico simple y cíclico.....	63
Figura 3-19. Condiciones para una recristalización dinámica.....	64
Figura 3-20. Los procesos de restauración se producen en un material recristalizado dinámicamente si este mantiene la temperatura después de que la deformación se ha detenido. Relación entre las diferentes etapas de reblandecimiento y los principales procesos de restauración.	67
Figura 4-1. Proceso para la obtención de las preformas para conformado en frío.....	73
Figura 4-2. Montadora Struers, modelo LaboPress-1.....	75
Figura 4-3. Microscopio óptico Zeiss, modelo AXIOVERT 200 MAT.	75
Figura 4-4. Microscopio electrónico de barrido Joel, modelo JSM-6510LV.	76
Figura 4-5. Microdurómetro Shimadzu, modelo HMV-2.....	76
Figura 4-6. Obtención de probetas de tensión de las preformas para conformado en frío.....	77
Figura 4-7. Máquina universal electromecánica Shimadzu, modelo AG-X.	77

Figura 4-8. Proceso de conformado en frío para fabricación de prototipos.....	79
Figura 4-9. Muestras con diferentes tratamientos de solubilizado (S1-S6 para el Inconel 718 y S1 ₀ -S6 ₀ para el Inconel 617) y condición de deformación en frío (SS para el Inconel 718 y SS ₀ para el Inconel 617) para las piezas R y L3.....	80
Figura 4-10. Tratamiento de solubilizado para las piezas R y L3 de Inconel 718.	81
Figura 4-11. Analizador térmico diferencial marca Linseis, modelo STA PT 1600.	81
Figura 4-12. Ensayos de tensión de las piezas de Inconel 718 laminadas en frío.....	83
Figura 4-13. Tratamiento de solubilizado para las piezas R y L3 de Inconel 617.	84
Figura 4-14. Ensayos de tensión de las piezas de Inconel 617 laminadas en frío.....	85
Figura 4-15. Grietas en la aleación Nimonic C263 al ser repulsadas en frío.	86
Figura 4-16. Ensayos de tensión realizados a la preforma de Nimonic C263 posterior al segundo solubilizado.	87
Figura 4-17. Diseño de experimento para la obtención de la preforma óptima para el conformado en frío de la aleación Nimonic C263.....	89
Figura 4-18. Distribución de las probetas de tensión y compresión del Nimonic C263 en condición de recibido. Dimensiones de las probetas de compresión. .	91
Figura 4-19. Zona de análisis de microscopía óptica y microdureza.	93
Figura 4-20. Diseño de los ensayos de compresión y tratamiento térmico.....	94
Figura 4-21. Ensayo de compresión. (a) Horno de resistencias, (b) Termopar tipo K, (c) Probeta de compresión y (d) Fibra de vidrio.....	95
Figura 4-22. Secuencia de ensayo de compresión. (a) Condición inicial, (b) Se aplica carga a la probeta calentada a temperatura de deformación, (c) Se retira la carga y (d) Se enfría en agua.....	96
Figura 5-1. Evolución del tamaño de grano de la pieza de Inconel 718 repulsada (R) a temperatura ambiente y solubilizada a diferentes condiciones.	99

Figura 5-2. Evolución del tamaño de grano de la pieza de Inconel 718 laminada cónicamente (L3) a temperatura ambiente y solubilizada a diferentes condiciones.....	100
Figura 5-3. Comportamiento microestructural del Inconel 718 bajo diferentes condiciones termo-mecánicas: a) Forja (posterior al solubilizado), b) Laminación en frío y c) solubilizado S4 (posterior a laminación en frío).....	101
Figura 5-4. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra en condición de forja y solubilizada.....	101
Figura 5-5. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R sin tratamiento térmico.....	102
Figura 5-6. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S1.....	102
Figura 5-7. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S2.....	103
Figura 5-8. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S3.....	103
Figura 5-9. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S4.....	104
Figura 5-10. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S5.....	104
Figura 5-11. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S6.....	105
Figura 5-12. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 sin tratamiento térmico.....	105
Figura 5-13. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado.....	106
Figura 5-14. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S2.....	106
Figura 5-15. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S3.....	107

