



UNIVERSIDAD MICHOACANA
DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO



INSTITUTO DE INVESTIGACIÓN EN METALURGIA Y
MATERIALES

PROGRAMA DE MAESTRÍA EN METALURGIA Y CIENCIAS
DE LOS MATERIALES

**“EFECTO DEL TRATAMIENTO SUPERFICIAL POR MEDIO DE LSP EN EL
COMPORTAMIENTO MECÁNICO DE UNA SUPERALEACIÓN INCONEL 718”**

Tesis que para obtener el grado de Maestro en Metalurgia y Ciencias de los
Materiales presenta:

ING. VANIA MARISOL RODRÍGUEZ HERREJÓN

Director de tesis:

DR. ALBERTO RUIZ MARINES

Co-director:

DR. CARLOS RUBIO GONZÁLEZ

MORELIA MICH., NOVIEMBRE 2019

AGRADECIMIENTOS

Me gustaría expresar mi más sincero agradecimiento a mi asesor, Dr. Alberto Ruiz Marines y Co. asesor Dr. Carlos Rubio González por su guía continua, y lo más importante, paciencia durante todo el curso de la investigación. Desde el inicio hasta la culminación del proyecto, sus comentarios, motivación y apoyo fueron verdaderamente invaluable. Ha sido un honor para mí ser su estudiante y un placer trabajar bajo su supervisión. Adicionalmente agradezco a los miembros de mi comité tutorial Dr. Jorge Verduzco, Dr. Arnoldo Bedolla, Dr. Guillermo Carreón y especialmente al Dr. Víctor López. El tiempo que pasaron leyendo, sus consejos, discusiones y retroalimentación a mis ideas es muy apreciado. Gracias no sólo por ser honestos y críticos, sino también por asegurarse de que me esforzara en alcanzar la excelencia. Hay algunos miembros del Instituto a los que me gustaría agradecer también, a todos a aquellos que me proporcionaron buenos consejos y apoyo durante mis estudios de posgrado. Esto incluye a los técnicos, estudiantes y miembros del equipo de trabajo, quienes me ayudaron con varios aspectos de la investigación ya fuera aprendiendo a utilizar un nuevo equipo, recibiendo orientación sobre aspectos administrativos y financieros, o editando documentos y criticando presentaciones, gracias. A mi familia y amigos por su amabilidad, paciencia y guía especialmente cuando la investigación se tornaba un poco difícil, gracias por darme apoyo moral y asegurar mi bienestar fuera del ambiente académico. Me gustaría expresar mi más profunda gratitud a mis padres, especialmente a mi mamá a quien dedico esta tesis de maestría, por alentarme a estudiar un posgrado y empujarme hacia las fronteras de la ciencia. Finalmente pero no menos importante me gustaría agradecer a mis fuentes de financiamiento, mi estancia en el IIMM ha sido apoyada por CONACYT y CemieGeo bajo el proyecto P-18. Sin su fundación, la investigación detrás del presente trabajo no haría sido posible.

ÍNDICE GENERAL

ÍNDICE DE TABLAS Y FIGURAS.....	vi
GLOSARIO DE TÉRMINOS.....	x
RESUMEN.....	xii
ABSTRACT.....	xiii
CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN.....	1
1.1 Justificación.....	3
1.2 Objetivo general.....	3
1.3 Objetivos específicos.....	4
1.4 Hipótesis.....	4
CAPÍTULO 2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA.....	5
2.1 Aleaciones base níquel.....	5
2.1.1 Metalurgia física de las aleaciones base níquel.....	5
2.1.2 Microestructura.....	6
Matriz gama.....	6
Gamma prima.....	6
Gama doble prima.....	6
Carburos.....	8
2.2 Tratamiento térmico en aleaciones base níquel.....	9
2.2.1 Efecto del envejecido en las propiedades mecánicas y microestructurales.....	9
2.3 Mecánica de la fractura.....	11
2.3.1 Mecánica de la fractura elástica lineal.....	11
Modo de carga.....	11
Factor de intensidad de esfuerzos.....	12
Zona plástica alrededor de la punta de la grieta.....	15
2.3.2 Crecimiento de grieta por fatiga.....	17
2.3.3 Tenacidad a la fractura.....	19
2.4 Esfuerzos residuales y su efecto en la resistencia a la fatiga.....	21
2.4.1 Medición de esfuerzos residuales.....	21
2.4.2 Generación de esfuerzos residuales y resistencia a la fatiga.....	23
2.5 Laser Shock Peening.....	23
2.5.1 Generación de las ondas de choque y parámetros del proceso.....	24
2.5.2 Caracterización de los materiales tratados mediante LSP.....	25

2.6	Efecto del Laser Shock Peening en las propiedades de los materiales	26
2.6.1	Esfuerzos residuales	26
	Esfuerzos residuales y capa ablativa	26
	Esfuerzos residuales y medio confinante.....	27
	Esfuerzos residuales y diámetro del haz.....	27
	Esfuerzos residuales y densidad de potencia del láser	27
	Esfuerzos residuales y pulsos múltiples y traslape	28
	Esfuerzos residuales y duración del pulso.....	28
2.6.2	Rugosidad superficial	29
2.6.3	Microestructura.....	30
2.6.4	Propiedades mecánicas	30
2.7	Comportamiento a la fatiga en la aleación IN718.....	32
2.8	Deformación plástica (endurecimiento por deformación)	34
CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL		37
3.1	Material de prueba.....	37
3.2	Tratamiento térmico	38
3.3	Preparación de las muestras	38
3.4	Caracterización microestructural	39
	3.4.1 Microscopía óptica	39
	3.4.2 Microscopía electrónica de barrido	39
	3.4.3 Difracción de rayos-X	39
3.5	Caracterización mecánica.....	40
	3.5.1 Ensayos de microdureza	40
3.6	Selección de las condiciones de estudio	40
3.7	Maquinado y preparación de las probetas.....	40
	3.7.1 Probetas de tensión	40
	3.7.2 Especímenes compactos	40
	3.7.3 Probetas para medición de esfuerzos residuales.....	40
	3.7.4 Preparación de las probetas	41
3.8	Tratamiento superficial con láser	41
3.9	Caracterización mecánica y microestructural de los efectos inducidos por el LSP	42
	3.9.1 Medición de esfuerzos residuales.....	42
	3.9.2 Ensayos de microdureza	43
	3.9.3 Microscopía electrónica de barrido	44

3.10	Ensayos de tensión	44
3.11	Ensayos de crecimiento de grieta por fatiga	45
3.12	Ensayos de tenacidad a la fractura	46
CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN		47
4.1	Caracterización microestructural	47
4.1.1	Microscopía óptica	47
	Tamaño de grano	47
4.1.2	Microscopía electrónica de barrido	48
4.1.3	Difracción de rayos-X	54
4.2	Caracterización mecánica.....	56
4.2.1	Ensayos de microdureza	56
4.2.2	Ensayos de tensión	57
	Modelo de Ramberg Osgood para la curva esfuerzo-deformación	61
	Fractografías obtenidas de los ensayos de tensión	65
4.3	Caracterización Microestructural y mecánica de los efectos inducidos por el LSP	68
4.3.1	Microscopía electrónica de barrido	68
4.3.2	Difracción de rayos-X	72
4.3.3	Esfuerzos residuales	74
4.3.4	Ensayos de microdureza	78
4.4	Crecimiento de grieta por fatiga.....	79
4.4.1	Plasticidad en la punta de la grieta	82
4.4.2	Fractografías obtenidas de los ensayos de crecimiento de grieta	84
4.5	Tenacidad a la fractura	93
CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES		96
RECOMENDACIONES Y TRABAJO FUTURO.....		97
REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....		98
ANEXOS.....		103

ÍNDICE DE TABLAS Y FIGURAS

Tabla 3.1 Composición química IN718, %.....	37
Tabla 3.2 Constantes físicas y propiedades mecánicas de la aleación IN718.....	37
Tabla 4.1 Propiedades mecánicas obtenidas resultado de los ensayos de tensión.....	60
Tabla 4.2 Constante n y K para las diferentes etapas de endurecimiento.....	63
Tabla 4.3 Comparación en la composición química elemental mediante análisis EDS en diferentes áreas de la superficie de la muestra presentada en la Figura 4.20.....	70
Tabla 4.4 Comparación de los coeficientes de Paris en función del tiempo de envejecido en especímenes tratados térmicamente y mediante LSP.....	80
Tabla 4.5 Tasa de crecimiento de grieta en especímenes tratados térmicamente y mediante LSP..	90
Tabla 4.6 Tenacidad a la fractura (K_{IC}) obtenida a partir de las curvas carga-desplazamiento en especímenes tratados térmicamente y mediante LSP.....	94
Figura 2.1 Estructuras cristalinas a) tipo $L1_2$ y b) tipo DO_{22} [19].....	7
Figura 2.2 Diagrama tiempo temperatura precipitación para la aleación INCONEL 718 [25]. ..	10
Figura 2.3 Modos de desplazamiento de superficies de fractura en un cuerpo agrietado [31]. ...	12
Figura 2.4 Campo de esfuerzos alrededor de la punta de la grieta en un material dúctil [2].	13
Figura 2.5 Configuración de espécimen compacto [31].....	14
Figura 2.6 Tamaño de la zona plástica en la punta de la grieta [2].	17
Figura 2.7 Tasa de crecimiento de grieta por fatiga en función de la amplitud del factor de intensidad de esfuerzos [30].	18
Figura 2.8 Efecto del espesor del espécimen en la tenacidad a la fractura [2].....	20
Figura 2.9 Geometría típica de una roseta de tres elementos [38].	23
Figura 2.10 Arreglo de la pieza de trabajo durante el LSP en una geometría confinada [47]. ...	25
Figura 2.11 Imagen representativa del acabado superficial producto del LSP a) y b) con capa absorbente, c) y d) sin capa absorbente [15].	29
Figura 2.12 Dureza en función de la profundidad [16].	31
Figura 2.13 Tasa de crecimiento de grieta por fatiga con y sin LSP bajo diferentes densidades de pulso [50].....	32
Figura 2.14 Tasa de crecimiento de grieta por fatiga antes y después del LSP [52].....	33

Figura 2.15 Comparación de la tasa de crecimiento de grieta por fatiga en una microestructura con tamaño de grano a) grande y b) fino [55].	34
Figura 2.16 Curva esfuerzo-deformación donde se distingue la región elástica y plástica.....	36
Figura 3.1 Rampas de temperatura para realizar los tratamientos térmicos.....	38
Figura 3.2 Diagrama representativo del proceso de LSP.	41
Figura 3.3 Procedimiento para pegado de las galgas [66].....	43
Figura 3.4 Diagrama representativo para la medición de perfiles de microdureza, cotas en mm.	44
Figura 3.5 Arreglo del montaje del espécimen compacto.	45
Figura 4.1 Evolución del tamaño de grano durante los diferentes tiempos de envejecido.	47
Figura 4.2 Microestructura de la aleación IN718 para los diferentes tiempos de envejecido.....	49
Figura 4.3 Evolución microestructural de la aleación IN718 conforme el tiempo de envejecido.	51
Figura 4.4 Morfología y tamaño de las diferentes fases presentes en la aleación IN718 en función del tiempo de envejecido.	53
Figura 4.5 Mapeo elemental de partículas encontradas en muestra envejecida durante 100 h. ...	54
Figura 4.6 Patrones de difracción correspondientes a los diferentes tiempos de envejecido.....	55
Figura 4.7 Detalle de los picos de difracción más representativos para los tiempos de envejecido de 0.5, 4 y 100 h.	56
Figura 4.8 Microdureza Vickers promedio para muestra AR y SOL y probetas con las diferentes condiciones de envejecido.	57
Figura 4.9 Curvas esfuerzo-deformación para las condiciones tal como se recibió y envejecidas a diferentes tiempos.	58
Figura 4.10 Efecto del tratamiento térmico de envejecido en la aleación IN718 (a) esfuerzo último y (b) esfuerzo de fluencia.	59
Figura 4.11 Relación entre las mediciones de microdureza Vickers, UTS y esfuerzo de fluencia ($\sigma_{y0.2\%}$).....	60
Figura 4.12 Curvas esfuerzo-deformación real para la aleación IN718.....	61
Figura 4.13 Gráficos esfuerzo-deformación que ilustran los rangos empleados para la linearización en varias etapas.	62
Figura 4.14 Ajuste de las curvas esfuerzo-deformación mediante el modelo de Ramberg Osgood para las condiciones (a) AR, (b) SOL, (c) 0.5, (d) 4 y (e) 100 h.	64

Figura 4.15 Tasa de endurecimiento por deformación para condición tal como se recibió y para los diferentes tiempos de envejecido.	65
Figura 4.16 Superficies de fractura obtenidas de los ensayos de tensión.	66
Figura 4.17 Mapeo de concentración elemental de partículas encontradas en la superficie de fractura para la condición 4 h.	67
Figura 4.18 Espectro y composición química mediante análisis puntual EDS de precipitados encontradas en la superficie de fractura de la Figura 4.16: (a) partícula 1 y (b) partícula 2.	68
Figura 4.19 Micrograffas a diferentes magnificaciones de la superficie resolidificada posterior a la implementación del LSP en la condición 4 h.	69
Figura 4.20 Mapeo de concentración elemental de la superficie resolidificada posterior a la implementación del LSP en la condición de envejecido 4 h.	70
Figura 4.21 Sección transversal de la capa resolidificada para la condición solubilizada.	71
Figura 4.22 Mapeo de concentración elemental en la sección transversal de la capa resolidificada posterior a la implementación del LSP en la condición solubilizada.	72
Figura 4.23 Patrones de difracción de rayos-X en las muestras tratadas mediante LSP.	73
Figura 4.24 Comparación a detalle de los picos característicos en la condición AR y tratadas mediante LSP.	74
Figura 4.25 Esfuerzos residuales en muestras tratadas térmicamente en condición tal como se recibió y para los diferentes tiempos de envejecido.	75
Figura 4.26 Esfuerzos residuales en muestras tratadas con LSP en condición tal como se recibió y para los diferentes tiempos de envejecido.	77
Figura 4.27 Perfil de microdureza promedio en la sección transversal de los especímenes tratados térmicamente y mediante LSP.	78
Figura 4.28 Tasa de crecimiento de grieta en especímenes (a) tratados térmicamente y (b) tratados térmicamente + LSP.	79
Figura 4.29 Variación del coeficiente de Paris, m , en función del tiempo de envejecido en especímenes tratados térmicamente y tratados térmicamente + LSP.	81
Figura 4.30 Rapidez de propagación en función de la longitud de grieta en especímenes (a) tratados térmicamente y (b) tratados térmicamente + LSP.	82
Figura 4.31 Zona plástica alrededor de la punta de la grieta para la condición de esfuerzo plano en probetas tratadas térmicamente.	83

Figura 4.32 Zona plástica alrededor de la punta de la grieta para la condición de deformación plana en probetas tratadas térmicamente.....	83
Figura 4.33 Etapas en la falla por fatiga mostrando zona de iniciación (I), zona de propagación (II) y zona de falla (III) en muestras tratadas térmicamente y mediante LSP.	85
Figura 4.34 Superficie de fractura en la zona de propagación de los especímenes tratados térmicamente.	86
Figura 4.35 Superficie de fractura en la zona de propagación de los especímenes tratados térmicamente y mediante LSP.....	88
Figura 4.36 Mapeo de concentración elemental de precipitado encontrado en la superficie de fractura para la condición 0.5 h.	89
Figura 4.37 Espectro y composición química mediante análisis puntual EDS de precipitado encontrado en la superficie de fractura de la Figura 4.33.....	90
Figura 4.38 Detalle a 15000 x de estrías por fatiga en la región central de la zona de propagación en especímenes tratados térmicamente.....	91
Figura 4.39 Detalle a 15000 x de estrías por fatiga en la región central de la zona de propagación en especímenes tratados térmicamente y mediante LSP.	92
Figura 4.40 Curvas carga desplazamiento para determinar la tenacidad a la fractura en especímenes (a) tratados térmicamente y (b) tratados térmicamente y mediante LSP.....	94
Figura 4.41 Comparativa entre la microdureza y la tenacidad a la fractura obtenida en especímenes tratados térmicamente y mediante LSP.	95
Figura A.1 Patrones de difracción con incidencia rasante de rayos-X en muestras tratadas mediante LSP.....	106

GLOSARIO DE TÉRMINOS

AR	Tal como se recibió (condición del material)
ASTM	American Society for Testing and Materials
BCT	Tetragonal Centrada en el Cuerpo
CT	Especímenes Compactos
EDS	Energy Dispersive X-ray Spectroscopy
FCC	Cúbica Centrada en las Caras
HV	Dureza Vickers
IN718	INCONEL 718
LEFM	Linear Elastic Fracture Mechanics
LSP	Laser Shock Peening
MEB	Microscopía Electrónica de Barrido
MET	Microscopía Electrónica de Transmisión
Nd: YAG	Neodymium-doped Yttrium Aluminium Garnet
SIF	Stress Intensity Factor
SOL	Solubilizado (condición del material)
SP	Shot Peening
TTP	Tiempo Temperatura Precipitado
UTS	Ultimate Tensile Stress

a	Longitud de grieta
a_i	Longitud inicial de la grieta
a_f	Longitud final de la grieta
B	Espesor de los especímenes compactos
C	Constante del material
da/dN	Tasa de crecimiento de grieta
K	Factor de intensidad de esfuerzos
$K_{m\acute{a}x}$	Factor de intensidad de esfuerzos máximo
$K_{m\acute{i}n}$	Factor de intensidad de esfuerzos mínimo
ΔK	Cambio en el factor de intensidad de esfuerzos
K_C	Tenacidad a la fractura
K_{IC}	Tenacidad a la fractura en modo de carga I
m	Constante del material
N_f	Número de ciclos a la falla
n	Coefficiente de endurecimiento

n_{RO}	Exponente de Ramberg-Osgood
P	Carga
R	Cantidad de trabajo necesario para propagación de la grieta
r	Radio de la zona plástica en la raíz de la grieta
r_y	Radio de la zona plástica en la raíz de la grieta, modo de carga I
T_m	Punto de fusión
W	Ancho de los especímenes compactos
ε_e	Deformación elástica
ε_p	Deformación plástica
ε_t	Deformación total
σ_{ij}	Estado de esfuerzos en la posición (r, θ)
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Esfuerzos principales
$\sigma_{\text{máx}}$	Esfuerzo máximo
$\sigma_{\text{mín}}$	Esfuerzo mínimo
$\sigma_{y0.2\%}$	Esfuerzo de fluencia
ν	Relación de Poisson

RESUMEN

Es bien sabido que el acabado superficial tiene una gran influencia en los componentes mecánicos que operan bajo cargas cíclicas. Se han empleado exitosamente técnicas avanzadas para la mejora de superficies como el shot peening (SP) y más recientemente el Laser Shock Peening (LSP) para mejorar la vida a la fatiga de componentes metálicos. Estas técnicas inducen esfuerzos residuales de compresión en las capas superficiales de los componentes para contrarrestar el daño potencial generado durante el servicio. En el presente trabajo se investigó el efecto del LSP en la microestructura y propiedades mecánicas de una aleación IN718 tratada térmicamente. Para lo anterior, se llevó a cabo un tratamiento térmico en muestras de IN718 mediante un solubilizado a 1050 °C por una hora seguido de un temple en agua a temperatura ambiente, posteriormente las muestras fueron envejecidas a una temperatura de 750 °C por diferentes tiempos de permanencia. La caracterización se realizó por medio de técnicas de difracción de rayos-X, MEB/EDS, microdureza Vickers y ensayos de tensión. También se evaluó el efecto del LSP mediante la medición de esfuerzos residuales de compresión por la técnica de hole drilling, MEB/EDS, microdureza Vickers, ensayos de crecimiento de grieta por fatiga y tenacidad a la fractura. Se encontró que para los tiempos de envejecido cortos los especímenes mostraron una mejora en las propiedades mecánicas debido a la precipitación de las fases γ' y γ'' ; mientras que para los tiempos de envejecido más prolongados se presentó una transformación de fase que dio lugar a una degradación de las propiedades mecánicas. También se observó que el LSP disminuye la tasa de crecimiento de grieta por fatiga e incrementa la tenacidad a la fractura en especímenes envejecidos por tiempos cortos, en comparación con los que no fueron tratados mediante LSP. Por otra parte se encontró que el LSP no mostró una mejora en el comportamiento a la fatiga y tenacidad a la fractura en especímenes expuestos a tiempos de envejecido prolongados. Estos resultados sugieren que la microestructura juega un papel muy importante en el control del comportamiento mecánico de la aleación, ya sea incrementando o disminuyendo la resistencia mecánica en función de la fracción volumétrica de las fases precipitadas.

Palabras clave: Superaleación, transformaciones de fase, esfuerzos residuales, crecimiento de grieta por fatiga, tenacidad a la fractura

ABSTRACT

It is well known that surface finish has a strong influence on components working under fatigue-loading conditions. Advanced mechanical surface enhancement techniques such as shot peening (SP) and more recently Laser Shock Peening (LSP) have been successfully used to improve fatigue life of metallic components. These techniques induce deep compressive residual stresses into the surface layers of components to counter potentially damage generated under service loading. In this work, the effect of LSP on microstructural and mechanical properties of aged IN718 specimens was investigated. For this, IN718 samples were solubilized at 1050 °C/1 h followed by water quenching and then the samples were thermally aged at 750 °C for different holding times. The characterization was made through the techniques of XRD, SEM/EDS, Vickers microhardness and tensile tests. A detailed analysis of the LSP effect by incremental hole drilling, SEM/EDS, Vickers microhardness, fatigue crack growth and fracture toughness is also evaluated and discussed. It was found that for short aging times specimens showed an improvement in the mechanical properties due to the intense precipitation of the γ' and γ'' strengthening phases; whereas for longer time of exposure a transformation phase occur leading to degradation in properties. It has been also observed that for short aging time conditions the LSP process decreases the fatigue crack growth and increases the fracture toughness compared to unpeened specimens. On the other hand, it was found that the LSP showed no overall improvement on the fatigue behavior and fracture toughness in specimens exposed to long aging times. These results suggest that the microstructure plays an important role in controlling the mechanical behavior of the alloy, either by increasing or decreasing the strength as function of the volume fraction of the phases.

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN

Los componentes mecánicos tienen numerosas aplicaciones en nuestro mundo alrededor, los cuales generalmente operan bajo condiciones críticas al estar expuestos a una interacción compleja entre carga, tiempo y ambiente (incluyendo temperatura y corrosión), siendo altamente susceptibles a las fallas mecánicas. Existen muchos modos de fallas mecánicas en todos los campos de la ingeniería, siendo la fractura uno de los tipos de daño estructural más comunes [1, 2].

A pesar de que el número de fallas mecánicas es mínimo en comparación con los casos en los que no ocurren, el costo en daños y pérdidas económicas producto de fallas es muy grande. Algunos estudios han demostrado que, anualmente, los costos económicos totales por fractura representan el 4 % del producto interno bruto (aproximadamente 119 billones de dólares) en la economía de países avanzados. Se ha estimado que estas pérdidas podrían reducirse a la mitad en los próximos años mediante la aplicación de la tecnología y el conocimiento que se tiene actualmente en temas relacionados con fractura, incluyendo el diseño por fatiga [3, 4].

La fractura en los componentes mecánicos ocurre principalmente debido al fenómeno de fatiga, diversos autores de libros y artículos han sugerido que entre el 50 y 90 % de todas las fallas mecánicas se deben a este fenómeno. Generalmente estas fallas ocurren de manera repentina e inesperada y pueden resultar en consecuencias irreversibles y catastróficas. En este sentido, la mitigación de la falla por fatiga en los componentes mecánicos es un aspecto crucial en el diseño mecánico, el cual hoy en día enfrenta un gran reto al tener que asegurar una buena combinación entre desempeño y economía, al mismo tiempo que garantice la durabilidad y seguridad de los componentes [1, 2].

Ha sido ampliamente documentado que la condición superficial de los componentes mecánicos tiene una gran influencia en la vida a la fatiga en general del componente, esto se debe a que la mayoría de las grietas suelen iniciar sobre la superficie en sitios donde existen concentradores de esfuerzo que sobrepasan el límite elástico del material [1, 5]. La resistencia a la iniciación y propagación de grietas se puede mejorar mediante la introducción de esfuerzos residuales de compresión en las capas superficiales de los componentes mecánicos, incrementando así su vida a la fatiga. Los esfuerzos residuales de compresión se pueden introducir en la superficie de los componentes mediante varias técnicas como shot peening (SP), low plasticity burnishing (LPB) y laser shock peening (LSP). Entre estas, el láser shock peening es una de las más efectivas y

ampliamente usadas para la generación de esfuerzos residuales de compresión en la superficie de componentes mecánicos; y ha sido propuesta como una tecnología alternativa competitiva a los tratamientos superficiales clásicos como SP (granallado) para mejorar la resistencia de los metales a la fatiga, corrosión y desgaste [6].

El LSP utiliza pulsos de alta energía (1-100+ J) y corta duración (en el orden de los ns) que inciden en la superficie del metal generando plasma de alta presión que produce ondas de choque las cuales se propagan dentro del material introduciendo un campo de esfuerzos residuales de compresión en las capas superficiales [7-9]. A pesar de que el LSP ha demostrado ser una técnica efectiva para mejorar la resistencia a la fatiga en diversas aleaciones, su efecto puede variar dependiendo del tipo de aleación, de esta manera es de gran importancia determinarlo en aleaciones que tienen un gran impacto en diversos sectores industriales. Tal es el caso de las superaleaciones base níquel, las cuales al presentar una combinación excepcional de resistencia a altas temperaturas, resistencia a la degradación bajo ambientes corrosivos, buena resistencia al creep, resistencia a la fractura, tenacidad y estabilidad metalúrgica, las convierte en el material perfecto para aplicaciones dentro de los sectores económicamente más importantes a nivel mundial como lo son la industria aeroespacial, de generación de energía, petroquímica y automotriz [10, 11].

De entre las superaleaciones, la aleación INCONEL 718 es una de las más ampliamente usadas a nivel mundial, especialmente en la fabricación de componentes críticos para turbinas debido a sus altas propiedades mecánicas y buena resistencia a la corrosión [12, 13]. Se han llevado a cabo investigaciones para determinar la influencia del LSP en propiedades mecánicas y microestructurales de aleaciones INCONEL 718 como: comportamiento al desgaste [14], caracterización superficial [15], vida a la fatiga, esfuerzos residuales y microestructura [16], conductividad y trabajado en frío [17]; sin embargo no hay trabajos previos que hayan reportado una comparación del efecto del LSP en la microestructura y propiedades mecánicas (crecimiento de grieta por fatiga y tenacidad a la fractura) en una aleación INCONEL 718 bajo diferentes condiciones de tratamiento térmico.

1.1 Justificación

Con la demanda cada vez mayor en la industria para mejorar los costos de operación, mejorar el rendimiento y garantizar la seguridad de los componentes mecánicos, se ha ejercido una presión significativa sobre los sistemas de fabricación y las tecnologías de procesamiento superficial de materiales. El empleo de técnicas como el LSP ha ido incrementando en los últimos años debido a que ha demostrado ser una técnica efectiva para mejorar la resistencia al crecimiento de grietas por fatiga cercanas a la superficie, al aprovechar los esfuerzos residuales de compresión generados en la superficie del componente tratado.

El comportamiento a la fatiga puede variar dependiendo del tipo de material, tratamiento térmico, condiciones de operación, etc. Hoy en día existe un gran número de investigaciones que se han dedicado a evaluar el efecto de los tratamientos térmicos así como del LSP en las propiedades mecánicas y microestructurales de diversas aleaciones, sin embargo es necesario caracterizar su efecto en aquellas aleaciones que tienen un impacto significativo en los sectores industriales más importantes, como lo es la aleación INCONEL 718 la cual es una de las superaleaciones más ampliamente utilizadas a nivel mundial en aplicaciones donde se requiere un alto rendimiento y operación bajo condiciones críticas. Se han estudiado por separado algunos de los efectos que generan tanto el tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación como el LSP en la aleación INCONEL 718; sin embargo, esta aleación en específico presenta una evolución microestructural dinámica durante el servicio y no hay trabajos previos que reporten el efecto de emplear el LSP en el crecimiento de grieta por fatiga y en la tenacidad a la fractura en microestructuras de la aleación IN718 que presentan un cambio gradual en su microestructura por efecto de un envejecimiento térmico. La implementación exitosa de esta técnica implicaría una reducción asociado a los costos de mantenimiento y reemplazo de los componentes, así mismo haría más fácil la detección oportuna de grietas evitando fallas catastróficas que impliquen enormes pérdidas económicas y de vidas humanas.

1.2 Objetivo general

Determinar el efecto del LSP en la microestructura y propiedades mecánicas en muestras de una superaleación INCONEL 718 sometidas previamente a diversas condiciones de tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación, mediante la comparación de resultados obtenidos en probetas tratadas con y sin LSP.

1.3 Objetivos específicos

- Precipitar diferentes porcentajes de alguna de las fases (γ' , γ'' y δ) mediante la implementación de una serie de tratamientos térmicos de endurecimiento por precipitación en muestras de una aleación INCONEL 718.
- Caracterizar la precipitación de las fases mediante microscopía óptica, microscopía electrónica de barrido y difracción de rayos-X.
- Analizar el efecto de la precipitación de las fases en las propiedades mecánicas de la aleación mediante ensayos mecánicos de microdureza, tensión, crecimiento de grieta por fatiga y tenacidad a la fractura.
- Relacionar el efecto de las diferentes microestructuras obtenidas mediante el tratamiento térmico en las propiedades mecánicas de la aleación.
- Implementar el LSP en probetas sometidas a diversas condiciones de tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación.
- Evaluar los efectos inducidos por el LSP mediante difracción de rayos-X, ensayos de microdureza y distribución de esfuerzos residuales.
- Caracterizar el efecto del LSP en la microestructura y morfología superficial de las probetas tratadas.
- Determinar el efecto del LSP en el crecimiento de grieta por fatiga y tenacidad a la fractura en probetas tratadas térmicamente.

1.4 Hipótesis

La superaleación INCONEL 718 es ampliamente utilizada en la fabricación de componentes mecánicos críticos que se encuentran sujetos a altos niveles de esfuerzo, fatiga y corrosión. El proceso del LSP genera esfuerzos residuales de compresión en la superficie de los materiales retardando la iniciación y propagación de grietas; por lo tanto, su implementación en diferentes microestructuras de una aleación INCONEL 718 obtenidas mediante un tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación influirá en el comportamiento mecánico, incrementando la resistencia mecánica la aleación y haciéndola menos susceptible a la falla.

CAPÍTULO 2. REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA

2.1 Aleaciones base níquel

Las superaleaciones son un grupo de materiales base níquel y hierro-níquel diseñadas para fabricar componentes que generalmente operan en ambientes hostiles bajo condiciones críticas en las industrias de generación de energía, petroquímica y aeroespacial. La característica más notable de estas aleaciones es su uso en aplicaciones a temperaturas de más del 80 % de su punto de fusión ($0.85 T_m$), un valor muy por encima respecto a otro tipo de aleaciones [10, 18].

Las superaleaciones son materiales metálicos que presentan una combinación excepcional de resistencia a altas temperaturas, buena resistencia al creep, resistencia a la fractura, tenacidad, resistencia a la degradación bajo ambientes corrosivos y estabilidad metalúrgica. Hoy en día estas aleaciones son ampliamente utilizadas en turbinas de aeronaves y de generación de energía, motores de cohetes y otros ambientes desafiantes, incluyendo la energía nuclear y plantas químicas como recipientes a presión, tuberías, etc. Su buena combinación entre resistencia, tenacidad, así como un comportamiento inusual a la cedencia, hace de las superaleaciones el material perfecto cuando se desea tener un alto rendimiento en aplicaciones a altas temperaturas. Sin embargo, se deben evaluar muchas consideraciones técnicas tales como formabilidad, resistencia al creep, resistencia a la fatiga y estabilidad superficial a la hora de seleccionar una superaleación para cualquier aplicación; pues desafortunadamente, las variables respecto a composición y microestructura que benefician alguna de las propiedades mencionadas anteriormente, puede resultar indeseable para su desempeño en otra área [10, 11].

2.1.1 Metalurgia física de las aleaciones base níquel

Las aleaciones base níquel se encuentran entre los materiales más complejos creados por el hombre debido a que generalmente llegan a contar con de más de 10 elementos de aleación [19]. Estos elementos pueden agruparse en tres categorías principales:

- (i) Níquel, hierro, cromo, rutenio, molibdeno, renio y tungsteno. Con radio atómico similar al del níquel, su función es distribuirse en la matriz austenítica y estabilizarla.
- (ii) Aluminio, titanio, niobio y tantalio. Tienen un radio atómico más grande y promueven la formación de fases ordenadas.

- (iii) Boro, carbono y zirconio. Tienden a segregar a los límites de grano de la fase γ debido a su tamaño atómico, el cual es muy diferente al del níquel. Estos elementos pueden promover la formación de carburos. El cromo, molibdeno, tungsteno, niobio, tantalio y titanio son particularmente fuertes formadores de carburos; cromo y molibdeno promueven la formación de boruros.

2.1.2 Microestructura

Matriz gama

Matriz austenítica base níquel que presenta una estructura cristalina FCC en la cual reside una amplia variedad de segundas fases. Contiene una concentración significativa de elementos en solución sólida como hierro, cobalto, cromo, molibdeno, rutenio, tungsteno y renio [18, 19].

Gamma prima

Es un compuesto intermetálico de composición nominal $[\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})]$, el cual precipita coherentemente con la matriz austenítica γ , es estable en un amplio rango de composiciones y precipita en forma de partículas esféricas. Para comprender totalmente el rol vital de γ' , es necesario considerar la estructura y propiedades de esta fase con mayor detalle. Gama prima es una superred que presenta una estructura cristalina cúbica primitiva del tipo Ll_2 , Figura 2.1 (a). Las propiedades de las superaleaciones base níquel dependen en gran medida de la coherencia entre la interfase γ/γ' , la cual es favorecida mediante valores pequeños de distorsión de la red (δ). El parámetro de red de la fase γ presenta una gran sensibilidad a la adición de soluto. De esta manera, la distorsión de la red (Δ) depende de dos factores: (i) la partición del soluto (i) entre γ/γ' y (ii) la influencia de (i) en los parámetros de red. El crecimiento de los precipitados γ' produce una pérdida en la coherencia y un incremento en la magnitud de la distorsión Δ . Esta fase confiere resistencia a altas temperaturas y resistencia al creep [18, 19].

Gama doble prima

En las superaleaciones base hierro níquel como la IN718, la cual contiene cierto porcentaje de niobio, la principal fase endurecedora no es γ' sino γ'' , un compuesto ordenado tetragonal centrado en el cuerpo (BCT) que presenta una estructura cristalina D0_{22} y una composición Ni_3Nb .

En la Figura 2.1 (b) se muestra la celda unitaria de este compuesto, donde podemos observar que el arreglo de los átomos es similar al de la estructura $L1_2$ de la fase γ' , de hecho, el parámetro de red a es muy aproximado al que presenta la fase γ' sin embargo el parámetro c es prácticamente el doble. La fase γ'' presenta una morfología en forma de disco, con un espesor de aproximadamente 10 nm y diámetro de 50 nm. Generalmente los precipitados son coherentes, sin embargo generan un cierto grado de deformación respecto a la red de la matriz. Las excelentes propiedades del IN718 a altas temperaturas se deben a las deformaciones coherentes respecto a la red original y al número limitado de sistemas de deslizamiento que operan en la fase γ'' . Esta fase proporciona una alta resistencia a temperaturas bajas y medias, pero es inestable a temperaturas por encima de 650 °C [19].

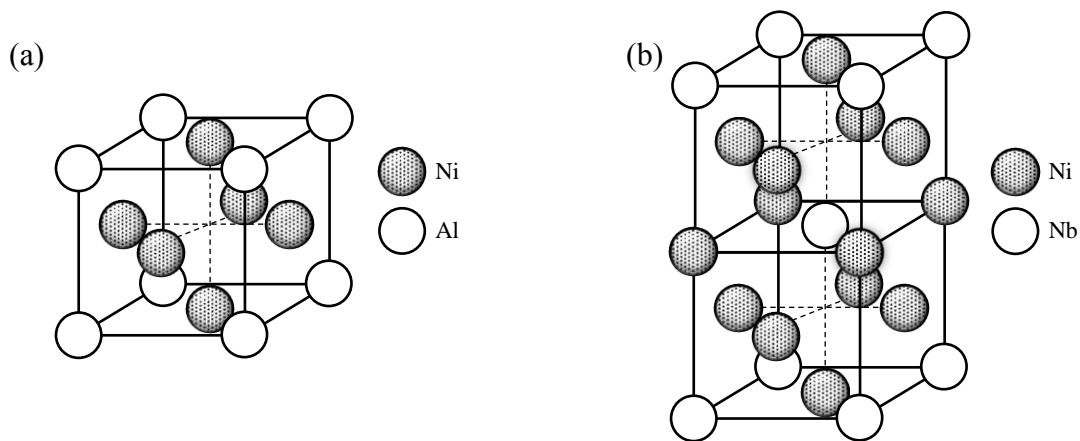


Figura 2.1 Estructuras cristalinas a) tipo $L1_2$ y b) tipo $D0_{22}$ [19].

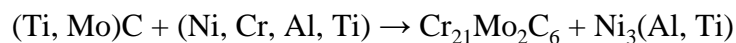
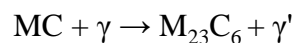
Las aleaciones base hierro-níquel que son endurecidas por γ'' son susceptibles a la formación de la fase ortorrómbica δ en condiciones de sobreenviejado. Esta fase es invariablemente incoherente con la matriz γ , y por lo tanto no confiere resistencia a la aleación. Se forma en el rango de temperatura de los 650 a los 900 °C, pero las características de su formación dependen en gran medida de la temperatura. Por debajo de los 750 °C, la nucleación de la fase δ se puede observar en los límites de grano y su crecimiento ocurre a expensas de la fase γ'' . En el rango de los 700 a 885 °C la formación de la fase δ es acompañada por el crecimiento rápido de la fase γ'' , la cual se vuelve inestable más allá de la temperatura de solvus a 885 °C. A temperaturas entre 840 y 950 °C, las placas de fase δ se forman rápidamente en periodos de tiempo de menos de 24 h. La temperatura de solvus de la fase δ es aproximadamente 1000 °C.

La distribución de la fase δ durante el proceso de forja puede utilizarse para controlar y refinar el tamaño de grano ayudando a optimizar las propiedades de fatiga, tensión y resistencia a creep. Sin embargo, la formación de cantidades excesivas de fase δ durante el servicio puede generar una degradación severa de las propiedades mecánicas y debe ser evitada [18, 19].

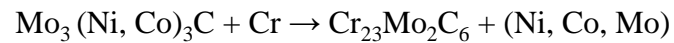
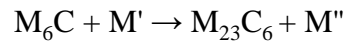
Carburos

En las superaleaciones se pueden formar varias especies de carburos y boruros, el tipo depende de la composición de la aleación y las condiciones de procesamiento empleadas. Algunos de los más importantes incluyen los MC, $M_{23}C_6$, M_6C y M_7C_3 , donde M representa un átomo de metal. El rol de los carburos y boruros ha sido controversial, sin embargo hoy en día se puede decir que los carburos tienen tres funciones principales: (i) cuando precipitan en los límites de grano y se encuentran propiamente formados, fortalecen el límite de grano inhibiendo o retardando el deslizamiento del límite de grano y permitiendo la relajación de esfuerzos; (ii) si los carburos precipitados en la matriz son finos, mejora la resistencia a la ruptura y (iii) los carburos pueden atrapar ciertos elementos que de otra manera pueden promover la inestabilidad de fases durante el servicio. Los carburos $M_{23}C_6$ se forman a temperaturas de alrededor de los 750 °C o durante periodos prolongados de servicio y precipitan principalmente en los límites de grano. Los carburos M_6C también pueden precipitar en los límites de grano y menos frecuente en una morfología intragranular Widmanstätten. Los carburos MC se encuentran entre los compuestos más estables de la naturaleza, generalmente presentan una morfología cúbica y normalmente precipitan a temperaturas elevadas durante el proceso de solidificación distribuyéndose heterogéneamente al interior y en los límites de grano [18, 19].

Los carburos MC son la mayor fuente de carbono en la mayoría de las superaleaciones base níquel; sin embargo, suelen descomponerse lentamente durante el tratamiento térmico y servicio, liberando carbono para que se lleven a cabo varias reacciones importantes. La principal reacción en varias aleaciones es la siguiente:



El carburo M_6C se forma de una manera similar



2.2 Tratamiento térmico en aleaciones base níquel

El tratamiento térmico es una de las principales técnicas de procesamiento de materiales utilizadas para mejorar la microestructura y propiedades mecánicas de las superaleaciones base níquel. La aleación IN718 es una superaleación versátil con buena resistencia al creep y a la fatiga que es ampliamente utilizada en componentes aeroespaciales, así como de plantas termoeléctricas y nucleares. Esta aleación es caracterizada por una matriz austenítica con diversas fases secundarias. El tratamiento térmico estándar para esta aleación consta de un solubilizado y endurecimiento por precipitación; de esta manera la resistencia superior de la aleación se debe a un proceso de envejecido el cual da pie a la formación de precipitados intermetálicos γ'' (Ni_3Nb) y γ' [$Ni_3(Al, Ti)$]. Además de estos precipitados, durante los ciclos de tratamiento térmico pueden precipitar otras fases secundarias tales como carburos MC, fase δ (Ni_3Nb , ortorrómbica), fase laves, etc. las cuales pueden tener efectos tanto benéficos como perjudiciales en las propiedades mecánicas de la aleación [20].

2.2.1 Efecto del envejecido en las propiedades mecánicas y microestructurales

La precipitación, fracción volumétrica y distribución de las fases son parámetros que pueden ser controlados al seleccionar el tratamiento térmico adecuado, determinando así la microestructura y las propiedades mecánicas de la aleación. Existe cierta discrepancia en la literatura respecto al tiempo y temperatura en que precipita cada fase, algunos autores han detallado los rangos de precipitación de las fases principales en la aleación IN718 en base a algunos diagramas TTP (tiempo temperatura precipitación) tal como el que se muestra en la Figura 2.2. De acuerdo con varios autores, las fases γ' y γ'' precipitan entre 600 y 900 °C, mientras que los niveles más altos de precipitación de la fase δ se encuentra alrededor de los 900 °C [21, 22]. Oblak y col. [23] han reportado que la principal fase endurecedora en la aleación IN718 es la fase γ'' , la cual presenta forma de disco alargada y yace paralela a los planos $\{100\}$ en la matriz.

Ha sido reportado por varios autores que la precipitación de grandes cantidades de fase δ en la aleación IN718 degrada la resistencia de las superaleaciones endurecidas mediante los precipitados γ'' debido al correspondiente crecimiento de la fase δ a expensas de la fase γ'' [21, 22, 24]. Kuo y col [22] han demostrado que la cantidad de fase δ es proporcional al tiempo de envejecido la cual se distribuye uniformemente en los límites de grano, sin embargo conforme aumenta el tiempo de envejecido el modo de precipitación cambia de modo intergranular a intragranular. Slama y col. [13, 24] han estudiado ampliamente el efecto del envejecido en las propiedades mecánicas y microestructurales de la aleación IN718 encontrando que un alto porcentaje de la fase γ'' promueve un incremento en las propiedades mecánicas, mientras que conforme aumenta el tiempo de envejecido se promueve la precipitación de la fase δ mediante la disolución parcial de los precipitados γ'' , generando una disminución en las propiedades mecánicas de la aleación.

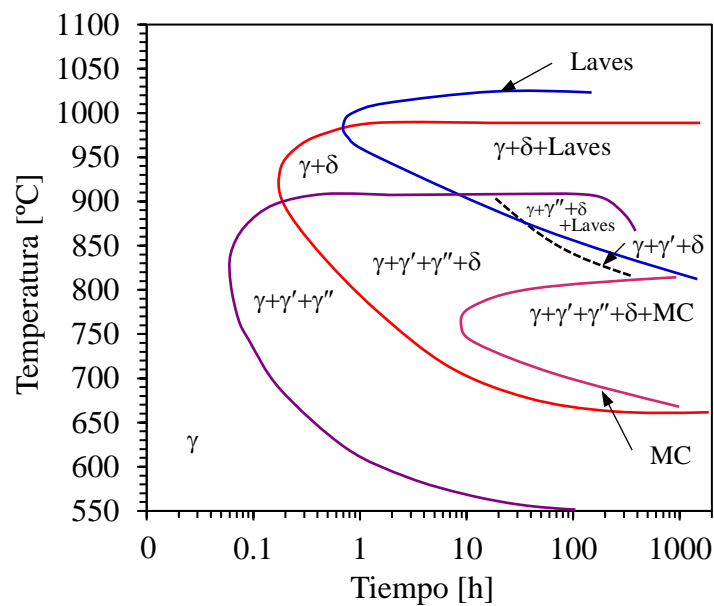


Figura 2.2 Diagrama tiempo temperatura precipitación para la aleación INCONEL 718 [25].

De acuerdo a Pereira y col. [26] propiedades como la dureza, esfuerzo de fluencia y esfuerzo último se ven severamente influenciadas por las condiciones del tratamiento térmico. Resultados similares han sido reportados por Cozar y Pineau [27], quienes determinaron que las variaciones en el tratamiento térmico producen diferentes tamaños y fracciones volumétricas de precipitados γ'' , los cuales modifican las propiedades mecánicas de la aleación. Por su parte Chang y col. [28] observaron que el sobreenvejecido de los precipitados influye negativamente en las propiedades mecánicas disminuyendo el esfuerzo de fluencia.

2.3 Mecánica de la fractura

La mecánica de la fractura es el estudio del comportamiento mecánico de materiales que presentan alguna grieta y están sujetos a una carga. Esencialmente, la mecánica de la fractura tiene que lidiar con el proceso irreversible de ruptura debido a la nucleación y crecimiento de grietas. La formación de grietas puede ser un proceso de fractura complejo, el cual depende en gran medida de la microestructura, la carga aplicada, la geometría y el ambiente.

La microestructura juega un papel muy importante en el proceso de fractura debido a diversos factores como: movimiento de dislocaciones, precipitados, inclusiones, tamaño de grano y el tipo de fases presentes en la microestructura. Todas estas características microestructurales son imperfecciones y pueden actuar como agentes nucleadores de grietas cuando las condiciones son favorables. Por ejemplo, una fractura frágil es un proceso de baja energía (disipación de baja energía), lo cual puede generar una falla repentina y catastrófica debido a que la velocidad de crecimiento de la grieta generalmente es muy alta. Por lo tanto, puede presentarse poca o nula deformación antes de la separación del material. De otra manera, la fractura dúctil es un proceso de alta energía en el cual una gran disipación de energía es asociada con una gran deformación plástica antes de que ocurra la inestabilidad de la grieta. Consecuentemente, la tasa de crecimiento de la grieta es lenta debido al endurecimiento por deformación en la raíz de la grieta [29].

2.3.1 Mecánica de la fractura elástica lineal

Uno de los métodos más comunes para analizar el crecimiento de grieta por fatiga es la mecánica de la fractura elástica lineal (LEFM por sus siglas en inglés). Este método se utiliza para determinar el crecimiento de grieta en los materiales bajo la premisa de que las condiciones del material son predominantemente elástico-lineal durante el proceso de fatiga. Cuando el crecimiento de grieta o proceso de fractura no cumple con estas condiciones, se utiliza el enfoque de la mecánica de la fractura elástico-plástico [2].

Modo de carga

La Figura 2.3 muestra los tres modos básicos de desplazamiento de las superficies de fractura de una grieta, que pueden ocurrir en un sólido agrietado al aplicar una carga. El modo I es la abertura de la grieta en la dirección perpendicular al plano de fractura, es el más común y ha sido objeto de un gran número de investigaciones.

El modo II se refiere al desplazamiento de las superficies en sentidos opuestos, pero en la dirección de avance de la grieta, y el modo III es el desplazamiento fuera del plano en dirección perpendicular a la dirección de avance. El modo I es el más común debido a que las grietas tienden a crecer en el plano de esfuerzo de tensión máximo [2, 30].

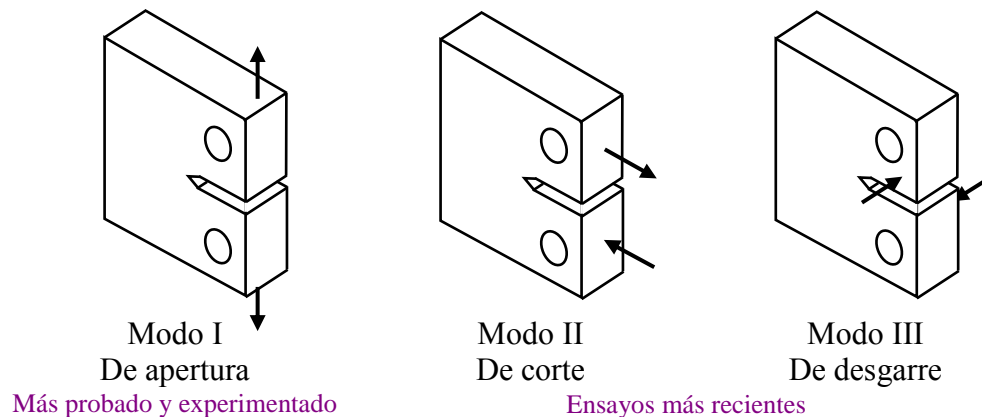


Figura 2.3 Modos de desplazamiento de superficies de fractura en un cuerpo agrietado [31].

Factor de intensidad de esfuerzos

Lo primero que hay que calcular el análisis de la fractura es el campo de esfuerzos alrededor de la grieta, ya que estos esfuerzos son los que se encargarán de deformar el material para crear nuevas superficies. Considerando una placa de espesor uniforme, con modo de carga I sometida a un esfuerzo de tensión uniforme, en un punto arbitrario situado en una posición (r, θ) de la raíz de la grieta, hay un estado de esfuerzos particular σ_{ij} , como se muestra en la Figura 2.4. Si la placa es muy delgada, no habrá suficiente material en la dirección transversal (z) para transmitir la carga aplicada y por lo tanto el esfuerzo en esta dirección será cero. Dado que los esfuerzos mayores a cero se encontrarán en el plano xy , cuando esto ocurre se dice que se tiene la condición de esfuerzo plano. Por el contrario, si la placa es muy gruesa, el espesor del material resistirá la contracción en la dirección z (no hay deformación en esta dirección) y se generará una condición de deformación plana, con componentes de deformación actuando en las direcciones x y y . Mediante el uso de la teoría matemática de la elasticidad lineal así como de la función de esfuerzos de Westergaard, el campo de esfuerzos principales en cualquier punto cercano a la raíz de la grieta se puede describir mediante las ecuaciones 1.1 [2, 30].

$$\begin{aligned}\sigma_{xx} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \\ \sigma_{yy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{3\theta}{2}\right)\right] \\ \tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cos\left(\frac{3\theta}{2}\right)\end{aligned}\tag{1.1}$$

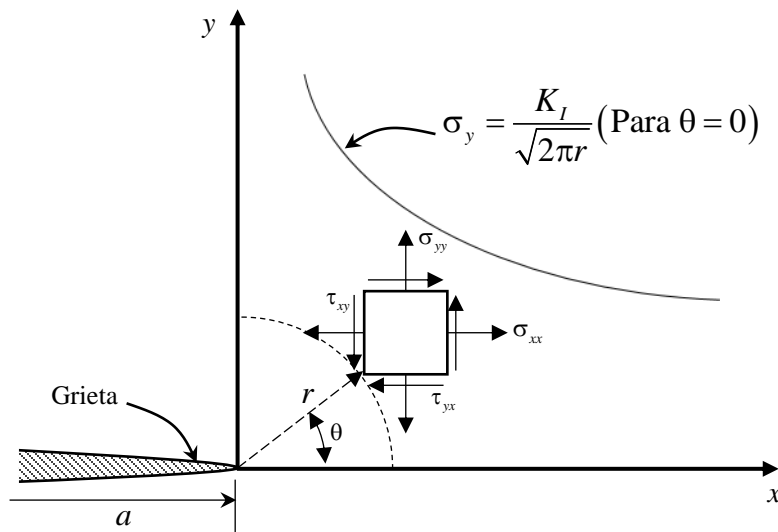


Figura 2.4 Campo de esfuerzos alrededor de la punta de la grieta en un material dúctil [2].

La Figura 2.4 muestra la distribución del campo de esfuerzos normales y cortantes en la vecindad de la raíz de la grieta, están en función de las coordenadas r , θ . La magnitud de los esfuerzos en un punto determinado, dependen enteramente del valor de la constante K , la cual representa la magnitud de la intensidad de esfuerzos en la región de la raíz de una grieta y se define como el factor de intensidad de esfuerzos (SIF por sus siglas en inglés). El SIF es el parámetro más significativo de la mecánica de la fractura lineal-elástica, ya que determina el efecto concentrador de esfuerzos por la presencia de una grieta en una estructura, afectando totalmente el campo de esfuerzos alrededor de la grieta [2].

Las expresiones para el factor de intensidad de esfuerzos en realidad pueden llegar a ser muy complejas, en particular para cuerpos con dimensiones finitas y geometrías complicadas. Dado que en general los cuerpos no presentan esfuerzos uniformes en la sección transversal, K es expresado en función de la carga P en lugar del esfuerzo [30]. En general el factor de intensidad de esfuerzos para una geometría dada puede expresarse como:

$$K = Pg(B,W)f(a/W) \quad (1.2)$$

Donde las funciones $f(a/W)$ y $g(b/W)$ representan formas trigonométricas y polinomiales que dependen del espesor (B) y el ancho (W) del espécimen. Una de las geometrías que han sido ampliamente estudiadas es la de los especímenes compactos, los cuales son utilizados frecuentemente en estudios experimentales de crecimiento de grieta. Su configuración y factor de intensidad de esfuerzos se presentan en la Figura 2.5 y ecuación 1.3, respectivamente [31].

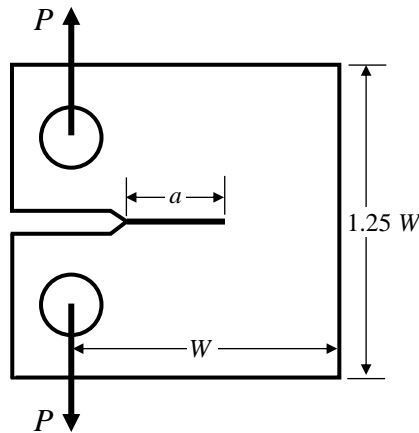


Figura 2.5 Configuración de espécimen compacto [31].

$$K_I = \frac{P}{B\sqrt{W}} \frac{2 + \frac{a}{W}}{\left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \left[0.886 + 4.64\left(\frac{a}{W}\right) - 13.32\left(\frac{a}{W}\right)^2 + 14.72\left(\frac{a}{W}\right)^3 - 5.6\left(\frac{a}{W}\right)^4 \right] \quad (1.3)$$

Deben de aclararse las limitaciones de la LEFM, siendo la principal la de que las expresiones anteriores (1.1) para calcular los campos de esfuerzo tienden al infinito conforme $r \rightarrow 0$ y es sabido que, entre los materiales reales, no existe ninguno que resista un esfuerzo infinito. Por lo que el material cercano a la raíz de la grieta se deforma plásticamente, y las ecuaciones (1.1) para los campos de esfuerzo basadas en elasticidad lineal no aplican en la zona plástica en la raíz de la grieta. Sin embargo, debido al desconocimiento de la naturaleza de la zona plástica, LEFM es válido siempre y cuando se garantice que el tamaño de la zona plástica sea más pequeño que la longitud de la grieta.

Zona plástica alrededor de la punta de la grieta

La tenacidad o fragilidad relativa de un material sujeto a condiciones diferentes se puede estimar mediante el grado de plasticidad alrededor de la raíz de la grieta. Dado que la concentración de esfuerzos en la raíz de la grieta generalmente eleva el esfuerzo local por encima del nivel necesario (esfuerzo de fluencia) para lograr la deformación plástica, se formará una región plásticamente deformada (zona donde ocurre el proceso localizado de fractura) alrededor de la raíz de la grieta, la cual estará rodeada por material deformado elásticamente tal como se aprecia en la Figura 2.6 [2, 29].

El tamaño y forma de la zona plástica dependen principalmente del modo de desplazamiento, el estado de los esfuerzos y las características del material (microestructura, textura, tamaño de grano, anisotropía, etc.). Es posible determinar el radio y la forma de esta zona plástica para el modo I [31], para ellos se emplean las ecuaciones del campo de esfuerzo (1.1). También se requiere conocer los esfuerzos principales, los cuales pueden obtenerse a partir de las ecuaciones del círculo de Mohr:

$$\sigma_1, \sigma_2 = \frac{\sigma_{xx} + \sigma_{yy}}{2} \pm \left[\left(\frac{\sigma_{xx} - \sigma_{yy}}{2} \right)^2 + \tau_{xy}^2 \right]^{1/2} \quad (1.4)$$

Mediante la manipulación de estas ecuaciones y teniendo en cuenta que para la condición de esfuerzo plano $\sigma_3 = 0$ y para la condición de deformación plana, $\varepsilon_z = 0$, y $\sigma_3 = \nu (\sigma_1 + \sigma_2)$. Sustituyendo el campo de esfuerzos para el modo I en la ecuación (1.4) se obtienen las siguientes ecuaciones:

$$\sigma_1 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)\right]$$

$$\sigma_1 = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \left[1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)\right]$$
(1.5)

$\sigma_3 = 0 \rightarrow$ (condición de esfuerzo plano)

$$\sigma_3 = \frac{2\nu K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \rightarrow \text{(condición de deformación plana)}$$

Sustituyendo las ecuaciones (1.5) en una ecuación que represente un tipo de teoría de falla como la de von Mises:

$$\sigma_e = \frac{1}{\sqrt{2}} \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 \right]^{1/2}$$
(1.6)

considerando que σ_e = al esfuerzo de fluencia y resolviendo para r podemos obtener la estimación del radio y la geometría de la zona plástica en función del ángulo θ para el modo I:

$$r_y = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \left[1 + \cos\theta + \frac{3}{2} \sin^2\theta \right]$$
(1.7)

para la condición de esfuerzo plano, y

$$r_y(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \left[(1 - 2\nu)^2 (1 + \cos\theta) + \frac{3}{2} \sin^2\theta \right]$$
(1.8)

para deformación plana.

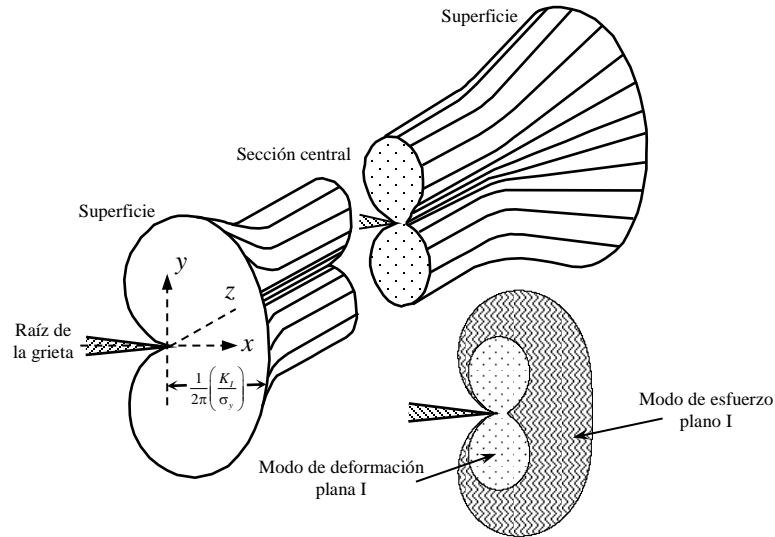


Figura 2.6 Tamaño de la zona plástica en la punta de la grieta [2].

Como se observa en la Figura 2.6, las ecuaciones (1.7) y (1.8) predicen la formación de una zona plástica con formas geométricas que son controladas por un proceso de deformación plana en el centro de la probeta y un proceso controlado por esfuerzo plano cerca de la superficie del espécimen. Es decir, que el espesor (B) juega un papel muy importante en la determinación de la *tenacidad a la fractura* (K_{IC}) la cual se alcanza en condiciones de deformación plana.

2.3.2 Crecimiento de grieta por fatiga

El fenómeno de la fatiga generalmente resulta en la falla de los componentes mecánicos en niveles de esfuerzo por debajo de su esfuerzo de diseño máximo. También, los componentes son más propensos a fallar conforme aumenta su vida de servicio. La fatiga, involucra el crecimiento de microgrietas que, al transcurrir el tiempo de servicio, se convierten en grietas macroscópicas las cuales crecen hasta que el efecto de concentración de esfuerzos que ejercen en el componente excede la tenacidad a la fractura del material, llevando finalmente a una falla que dependiendo de la naturaleza y uso del componente puede ser catastrófica. Una de las primeras observaciones hechas en el estudio de falla por fatiga, fue que la amplitud de las fluctuaciones en el esfuerzo aplicado (por tanto depende de los valores de K) tiene una gran influencia en la vida a la fatiga del componente [32].

Paul C. Paris [30] fue uno de los primeros investigadores en notar que el incremento de la longitud de la grieta por ciclo de carga (da/dN) depende de la diferencia de valores ($\Delta K = K_{\text{máx}} - K_{\text{mín}}$) máximos y mínimos de K . En sus estudios, encontró que la rapidez de propagación de grietas por fatiga presenta tres regiones bien definidas que corresponden a las etapas de crecimiento de grietas por fatiga como se muestra en la Figura 2.7.