Figura 5-16. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S4.	107
Figura 5-17. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S5.	108
Figura 5-18. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S6.	108
Figura 5-19. Análisis microestructural en la superficie transversal de las muestras de Inconel 718 bajo diferentes condiciones: a) Repulsado (R) y b) Laminado cónico (L3).....	110
Figura 5-20. Análisis semicuantitativo y cualitativo mediante EDS de la muestra R de Inconel 718 bajo el tratamiento de solubilizado S6.....	111
Figura 5-21. Efecto de la temperatura de solubilizado en la precipitación del Inconel 718. Análisis de SEM mediante la técnica de electrones secundarios. Imagen a 800X.....	112
Figura 5-22. Fase δ en la aleación Inconel 718. • Fase δ proveniente de la forja en caliente. • Fase δ generada en el solubilizado posterior a la laminación en frío.....	112
Figura 5-23. Efecto de la deformación en frío y temperatura de solubilizado en la precipitación de la fase δ en el Inconel 718. Micrografías a 500X.	113
Figura 5-24. Cambio en la morfología de la fase δ en la pieza R con solubilizado S6. Análisis de SEM mediante la técnica de electrones secundarios. Imagen a 3500X.....	114
Figura 5-25. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R solubilizada (S4) y envejecida (E-718).	115
Figura 5-26. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L1 solubilizada (S4) y envejecida (E-718).....	115
Figura 5-27. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L2 solubilizada (S4) y envejecida (E-718).....	116
Figura 5-28. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 solubilizada (S4) y envejecida (E-718).....	116

Figura 5-29. Análisis microestructural en la superficie transversal de las muestras de Inconel 718 laminadas en frío, solubilizadas (S4) y envejecidas (E-718).....	117
Figura 5-30. Dureza (HV) obtenida en el Inconel 718 en las muestras en condición de forja y laminación en frío (R y L3) bajo diferentes condiciones de solubilizado.	119
Figura 5-31. RTT-Esfuerzo máximo de las muestras de Inconel 718.	121
Figura 5-32. RTT-Esfuerzo de cedencia de las muestras de Inconel 718.....	121
Figura 5-33. RTT-Porcentaje de elongación de las muestras de Inconel 718..	122
Figura 5-34. Porcentaje de reducción de área de las muestras de Inconel 718.	122
Figura 5-35. ETT-Esfuerzo máximo de las muestras de Inconel 718 laminadas en frío en condición de envejecido (Tratamiento térmico: S4+E-718).....	124
Figura 5-36. ETT-Esfuerzo de cedencia de las muestras de Inconel 718 laminadas en frío en condición de envejecido (Tratamiento térmico: S4+E-718).....	124
Figura 5-37. ETT-Porcentaje de elongación de las muestras de Inconel 718 laminadas en frío en condición de envejecido (Tratamiento térmico: S4+E-718).....	125
Figura 5-38. ETT-Porcentaje de elongación de las muestras de Inconel 718 laminadas en frío en condición de envejecido (Tratamiento térmico: S4+E-718).....	125
Figura 5-39. Dureza (HV) obtenida en las muestras laminadas en frío con y sin tratamiento térmicamente.	126
Figura 5-40. Evolución del tamaño de grano en la superficie transversal de la pieza de Inconel 617 repulsada (R) a temperatura ambiente y solubilizada a diferentes condiciones.	127
Figura 5-41. Evolución del tamaño de grano de la superficie longitudinal de la pieza de Inconel 617 laminada cónicamente (L3) a temperatura ambiente y solubilizada a diferentes condiciones.....	128

Figura 5-42. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra en condición de forja y solubilizada.	129
Figura 5-43. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R sin tratamiento térmico.	129
Figura 5-44. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S1 ₀	130
Figura 5-45. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S2 ₀	130
Figura 5-46. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S3 ₀	131
Figura 5-47. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S4 ₀	131
Figura 5-48. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S5 ₀	132
Figura 5-49. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra R con solubilizado S6 ₀	132
Figura 5-50. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 sin tratamiento térmico.	133
Figura 5-51. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S1 ₀	133
Figura 5-52. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S2 ₀	134
Figura 5-53. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S3 ₀	134
Figura 5-54. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S4 ₀	135
Figura 5-55. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S5 ₀	135
Figura 5-56. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L3 con solubilizado S6 ₀	136