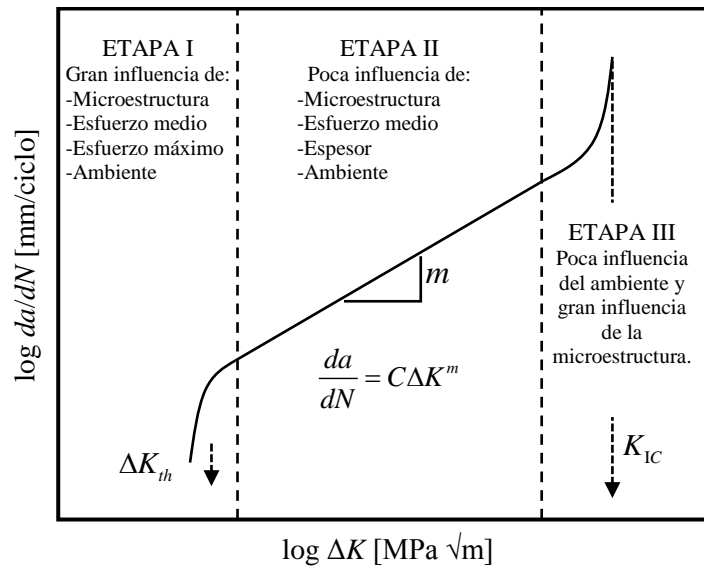


Figura 2.7 Tasa de crecimiento de grieta por fatiga en función de la amplitud del factor de intensidad de esfuerzos [30].

De acuerdo con la Figura 2.7, la etapa I involucra el inicio de la grieta a partir de un defecto, así como el crecimiento de la grieta a lo largo de algunas direcciones favorables en la microestructura, aquí la velocidad de propagación de la grieta es prácticamente nula. Una vez que la grieta crece o se propaga atravesando varios granos, pasa a la etapa II. La etapa II, ha atraído la mayor atención en la literatura, ya que es la más fácil de cuantificar de las tres etapas, especialmente con la ayuda de la mecánica de fractura. Esta etapa es relativamente estable (el crecimiento no se ve afectado por el cambio en la microestructura tales como límites de grano) y se rige por un mecanismo continuo. La transición de crecimiento de grieta micro a macro se conoce como etapa II y ocurre cuando la dirección de la grieta en la etapa I cambia, causando que la grieta se propague en una dirección normal al esfuerzo aplicado [30, 32]. El comportamiento en esta región es de naturaleza casi lineal y se puede describir mediante la Ley de Paris:

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad (1.9)$$

donde C y m son constantes del material. Generalmente m tiene valores típicos de entre 2 y 7 pero es muy común encontrar valores cercanos a 4 en los aceros [32]. Esta simple relación se puede utilizar para predecir el tiempo de vida de un componente si la amplitud del esfuerzo permanece constante y se conoce la longitud máxima de la grieta, mediante la siguiente ecuación [2]

$$N_f = \frac{2}{(n-2)C(\Delta S)^m (\pi)^{m/2} K_1^m} \left[\frac{1}{a_i^{(m-2)/2}} - \frac{1}{a_f^{(m-2)/2}} \right] \quad (1.10)$$

donde N_f es el número de ciclos para la falla y depende en gran manera de qué tan pronto se detecte la grieta dentro del componente. La detección de la grieta se puede llevar a cabo mediante cualquier prueba no destructiva. Los componentes que contienen grietas pueden seguir en servicio siempre y cuando se inspeccionen regularmente con el fin de garantizar que las grietas contenidas no sobrepasen la longitud crítica [33]. Durante la etapa III (conocida como la fractura o falla final) la longitud de grieta se vuelve crítica de manera que la longitud transversal del componente no puede soportar por más tiempo la carga aplicada. El inicio de la falla final se caracteriza por presentar un factor de intensidad de esfuerzos igual o mayor al valor crítico de la tenacidad a la fractura del material, de esta manera la velocidad de crecimiento de grieta incrementa significativamente resultando en una fractura rápida y posteriormente la falla final del componente [32].

2.3.3 Tenacidad a la fractura

Como se ha discutido anteriormente, al frente de una grieta se tiene una zona plástica pequeña rodeada de un campo de esfuerzos elásticos cuya intensidad es determinada por el factor de intensidad de esfuerzos K . Cuando el valor de K alcanza un valor crítico (K_C) se presenta un crecimiento rápido e inestable de la grieta. Como se mencionó anteriormente, el valor de K_C depende del modo de esfuerzos presente en el componente (deformación plana o esfuerzo plano). Este valor también depende de diversos factores como variables metalúrgicas, temperatura y rapidez de aplicación de la carga [34].

Experimentalmente y como se muestra en la Figura 2.8, se ha encontrado que el valor crítico (K_C) varía con el espesor del espécimen de prueba, teniendo su valor mínimo en condiciones de deformación plana (espesores muy grandes). Este fenómeno se debe a que, en la condición de deformación plana (parte central del espécimen), el tamaño de la zona plástica alrededor de la raíz de la grieta es menor, mientras que la constricción plástica es mayor ($\epsilon_z = 0$); lo cual hace que la energía global consumida en el proceso de fractura y por ende la tenacidad a la fractura, sean menores que en la condición de esfuerzo plano. En deformación plana se ha encontrado que el valor de R (cantidad de trabajo necesario para provocar una extensión de la grieta) es constante e independiente de la longitud de la grieta y el espesor, por lo tanto, el K_C en deformación plana se considera como una propiedad del material. Al valor de K_C en el punto de inicio de la inestabilidad se le denomina tenacidad a la fractura en deformación plana y es la principal propiedad derivada de la mecánica de la fractura elástica-lineal (LEFM por sus siglas en inglés) ya que es la medida reconocida de la resistencia a la fractura [30].

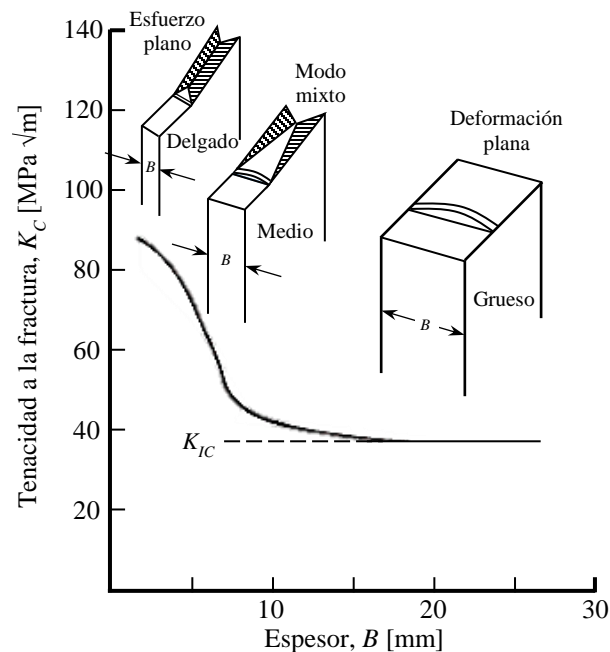


Figura 2.8 Efecto del espesor del espécimen en la tenacidad a la fractura [2].

2.4 Esfuerzos residuales y su efecto en la resistencia a la fatiga

La mayoría de los componentes mecánicos contienen esfuerzos (de magnitud y dirección variable) antes de ser sometidos a condiciones de servicio debido al historial termomecánico del material. Estos esfuerzos, producto de los procesos de conformado y fabricación, tratamientos superficiales, tratamientos térmicos y químicos, soldadura, etc., se denominan esfuerzos residuales y pueden tener un efecto significativo en la vida a la fatiga de los componentes. Los esfuerzos residuales se encuentran confinados en los componentes en ausencia de cargas externas y representan un esfuerzo de referencia sobre el cual se superponen posteriormente los esfuerzos de carga de servicio. Si los esfuerzos residuales son del signo opuesto a los esfuerzos de servicio entonces parte de la carga de servicio será requerida para superar a los esfuerzos residuales. Este tipo de esfuerzos son entonces benéficos para la resistencia del componente y pueden incrementar la vida a la fatiga. Por el contrario, si el signo de los esfuerzos residuales es el mismo que el del esfuerzo aplicado, estos tendrán un efecto aditivo y se requerirán cargas menores para producir la falla del componente, por lo tanto la resistencia y vida a la fatiga se reduce en este caso [35].

2.4.1 *Medición de esfuerzos residuales*

Existen en la industria diversos métodos para cuantificar el perfil de esfuerzos residuales en los materiales. La elección de la técnica de medición de esfuerzos residuales depende de la geometría de la muestra y el perfil de esfuerzos deseado. El método del agujero ciego (en inglés hole-drilling) es uno de los más ampliamente usados para cuantificar esfuerzos residuales debido a que es relativamente simple, barato, rápido y versátil. El equipo para medirlos puede ser de laboratorio o portátil, y la técnica puede emplearse en una gran variedad de materiales y componentes. Su principio de funcionamiento consiste en medir las deformaciones que se producen al momento que se redistribuyen los esfuerzos residuales alrededor de la perforación una vez que se retira material estresado. Los esfuerzos residuales se pueden calcular a partir de dichas deformaciones mediante el empleo de una serie de relaciones matemáticas y cálculos. En términos prácticos la medición se realiza de la siguiente manera: i) se instala la roseta en la superficie del componente que requiere ser analizado, ii) se taladra un agujero en el componente en el centro de la roseta, iii) se toma la lectura de las micro-deformaciones que se generan una vez que los esfuerzos residuales son redistribuidos por efecto de la remoción de material, y iv) se calculan los esfuerzos residuales principales a partir de los datos obtenidos siguiendo un procedimiento estandarizado [36, 37].

Durante las pruebas se emplea una roseta extensométrica de tres elementos con un diseño especial como la que se muestra en la Figura 2.9, la cual permite la medición de micro-deformaciones que posteriormente se pueden relacionar a los esfuerzos residuales mediante la siguiente relación

$$\varepsilon_r = (\sigma_{\max} + \sigma_{\min})A + (\sigma_{\max} - \sigma_{\min})B \cos^2 \alpha \quad (1.11)$$

donde σ_{\max} y σ_{\min} son los esfuerzos residuales principales máximos y mínimos, α es el ángulo medido desde el eje de la galga hasta la dirección del esfuerzo principal máximo y A y B son constantes de calibración que dependen del tipo de material, geometría de la roseta, diámetro del orificio y profundidad del mismo [38]. La ecuación (1.11) se puede invertir para determinar los esfuerzos residuales principales a partir de las micro-deformaciones registradas en los 3 elementos de la roseta, producto de la relajación de esfuerzos alrededor del orificio

$$\sigma_{\max}, \sigma_{\min} = \frac{\varepsilon_3 - \varepsilon_1}{4A} \pm \left[\frac{(\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2 + (\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2)^2}{4B} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (1.12)$$

$$\beta = \frac{1}{2} \arctan \left(\frac{\varepsilon_3 + \varepsilon_1 - 2\varepsilon_2}{\varepsilon_3 - \varepsilon_1} \right) \quad (1.13)$$

donde β es el ángulo medido en el sentido de las agujas del reloj desde la localización del sensor 1, hasta la dirección de σ_{\max} tal como se ilustra en la Figura 2.9.

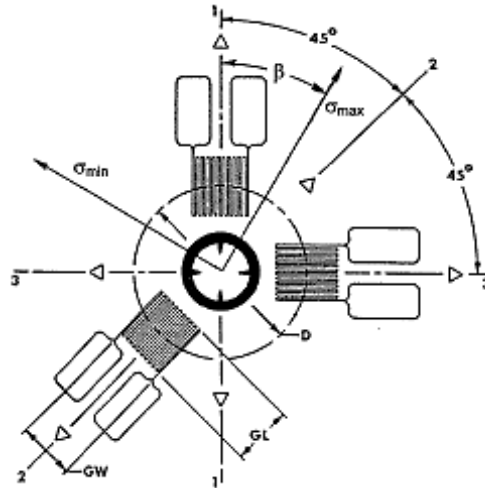


Figura 2.9 Geometría típica de una roseta de tres elementos [38].

2.4.2 Generación de esfuerzos residuales y resistencia a la fatiga

La mayoría de los mecanismos de iniciación de daño en los materiales suele ocurrir en la superficie, por lo tanto, el empleo de técnicas para modificar la superficie de los materiales se ha convertido en una parte integral de las operaciones industriales, esto con el fin de mejorar las propiedades mecánicas y metalúrgicas como vida a la fatiga, resistencia a la corrosión y resistencia al desgaste. Sin embargo, el LSP (por sus siglas en inglés, laser shock peening) es una de las técnicas más recientes y avanzadas en cuanto a modificación de superficies [37, 39].

2.5 Laser Shock Peening

El LSP se puede describir como un proceso mecánico (trabajado en frío) donde se generan ondas de choque de alta potencia que golpean la superficie del material tratado, deformando plásticamente la superficie e introduciendo esfuerzos residuales de compresión en las regiones cercanas a la superficie [37, 40-42].

2.5.1 Generación de las ondas de choque y parámetros del proceso

En general el proceso para la generación de ondas de choque se puede describir de la siguiente manera: se hace incidir el láser en la superficie de un componente en el que previamente se ha aplicado una capa ablativa o absorbente que posteriormente se vaporiza para crear plasma. Esta capa juega dos papeles: el primero es evitar la fusión y el efecto ablativo del láser en la superficie y el segundo es mejorar la formación de plasma [15], lo anterior ayuda a crear un efecto puramente mecánico en el material sin el efecto térmico del láser. El plasma es confinado mediante el empleo de una capa transparente, generalmente vidrio, cuarzo o agua. Dicho medio confinante previene que el plasma se expanda lejos de la superficie y limita la expansión del plasma en la dirección perpendicular a la superficie, permitiendo así, la generación de ondas de choque (con presiones del orden de GPa) a través del material [37].

El volumen del material afectado por las ondas de choque es deformado plásticamente durante el proceso de propagación. El material de los alrededores en la sub-superficie se opone a esta deformación lateral, dando lugar a la creación de esfuerzos residuales de compresión biaxiales en el plano paralelo a la superficie y generando una alta densidad e interacción de dislocaciones, afectando así la microestructura y propiedades del material [15, 43-45]. En ausencia de la capa protectora, la conversión de presión de plasma a ondas de choque no se realiza de forma efectiva y la superficie de la zona tratada se expande por efecto térmico. Una vez que el pulso del láser termina, la zona afectada se enfría y tiende a contraerse. Consecuentemente los esfuerzos residuales resultantes son de tensión en la superficie y de compresión en la sub-superficie. El tratamiento resultante en este caso es una combinación de los efectos térmico y mecánico [6, 15, 46].

Una aplicación típica del proceso, Figura 2.10, utiliza un sistema láser Q-switch base neodimio como los láser Nd:YAG, Nd:Glass, Nd:YVO₄ o el Yb:YAG, con diferentes longitudes de onda: 1054 nm (infrarrojo), 532 nm (verde) y 355 nm (ultravioleta). La duración de la onda de choque (duración del pulso láser) varía de 10 a 100 ns, con una energía de 1-100 J por disparo y un diámetro del haz de 1-6 mm. También se requiere de una frecuencia menor a 1 kHz y una densidad de potencia en el rango de 0.1-106 GW/cm² [37].

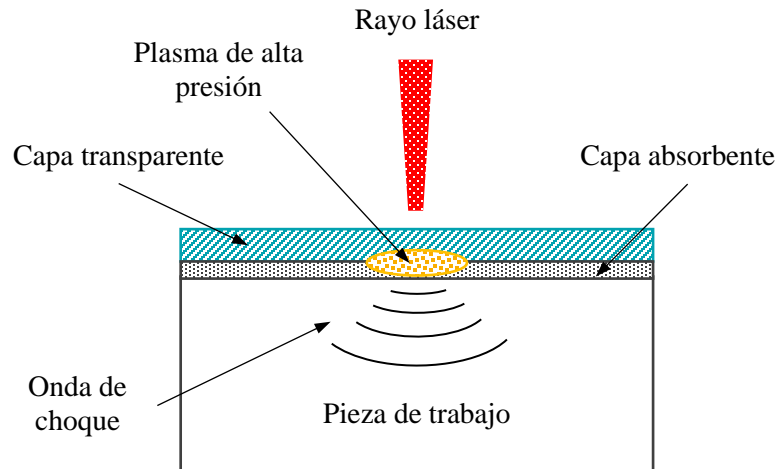


Figura 2.10 Arreglo de la pieza de trabajo durante el LSP en una geometría confinada [47].

2.5.2 Caracterización de los materiales tratados mediante LSP

Debido a que el proceso de LSP involucra altas tasas de deformación, $\sim 10^6 \text{ s}^{-1}$, este generalmente es acompañado por cambios en la microestructura y propiedades mecánicas (dureza y resistencia). A pesar de las altas tasas de deformación que se generan durante el LSP, las deformaciones totales inducidas son mucho menores que en el caso del proceso de shot peening. Los cambios microestructurales inducidos durante el proceso son caracterizados e investigados por medio de MET y MEB en la superficie y sub-superficie. La técnica de MET revela información sobre la estructura de las dislocaciones, arreglo de dislocaciones, banda de dislocaciones y estructura de los precipitados. Por otra parte la técnica de MEB proporciona las características superficiales y sub-superficiales como microgrietas, macrogrietas, pequeñas indentaciones, fundición debido a la ablación y otras irregularidades superficiales del proceso. La medición de los esfuerzos residuales de compresión inducidos durante el proceso del LSP es un indicador importante de la efectividad del proceso [37].

Dado que los esfuerzos residuales no se pueden medir directamente debido a su naturaleza extrínseca, se mide la deformación en la red del cristal la cual es una propiedad intrínseca y los esfuerzos residuales se calculan a partir de la deformación asumiendo una distorsión elástica lineal de la red del cristal. Se han empleado diversos métodos para cuantificar el perfil de esfuerzos residuales en el material, entre los más comunes se encuentran los métodos de difracción de rayos-X, agujero ciego, difracción de neutrones y método del contorno. Se han reportado mediciones de la rugosidad superficial después de implementar el LSP, mediante el empleo de perfilómetros de

contacto, debido a que las superficies rugosas pueden ser sitios de concentración de esfuerzos donde se pueden nuclear grietas provocando un efecto adverso en la vida a la fatiga de los componentes. También se han reportado en la literatura mediciones de microdureza y nanodureza a lo largo de la sección irradiada por el láser debido al efecto de la deformación plástica en la dureza del material. Finalmente las mejoras inducidas por el proceso pueden ser cuantificadas mediante una serie de pruebas mecánicas dependiendo de la aplicación como resistencia a la fatiga, al desgaste, a la corrosión y a la erosión [37].

2.6 Efecto del Laser Shock Peening en las propiedades de los materiales

El LSP se ha empleado exitosamente en diversos materiales probando así la efectividad de la técnica y de los esfuerzos residuales asociados al proceso. Las investigaciones llevadas a cabo se han centrado en determinar la influencia del LSP en el perfil de esfuerzos residuales [15], microestructura [40], propiedades mecánicas [16], vida a la fatiga [41], corrosión [48], desgaste [14] y comportamiento al agrietamiento por corrosión bajo esfuerzo.

2.6.1 Esfuerzos residuales

El campo de esfuerzos residuales de compresión inducidos es la clave de la efectividad del LSP y otras técnicas más convencionales como el shot peening (SP). Las ventajas del LSP sobre el SP han sido ampliamente discutidas por varios investigadores en base a los beneficios que ofrecen ambas técnicas; sin embargo, el LSP ha demostrado tener beneficios más notables en cuanto a la magnitud y profundidad de los esfuerzos residuales de compresión; aunque esto último va a depender de la condición superficial, microestructura, propiedades del material, parámetros del láser y el método de medición de esfuerzos residuales empleado [37].

Esfuerzos residuales y capa ablativa

Tal como se ha mencionado en la sección anterior, la capa ablativa tiene un efecto directo en el campo de esfuerzos residuales inducido. A pesar de que el proceso se puede llevar a cabo sin esta capa [15, 43-45, 49, 50], el campo de esfuerzos residuales puede llegar a ser no tan efectivo o significativo en el material debido a que parte de la intensidad del proceso se pierde por el efecto térmico del láser [15]. Otro punto que hay que tener en cuenta es que al no emplear la capa ablativa se pueden generar esfuerzos residuales de tensión en la superficie debido a la fundición de la capa

superficial de la muestra por el efecto ablativo del láser. Rubio y col. [50] estudiaron el efecto de la capa ablativa en los esfuerzos residuales de una aleación de aluminio 6061-T6 tratada con LSP y concluyeron que el efecto térmico del láser se puede evitar al emplear la capa ablativa, mientras que observaron un efecto térmico dominante y un perfil de esfuerzos residuales de tensión en las zonas cercanas a la superficie de la muestra cuando la capa ablativa no fue empleada. Esta observación concuerda con lo reportado por Gill y col. [15].

Esfuerzos residuales y medio confinante

El medio confinante (capa transparente) previene que el plasma que se forma una vez que la capa ablativa es vaporizada se expanda sobre la superficie. El objetivo de lo anterior es incrementar la intensidad de la onda de choque generada y consecuentemente producir una mayor deformación plástica. El agua es el medio confinante más comúnmente empleado en comparación al vidrio o cuarzo, esto debido a su densidad y a que la impedancia acústica del agua es más compatible con la mayoría de los materiales. Otra ventaja es que el agua se puede emplear para el tratamiento en superficies complejas [37].

Esfuerzos residuales y diámetro del haz

El diámetro del haz es un parámetro importante durante el proceso del LSP. Generalmente la forma del haz es circular y el diámetro puede variar en función de la intensidad y densidad de potencia seleccionada. Esta variación en el diámetro del haz tiene un gran efecto en la propagación de las ondas de choque. Montross y col. [7] señalaron que para diámetros pequeños la onda de expansión de choque era esférica, mientras que para diámetros más grandes el comportamiento era planar logrando una mayor propagación dentro del material. Adicionalmente es de esperarse que la magnitud de los esfuerzos de compresión sea mayor en el caso de los diámetros pequeños debido a la relación inversa entre el diámetro del haz y la intensidad de potencia del láser [7, 37].

Esfuerzos residuales y densidad de potencia del láser

La presión de la onda de choque presenta una relación directamente proporcional a la intensidad de potencia, por lo tanto, la magnitud de los esfuerzos residuales incrementa conforme incrementa la presión; así mismo, cuando la densidad de potencia incidente excede un valor crítico, los esfuerzos residuales incrementan con la profundidad, pero decrecen en la superficie debido a la

liberación de las ondas de choque. Lo anterior indica que la magnitud de los esfuerzos residuales de compresión depende de la densidad de potencia y por lo tanto que existe un valor óptimo para las condiciones del proceso. Es importante mencionar que hay una densidad de potencia crítica sobre la cual se pueden introducir defectos como microgrietas en la superficie de los componentes tratados [7, 37]. Rubio y col. reportaron perfiles de esfuerzos residuales utilizando diferentes densidades de potencia en una aleación de aluminio 6061-T6. Observaron que conforme la densidad de potencia incrementa la magnitud de los esfuerzos residuales es mayor. Esta observación concuerda con los resultados obtenidos por Gill y col. [39].

Esfuerzos residuales y pulsos múltiples y traslape

Los impactos múltiples del láser y el traslape de los puntos para cubrir una superficie tienen una influencia significativa en el perfil de esfuerzos residuales. Esto se debe al hecho de que conforme el número de impactos es mayor la deformación plástica inducida incrementa hasta alcanzar un punto de saturación. Se ha encontrado también que los esfuerzos residuales se pueden introducir a una mayor profundidad mediante el empleo de pulsos sucesivos del láser, además de que los impactos múltiples tienen un efecto beneficioso en el nivel de esfuerzos residuales alcanzados en la superficie. El traslape de las marcas generadas por el láser es un método empleado para tratar superficies grandes en los componentes. Su efecto ha sido investigado por diversos autores y los resultados han mostrado que las regiones traslapadas presentan una distribución de esfuerzos residuales de compresión más uniforme una vez implementado el LSP, adicionalmente no se ha encontrado indicio de esfuerzos residuales de tensión en las regiones traslapadas [7, 37].

Esfuerzos residuales y duración del pulso

La duración del pulso, generalmente en el orden de los nanosegundos, ha sido relacionada con la presión de la onda de choque generada por el láser y consecuentemente con el perfil de esfuerzos residuales. Montross y col. [7] mencionaron que los pulsos láser cortos resultan en una presión de choque insuficiente mientras que los pulsos muy largos generan fundición y daño de la superficie. El efecto de la duración del pulso en el perfil de esfuerzos residuales ha sido ampliamente estudiado por diversos autores, sin embargo hay otros parámetros del proceso que juegan un papel más importante [37].

2.6.2 Rugosidad superficial

El acabado superficial de todos los procesos para la mejora de superficies tiene un efecto significativo en las pruebas mecánicas; por ejemplo, una alta rugosidad superficial puede favorecer la aparición de más sitios de iniciación de grietas teniendo un efecto adverso en la vida a la fatiga, corrosión y resistencia al desgaste. Se ha comprobado que los parámetros del proceso del LSP y SP así como la condición superficial del componente tienen una influencia en rugosidad superficial resultante [37]. Gill y col [15] caracterizaron las capas superficiales de una aleación IN718 sometida a un proceso de LSP con y sin capa absorbente y observaron que con la capa absorbente el acabado superficial es más liso y no se producen cambios en la química de la superficie, Figura 2.11 (a) y (b); mientras que sin la capa absorbente, la superficie queda expuesta a los efectos térmicos y mecánicos del láser generando una superficie más rugosa con composición química diferente que presenta además una alta densidad de poros, Figura 2.11 (c) y (d). Por su parte Peyre y col. [51] realizaron una comparativa en cuanto al efecto del LSP y el SP en la rugosidad superficial en aleaciones de aluminio demostrando que la principal diferencia entre los dos tratamientos es la rugosidad superficial puesto que el LSP genera una depresión general del material sin cambios significativos en la rugosidad, mientras que el SP afecta la superficie de forma más adversa creando sitios potenciales para la iniciación de grietas.

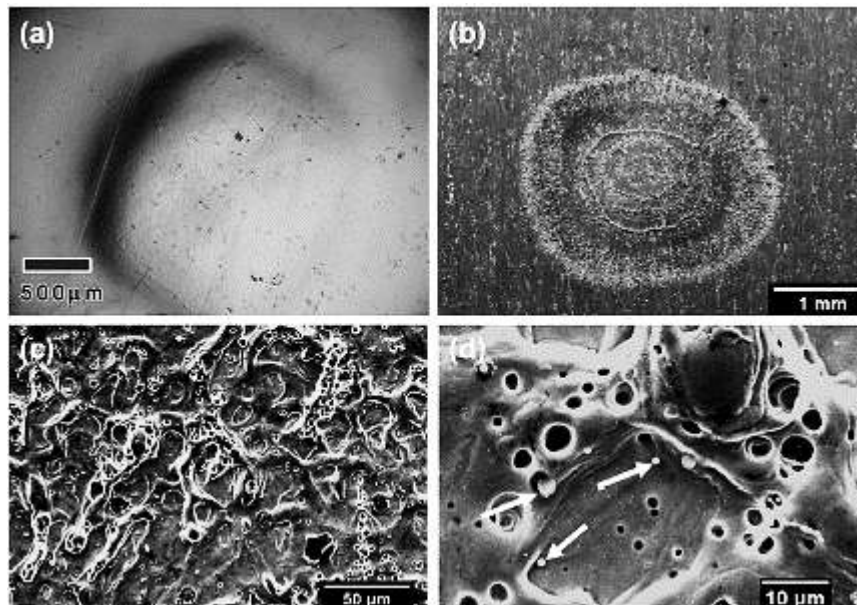


Figura 2.11 Imagen representativa del acabado superficial producto del LSP a) y b) con capa absorbente, c) y d) sin capa absorbente [15].

2.6.3 *Microestructura*

Los materiales tratados mediante LSP presentan tasas de deformación elevadas de hasta 10^6 s^{-1} debido a la deformación plástica inducida, generando cambios microestructurales en las zonas cercanas a la superficie los cuales dependen de los parámetros del proceso [37, 51]. Existe cierta discrepancia en la literatura respecto al efecto del LSP en el refinamiento de grano en las capas superficiales de los componentes tratados. Algunos autores reportan que no se presenta refinamiento de grano en las regiones cercanas a la superficie pero se observa una densidad de dislocaciones moderada [15, 42]; mientras que otros investigadores han observado que existe un refinamiento de grano en la capa deformada plásticamente, la cual además presenta maclas y una alta densidad de dislocaciones [14, 16, 48, 52].

2.6.4 *Propiedades mecánicas*

Se han llevado a cabo varias investigaciones para estudiar el efecto del LSP en las propiedades mecánicas de diversas aleaciones. Algunos autores han reportado que el proceso del LSP incrementa la dureza superficial en el área irradiada y que generalmente ésta disminuye conforme incrementa la profundidad en el material [15, 16, 43, 50]. El LSP ha sido implementado con éxito en el mejoramiento de superficies de aleaciones base níquel [14-16, 42].

Kattoura y col. [16] evaluaron el efecto del LSP en el comportamiento a la fatiga de una aleación ATI718-PLUS, encontraron que debido a la severa deformación plástica inducida por el LSP, se alteró la microestructura de la capa superficial del material generando un incremento en la dureza (Figura 2.12), propiciando que la resistencia y vida a la fatiga aumentarían. Por su parte Kumar y col. [14] reportaron el efecto del LSP en el comportamiento al desgaste de una aleación IN718, observaron que la resistencia al desgaste es superior en muestras tratadas con láser debido a los esfuerzos residuales de compresión y a una mayor dureza superficial. Gill y col. [42] realizaron una comparación entre mecanismos de tratamientos superficiales avanzados tales como el LSP en una aleación superplástica de IN718, observaron que el LSP genera un incremento en la dureza superficial y un campo de esfuerzos residuales equiaxial.

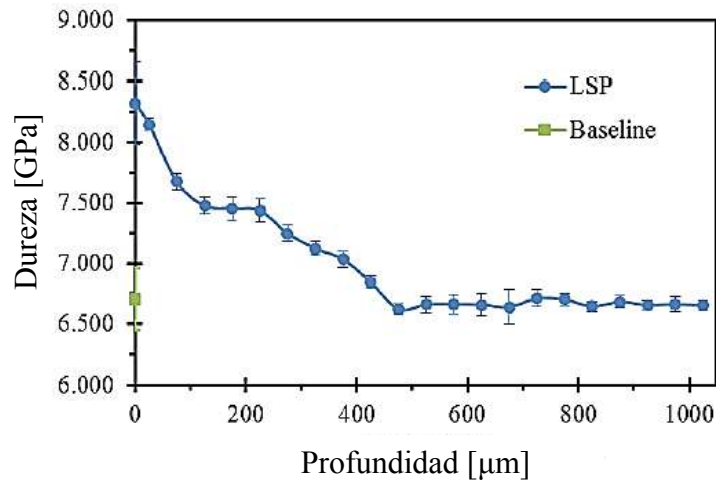


Figura 2.12 Dureza en función de la profundidad [16].

Las investigaciones sobre el efecto del LSP en la vida a la fatiga de los componentes se han centrado en retrasar las etapas de iniciación y propagación de grietas. Se ha comprobado que el LSP es una técnica vital para la mejora de la vida a la fatiga en comparación con otros procesos más convencionales como el SP, debido a que introduce esfuerzos residuales a una mayor profundidad [37]. Sin embargo, es necesario considerar otros factores del proceso del LSP como los mencionados en las secciones anteriores, los cuales puede influir significativamente en la vida a la fatiga. Rubio y col. [50] estudiaron el efecto de la implementación de la técnica tratamiento superficial por láser (LSP) bajo diferentes densidades de pulso en el crecimiento de grieta por fatiga de una aleación de aluminio 6061-T6. Reportaron que el LSP resulta bastante efectivo para mejorar las propiedades de fatiga, Figura 2.13, y tenacidad a la fractura de la aleación. Adicionalmente observaron que al incrementar la densidad de pulso, la tasa de crecimiento de grieta se reduce. Se han enfatizado varios estudios en la literatura respecto al efecto del LSP en la tasa de crecimiento de grieta por fatiga. Por ejemplo, Huang y col. [52] determinaron el efecto del LSP en el crecimiento de grieta por fatiga de una aleación de titanio (Ti-17). Su trabajo mostró que el LSP es una técnica efectiva para retardar la propagación de grietas por fatiga y mejorar la vida a la fatiga de la aleación, Figura 2.14. Sus resultados pueden ser atribuidos al efecto de los esfuerzos residuales de compresión, al incremento en la densidad de dislocaciones y al refinamiento de grano en la superficie del componente tratado. Resultados similares han sido reportados por Vázquez y col. [9], quienes examinaron el efecto de la implementación LSP en la vida a la fatiga de un acero inoxidable dúplex 2205. Se reportó que la técnica incrementa la microdureza en las capas

superficiales del material, elimina los esfuerzos residuales de tensión debido a los procesos de manufactura y mejora la vida a la fatiga especialmente cuando la técnica es aplicada en dirección perpendicular a la dirección de laminación.

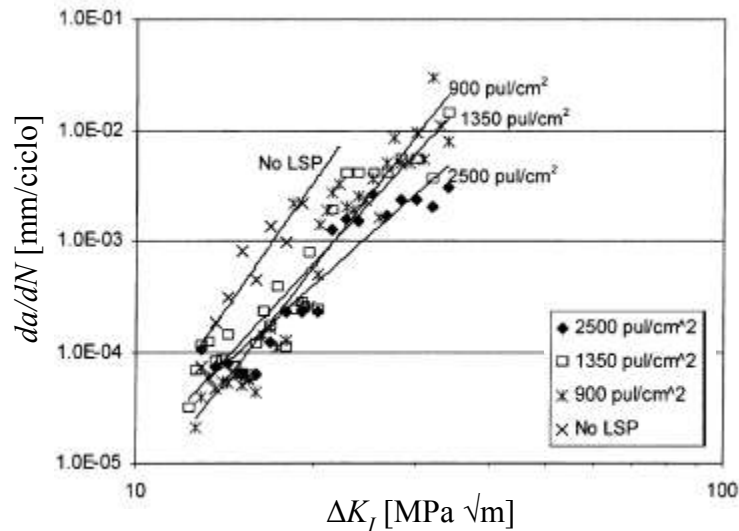


Figura 2.13 Tasa de crecimiento de grieta por fatiga con y sin LSP bajo diferentes densidades de pulso [50].

2.7 Comportamiento a la fatiga en la aleación IN718

Se han realizado varios trabajos con el fin de conocer la influencia que tienen diversos factores en la propagación de grietas en IN718. Mercer y Soboyejo [53] determinaron los mecanismos de crecimiento de grieta en una aleación IN718 forjada. Observaron un crecimiento de grieta estable entre los rangos de factor de intensidad de esfuerzos de 13 y 25 MPa \sqrt{m} . Concluyeron que el mecanismo de crecimiento de grieta es transgranular y que la zona plástica alrededor de la punta de la grieta ocurre mediante el corte de precipitados γ' y debido al movimiento de dislocaciones.

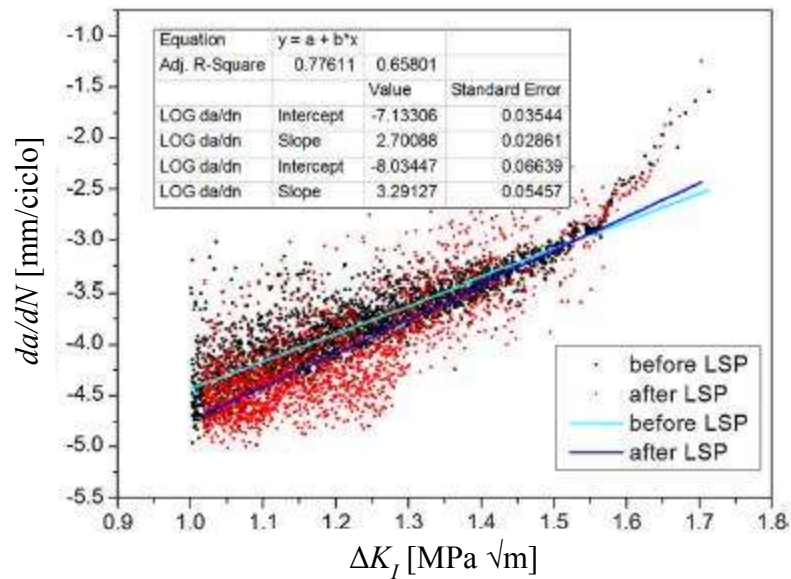


Figura 2.14 Tasa de crecimiento de grieta por fatiga antes y después del LSP [52].

Gustafsson y col. [54] evaluaron el efecto del crecimiento de grieta por fatiga a altas temperaturas en una aleación IN718, bajo diferentes tiempos de permanencia. Observaron que la tasa de crecimiento de grieta aumenta tanto conforme incrementa la temperatura, así como con el incremento de tiempo de permanencia. Observaron que existe un cambio en el modo de fractura de transgranular a intragranular cuando se incrementan los tiempos de permanencia. El modo de fractura transgranular se presenta cuando existe una deformación plástica elevada, mientras que el modo intragranular generalmente se encuentra relacionado con la fragilización en los límites de grano. Osinkolu y col. [55] investigaron el efecto del ambiente, temperatura y tamaño de grano en la propagación de grietas de una superaleación IN718 policristalina. Encontraron que el crecimiento de grieta por fatiga incrementa de temperatura ambiente a temperaturas más elevadas debido a la degradación de las propiedades mecánicas por efecto de la temperatura. Demostraron que el material es más resistente al crecimiento de grieta por fatiga cuando presenta tamaño de grano fino que cuando tiene tamaño de grano más grande, Figura 2.15.

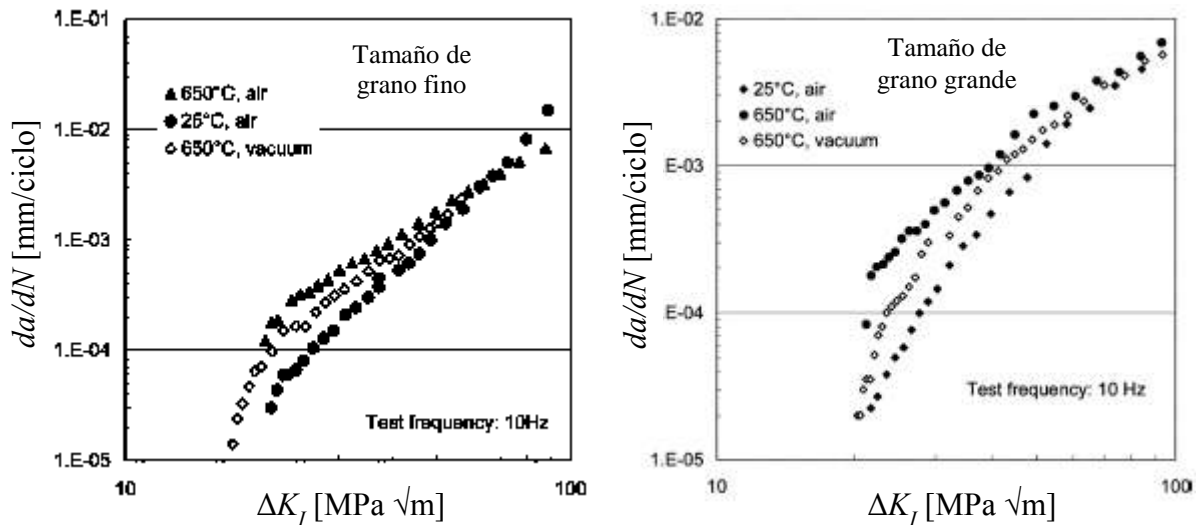


Figura 2.15 Comparación de la tasa de crecimiento de grieta por fatiga en una microestructura con tamaño de grano a) grande y b) fino [55].

2.8 Deformación plástica (endurecimiento por deformación)

La capacidad de los metales para mantener un flujo plástico sin interrumpir permanentemente su estructura cristalina es debido a la naturaleza de su enlace metálico. Las fuerzas necesarias para iniciar la deformación se pueden controlar mediante la introducción de obstáculos que interfieran con el progreso de la deformación plástica [56]. Una propiedad particular de los aceros que es indispensable para un diseño de ingeniería seguro es la capacidad de absorber energía por deformación plástica antes de la falla. Después de que un material pasa el punto de fluencia, este comienza a experimentar una alta tasa de deformación plástica y el material comienza a endurecerse lo que produce un aumento en la resistencia del material. Este incremento en la resistencia es el resultado del endurecimiento por deformación. El endurecimiento por deformación en las aleaciones se debe en gran medida a la creación de defectos cristalinos, principalmente dislocaciones, durante la deformación plástica. El endurecimiento puede alcanzar un punto de saturación una vez que la tasa de formación y aniquilación de defectos se balancea. El endurecimiento por deformación tiene un gran efecto en la ductilidad. Durante los ensayos de tensión, la probeta inevitablemente tendrá características que propicien la concentración de esfuerzos y por lo tanto el inicio de la formación del cuello [56].

La deformación plástica que ocurre más allá del esfuerzo de fluencia, no es un proceso tan dependiente del tiempo y ocurre frecuentemente en componentes mecánicos causando en ellos tanto deflexiones permanentes como esfuerzos residuales [57]. Las curvas de *esfuerzo-deformación*

para los materiales son necesarias en el diseño de componente, sin embargo, sin datos experimentales representativos, se hace necesario el uso con curvas o modelos aproximados a las curvas esfuerzo-deformación. Dado que, durante la deformación plástica, el esfuerzo y la deformación ya no presentan un comportamiento proporcional, se han empleado relaciones empíricas que proporcionen una descripción más adecuada sobre el comportamiento plástico en las curvas esfuerzo-deformación verdadero de un material. Con este propósito, algunas de las constantes numéricas que constituyen estas ecuaciones, se pueden relacionar con la capacidad de endurecimiento del material y los mecanismos de deformación asociados a la interacción entre diversos factores como los efectos de la precipitación, deformaciones inducidas por transformaciones de fase, interacción de dislocaciones, por mencionar algunos [58].

La descripción del comportamiento de endurecimiento por deformación en los materiales mediante el empleo de expresiones matemáticas ha sido objeto de numerosas investigaciones en muchas de las cuales la deformación unitaria y el esfuerzo están relacionados por una ecuación de potencia. De estas ecuaciones, la ecuación de Ramberg Osgood ha sido ampliamente utilizada para los aceros en diferentes campos de la ingeniería debido a que ajusta de manera satisfactoria y sencilla los valores experimentales de la curva esfuerzo-deformación [59]. En esta ecuación las deformaciones elástica (ϵ_e) y plástica, (ϵ_p) se consideran de forma separada para tener la forma $\epsilon_t = \epsilon_e + \epsilon_p$ donde $\epsilon_p = \sigma/E$ es la parte lineal de la curva esfuerzo-deformación, siendo σ el esfuerzo y E el módulo elástico, Figura 2.16. Ramberg-Osgood define la deformación plástica mediante una ecuación de potencia:

$$\epsilon_p = \left(\frac{\sigma}{K} \right)^{1/n} \quad (1.14)$$

Donde n es el denominado exponente de endurecimiento de la ecuación de Hollomon (Ludwick) $\sigma = k\epsilon^n$ y K es una constante con unidades de esfuerzo [58]. Utilizando las dos ecuaciones de deformación elástica y plástica obtenemos una ecuación que describe la deformación total (ϵ_T):

$$\epsilon_T = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K} \right)^{1/n} \quad (1.15)$$

Las constantes de la ecuación (1.15) se obtienen mediante un ajuste lineal a los datos representados en el gráfico log-log de la curva esfuerzo-deformación en la región plástica. Es importante mencionar que para los ensayos de tensión, la relación de Ramberg-Osgood se emplea en curvas esfuerzo-deformación verdadero [57].

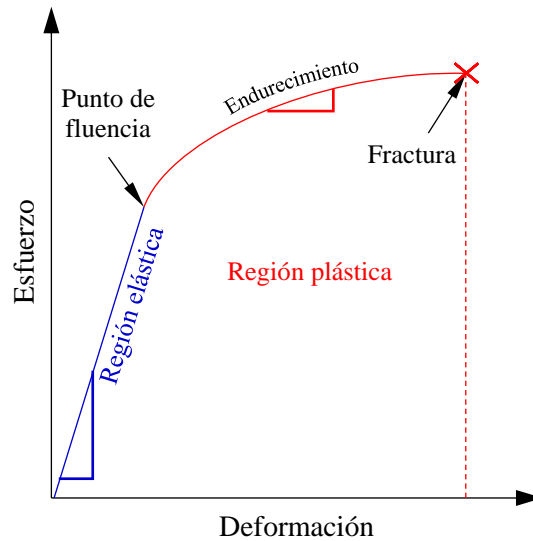


Figura 2.16 Curva esfuerzo-deformación donde se distingue la región elástica y plástica.

CAPÍTULO 3. DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 Material de prueba

Para llevar a cabo el desarrollo experimental se emplearon diversos tipos de probetas de una aleación INCONEL 718. De acuerdo al certificado de calidad proporcionado por el proveedor, el historial termomecánico de la aleación tal como se recibió se describe como placa rolada en caliente, recocida, de dimensiones $13 \times 122 \times 660$ cm, cuya composición química y propiedades tanto físicas como mecánicas se enuncian en las Tablas 3.1 y 3.2 respectivamente.

Tabla 3.1 Composición química IN718, %.

Elemento	Porcentaje en peso
Ni	53.96
Cr	18.57
Fe	17.09
Nb	5.12
Mo	2.90
Ti	0.96
Al	0.58
Co	0.32
C	0.03
Mn	0.09
Si	0.10
P	0.009
S	0.001
B	0.002
Ta	0.004
Cu	0.16

Tabla 3.2 Constantes físicas y propiedades mecánicas de la aleación IN718.

Propiedad	Magnitud	Propiedad	Magnitud
Densidad	8193.25 kg/m ³	Módulo de corte	79.97 GPa
Rango de punto de fusión	1260-1336 °C	Coefficiente de Poisson	0.294
Módulo de Young	200 GPa	% elongación	42 %
Esfuerzo de fluencia (2%)	514 MPa	Microdureza	222 HV
Esfuerzo último	970 MPa	Tamaño de grano	9 ASTM

3.2 Tratamiento térmico

Se realizaron una serie de tratamientos térmicos de endurecimiento por precipitación en muestras de INCONEL 718 con dimensiones $\sim 1 \times 1 \times 1$ cm, en base al diagrama TTP presentado en la Figura 2.2. El tratamiento térmico consistió en dos etapas: en la primera se llevó a cabo un solubilizado a 1050 °C durante 1 hora seguido de un temple y en la segunda se realizó un envejecido a 750 °C durante 0.1, 0.5, 1, 3, 4, 6, 10, 24, 50 y 100 horas. En ambas etapas la rampa de calentamiento fue de 20 °C/min hasta llegar a las temperaturas establecidas y el medio de enfriamiento empleado fue agua a temperatura ambiente, tal como se muestra en la Figura 3.1. Lo anterior se realizó en un horno programable marca VULCAN modelo 3-550.

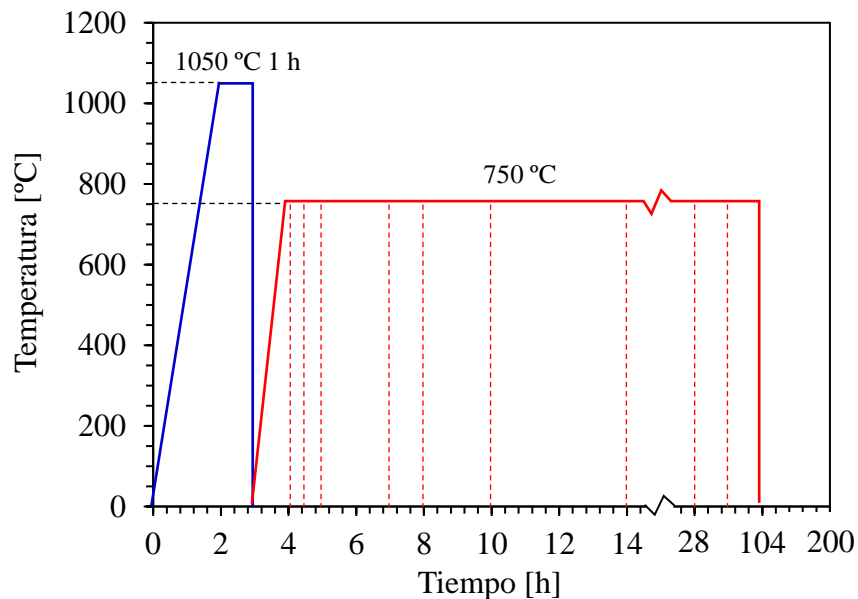


Figura 3.1 Rampas de temperatura para realizar los tratamientos térmicos.

3.3 Preparación de las muestras

Una vez realizados los tratamientos térmicos se procedió con la preparación metalográfica de las muestras para su posterior caracterización. El procedimiento se realizó conforme a la norma ASTM E3-95 [60] para las siguientes condiciones: material tal como se recibió (AR), solubilizado (SOL), 0.1, 0.5, 1, 3, 4, 6, 10, 24, 50 y 100 h. En general el proceso consistió en un desbaste de las muestras empleando papel lija de carburo de silicio (SiC) en diferentes granulometrías (desde el número 60 hasta 2000), posteriormente se continuó con el pulido de las muestras con pasta diamante de 6, 3 y 1 μm hasta obtener un acabado espejo. Finalmente con el fin de revelar la microestructura se realizó

un electroataque químico a 6 V en una solución 10 ml H₃ PO₄: 50 ml H₂ SO₄: 40 ml HNO₃ de acuerdo a lo indicado en el reactivo número 107 de norma ASTM E407-07 [61].

3.4 Caracterización microestructural

3.4.1 Microscopía óptica

Se tomaron imágenes a magnificaciones de 50, 100 y 200 X para cada una de las muestras con un microscopio óptico de la marca Carl Zeiss equipado con software, para su posterior análisis. Parámetros como el tamaño de grano y distribución de partículas precipitadas se determinaron mediante el software del microscopio cuyos resultados fueron comparados con los datos obtenidos con el software comercial SigmaScan PRO.

3.4.2 Microscopía electrónica de barrido

Con el propósito de identificar la precipitación de las fases se llevó a cabo el análisis de las muestras mediante microscopía electrónica de barrido (MEB) en un microscopio electrónico de barrido de emisión de campo de la marca JEOL modelo JSM-7600F operado a 5 y 15 kV. Se obtuvieron micrografías a diferentes magnificaciones, así mismo se realizaron mapeos y análisis puntuales en zonas de interés.

3.4.3 Difracción de rayos-X

Con el fin de monitorear la precipitación de las fases precipitadas durante el tratamiento térmico se empleó la técnica de caracterización por difracción de rayos-X. Todas las muestras fueron analizadas en un difractómetro de la marca BRUKER modelo D8 ADVANCE en configuración Bragg-Brentano, equipado con un filtro de Ni, tubo generador de rayos-X con filamento de tungsteno, ánodo de cobre y detector rápido LynxEye. Las condiciones de adquisición de datos fueron las siguientes: barrido (2θ) de 22 a 125°, incremento (2θ) de 0.02° para un tiempo de integración de 0.6 s. La potencia usada para las mediciones en los materiales equivale a 40 kV y 40 mA, lo cual corresponde a las condiciones óptimas de operación del equipo. La interpretación de los diagramas de difracción se realizó mediante el uso del software MAUD utilizando la técnica de deconvolución.

3.5 Caracterización mecánica

3.5.1 Ensayos de microdureza

Complementario a las técnicas de caracterización microestructural, se llevaron a cabo ensayos de microdureza para evaluar los cambios microestructurales haciendo uso de un microdurómetro Vickers de la marca Mitutoyo modelo HM-220B. Se realizaron un total de 10 indentaciones por muestra con una carga de 500 g y un tiempo de permanencia de 15 s. El procedimiento fue realizado conforme a la norma ASTM E384-99 [62].

3.6 Selección de las condiciones de estudio

En base a los resultados obtenidos de la caracterización microestructural y mecánica se procedió a seleccionar las condiciones de tratamiento térmico más representativas para continuar con los ensayos mecánicos. De esta manera se decidió que las condiciones AR, SOL, 0.5, 4 y 100 h fueran elegidas como objeto de estudio para las pruebas posteriores.

3.7 Maquinado y preparación de las probetas

3.7.1 Probetas de tensión

Se maquinaron un total de 5 probetas para ensayos de tensión en base a la norma ASTM E8-04 [63], mediante un proceso de corte en frío con la tecnología de corte por chorro de agua. Las dimensiones de las probetas se muestran en el ANEXO I.

3.7.2 Especímenes compactos

Los especímenes de tensión compactos se obtuvieron mediante corte por chorro de agua, mientras que los terminados se realizaron con maquinado mecánico de acuerdo a la norma ASTM E399-09 [64]. Referirse al ANEXO II para dimensiones y especificaciones.

3.7.3 Probetas para medición de esfuerzos residuales

Las probetas para las mediciones de esfuerzos residuales se maquinaron mediante corte de chorro de agua, la forma y las dimensiones se describen en el ANEXO III.

3.7.4 Preparación de las probetas

Una vez maquinadas las probetas se sometieron a las condiciones de tratamiento térmico especificados en la sección 3.2 y posteriormente les dio un acabado superficial utilizando papel lija de agua de carburo de silicio (SiC) en granulometrías desde el número 60 hasta 1000.

3.8 Tratamiento superficial con láser

Para el tratamiento superficial con láser se empleó un láser Quanta-Ray® Nd:YAG modelo Pro 290-10H de la marca Spectra-Physics. El láser fue operado en modo Q-switched a una frecuencia de 10 Hz con una longitud de onda de 1064 nm y pulso FWHM (full width at half maximum) de 10 ns. Los parámetros utilizados durante el proceso fueron: diámetro del haz de 1.3 mm, energía por pulso de 1 J/pulso, densidad de potencia de 7.5 GW/cm², densidad de pulso de 2500 pulsos/cm² y velocidad de avance de 2 mm/s. La superficie tratada tanto en las probetas para medición de esfuerzos residuales como en los especímenes compactos fue de 2.5 × 2.5 cm con un modo de barrido en zigzag. En el caso de los especímenes compactos el tratamiento se realizó por ambas caras a partir de la punta de la grieta, referirse a los ANEXOS II y III para más información. La configuración del proceso se muestra en forma esquemática en la Figura 3.2.

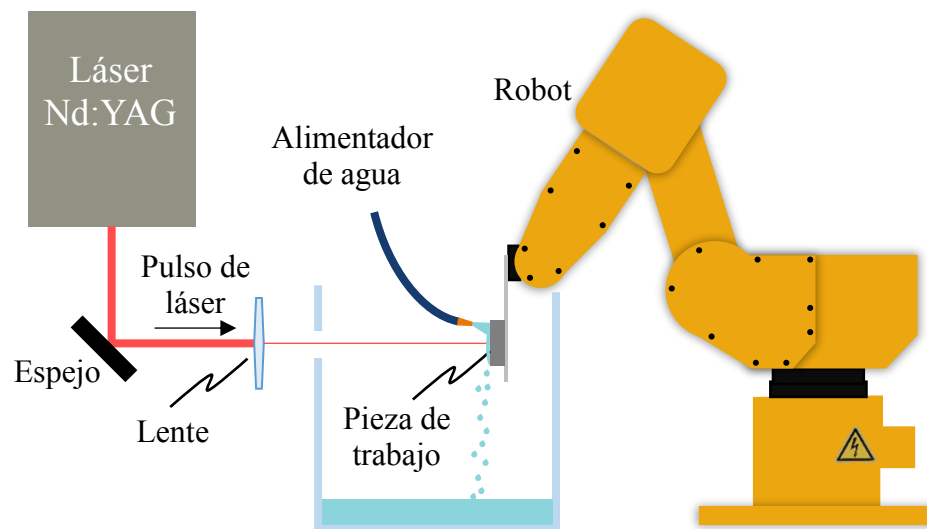


Figura 3.2 Diagrama representativo del proceso de LSP.

3.9 Caracterización mecánica y microestructural de los efectos inducidos por el LSP

3.9.1 Medición de esfuerzos residuales

Este proceso se llevó a cabo mediante la técnica del agujero ciego (hole drilling) haciendo uso de un equipo de la marca VISHAY modelo RS-200 Milling Guide con un indicador de deformación modelo P3 y rosetas o galgas de deformación de la marca MICRO MEASUREMENTS modelo CEA-XX-062UL-120. Se llevaron a cabo mediciones en probetas con y sin LSP conforme a lo establecido en la norma ASTM E837-99 [65], la cual describe a detalle el procedimiento a seguir para realizar las mediciones. A continuación, se enumeran los pasos principales para llevar a cabo las pruebas:

1. Limpieza de la superficie de pegado de las galgas con desengrasante CSM.
2. Con una pluma hacer líneas en forma de cruz para marcar el centro de la probeta.
3. Limpieza de las marcas de la pluma con un acondicionador hasta que dejen de decolorarse.
4. Aplicación de neutralizador en la superficie de pegado de la galga y limpiarlo con una gaza en una sola dirección hasta que seque.
5. Pegado de la galga con un adhesivo especial verificando que las marcas de alineación de la galga coincidan con las líneas en el espécimen.
6. Cableado y conexión de la roseta al equipo indicador de deformación.
7. Nivelación del equipo RS-200 Milling Guide con ayuda de un vernier.
8. Centrado de precisión entre el objetivo de perforación en la galga y el equipo de fresado RS-200 Milling Guide.
9. Calibración del equipo RS-200 Milling Guide.
10. Balanceo y puesta en cero de los canales de entrada en el equipo indicador de deformación.
11. Inicio del fresado en el centro de la galga para taladrar hasta la profundidad deseada.
12. Cálculo de los esfuerzos residuales a partir de las microdeformaciones registradas.

En este caso las lecturas se tomaron cada 0.01 mm de avance hasta llegar a la profundidad de 0.30 mm, posteriormente las lecturas se registraron cada 0.05 mm hasta llegar a 1 mm de profundidad llevando a un total de 45 mediciones por prueba. El diámetro del cortador que se empleó fue de 1.6 mm y la velocidad del fresado fue de 400000 rpm. La Figura 3.3 ilustra el procedimiento para llevar a cabo el pegado de las galgas.

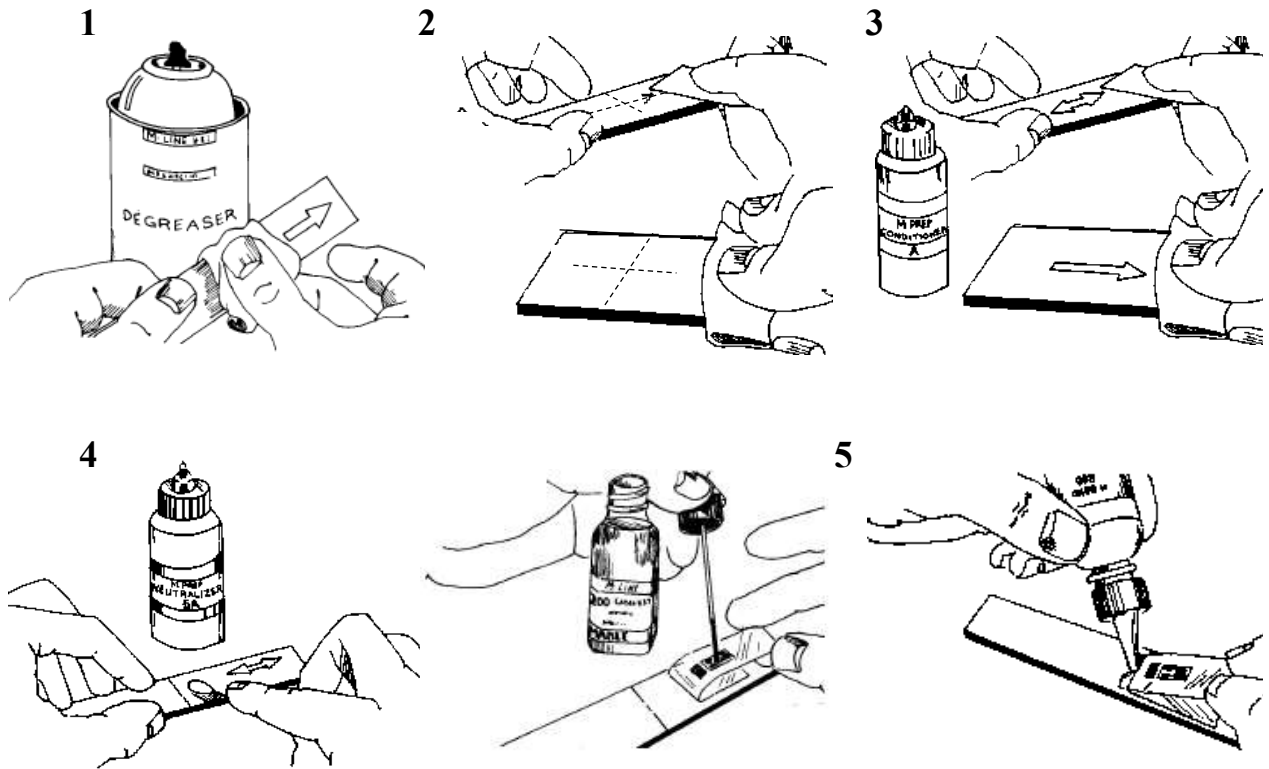


Figura 3.3 Procedimiento para pegado de las galgas [66].

3.9.2 Ensayos de microdureza

Una vez realizadas las mediciones de esfuerzos residuales, se extrajeron pequeñas muestras del volumen afectado por el LSP con la finalidad de caracterizar el efecto del LSP en la subsuperficie. Se realizaron un total de 5 perfiles de microdureza por muestra tal como se ilustra en la Figura 3.4. Se tomaron en cuenta los siguientes parámetros para realizar las mediciones: separación entre cada indentación de 50 μm , longitud por perfil de 1.1 mm a partir de la superficie tratada, separación entre cada perfil de 1 mm; la carga aplicada fue de 50 g durante 15 s. El ensayo se realizó utilizando un microdurómetro Vickers de acuerdo a lo presentado en el apartado 3.5.1.