Figura 5-57. Análisis microestructural en la superficie transversal de las muestras de Inconel 617 bajo diferentes condiciones: a) Repulsado (R) y b) Laminado cónico (L3).....	137
Figura 5-58. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L1 con solubilizado S6 ₀	138
Figura 5-59. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie transversal de la muestra L2 con solubilizado S6 ₀	138
Figura 5-60. Análisis microestructural en la superficie transversal de las muestras de Inconel 617 laminadas en frío en condición de solubilizado (S6 ₀).....	139
Figura 5-61. Análisis semicuantitativo y cualitativo mediante EDS de la muestra L3 de Inconel 617 bajo el tratamiento de solubilizado S6 ₀	140
Figura 5-62. Efecto de la temperatura de solubilizado en la precipitación de carburos de Cr en el Inconel 617 laminado en frío. Análisis de SEM mediante la técnica de electrones secundarios. Imagen a 200X.....	141
Figura 5-63. Dureza (HV) obtenida en el Inconel 617 en las muestras en condición de forja y laminación en frío (R y L3) bajo diferentes condiciones de solubilizado.	143
Figura 5-64. Dureza (HV) obtenida en las muestras laminadas en frío con y sin tratamiento térmico.	144
Figura 5-65. RTT-Esfuerzo máximo de las muestras de Inconel 617.	146
Figura 5-66. RTT-Esfuerzo de cedencia de las muestras de Inconel 617.....	146
Figura 5-67. RTT- Porcentaje de elongación de las muestras de Inconel 617..	147
Figura 5-68. ETT. Esfuerzo máximo de las muestras de Inconel 617 laminadas en frío en condición de solubilizado (S6 ₀).	149
Figura 5-69. ETT. Esfuerzo de cedencia de las muestras de Inconel 617 laminadas en frío en condición de solubilizado (S6 ₀).	149
Figura 5-70. Porcentaje de elongación de las muestras de Inconel 617 laminadas en frío en condición de solubilizado (S6 ₀).	150
Figura 5-71. Fractura del Nimonic C263 durante la laminación en frío (repulsado).....	151

Figura 5-72. Efecto microestructural del Nimonic C263 (preforma para laminación en frío) bajo diferentes condiciones de solubilizado.....	152
Figura 5-73. Análisis semicuantitativo y cualitativo mediante EDS del Nimonic C263 en condición de forja + TS1	153
Figura 5-74. RTT-Esfuerzo máximo del Nimonic C263 en condición de forja..	155
Figura 5-75. RTT-Esfuerzo de cedencia del Nimonic C263 en condición de forja.....	155
Figura 5-76. RTT-Porcentaje de elongación del Nimonic C263 en condición de forja.....	155
Figura 5-77. Dureza (HV) obtenida en las muestras de Nimonic C263 en condición de forja (preforma para laminación en frío) bajo diferentes tiempos de tratamiento de solubilizado.	156
Figura 5-78. Flujo de deformación y tamaño de grano del cilindro de Nimonic C263 comprimido a 1000°C. Las zonas más oscuras del macro ataque (indicadas con flechas negras) muestran un flujo de deformación heterogéneo.....	158
Figura 5-79. Flujo de deformación y tamaño de grano del cilindro de Nimonic C263 comprimido a 1100°C. Las zonas más oscuras del macro ataque (indicadas con flechas negras) muestran un flujo de deformación heterogéneo.....	159
Figura 5-80. Flujo de deformación y tamaño de grano del cilindro de Nimonic C263 comprimido a 1150°C.....	160
Figura 5-81. Comportamiento microestructural del Nimonic C263 durante la compresión en caliente a diferentes temperaturas.	161
Figura 5-82. Microestructura del Nimonic C263 en condición de recibido. Micrografías a 100X (imágenes inferiores) y 500X (imagen superior).	162
Figura 5-83. Presencia de colonias de carburos tipo MC en el Nimonic C263 a diferentes condiciones termo-mecánicas. Análisis de SEM mediante la técnica de electrones retrodispersados. Análisis semicuantitativo y cualitativo mediante EDS.....	162