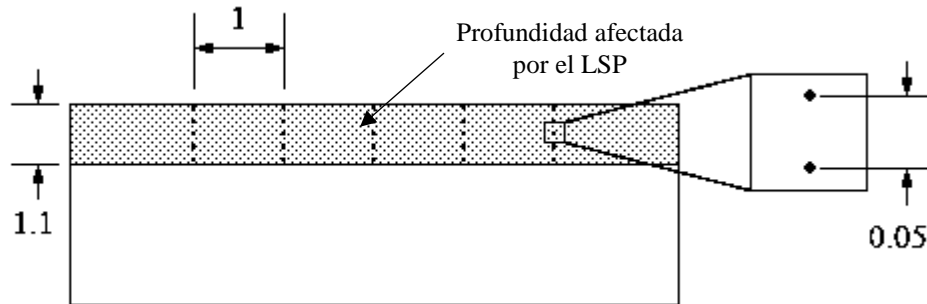


Figura 3.4 Diagrama representativo para la medición de perfiles de microdureza, cotas en mm.

3.9.3 Microscopía electrónica de barrido

Para este análisis, las muestras se prepararon mediante técnicas de metalografía con el fin de caracterizar la topografía y composición química superficial, así como para detectar posibles cambios microestructurales en la superficie y subsuperficie de las muestras (sección transversal) por efecto del LSP. El equipo y preparación de las muestras corresponden a lo señalado en las secciones 3.3 y 3.4.2 respectivamente.

3.10 Ensayos de tensión

Con el objeto de investigar el efecto del tratamiento térmico en las propiedades mecánicas, se llevaron a cabo ensayos de tensión conforme a las especificaciones de la norma ASTM E8-04 [63]. Las pruebas se realizaron en una máquina servo hidráulica de la marca MTS, modelo Landmark Servohydraulic Test System con capacidad de 100 kN equipada con el software Test Suite Elite y extensómetro marca MTS modelo 634.31F-24 con una longitud calibrada de 20 mm. Los parámetros utilizados para las pruebas fueron los siguientes: tasa de deformación de 0.005 mm/mm/s, punto de remoción del extensómetro cuando se alcanzó una elongación de 1 mm y frecuencia de adquisición de datos de 1 Hz. Las dimensiones de las probetas utilizadas se encuentran en el ANEXO I.

Con los datos obtenidos se hizo el tratamiento de datos y se obtuvieron 2 gráficos, uno esfuerzo-elongación y otro esfuerzo-deformación unitaria verdadera usando la deformación unitaria (e) como $e = (l_0 - l_p)/l_0$ y la fórmula para deformación verdadera $\varepsilon = \ln(1+e)$. Con estos datos se realizó una aproximación de la curva esfuerzo-deformación verdadera mediante el modelo de Ramberg-Osgood. Adicionalmente se obtuvieron fractografías de todas las condiciones analizadas para determinar y analizar el tipo de fractura.

3.11 Ensayos de crecimiento de grieta por fatiga

Se llevaron a cabo ensayos de crecimiento de grieta por fatiga en especímenes de tensión compactos tratados con y sin LSP. La prueba se realizó conforme a la norma ASTM E647 [67] en una máquina servo-hidráulica empleando para el control del experimento, el software Multipurpose Elite y un extensómetro tipo Clip-On Displacement, marca MTS modelo 632.03F-30 con una longitud calibrada de 12 mm. Los parámetros empleados durante las pruebas de crecimiento de grieta fueron una relación de carga de $R = 0.1$ ($R = P_{\min}/P_{\max}$) y una onda sinusoidal con una frecuencia de 10 Hz. La Figura 3.5 muestra el arreglo de la probeta en el equipo. El proceso consistió de dos etapas, en la primera etapa se generó una pre-grieta de 3 mm en los especímenes compactos aplicando una carga máxima de 34 kN, la cual fue disminuyendo conforme incrementaba la longitud de la grieta hasta llegar a entre 20 y 24 kN. La carga se seleccionó teniendo en cuenta una tenacidad a la fractura de 200 MPa \sqrt{m} con el fin de que la pre-grieta se generara en un tiempo razonable. En la segunda etapa la grieta se propagó con dos cargas diferentes, 20 kN para las condiciones AR y SOL y 25 kN para las condiciones 0.5, 4 y 100 h, lo anterior debido a la diferencia entre las propiedades mecánicas obtenidas por el tratamiento térmico. En ambos casos la grieta se hizo crecer hasta una longitud de 27 mm.

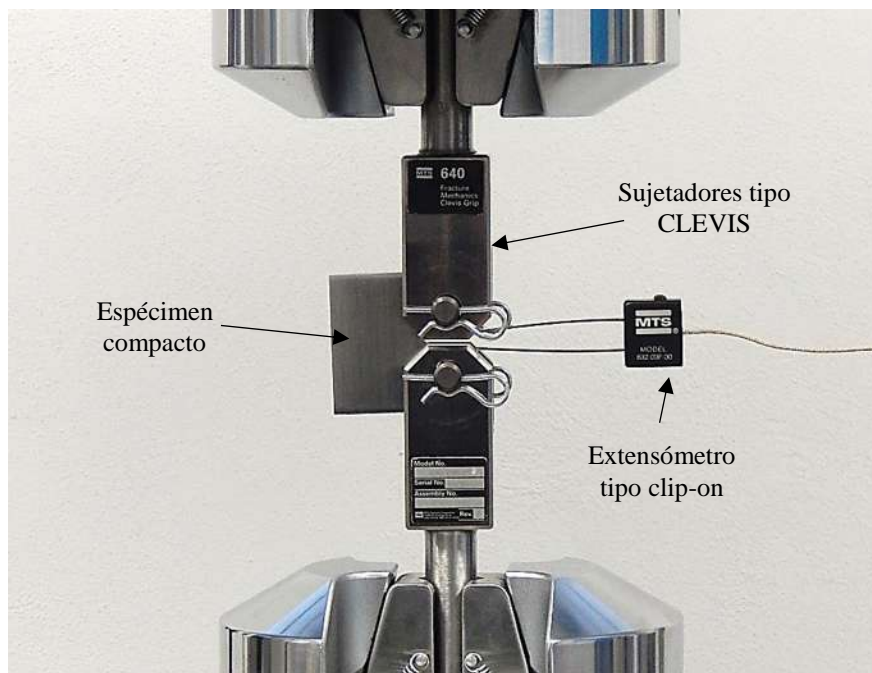


Figura 3.5 Arreglo del montaje del espécimen compacto.

Una vez obtenidos los datos de las pruebas se realizó una aproximación del radio de la zona plástica en la punta de la grieta a partir de las ecuaciones (1.7) y (1.8).

3.12 Ensayos de tenacidad a la fractura

Una vez terminadas las pruebas de crecimiento de grieta por fatiga se utilizaron los mismos especímenes para realizar los ensayos de tenacidad a la fractura. Las pruebas se realizaron en modo control carga bajo las especificaciones de la norma ASTM E399 [64]. La configuración del equipo fue la misma que la mostrada en la sección 3.12. La prueba consistió en aplicar una carga con una tasa de incremento de 0.015 kN/s hasta llegar a la fractura del espécimen el cual tenía una grieta previamente desarrollada por fatiga, de 27 mm. En el desarrollo de la prueba, se generaron dos bases de datos, una de la carga y la otra del desplazamiento de la apertura de la muesca (COD por sus siglas en inglés). El K_{IC} se determinó por medio del registro de la carga P contra desplazamiento de abertura en la muesca, de donde se obtuvo la carga máxima antes de la falla, mientras que del espécimen de prueba se registró la longitud de la grieta en el punto de fractura. La carga de fractura y el tamaño crítico de la grieta se sustituyeron en la función de K_I presentada en la ecuación (1.3) determinando así la tenacidad a fractura K_{IC} [30]. Finalmente se obtuvieron fractografías de las muestras AR, SOL y de los diferentes tratamientos térmicos para determinar y analizar el tipo de falla.

CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Caracterización microestructural

Se generaron cambios microestructurales importantes en la aleación debido al tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación implementado, en los siguientes apartados se muestra información detallada sobre los resultados obtenidos mediante las diversas técnicas de caracterización empleadas. Cabe mencionar que con la finalidad de que esta sección fuera más concisa, únicamente se muestran los resultados de la caracterización de las muestras más representativas.

4.1.1 Microscopía óptica

Tamaño de grano

El tamaño de grano promedio se calculó a partir de micrografías obtenidas mediante microscopía óptica para los diferentes tiempos de envejecido, tal como se muestra en la Figura 4.1. En los resultados obtenidos se puede apreciar que la condición AR exhibe un tamaño de grano mucho menor ($\sim 25 \mu\text{m}$) respecto a las condiciones SOL, 0.5 h y 100 h, en las cuales el tamaño de grano se mantuvo dentro un rango de 185 a 205 μm .

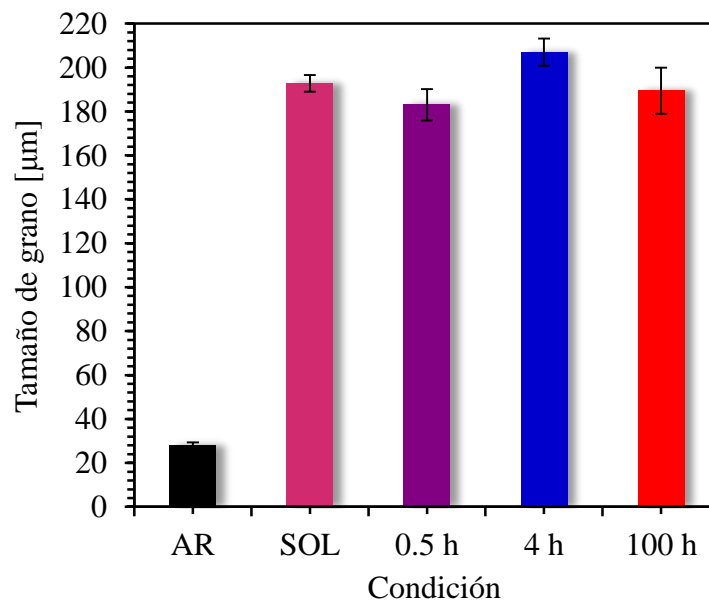


Figura 4.1 Evolución del tamaño de grano durante los diferentes tiempos de envejecido.

4.1.2 Microscopía electrónica de barrido

Las micrografías obtenidas mediante MEB para las condiciones tal como se recibió y envejecidas térmicamente se muestran en la Figura 4.2 (a-f). Se puede apreciar para todas las condiciones una matriz austenítica con granos equiaxiales, adicionalmente se pueden observar algunas maclas las cuales pueden ser maclas de deformación o de recocido. Ha sido ampliamente documentado que las maclas suelen formarse típicamente en materiales con estructura cristalina FCC que presentan una energía de falla de apilamiento de intermedia a baja y que además han sido tratados térmicamente [68]. Algunas teorías sugieren que su formación es resultado del reacomodo atómico durante el crecimiento de grano o la recristalización, mientras que otras sostienen que surgen con la finalidad de liberar la deformación residual localizada debido a la acumulación de fallas de apilamiento. En el caso de la aleación IN718 las maclas han sido reconocidas como uno de los mecanismos de deformación plástica y pueden estar presentes tanto en el material en condición de recepción como posteriormente al tratamiento térmico [22] tal como se aprecia en la Figura 4.2. En las micrografías se muestran una serie de precipitados aislados que pueden ser del tipo MC (carburos primarios cuyo origen viene desde el proceso de solidificación) o carburos $M_{23}C_6$ y M_6C (carburos secundarios que se forman durante el servicio o procesamiento) [19]. En la Figura 4.2 (b) se pueden observar carburos relativamente grandes precipitados en los límites de grano, los cuales se pueden identificar como carburos primarios debido a que no se disolvieron durante la etapa de solubilizado. Para las condiciones de envejecido, Figura 4.2 (c-f), la presencia de carburos aún es constante, sin embargo, se puede observar que conforme incrementa el tiempo de envejecido disminuye la proporción de carburos. Esto se puede atribuir al inicio de la precipitación de la fase δ la cual requiere niobio para su formación, pudiendo obtenerlo de los carburos del tipo NbC.

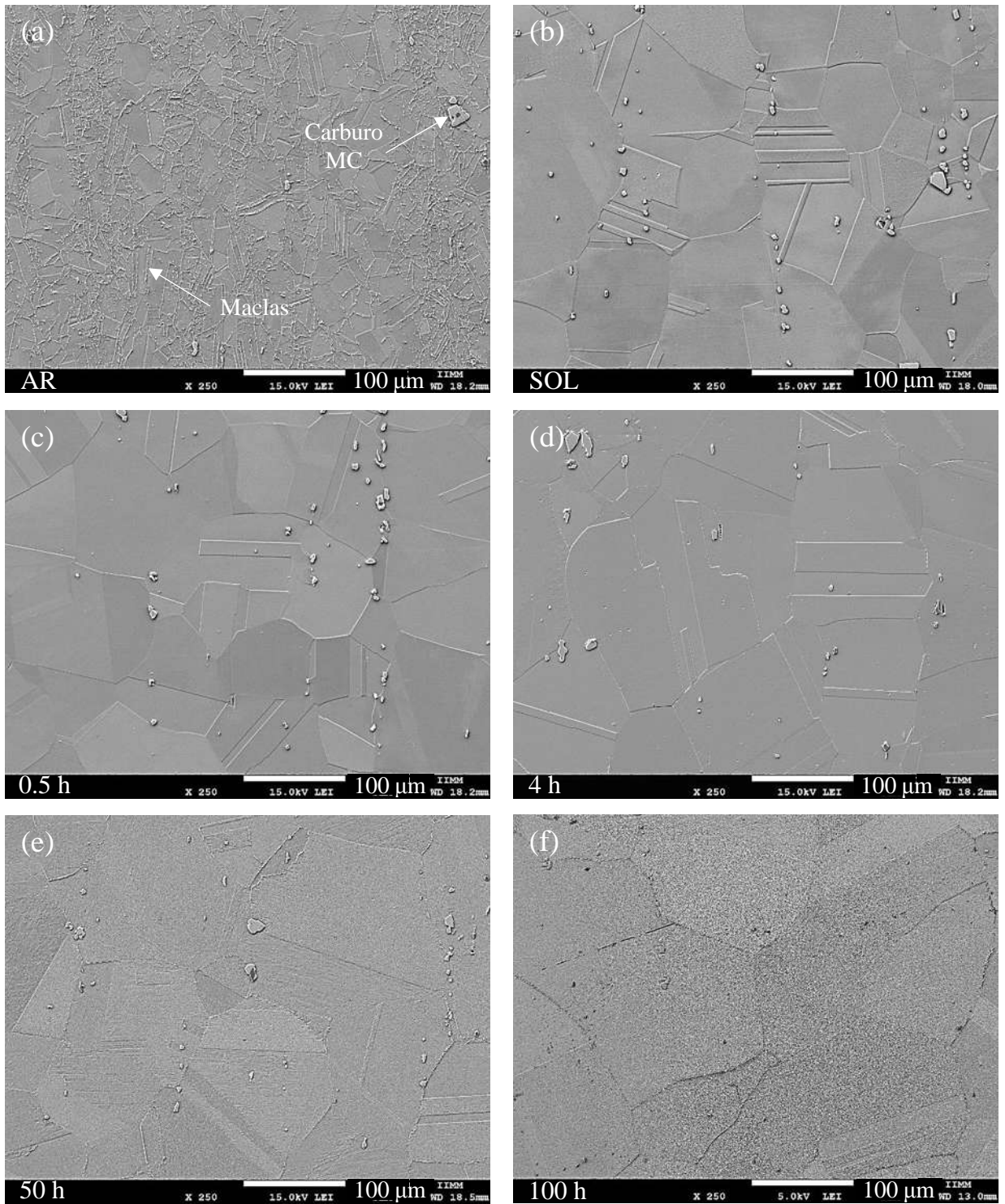


Figura 4.2 Microestructura de la aleación IN78 para los diferentes tiempos de envejecido.

Un análisis de la condición tal como se recibió, Figura 4.3 (a), muestra claramente la presencia de dos fases distintas: la matriz austenítica γ y una serie de partículas de segundas fases precipitadas en el interior y límite de grano. Análisis puntuales llevados a cabo en algunas de las partículas de la muestra revelaron que estas segundas fases corresponden a carburos del tipo MC y precipitados globulares de fase δ , la cual pudo originarse durante el proceso de deformación en caliente llevado a cabo en la aleación [69]. A pesar de que se han realizado un gran número de estudios para determinar el proceso por el cual los precipitados δ cambian gradualmente de forma de placas a forma globular, el mecanismo mediante el cual ocurre aún no es muy bien conocido. Algunos autores sugieren que se debe al corte de precipitados γ'' por súper dislocaciones, lo cual resulta en la creación de pequeñas partículas termodinámicamente inestables que posteriormente son disueltas, generando un incremento local de la concentración de Nb en la matriz. Posteriormente pueden nuclear y crecer partículas de fase δ en pequeñas áreas entre las fallas de apilamiento dentro de las partículas γ'' , donde bajo condiciones térmicas favorables las fallas pueden crecer fácilmente consumiendo a las partículas metaestables γ'' [70, 71]. Otros autores reportan que se debe primeramente a la disolución de placas de fase δ durante el proceso de deformación, mientras que simultáneamente precipitan nuevas partículas esféricas de fase δ . Segundo, debido a la disolución de pequeños fragmentos en las placas de fase δ que posteriormente fracturan como resultado del proceso de deformación [69].

La micrografía para la condición de solubilizado, Figura 4.3 (b) muestra una ausencia de segundas fases, lo cual indica que todos los precipitados intermetálicos fueron disueltos en la matriz FCC debido a la temperatura de 1050 °C empleada durante el tratamiento de solubilizado. Esto también generó una estructura con granos equiaxiales y propició su crecimiento debido a la disolución de la fase δ [72]. Las condiciones de envejecido a 0.5 y 4 h, Figura 4.3 (c) y (d), muestran precipitados abundantes de partículas γ'' las cuales se encuentran homogéneamente distribuidas en la matriz, resultados similares han sido reportados por otros investigadores [13, 24]. A partir de la condición de envejecido de 4 h se logra visualizar el efecto del envejecido en el tamaño de los precipitados γ' y γ'' , así como el comienzo de la precipitación de la fase δ . En la Figura 4.3 (f) se puede apreciar que los precipitados δ que exhiben una morfología en forma de placas que yacen a lo largo de direcciones cristalográficas específicas en la matriz. Se observa también la intersección entre dos

variantes de δ (marcadas como I y II). Esto indica que algunas de estas intersecciones se pueden generar debido al corte alguna de las variantes por el crecimiento/propagación de otra variante [71].

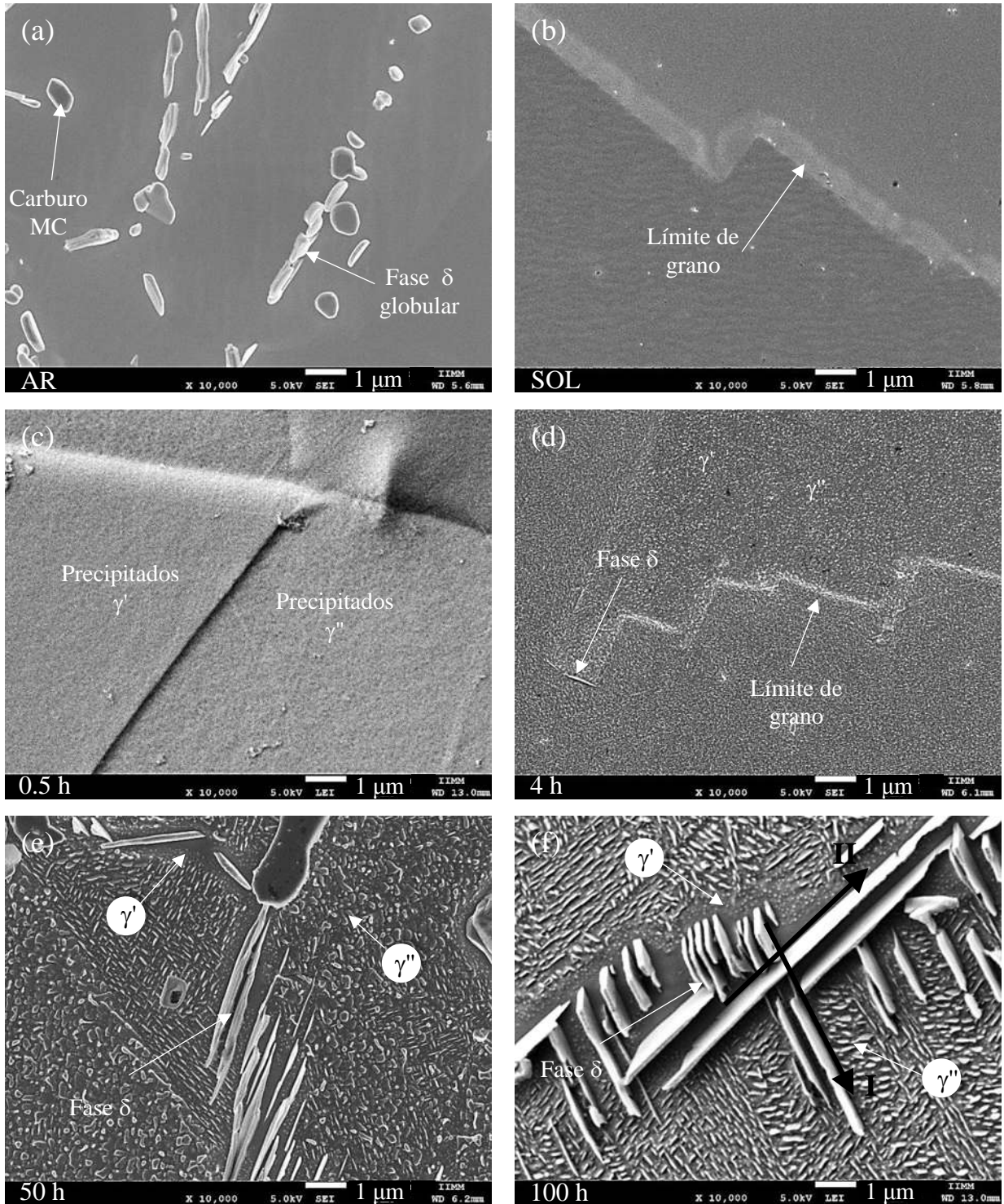


Figura 4.3 Evolución microestructural de la aleación IN718 conforme el tiempo de envejecido.

Durante las primeras horas de envejecido, Figura 4.4(a-b), los precipitados γ'' son finos y presentan forma de disco con un tamaño promedio de 30 nm. Adicionalmente se cuenta con la presencia de partículas γ' de morfología esférica, las cuales se encuentran atrapadas entre las partículas γ'' . Para el tiempo de envejecido de 50 h, Figura 4.4 (c), los precipitados γ'' cambian de forma durante el crecimiento presentando una morfología notablemente más alargada con una longitud aproximada de 90 nm. En esta condición los precipitados γ'' siguen siendo coherentes con la matriz, hasta alcanzar una longitud de 100 nm [13]. Cabe mencionar que en esta condición continúa existiendo la presencia de precipitados esféricos γ' de ~35 nm de diámetro. Cuando incrementa el tiempo de envejecido a 100 h, los precipitados γ'' lucen como plaquetas delgadas con una longitud promedio de 130 nm, mientras que las partículas γ' continúan teniendo una forma esférica, Figura 4.4 (d). La precipitación de la fase δ se hizo evidente cuando la aleación se sometió a las condiciones de envejecido por encima de 50 h, Figura 4.4 (c) y (d), esto se debe a que conforme incrementa el tiempo de envejecido las partículas γ'' crecen y los precipitados δ comienzan a incrementar su fracción volumétrica consumiendo el Nb a expensas de la fase γ'' [13, 24, 69]. Adicionalmente se observó que en este caso el crecimiento de la fase δ es intragranular, de acuerdo a Sundararaman y col. [73] este modo de nucleación se debe a las fallas de apilamiento dentro de los precipitados γ'' . En la Figura 4.4 (d) se observan únicamente unos cuantos precipitados esféricos γ' que permanecen entre las placas δ generando una zona libre de precipitados adyacente al límite de grano. El ancho de esta región es de aproximadamente 0.3 μm . Resultados similares han sido reportados por Slama y col. [24]. Lo anterior no se observa para el tiempo de envejecido de 50 h, Figura 4.4 (c), donde una cantidad considerable de precipitados γ' se pueden observar entre las placas de los precipitados δ . Una explicación a este fenómeno podría atribuirse a que la fracción volumétrica de la fase δ incrementa con la temperatura y tiempo de envejecido.

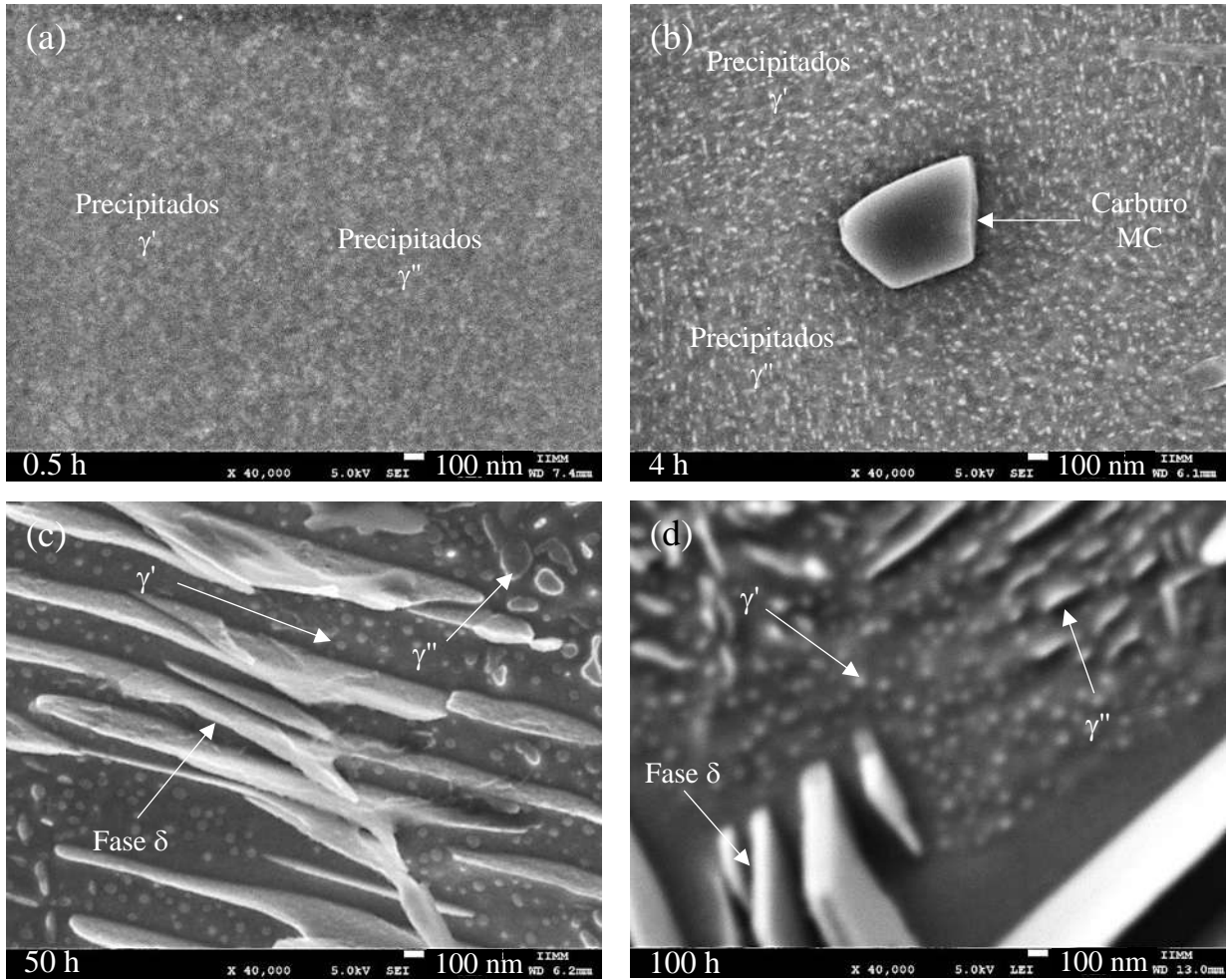


Figura 4.4 Morfología y tamaño de las diferentes fases presentes en la aleación IN718 en función del tiempo de envejecido.

Se identificó la presencia de carburos del tipo MC, donde M puede ser ya sea Nb o Ti, en base al mapeo elemental realizado para analizar la composición química de partículas encontradas en la condición 100 h, el cual se presenta en la Figura 4.5. Se puede observar que un grupo de precipitados corresponden a carburos de niobio (NbC), mientras que sólo uno de ellos se pudo relacionar a la concentración de elementos presentes en los carburos de titanio (TiC). Cabe mencionar que mediante la caracterización por MEB los carburos NbC presentan un color claro debido a que el niobio tiene un número atómico mayor al del titanio, en cuyo caso los TiC se visualizan de un color más oscuro [74]. Dicha aseveración se puede corroborar por medio de la micrografía presentada en la Figura 4.5.

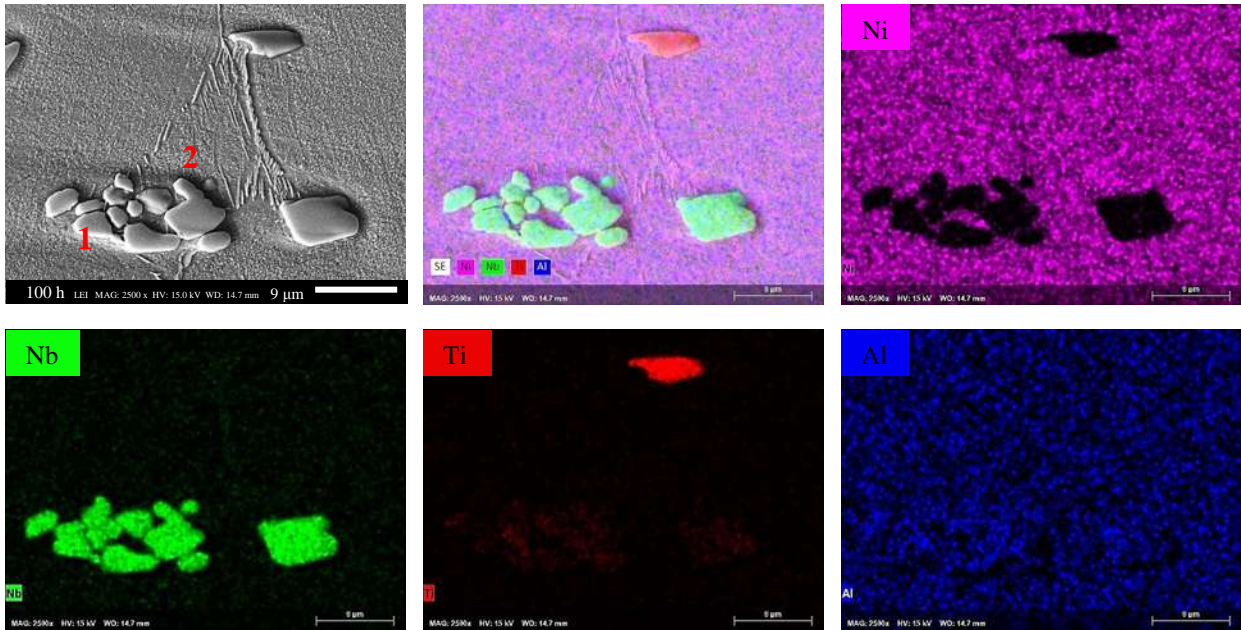


Figura 4.5 Mapeo elemental de partículas encontradas en muestra envejecida durante 100 h.

4.1.3 Difracción de rayos-X

Los resultados de difracción de rayos-X muestran picos de difracción bien definidos para cada una de las fases presentes generadas durante el proceso del tratamiento térmico tal como se muestra en la Figura 4.6. Los picos principales característicos en todos los difractogramas corresponden a la matriz γ .

Es importante mencionar que para los tiempos de envejecido cortos es muy difícil comprobar la existencia de las fases γ' y γ'' ya que no se pueden distinguir muy bien del fondo, sin embargo, los patrones de difracción correspondientes a las condiciones de tratamiento térmico de 0.5, 4 y 100 h revelan la presencia de pequeños picos de difracción que corresponden a las fases γ' y γ'' , Figura 4.7. Lo anterior lleva a asumir que estos picos de pequeña intensidad corresponden muy probablemente a los precipitados γ' y γ'' . Un análisis de los picos (200), (220), (113) y (222) en las condiciones 4 y 100 h muestra un corrimiento con respecto al patrón obtenido en la condición 0.5 h, en ambos casos este comportamiento se puede asociar a esfuerzos residuales de tipo compresivo.

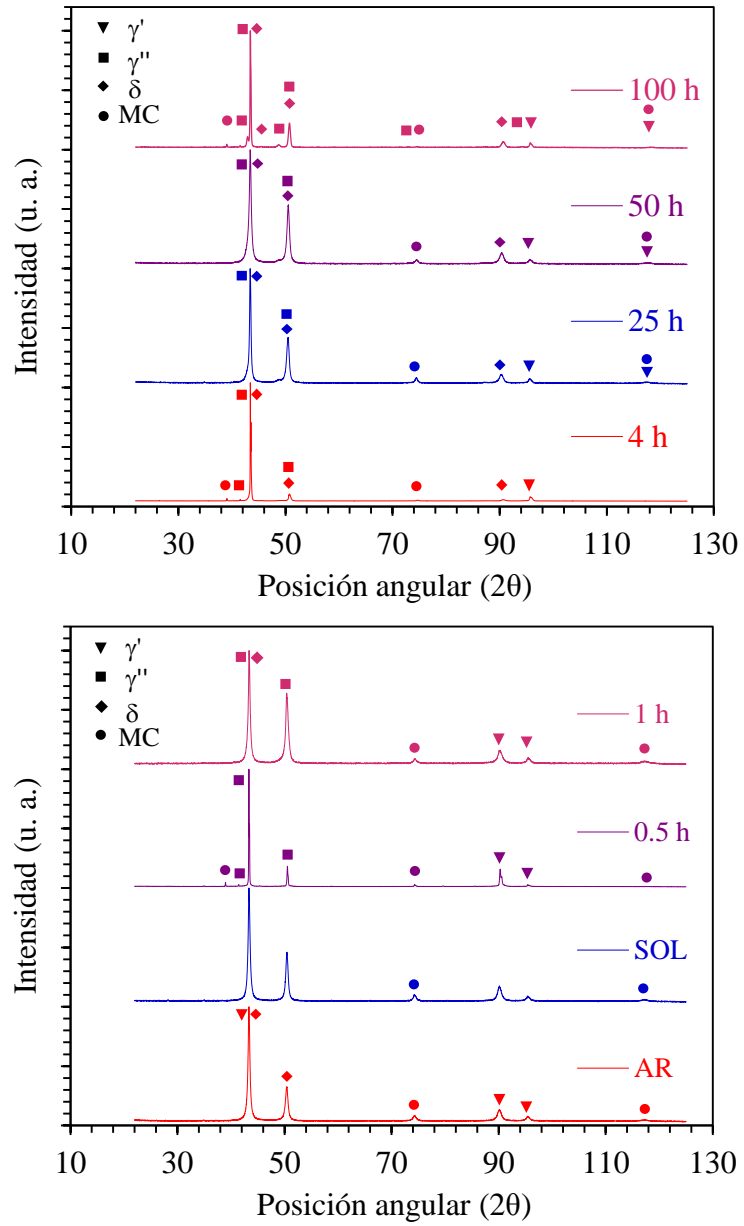


Figura 4.6 Patrones de difracción correspondientes a los diferentes tiempos de envejecido.

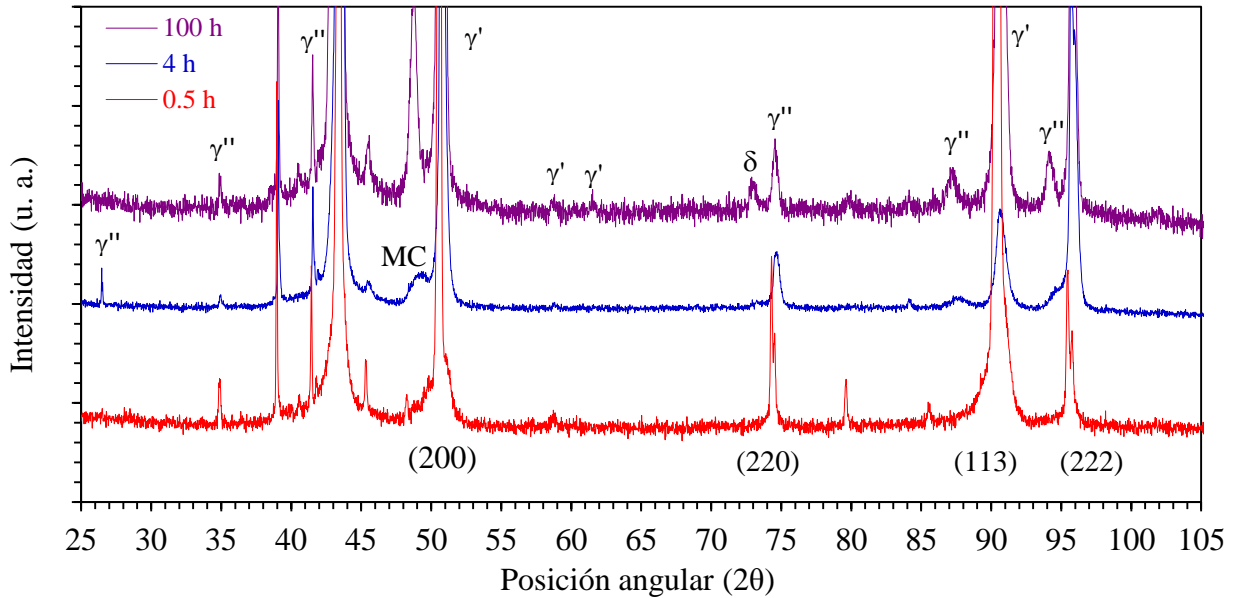


Figura 4.7 Detalle de los picos de difracción más representativos para los tiempos de envejecido de 0.5, 4 y 100 h.

4.2 Caracterización mecánica

4.2.1 Ensayos de microdureza

La Figura 4.8 muestra los cambios de la microdureza en función del tiempo de envejecido. Se puede observar que la temperatura de envejecido fue lo suficientemente alta para que la velocidad de difusión fuera suficiente e indujera un endurecimiento rápido en la aleación, llegando a una dureza máxima de 410 HV en un tiempo de envejecido relativamente corto. Esto se puede atribuir a la gran proporción de la fase γ'' en el material, tal como se puede apreciar en la Figura 4.3 (d) donde la abundancia de la fase γ'' es grande en comparación con las demás fases presentes.

Las mediciones de microdureza en muestras donde se comenzó a observar la precipitación de la fase δ , condiciones observadas en las Figuras 4.3 (e) y (f), mostraron un decremento en valores de hasta un 15 %. Existen opiniones diferentes respecto a la influencia de la fase δ en las propiedades mecánicas de la aleación [24, 70]; sin embargo en este caso se puede inferir que el decremento en los valores de microdureza se debe en primer lugar al crecimiento rápido y disolución parcial de los precipitados γ'' y en segundo lugar al incremento de la fracción volumétrica de la fase δ . Por otra parte el modo de precipitación de la fase δ tiene un efecto diferente en las propiedades mecánicas de la aleación [21]. De acuerdo a la caracterización microestructural presentada en la

sección anterior se observa que el modo de precipitación de la fase δ es intergranular lo cual tenderá a disminuir las propiedades mecánicas.

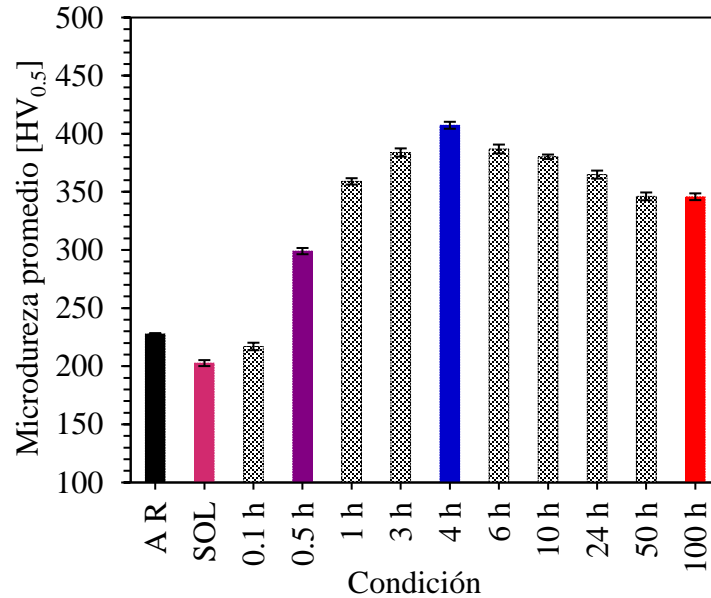


Figura 4.8 Microdureza Vickers promedio para muestra AR y SOL y probetas con las diferentes condiciones de envejecido.

4.2.2 Ensayos de tensión

Los ensayos de tensión uniaxial mostraron cambios importantes en la resistencia mecánica de la aleación. La Figura 4.9 presenta el comportamiento de la curva esfuerzo-elongación para las probetas en condición de AR, SOL y tratadas térmicamente. Se puede observar que la condición de envejecido a 4 h presenta las propiedades mecánicas más elevadas, con un esfuerzo de fluencia de ~ 1000 MPa y una resistencia última de tensión (UTS) de 1328 MPa. Por otra parte, la condición de solubilizado exhibe las propiedades mecánicas más bajas, con un esfuerzo de fluencia y UTS de 360 y 777 MPa respectivamente. Ambos comportamientos se encuentran asociados a la precipitación de fases endurecedoras y a la disolución de las fases presentes, respectivamente. Para entender estos cambios es necesario analizar el comportamiento esfuerzo-deformación y el mecanismo de endurecimiento por deformación de las diferentes condiciones, mediante el estudio de la interacción de los precipitados con las variables de deformación plástica y su efecto en la formación de dislocaciones.

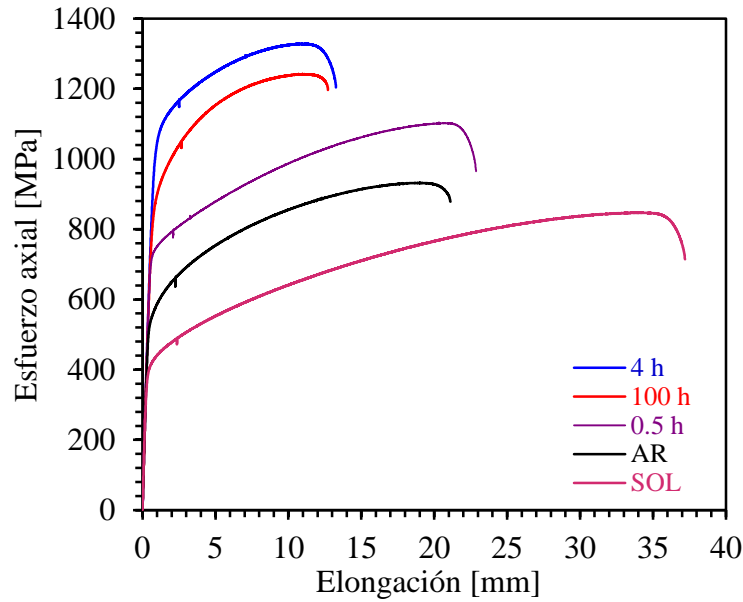


Figura 4.9 Curvas esfuerzo-deformación para las condiciones tal como se recibió y envejecidas a diferentes tiempos.

Es sabido que durante la deformación plástica, el mecanismo de endurecimiento ocurre debido a la formación de dislocaciones. En una primera etapa, la deformación plástica hace que se incremente la densidad de dislocaciones. Conforme continúa el proceso de deformación las dislocaciones se atorán en los precipitados, de manera que el incremento en la densidad de dislocaciones causa que incremente el esfuerzo requerido para la posterior formación y movimiento de las dislocaciones. Cuando las dislocaciones interactúan con los precipitados, pueden ocurrir dos fenómenos los cuales dependen del tamaño del precipitado. Si los precipitados son lo suficientemente pequeños las dislocaciones pueden cortarlos, mientras que si los precipitados son grandes se presenta entonces el mecanismo de endurecimiento de Orowan [70]. En el caso de la aleación IN718, el tamaño de los precipitados γ'' es del orden nanométrico por lo tanto la interacción entre las dislocaciones y los precipitados γ'' se lleva a cabo mediante el mecanismo de corte. Considerando que los precipitados γ'' presentan una estructura ordenada del tipo D_{022} , se necesita la formación de súper-dislocaciones con un vector de Burgers doble para que puedan cortarlos [70, 75].

Dado que las súper dislocaciones requieren de una energía de formación elevada, comienzan a formarse durante la segunda etapa del ciclo de deformación plástica. En esta etapa el movimiento de las dislocaciones es complicado por lo que únicamente se puede llevar a cabo el mecanismo de corte de precipitados mediante súper dislocaciones [70]. Además del fenómeno de interacción de dislocaciones con precipitados, el endurecimiento también se puede presentar como consecuencia

del grado de desorientación que presenta la red debido a las deformaciones coherentes que se generan entre las partículas γ'' y la matriz, el cual es un parámetro importante a considerar puesto que estas deformaciones tienen una influencia en la resistencia y estabilidad microestructural de la aleación [23, 76, 77].

La Figura 4.10 muestra una comparación entre el esfuerzo último y de fluencia. Se puede observar que el tratamiento térmico tiene un efecto más profundo en el esfuerzo de fluencia que en el esfuerzo último. Por ejemplo, en una comparación entre la condición de solubilizado respecto a las condiciones de envejecido a 0.5 y 4 h, se tiene un incremento en el esfuerzo de fluencia de 97 % (350 MPa) y 178 % (640 MPa) respectivamente, mientras que en el UTS se muestra un incremento de 42 % (327 MPa) y 71 % (551 MPa) respectivamente. Estas variaciones en las propiedades mecánicas que presenta la aleación para las diferentes condiciones de tratamiento térmico se pueden atribuir a los cambios microestructurales inducidos durante el proceso de envejecido, así como a los mecanismos de endurecimiento por deformación descritos en los párrafos anteriores.

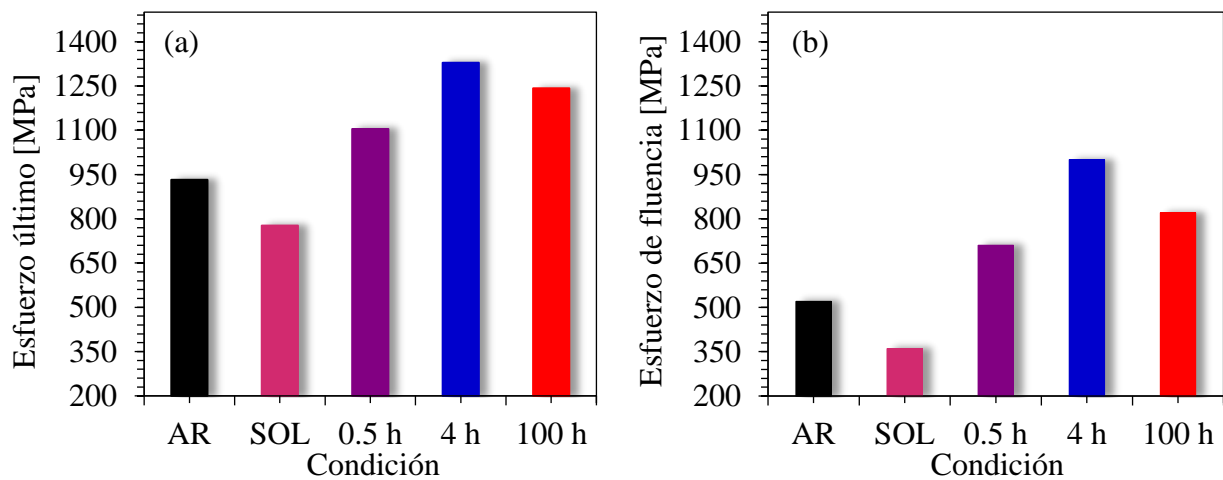


Figura 4.10 Efecto del tratamiento térmico de envejecido en la aleación IN718 (a) esfuerzo último y (b) esfuerzo de fluencia.

La Tabla 4.1 muestra un resumen de las propiedades mecánicas obtenidas para cada una de las condiciones durante los ensayos de tensión. Los valores obtenidos respecto al porcentaje de elongación indican que la ductilidad fue significativamente afectada debido al proceso de envejecido, esto se ve reflejado en la condición de solubilizado la cual presenta una alta deformación debido a que las dislocaciones pueden desplazarse grandes distancias antes de encontrarse con barreras microestructurales.

Tabla 4.1 Propiedades mecánicas obtenidas resultado de los ensayos de tensión.

Condición	E [GPa]	$\sigma_{\text{máx}}$ [MPa]	$\sigma_{y0.2\%}$ [MPa]	Elongación [%]
AR	203.5	932	520	26
SOL	201	777	360	46.5
0.5 h	206	1104	710	29
4 h	202.5	1328.5	1000	17
100 h	206.5	1242	820	16

Las Figura 4.11 muestra la relación entre la microdureza y los esfuerzos axiales de fluencia y último respectivamente. Se puede apreciar que la microdureza presenta una tendencia similar a la de los esfuerzos de fluencia y UTS.

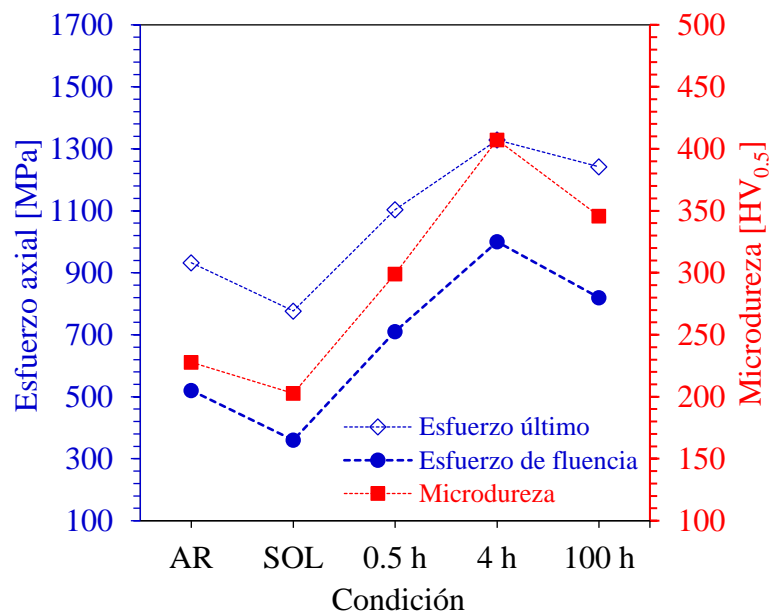


Figura 4.11 Relación entre las mediciones de microdureza Vickers, UTS y esfuerzo de fluencia ($\sigma_{y0.2\%}$).

La Figura 4.12 muestra las curvas esfuerzo-deformación verdaderos para cada una de las condiciones. Estas curvas cubren la parte de deformación lineal elástica con módulos de Young muy similares, la región de transición elástico-plástica y la parte donde las deformaciones pueden considerarse totalmente plásticas. Se puede observar que el comportamiento plástico en las condiciones AR y envejecidas por 4 h presentan pendientes (líneas punteada) muy parecidas y ligeramente mayores a las probetas de SOL y 0.5 h. Más aún, la probeta envejecida a 100 h exhibe

una pendiente mayor con respecto a todas las condiciones de envejecido, lo cual se puede relacionar a la precipitación de la fase δ .

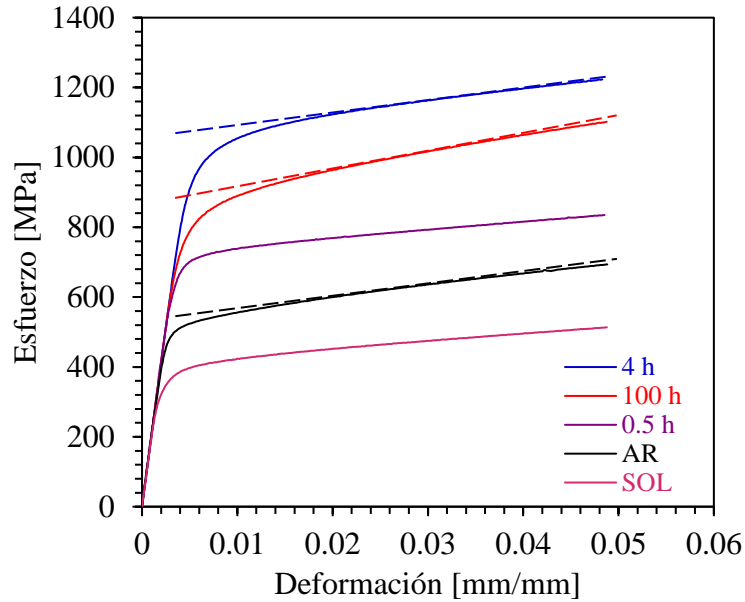


Figura 4.12 Curvas esfuerzo-deformación real para la aleación IN718.

Modelo de Ramberg Osgood para la curva esfuerzo-deformación

Con el fin de tener una mejor comprensión sobre el efecto del tratamiento térmico de endurecimiento por precipitación y los mecanismos de endurecimiento por deformación en la aleación IN718, se empleó el modelo de Ramberg Osgood para describir la curva esfuerzo-deformación hasta valores de deformación de 0.05. La ventaja de este modelo es que puede evaluar el comportamiento del material en las zonas elástico y plástico con una transición gradual entre ambos procesos. Como se mencionó anteriormente la relación básica de Ramberg-Osgood se expresa de la siguiente manera

$$\epsilon_t = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K} \right)^{n_{RO}} \quad (1.16)$$

donde K es el coeficiente de resistencia (con unidades de esfuerzo) y n_{RO} el exponente de Ramberg-Osgood. Ambos coeficientes se pueden obtener mediante un ajuste lineal de los datos experimentales en un gráfico $\ln(\epsilon_t)$ vs $\ln(\sigma_t)$, a partir de la expresión $\epsilon_p = n_{RO} \ln(\sigma) - \ln(K)$. Para

fines prácticos el exponente n_{RO} puede relacionar con el exponente de endurecimiento de Hollomon mediante la relación $n = 1/n_{RO}$. La magnitud del coeficiente de endurecimiento, n , refleja la habilidad del material para resistir la deformación. Esto implica que un valor de $n = 1$ representa un comportamiento idealmente elástico, mientras que $n = 0$ representaría un material idealmente plástico [78].

A pesar que el proceso de linearización en teoría debería de mostrar una línea recta en el gráfico $\ln(\sigma_e)$ vs $\ln(\epsilon_p)$, estos mostraron un comportamiento no lineal desde deformaciones por encima del límite de proporcionalidad hasta valores que corresponden a una deformación de 0.05 [mm/mm]. Se observó también que todas las condiciones presentaban un comportamiento con múltiples etapas de endurecimiento por deformación, por lo tanto, se decidió particionar las curvas en diferentes secciones lineales para realizar así un ajuste lineal en cada sección (Figura 4.13), esto con la finalidad de obtener variables de ajuste que modelaran de la mejor manera posible las curvas experimentales esfuerzo-deformación. El comportamiento de endurecimiento por deformación en varias etapas ha sido reportado por diversos investigadores [58, 59, 79-81]. La Tabla 4.2 muestra una comparación de los coeficientes obtenidos en las diferentes etapas para cada una de las condiciones, los cuales posteriormente fueron empleados para el modelado de las curvas esfuerzo-deformación.

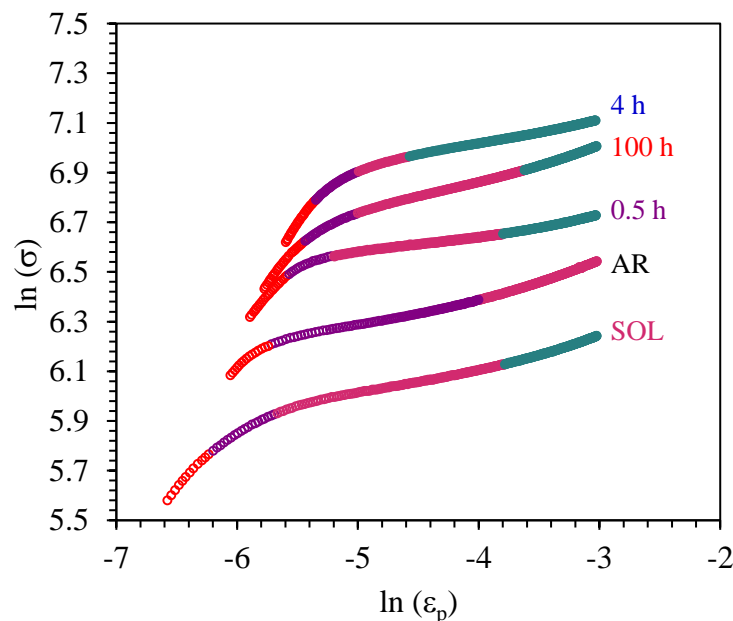
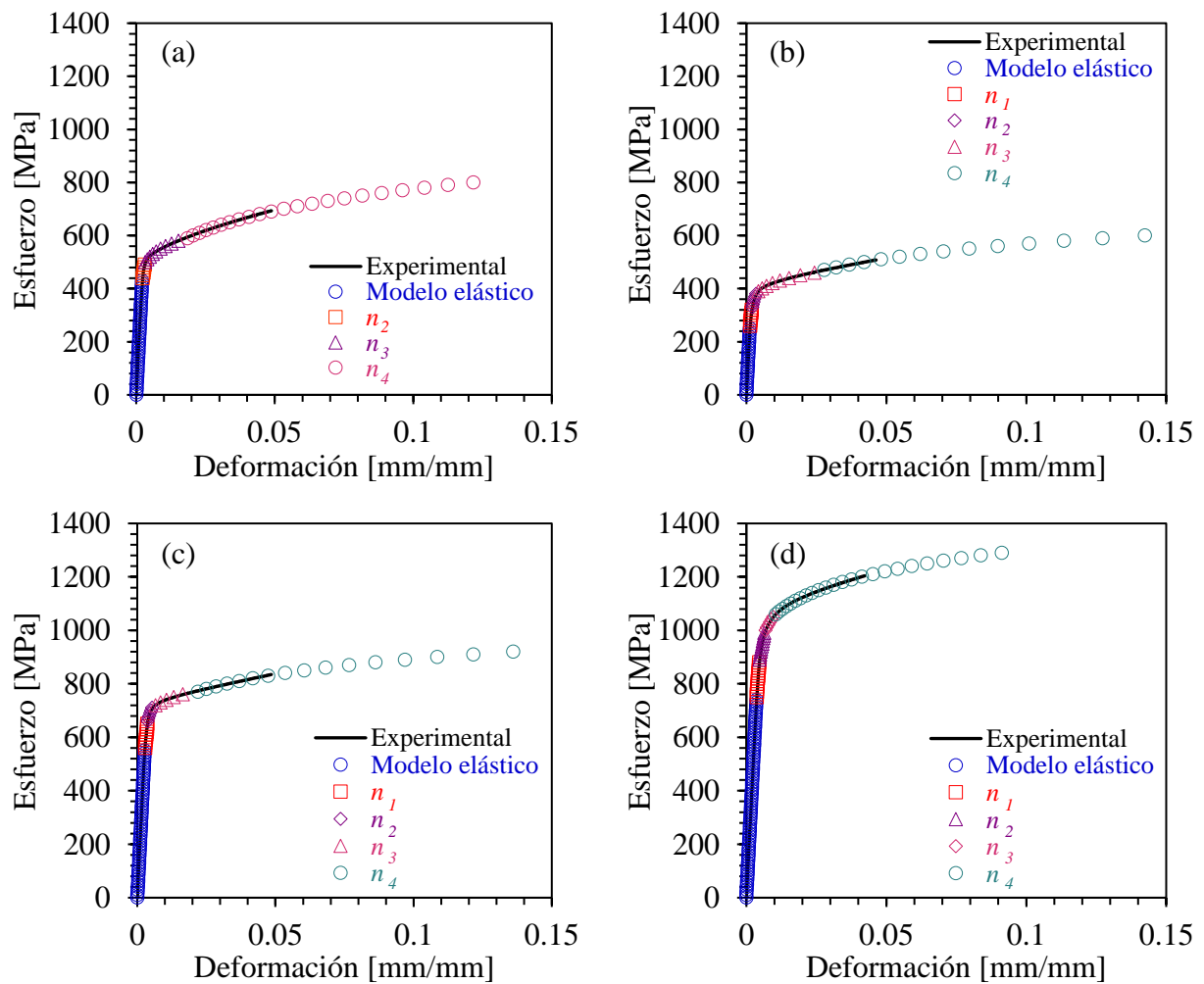


Figura 4.13 Gráficos esfuerzo-deformación que ilustran los rangos empleados para la linearización en varias etapas.

Tabla 4.2 Constantes n y K para las diferentes etapas de endurecimiento.

Condición	Coeficiente de endurecimiento				Módulo de plasticidad			
	n_1	n_2	n_3	n_4	K_1	K_2	K_3	K_4
AR	---	0.377	0.095	0.161	---	4354	866	1124
SOL	0.540	0.287	0.095	0.149	9327	1937	655	803
0.5 h	0.543	0.201	0.059	0.097	13673	2037	970	1117
4 h	0.695	0.326	0.142	0.091	36790	5116	2034	1604
100 h	0.577	0.256	0.119	0.161	17558	3059	1542	1792

Los resultados de las predicciones de Ramberg-Osgood y los valores experimentales de esfuerzo y deformación se muestran en la Figura 4.14, en donde se puede apreciar claramente que el modelo de Ramberg-Osgood presenta un ajuste bastante preciso en el comportamiento elástico, la transición elástico-plástica y la parte plástica del material.