Figura 5-84. Efecto de la precipitación de los carburos tipo MC en el Nimonic C263 bajo diferentes condiciones de trabajo mecánico.	163
Figura 5-85. Análisis microestructural en la superficie transversal de las muestras de Nimonic C263 bajo diferentes condiciones termo-mecánicas.	165
Figura 5-86. Dureza (HV) del Nimonic C-263 bajo distintas condiciones.....	166
Figura 5-87. Resultados de RTT del Nimonic C263 en condición de recibido.	169
Figura 5-88. Resultados de RTT del Nimonic C263 trabajado mecánicamente a 1000°C.....	169
Figura 5-89. Resultados de RTT del Nimonic C263 trabajado mecánicamente a 1100°C.....	170
Figura 5-90. Resultados de RTT del Nimonic C263 trabajado mecánicamente a 1150°C.....	170
Figura 5-91. Curvas de σ - ϵ de las muestras de Nimonic C263 comprimidas a 1000°C.....	171
Figura 5-92. Curvas de σ - ϵ de las muestras de Nimonic C263 comprimidas a 1100°C.....	171
Figura 5-93. Evaluación microestructural de los ensayos de compresión a 1000°C bajo diferentes velocidades de deformación de las muestras de Nimonic C263.	172
Figura 5-94. Evaluación microestructural de los ensayos de compresión a 1100°C bajo diferentes velocidades de deformación de las muestras de Nimonic C263.	173
Figura 5-95. Análisis microestructural en la superficie transversal de los ensayos de compresión de las muestras de Nimonic C263 bajo diferentes condiciones de deformación en caliente y tratamiento térmico.....	174
Figura 5-96. Diagrama representativo del efecto de la temperatura y velocidad de deformación en los ensayos de compresión del Nimonic C263.....	175
Figura 5-97. Presencia de carburos tipo MC, ricos en Ti, en la muestra comprimida a 1100°C en condición de envejecido del Nimonic C263. Análisis de EDS.....	177

Figura 5-98. Efecto de la precipitación de los carburos tipo MC en el Nimonic C263 deformado a 1100°C bajo diferentes condiciones de tratamiento térmico.	178
Figura 5-99. Sensibilidad a la velocidad de deformación, m, en caliente del Nimonic C263.	176
Figura 5-100. Dureza (HV) del Nimonic C263 deformado en caliente bajo distintas bajo distintas condiciones termo-mecánicas.	179
Figura A1. Análisis de DTA del Inconel 718.	231
Figura A2. Análisis de DTA del Inconel 617.	231
Figura A3. Análisis de DTA del Nimonic C263.	232
Figura B1. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R sin tratamiento térmico.	233
Figura B2. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R con solubilizado S1.	233
Figura B3. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R con solubilizado S2.	234
Figura B4. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R con solubilizado S3.	234
Figura B5. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R con solubilizado S4.	235
Figura B6. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R con solubilizado S5.	235
Figura B7. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R con solubilizado S6.	236
Figura B8. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 sin tratamiento térmico.	236
Figura B9. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 con solubilizado S1.	237
Figura B10. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 con solubilizado S2.	237

Figura B11. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 con solubilizado S3.	238
Figura B12. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 con solubilizado S4.	238
Figura B13. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 con solubilizado S5.	239
Figura B14. Inconel 718. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 con solubilizado S6.	239
Figura B15. Análisis microestructural en la superficie longitudinal de las muestras de Inconel 718 bajo diferentes condiciones: a) Repulsado (R) y b) Laminado cónico (L3).....	240
Figura B16. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R sin tratamiento térmico.	241
Figura B17. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R con solubilizado S2 ₀	241
Figura B18 Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra R con solubilizado S5 ₀	242
Figura B19. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 sin tratamiento térmico.	242
Figura B20. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 con solubilizado S2 ₀	243
Figura B21. Inconel 617. Evaluación microestructural de la superficie longitudinal de la muestra L3 con solubilizado S5 ₀	243
Figura B22. Análisis semicuantitativo y cualitativo mediante EDS del Inconel 617 de las muestras en condición de forja y laminación en frío (L3) bajo el solubilizado S2 ₀ y S4 ₀	244
Figura B23. Velocidad de enfriamiento del cilindro comprimido a 1100°C. No se consideró el calor adiabático.....	244
Figura B24. Exponente de endurecimiento por deformación, n, en frío en función del tratamiento de solubilizado de las muestras de Nimonic C263.	245

Figura B25. Sensibilidad a la velocidad de deformación, m, en frío del Nimonic C263 en condición de recibido.	245
Figura B26. Precipitación de los carburos tipo MC en el Nimonic C263 deformado a 1000°C a 10^{-1} s^{-1} en condición de solubilizado.	247
Figura B27. Precipitación de los carburos tipo MC en el Nimonic C263 deformado a 1000°C a 10^{-1} s^{-1} en condición de envejecido.	247

LISTA DE TABLAS

Tabla 2-1. Rol de los elementos aleados en las superaleaciones.	9
Tabla 2-2. Composición química nominal (% en peso) del Inconel 718.....	15
Tabla 2-3. Propiedades mecánicas del Inconel 718.	16
Tabla 2-4. Composición química nominal (% en peso) del Inconel 617.....	22
Tabla 2-5. Propiedades mecánicas del Inconel 617.	22
Tabla 2-6. Química nominal (% en peso) del Nimonic C263.....	28
Tabla 2-7. Propiedades mecánicas del Nimonic C263.....	29
Tabla 2-8. Composición química (% en peso) de las aleaciones utilizada en este estudio.	32
4-1. Parámetros y tratamientos térmicos de las forjas en caliente.....	74
Tabla 4-2. Piezas obtenidas mediante el proceso de repulsado y laminado cónico.....	79
Tabla 4-3. Caracterización de la preforma para laminación en frío de la aleación Nimonic C263 después de ser sometida a un segundo solubilizado.	87
Tabla 4-4. Parámetros de los ensayos de tensión y caracterización del Nimonic C263.	92
Tabla 4-5. Ensayos de compresión, tratamiento térmico y caracterización de la aleación Nimonic C263.	97
Tabla 5-1. Evaluación del tamaño de grano de las piezas R y L3 de Inconel 718 a diferentes solubilizados.....	109
Tabla 5-2. Dureza (HV) obtenida en las muestras de Inconel 718 sin tratamiento térmico y en condición de solubilizado para las piezas R, L3 y el material en condición de forja.....	118
Tabla 5-3. Ensayos de tensión a temperatura ambiente de las muestras de Inconel 718 sometidas a diferentes porcentajes de laminación en frío.....	120
Tabla 5-4. Ensayos de tensión a elevada temperatura de las muestras de Inconel 718 sometidas a diferentes porcentajes de laminación en frío.....	123
Tabla 5-5. Dureza (HV) obtenida en las muestras de Inconel 718 laminadas en frío en condición de envejecido.....	126

Tabla 5-6. Evaluación del tamaño de grano de las piezas R y L3 de Inconel 617 a diferentes solubilizados.....	136
Tabla 5-7. Dureza (HV) obtenida en las muestras de Inconel 617 sin tratamiento térmico y bajo distintos solubilizado para las piezas R, L3 y el material en condición de forja.....	142
Tabla 5-8. Dureza (HV) obtenida en las muestras de Inconel 617 laminadas en frío en condición de solubilizado (S6 ₀).....	143
Tabla 5-9. Ensayos de tensión a temperatura ambiente de las muestras de Inconel 617 sometidas a diferentes porcentajes de laminación en frío.....	145
Tabla 5-10. Ensayos de tensión a elevada temperatura de las muestras de Inconel 617 sometidas a diferentes porcentajes de laminación en frío.....	148
Tabla 5-11. Ensayos de tensión a temperatura ambiente de las muestras de Nimonic C263 en condición de forja bajo diferentes solubilizados.....	154
Tabla 5-12. Dureza (HV) obtenida en las muestras de Nimonic C263 en condición de forja bajo diferentes condiciones de solubilizado.....	156
Tabla 5-13. Evaluación del tamaño de grano del Inconel C263 bajo distintas condiciones.....	164
Tabla 5-14. Dureza (HV) obtenida en las muestras de Nimonic C263 bajo diferentes condiciones termo-mecánicas.....	166
Tabla 5-15. Ensayos de tensión a temperatura ambiente de las muestras de Nimonic C263 bajo diferentes condiciones termo-mecánicas.....	168
Tabla 5-16. Esfuerzo máximo y sensibilidad a la velocidad de deformación, m, de las muestras de Nimonic C263 comprimidas en caliente bajo diferentes condiciones.....	176
Tabla 5-17. Dureza (HV) obtenida en las muestras de Nimonic C263 comprimidas en caliente bajo diferentes condiciones termo-mecánicas.....	179
Tabla B1. Evaluación del tamaño de grano de las muestras de Nimonic C263 comprimidas en caliente bajo distintas condiciones.....	246