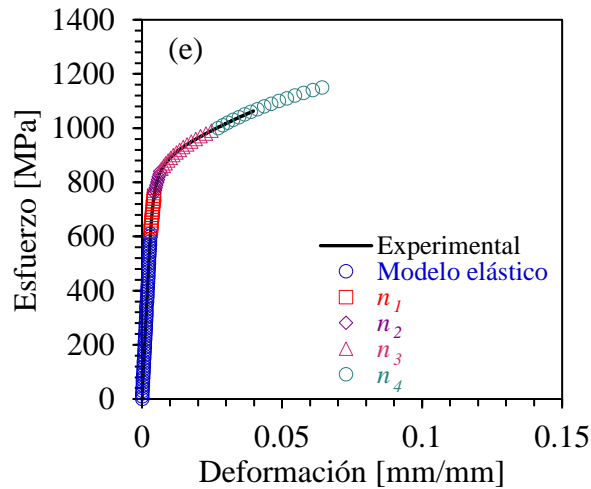


Figura 4.14 Ajuste de las curvas esfuerzo-deformación mediante el modelo de Ramberg Osgood para las condiciones (a) AR, (b) SOL, (c) 0.5, (d) 4 y (e) 100 h.

El conocer el exponente de endurecimiento por deformación mediante el ajuste de las curvas es de gran importancia en el diseño a la hora de asegurar la integridad estructural de los componentes, adicionalmente el modelar el comportamiento no-lineal de los materiales permite una caracterización más sistemática de los materiales mediante el uso de herramientas computacionales como el elemento finito [79].

Se llevó a cabo una aproximación mediante diferencias de los datos generados durante los ensayos de tensión para obtener la tasa de endurecimiento por deformación mediante la expresión

$$\left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right)_i = \frac{\sigma_{i+1} - \sigma_i}{\varepsilon_{i+1} - \varepsilon_i}$$

Los resultados calculados para cada una de las condiciones se muestran en la Figura 4.15 donde se puede apreciar que las curvas presentan dos etapas de endurecimiento. Se observa que el inicio de las etapas varía de acuerdo a la condición analizada, en el caso de la condición SOL la etapa I comienza a un valor de deformación de ~ 0.001 , mientras que para la condición 4 h inicia en 0.0035 (las demás condiciones inician en un rango intermedio). Este comportamiento se encuentra directamente relacionado a la resistencia mecánica de la aleación en cada condición, tal como se puede apreciar en la Figura 4.12. De igual manera en comienzo de la etapa II varía en función de la condición analizada. En este caso el inicio de la etapa II en la condición AR se presenta a un valor de deformación de 0.007, mientras que en las condiciones tratadas térmicamente inicia a un

valor ϵ de 0.015. Se puede observar también que durante la etapa I las condiciones AR, 0.5 y 100 h presentan una caída más abrupta en la tasa de endurecimiento por deformación en comparación con las condiciones SOL y 4 h en las cuales la pendiente es aproximadamente la misma. De acuerdo a Hockauf y col. [82] la pendiente pronunciada en la etapa I es producto del deslizamiento de bandas que generan un incremento en la densidad de dislocaciones.

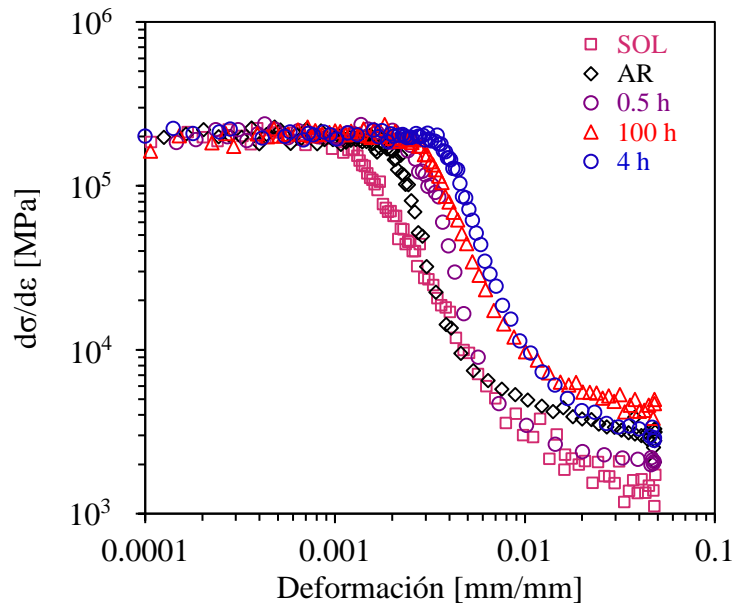


Figura 4.15 Tasa de endurecimiento por deformación para condición tal como se recibió y para los diferentes tiempos de envejecido.

Fractografías obtenidas de los ensayos de tensión

La Figura 4.16 muestra imágenes obtenidas mediante MEB de la superficie de fractura obtenida después de los ensayos de tensión, para las condiciones AR y envejecidas a diferentes tiempos. Se puede observar que el tipo de fractura para la mayoría de las condiciones es totalmente dúctil, Figura 4.16 (a-d), debido a que se caracterizan por la nucleación de microhuecos que se forman alrededor de partículas de fases secundarias durante el proceso de deformación plástica. Por otra parte la muestra envejecida a 100 h, Figura 4.16 (e), exhibe un tipo de fractura intergranular la cual se caracteriza por presentar un crecimiento de grieta principalmente a lo largo de los límites de grano. Este mecanismo de falla generalmente se asocia con un tipo de fractura frágil, la cual es generada por agentes que debilitan el material, en este caso la precipitación intergranular de carburos MC y fase δ [83].

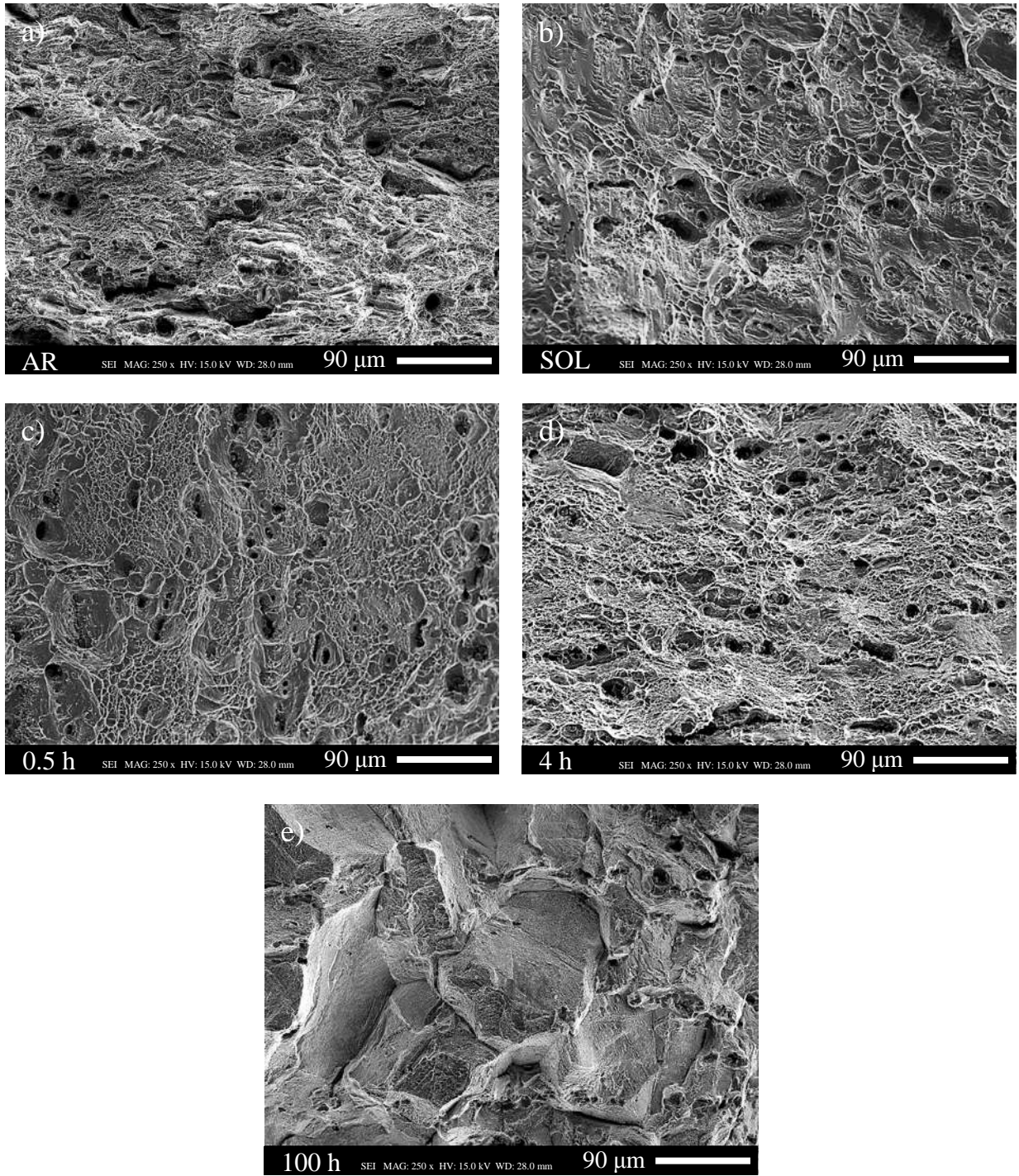


Figura 4.16 Superficies de fractura obtenidas de los ensayos de tensión.

En la Figura 4.17 se muestra un mapeo elemental de la superficie da fractura en donde se puede observar la presencia de inclusiones nucleadas en los microhuecos las cuales cuentan con la presencia de C, N, Ti y Nb al aparecer zonas más coloreadas en estos elementos.

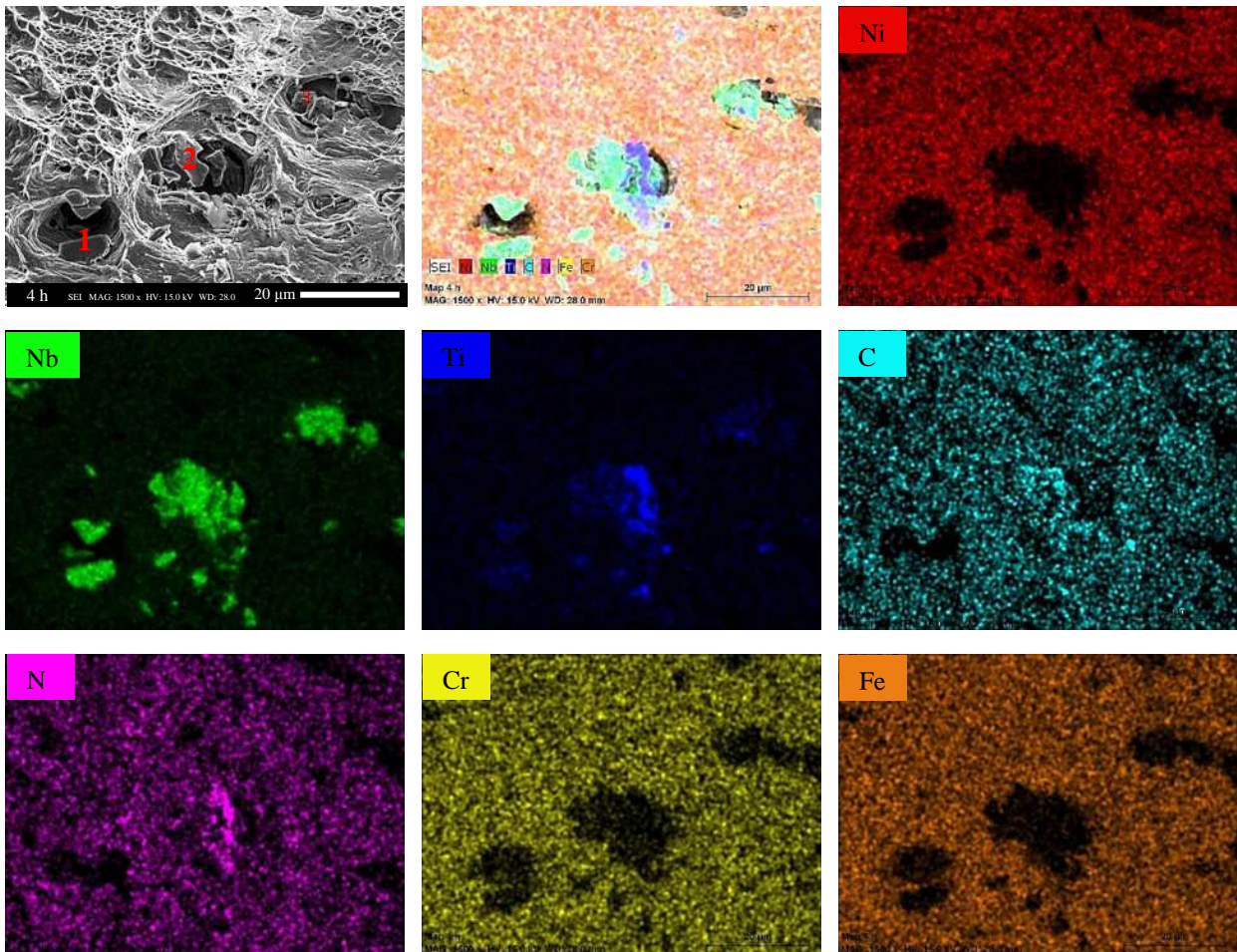


Figura 4.17 Mapeo de concentración elemental de partículas encontradas en la superficie de fractura para la condición 4 h.

Con el fin de determinar la composición química de las fases secundarias se llevaron a cabo análisis puntuales mediante EDS, cuyos espectros de composición y cuantificación elemental se presentan en la Figura 4.18 (a-b). En base a los resultados obtenidos se puede apreciar que la estequiometría de los elementos encontrados corresponde a los carbonitruros primarios (Nb,Ti)CN generados durante el proceso de solidificación [84, 85], los cuales contienen pequeños porcentajes de Ti y N en el caso de la partícula 1(Figura 4.18 a) tal como lo confirmaron los análisis EDS.

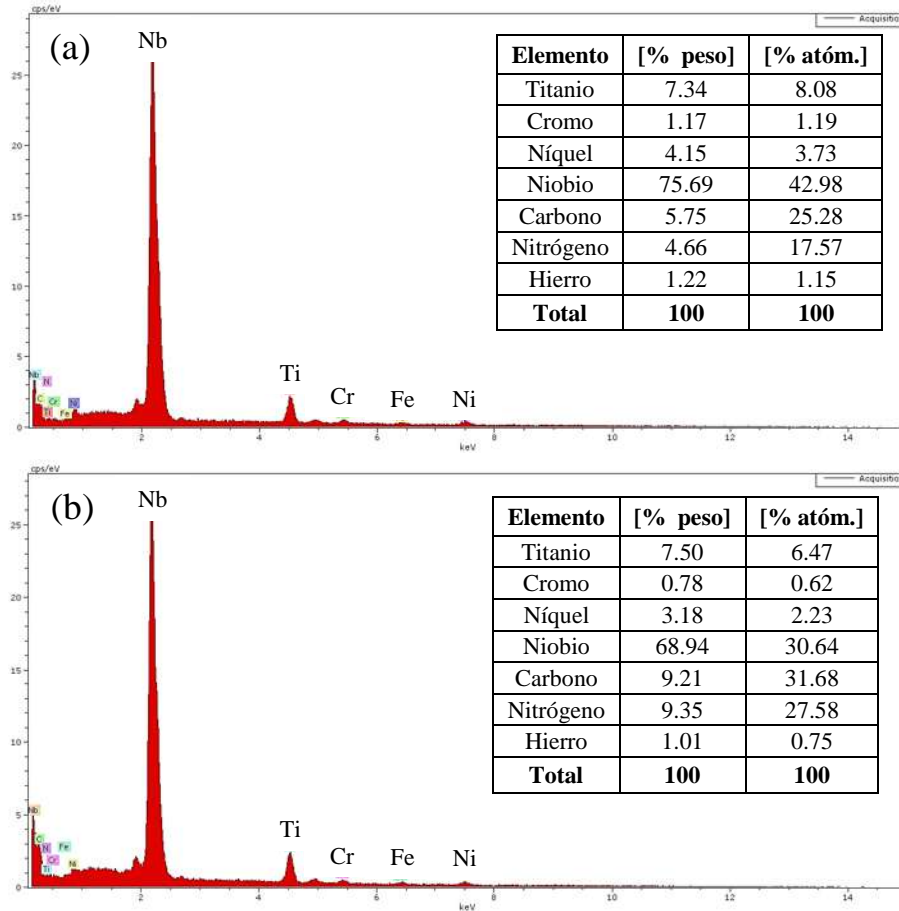


Figura 4.18 Espectro y composición química mediante análisis puntual EDS de precipitados encontradas en la superficie de fractura de la Figura 4.16: (a) partícula 1 y (b) partícula 2.

4.3 Caracterización Microestructural y mecánica de los efectos inducidos por el LSP

4.3.1 Microscopía electrónica de barrido

Debido al tratamiento del LSP la superficie de la muestra es expuesta a presiones y temperaturas intensas que pueden producir cambios en la composición química de la superficie [15]. La Figura 4.19 (a-b) muestra la apariencia de la superficie posterior al tratamiento del LSP en la condición de envejecido 4 h, donde se puede apreciar la formación de una capa resolidificada en la superficie de la muestra. Esto indica que durante el proceso se presenta una fundición y resolidificación de la capa superficial del material, la cual se caracteriza por la formación de poros no uniformemente distribuidos, así como la presencia de pequeñas partículas resolidificadas de diversos tamaños.

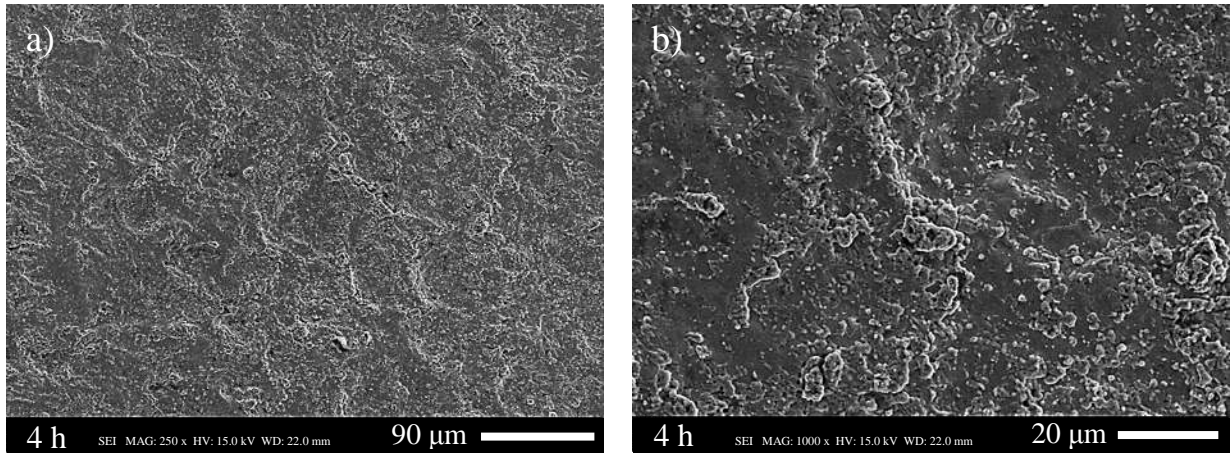


Figura 4.19 Micrografías a diferentes magnificaciones de la superficie resolidificada posterior a la implementación del LSP en la condición 4 h.

Se llevó a cabo un mapeo elemental de la superficie tratada mediante LSP, el cual se muestra en la Figura 4.20. Se puede observar que la composición cambia en diferentes regiones, esto implica que la capa resolidificada no es uniforme. Tal como se mencionó anteriormente, algunas regiones se caracterizan por presentar una alta densidad de poros, mientras que otras áreas tienen una apariencia más lisa.

Los resultados de los análisis puntuales mediante EDS realizados en las regiones indicadas en la Figura 4.20 se comparan en la Tabla 4.3. Se puede observar que en las regiones con una alta densidad de poros (EDS 1 y 3) existe una alta concentración de oxígeno y cromo, así como un menor contenido de níquel. Se presentan también algunas variaciones en el porcentaje de Ti y Al. Esto indica que tanto las regiones con una alta densidad de poros (1 y 3) como la superficie lisa (2) están afectadas térmicamente por el efecto del láser, pero en un grado diferente.

Peyre y col. [86] caracterizaron la superficie de una muestra de acero inoxidable 316 L tratada con LSP sin capa ablativa, encontraron que se forman dos tipos de capas afectadas térmicamente. Reportaron una capa delgada de óxido de cromo con un espesor de 1-2 μm y una capa refundida y térmicamente afectada de 5-15 μm . Resultados similares han sido reportados por Gill y col. [15] en una superaleación IN718. En base a lo anterior se puede inferir que las regiones con una alta densidad de poros corresponden a óxidos de cromo, mientras que las superficies lisas son capas fundidas y resolidificadas.

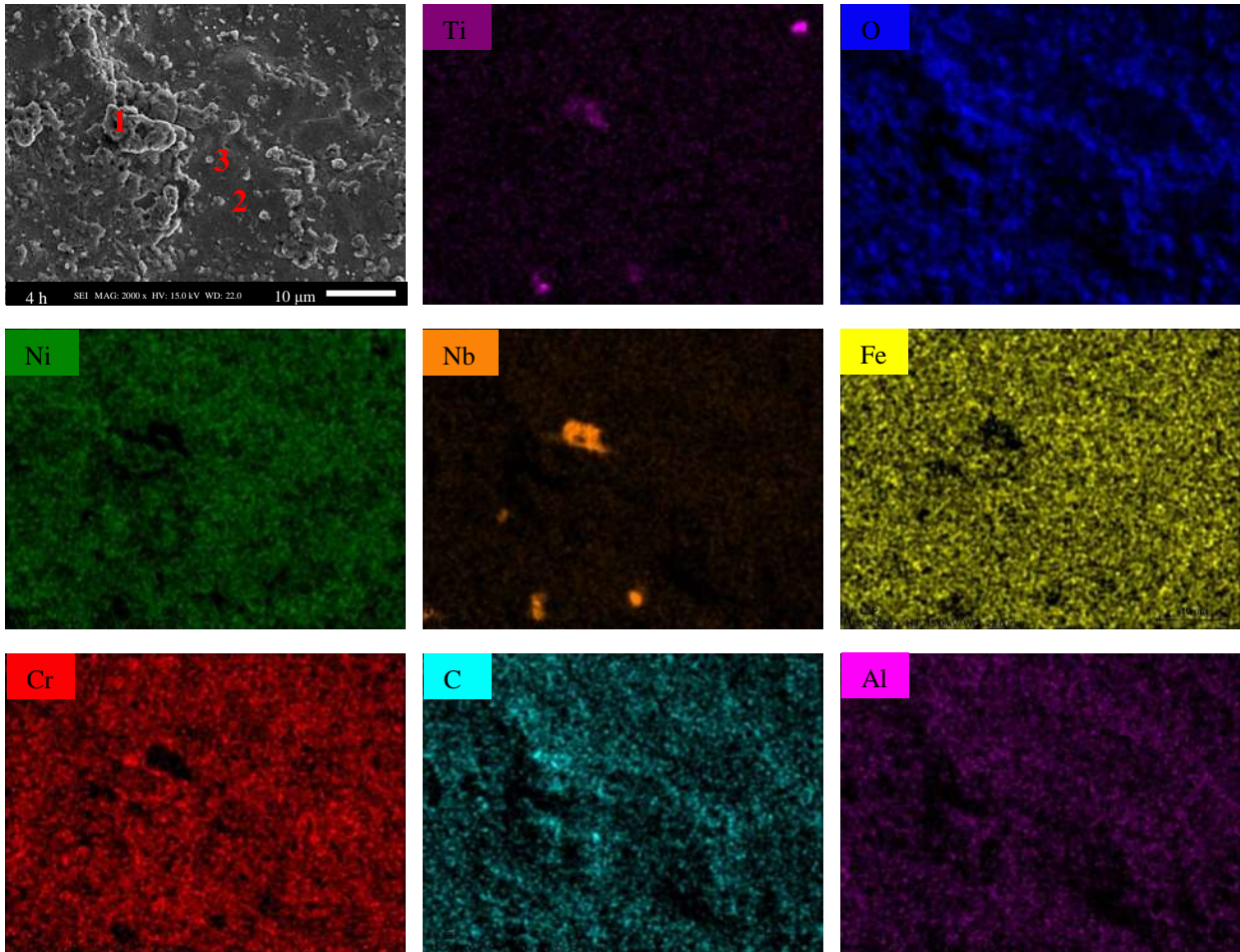


Figura 4.20 Mapeo de concentración elemental de la superficie resolidificada posterior a la implementación del LSP en la condición de envejecido 4 h.

Tabla 4.3 Comparación en la composición química elemental mediante análisis EDS de diferentes áreas en la superficie de la muestra presentada de la Figura 4.20.

Elemento	EDS 1		EDS 2		EDS 3	
	[% peso]	[% atom.]	[% peso]	[% atom.]	[% peso]	[% atom.]
Ti	0.88	0.70	1.16	1.22	1.06	0.93
O	15.05	35.83	4.44	13.92	10.98	28.72
Ni	42.97	27.88	57.92	49.48	45.59	32.48
Nb	4.87	2.00	3.37	1.82	5.59	2.51
Fe	16.93	11.54	16.86	15.14	16.81	12.59
Cr	15.62	11.44	15.36	14.81	17.15	13.79
C	3.10	9.83	0.85	3.57	2.39	8.34
Al	0.53	0.75	0.00	0.01	0.38	0.59

El análisis de la sección transversal Figura 4.21 (b) presenta una capa resolidificada que se extiende a una profundidad de entre 5-10 μm . Las micrografías mostradas en la Figura 4.21 (a-b) se puede observar que aparte de la capa resolidificada, no se presenta un cambio en la estructura y tamaño original de los granos de la muestra. Esto concuerda con el hecho de que la carga térmica durante el proceso del LSP se extiende por un periodo de tiempo muy corto y por lo tanto su efecto no se puede extender a grandes profundidades.

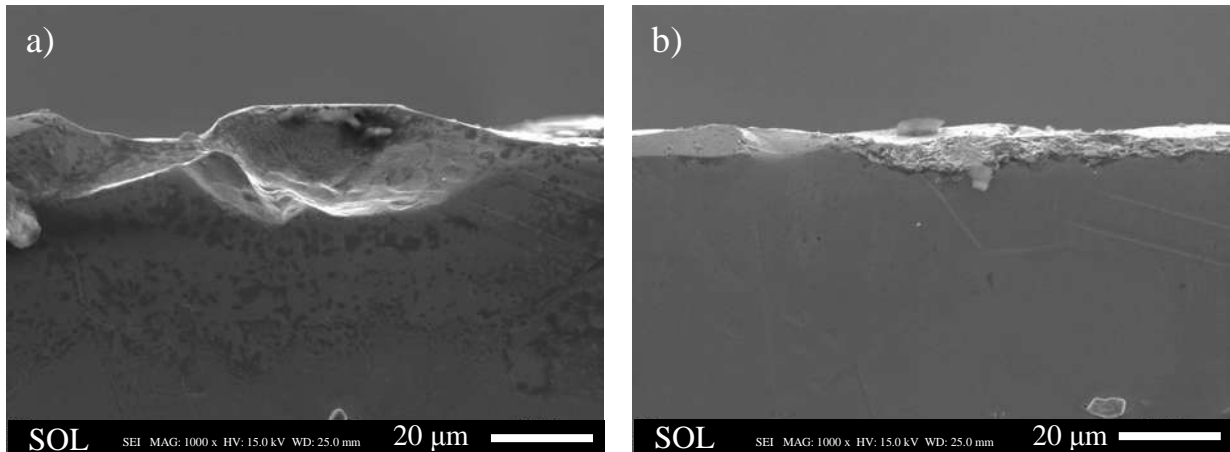


Figura 4.21 Sección transversal de la capa resolidificada para la condición solubilizada.

Los mapeos elementales correspondientes a sección transversal de la capa resolidificada se presentan en la Figura 4.22, donde las concentraciones de oxígeno y cromo son más altas en la superficie de la muestra que en el resto del material. Ese contraste notable en ciertas regiones, indica la presencia de fases enriquecidas de estos elementos en comparación con la fase de la matriz.

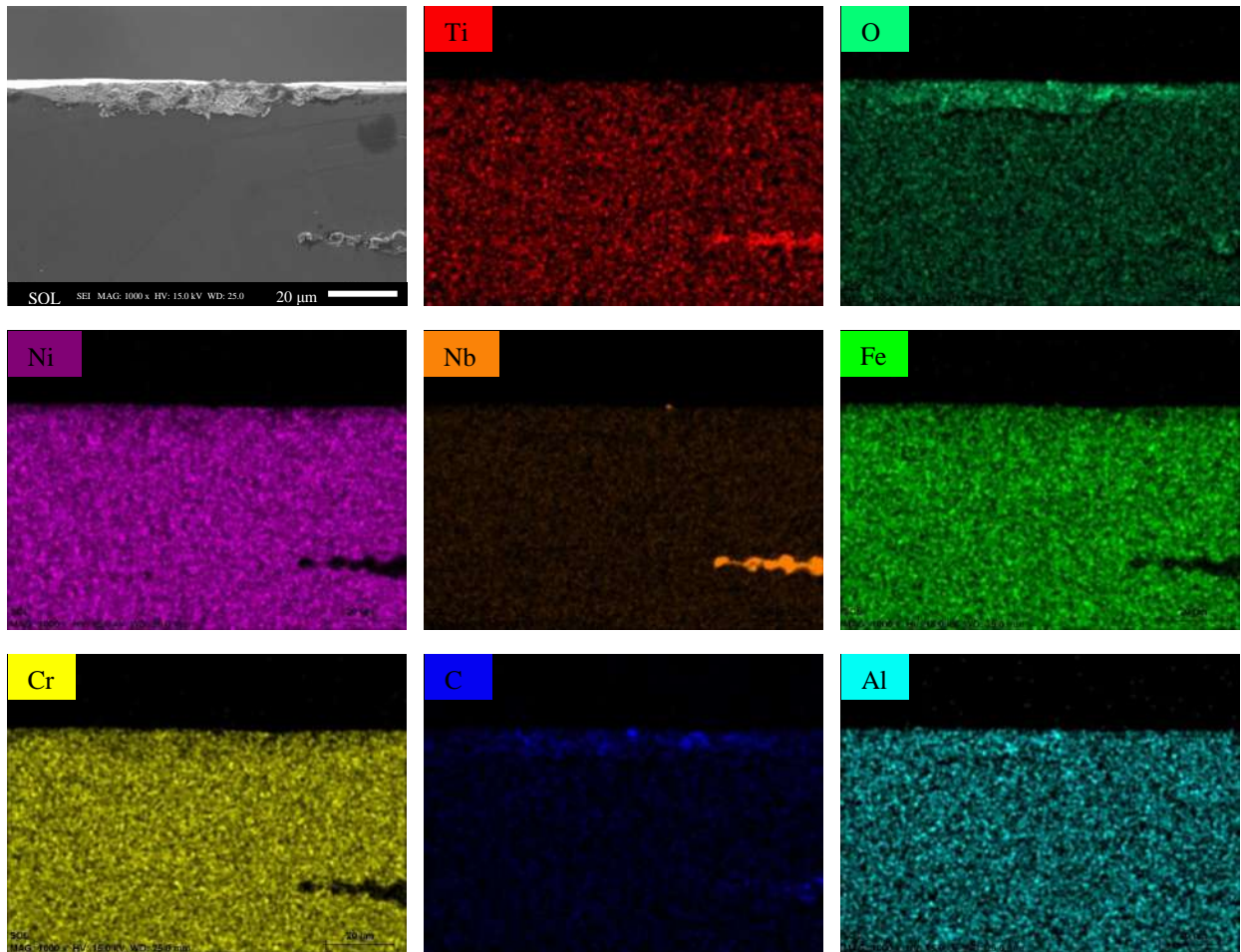


Figura 4.22 Mapeo de concentración elemental en la sección transversal de la capa resolidificada posterior a la implementación del LSP en la condición solubilizada.

4.3.2 Difracción de rayos-X

Ha sido reportado en la literatura que el fenómeno de difracción es predominantemente superficial debido al alto coeficiente de absorción que presentan la mayoría de los materiales [87]. En base a lo anterior fue posible determinar de manera cualitativa el efecto del LSP en los esfuerzos residuales mediante la técnica de difracción de rayos-X. Los resultados obtenidos se muestran en la Figura 4.23, en donde se puede observar que conforme incrementa el tiempo de envejecido hay indicios de un aumento en la fracción volumétrica de la fase δ , lo cual podría atribuirse al efecto de deformación generado durante el proceso del LSP (este mecanismo de formación de fase δ ha sido explicado en la sección 4.1.2).

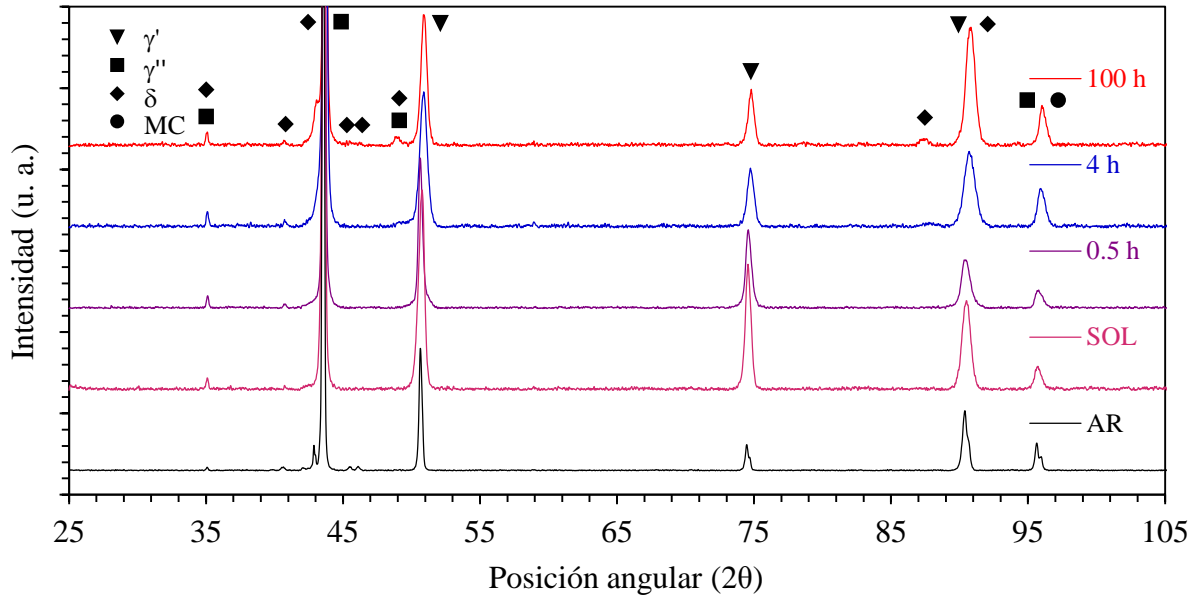


Figura 4.23 Patrones de difracción de rayos-X en las muestras tratadas mediante LSP.

Por otra parte la Figura 4.24 muestra más a detalle una comparación entre el ángulo de difracción de los picos característicos para cada una de las muestras, incluyendo la condición AR previo al tratamiento mediante LSP. Se puede apreciar claramente un corrimiento de los picos hacia la derecha, lo cual implica que el proceso de deformación inducido por el LSP introdujo esfuerzos residuales de compresión en la aleación y que éstos fueron incrementando conforme el tiempo de envejecido. El ANEXO 4 muestra un análisis alternativo mediante difracción de rayos-X con incidencia rasante.

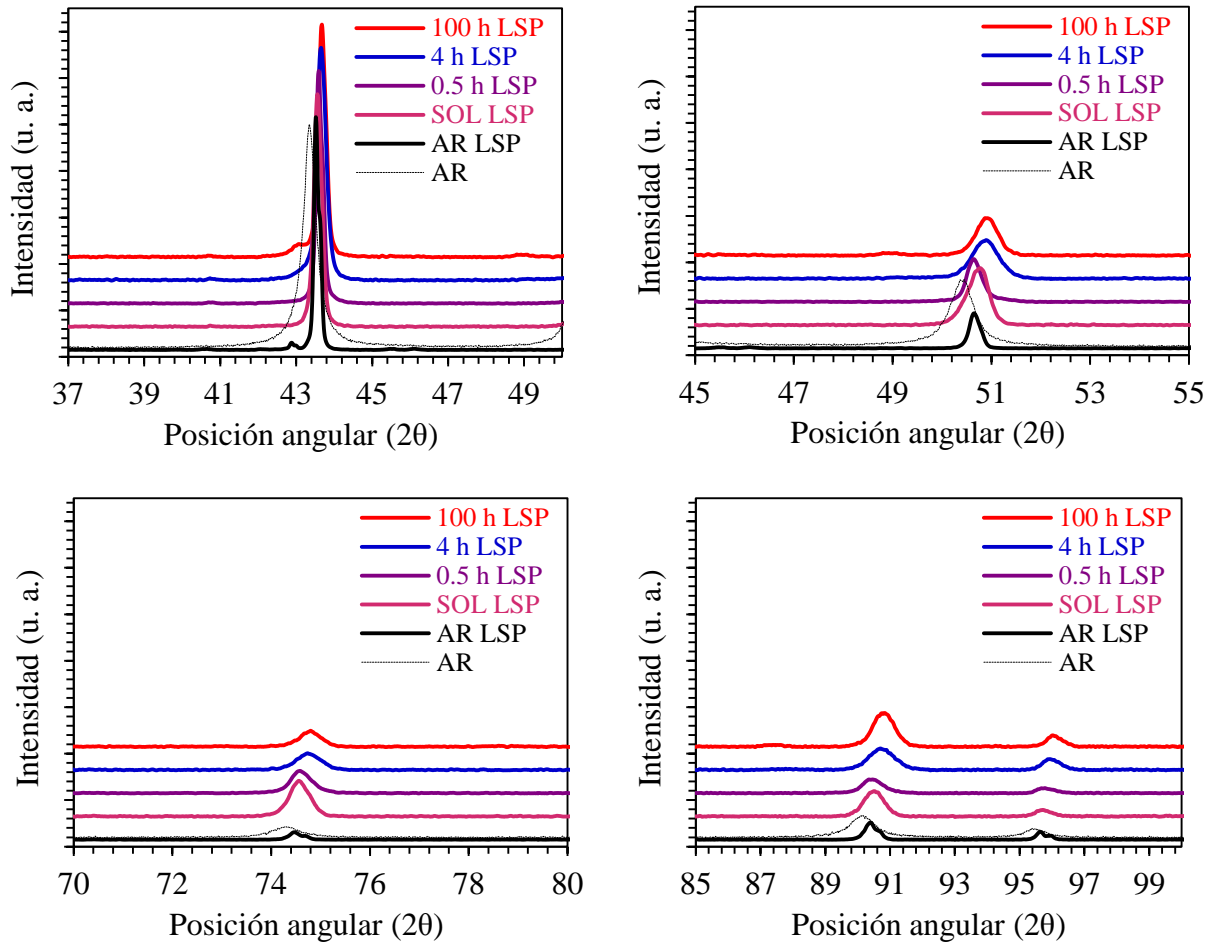


Figura 4.24 Comparación a detalle de los picos característicos en la condición AR y tratadas mediante LSP.

4.3.3 Esfuerzos residuales

Se realizaron mediciones de esfuerzos residuales en función de la profundidad mediante la técnica de hole drilling para las condiciones AR y envejecidas a diferentes tiempos, los resultados se muestran en la Figura 4.25 (a-e). Se puede observar que para las condiciones AR y SOL, Figura 4.23 (a) y (b) respectivamente, la magnitud de los esfuerzos residuales de compresión va incrementando en función de la profundidad, alcanzando un máximo a una profundidad de entre 0.7 y 0.8 mm. Cabe mencionar que en la condición SOL se presenta un decremento en la magnitud de los esfuerzos residuales en comparación con la condición AR. Esto se debe a que, durante la etapa de solubilizado, la cual se lleva a cabo a elevadas temperaturas, se produce una relajación térmica de los esfuerzos residuales inducidos durante el proceso termomecánico en el material tal como se recibió.

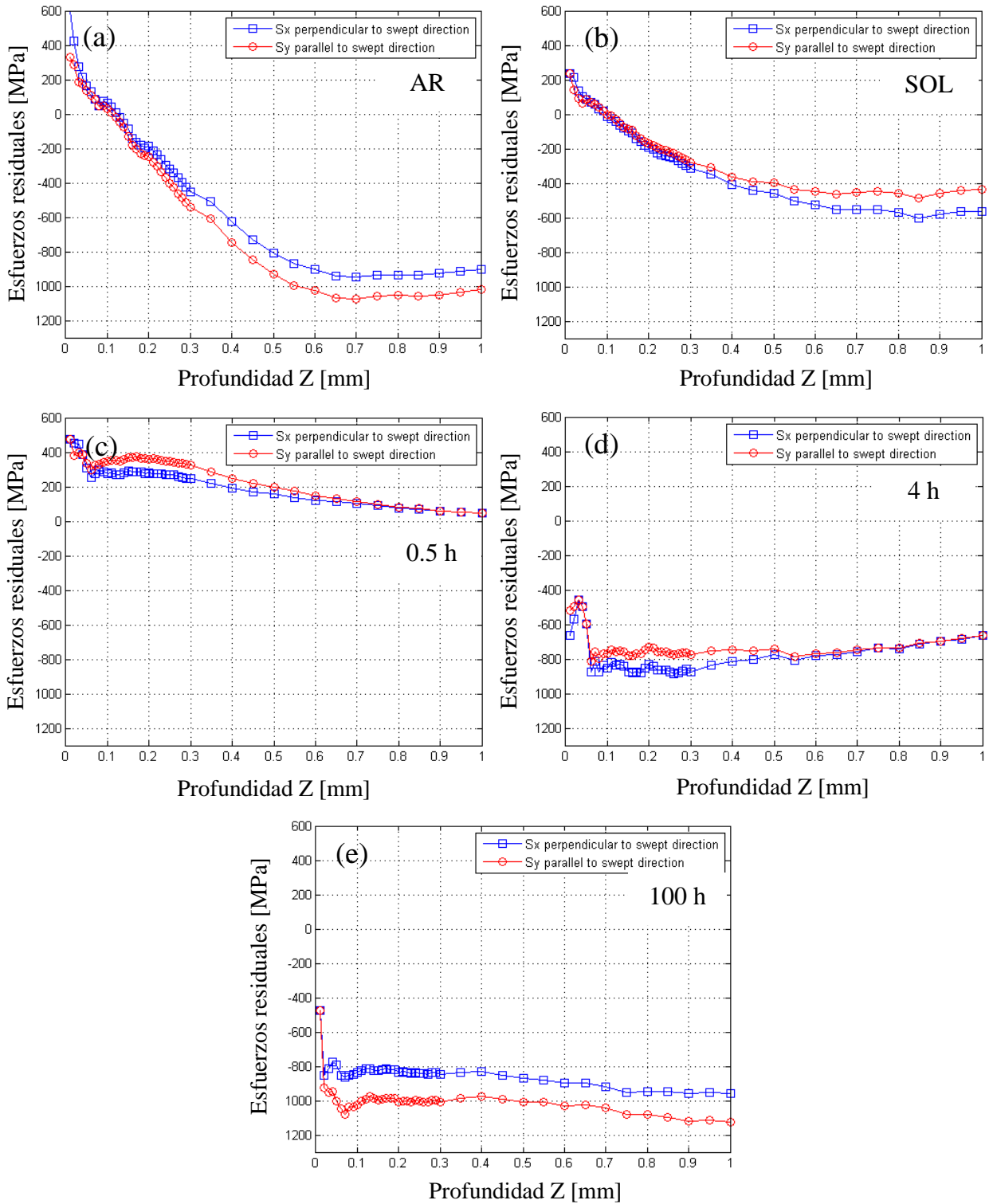


Figura 4.25 Esfuerzos residuales en muestras tratadas térmicamente en condición tal como se recibió y para los diferentes tiempos de envejecido.

Una vez que las muestras han sido envejecidas, Figura 4.25 (c-e) se presenta un fenómeno de incremento en la magnitud de los esfuerzos residuales de compresión en las primeras micras de profundidad, permaneciendo aproximadamente constantes una vez que se alcanza un máximo en la magnitud de los esfuerzos. Este fenómeno se puede atribuir a las deformaciones que producen los precipitados γ'' respecto a la red original, debido a la diferencia entre uno de los parámetros de red que presentan dichos precipitados. Se puede observar también que en las condiciones envejecidas, Figura 4.25 (c-e), la magnitud de los esfuerzos residuales de compresión va incrementando conforme el tiempo de envejecido, llegando a un máximo de -1100 MPa para la condición 100 h.

La Figura 4.26 compara la distribución de esfuerzos residuales en función de la profundidad en las condiciones tal como se recibió y para los diferentes tiempos de envejecido tratadas adicionalmente mediante LSP. Se puede observar que el LSP genera esfuerzos residuales de compresión encontrando un máximo de aproximadamente -1400 MPa para la condición 4 h, Figura 4.26 (d). Adicionalmente en la Figura 4.26 (a) y (c) se puede apreciar que para las condiciones AR y 0.5 h, el máximo de esfuerzos residuales alcanzado es de -1000 MPa; mientras que para la condición SOL y 100 h los esfuerzos residuales máximos se encuentran cerca de los -800 MPa, Figura 4.26 (b) y (e). Para todas las condiciones analizadas se observa que los esfuerzos residuales incrementan en función de la profundidad llegando al valor máximo a una distancia de la superficie de entre 0.8 y 1 mm, más allá de 1 mm se percibe un decremento gradual en la magnitud de los esfuerzos. Las condiciones AR y 0.5 h, Figura 4.26 (a) y (c), muestran un perfil de esfuerzos residuales similar, esto significa que la profundidad de la deformación plástica producida en ambos procesos es bastante similar, lo cual indica que la presión de pulso inducida en ambas condiciones fue la misma [15]. Es necesario aclarar que debido a que la superficie afectada por el láser no fue cubierta con la capa ablativa, se produjo un efecto térmico dominante en las primeras micras de profundidad (0-50 μm) que dieron lugar a la generación de esfuerzos residuales de tensión. Se notó un efecto similar en estudios realizados por diversos autores [37, 47, 50]. A partir de esta profundidad se puede apreciar un efecto puramente mecánico del proceso.

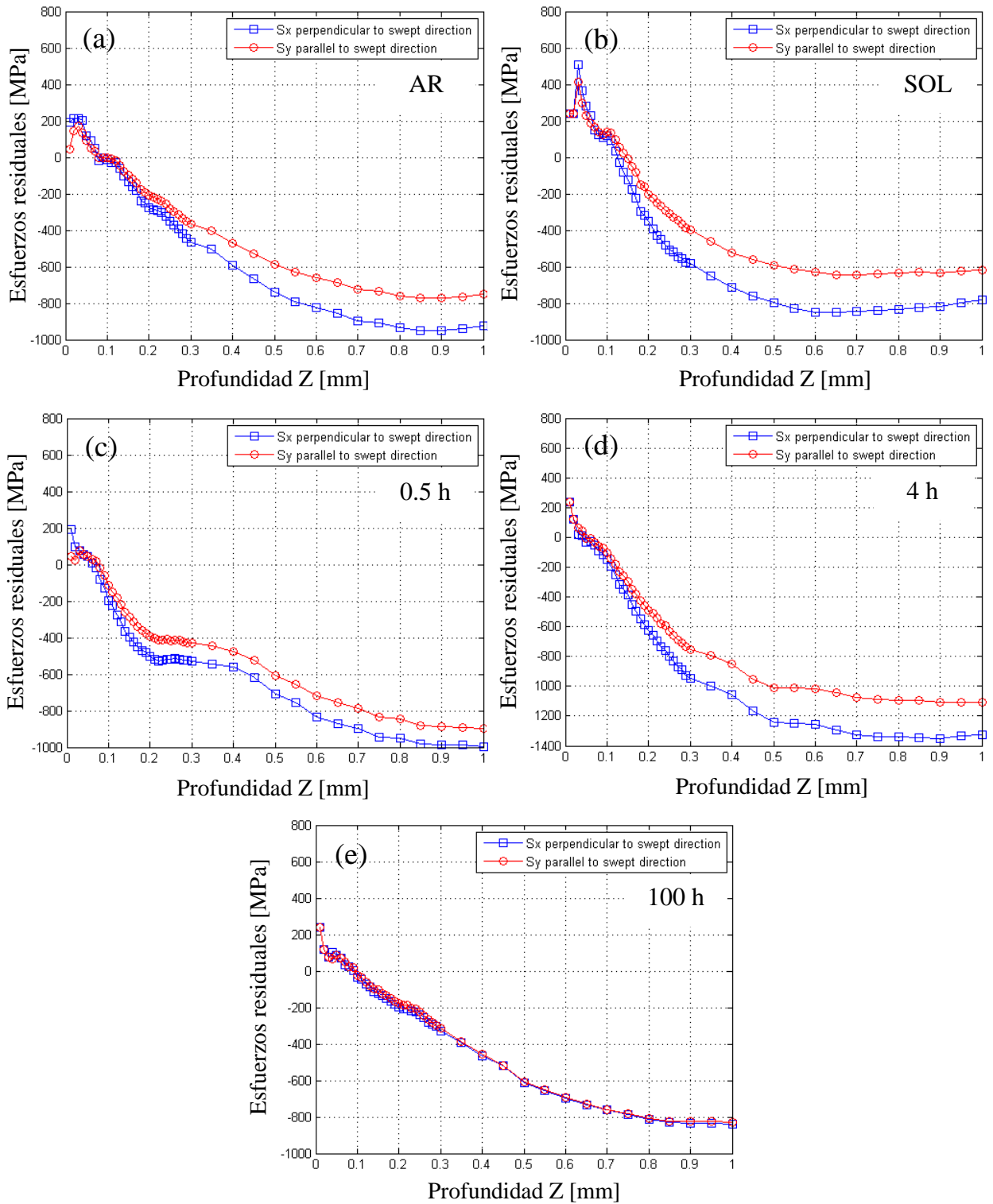


Figura 4.26 Esfuerzos residuales en muestras tratadas con LSP en condición tal como se recibió y para los diferentes tiempos de envejecido.

4.3.4 Ensayos de microdureza

Los perfiles de microdureza en la sección transversal de los especímenes tratados térmicamente y mediante LSP se muestran en la Figura 4.27. Se observa que comparado con la condición AR hay un incremento de ~29% en la dureza superficial de la condición 4 h, la cual exhibe el valor más grande de microdureza. Este incremento en la dureza se debe a los múltiples impactos a la cual se asocia una deformación plástica severa que se produce durante el proceso del LSP. Otro aspecto que hay que mencionar es que la microdureza parece tener un efecto más pronunciado en las condiciones AR y SOL, a diferencia de las condiciones de envejecido. Se puede apreciar también que la dureza es mayor en la superficie y que decrece en función de la profundidad hasta que se hace aproximadamente constante a una distancia de la superficie de ~0.7 mm. La deformación inducida durante el proceso del LSP genera un gradiente de deformación plástica, presentando la deformación plástica más elevada en la superficie, seguido de una disminución gradual en la subsuperficie del material. Tal como se ha explicado anteriormente, esto se debe a que la presión de los pulsos del láser es de corta duración y se atenúa conforme viaja a través del material.

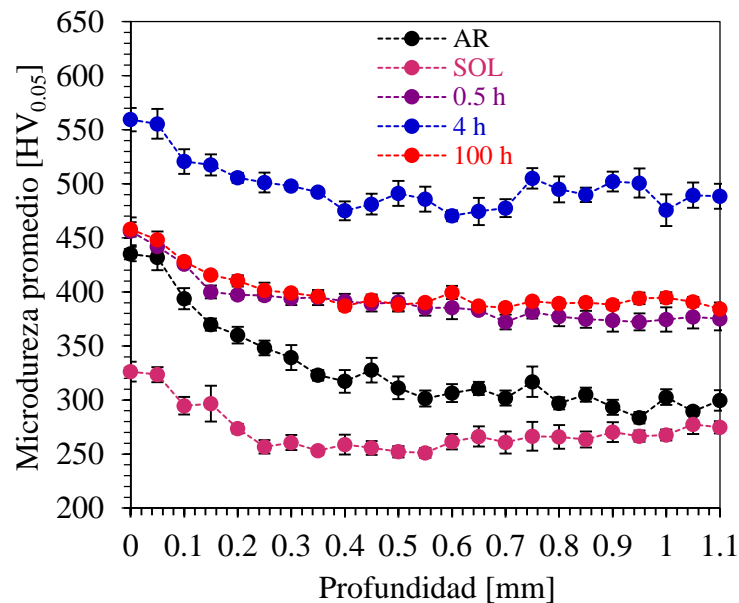


Figura 4.27 Perfil de microdureza promedio en la sección transversal de los especímenes tratados térmicamente y mediante LSP.

4.4 Crecimiento de grieta por fatiga

La Figura 4.28 muestra una comparación de los resultados de crecimiento de grieta por fatiga en la aleación IN718. Se puede observar que, en las condiciones tratadas térmicamente, Figura 4.28 (a), la tasa de crecimiento de grieta disminuye conforme incrementa el tiempo de envejecido a un valor de ΔK variable. Esto se puede atribuir a que durante la etapa de crecimiento de la grieta se genera una zona plástica alrededor de la punta de la grieta y tal como se ha descrito en secciones anteriores, se llevará a cabo el mecanismo de endurecimiento mediante la interacción de súperdislocaciones con precipitados, lo cual retardará el crecimiento de la grieta. En el caso de los resultados obtenidos para las probetas tratadas térmicamente y mediante LSP, Figura 4.28 (b), se presenta una condición similar a la descrita anteriormente; sin embargo en este caso la tasa de crecimiento de grieta disminuye a un valor constante de da/dN para las condiciones SOL y envejecidas, mientras que el factor de intensidad de esfuerzos, ΔK , permanece constante. Lo anterior es válido únicamente para valores de ΔK mayores a $40 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$. Se observa que el factor de intensidad de esfuerzos ΔK , es mayor en las probetas tratadas con LSP en las condiciones envejecidas respecto a las probetas que sólo han sido tratadas térmicamente.

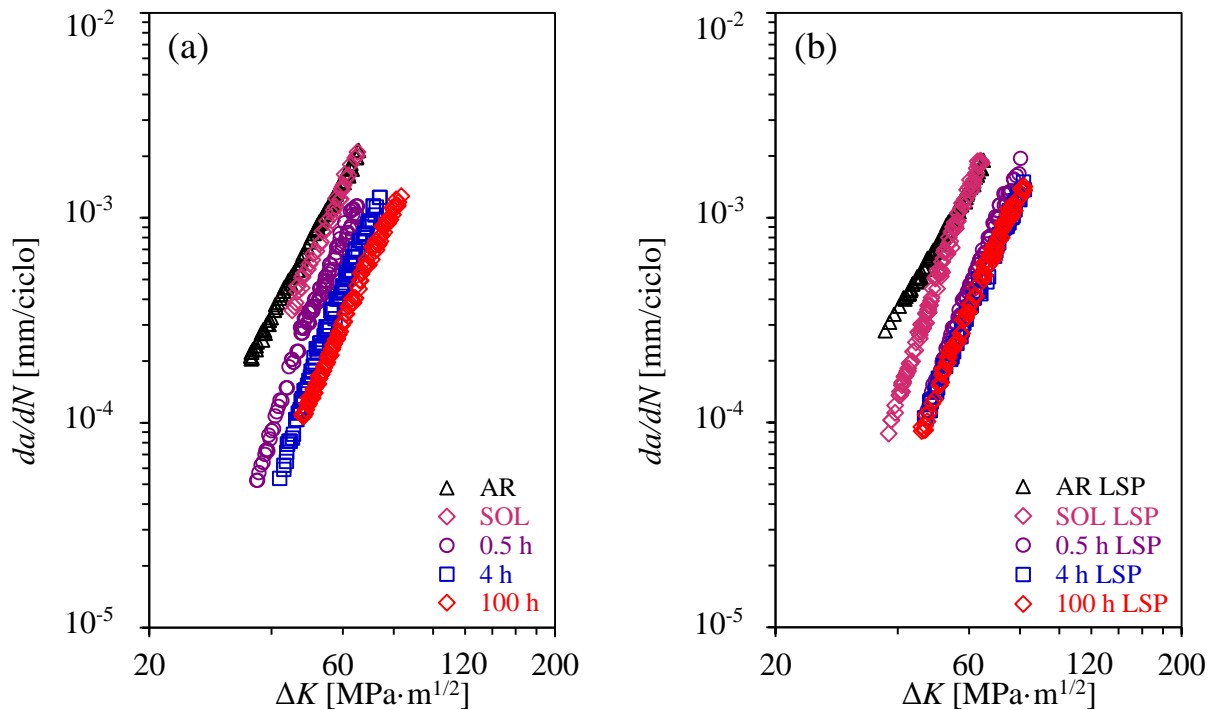


Figura 4.28 Tasa de crecimiento de grieta en especímenes (a) tratados térmicamente y (b) tratados térmicamente + LSP.

Los datos experimentales se ajustaron mediante la bien conocida ley de Paris, la cual se puede expresar mediante la siguiente ecuación

$$\frac{da}{dN} = C\Delta K^m \quad (1.17)$$

La Tabla 4.4 muestra una comparación de los resultados obtenidos para la constante C y el exponente m en las probetas tratadas térmicamente y mediante LSP. Se puede observar que C aumenta conforme incrementa el tiempo de envejecido, mientras que m disminuye. Los valores de C y m para el tiempo de envejecido de 0.5 h son cercanos a los reportados por Xiao y col. [88]. En el caso de las probetas tratadas con LSP se tiene un efecto más significativo cuando el tiempo de envejecido es corto al mejorar las propiedades de fatiga debido al campo de esfuerzos residuales de compresión inducidos en la superficie. Por otra parte, para tiempos de envejecido más largos parece no haber una diferencia significativa en la tasa de crecimiento de grieta.

Tabla 4.4 Comparación del coeficiente y exponente de Paris en función del tiempo de envejecido en especímenes tratados térmicamente y mediante LSP.

Condición	TT			TT + LSP		
	C	m	R^2	C	m	R^2
AR	3×10^{-10}	3.75	0.998	1×10^{-9}	3.39	0.996
SOL	9×10^{-12}	4.61	0.992	6×10^{-14}	5.83	0.995
0.5 h	2×10^{-16}	7.29	0.991	5×10^{-13}	5.18	0.982
4 h	1×10^{-13}	5.43	0.993	2×10^{-12}	4.64	0.996
100 h	2×10^{-12}	4.56	0.997	2×10^{-12}	4.68	0.993

La Figura 4.29 muestra de manera más gráfica el efecto del tratamiento térmico y el LSP en el exponente de Paris m . En el caso de las condiciones AR, 0.5 y 4 h se observa un efecto positivo en la implementación del LSP mientras que en la condición SOL se presenta un efecto adverso, por su parte en la condición 100 h parece no tener efecto alguno.

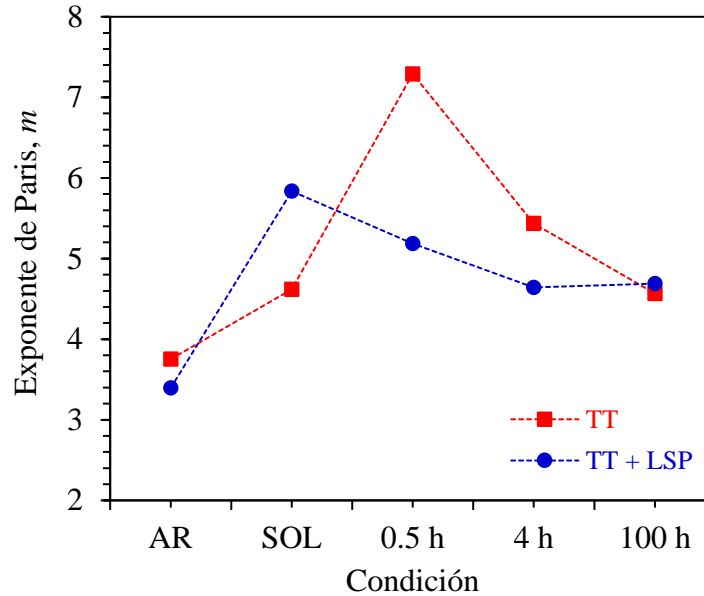


Figura 4.29 Variación del coeficiente de Paris, m , en función del tiempo de envejecido en especímenes tratados térmicamente y tratados térmicamente + LSP.

En la Figura 4.30 se muestra una comparación de la tasa de crecimiento de grieta en función de la longitud de la misma para las condiciones tal como se recibió y envejecidas a diferentes tiempos tratadas antes y después del LSP. Para las condiciones tratadas térmicamente, Figura 4.30 (a), se observa que la propagación de la grieta es del tipo exponencial y presenta un crecimiento lento hasta una longitud de grieta de 21 mm, distancia en la cual comienza a cambiar el comportamiento de la curva en las condiciones 0.5 y 100 h, mostrando un crecimiento más lento en comparación con las condiciones AR, SOL y 4 h, donde la rapidez de crecimiento incrementa considerablemente durante los últimos milímetros de propagación. La Figura 4.30 (b) muestra la propagación de grieta para las condiciones tal como se recibió y envejecidas a diferentes tiempos una vez implementado el LSP. Se puede apreciar que las condiciones SOL, 0.5, 4 y 100 h presentan el mismo comportamiento hasta una longitud de grieta de ~23 mm, posterior a esa distancia de propagación sólo las condiciones 4 y 100 h siguen la misma tendencia, mientras que las condiciones SOL y 0.5 h presentan un crecimiento más rápido.

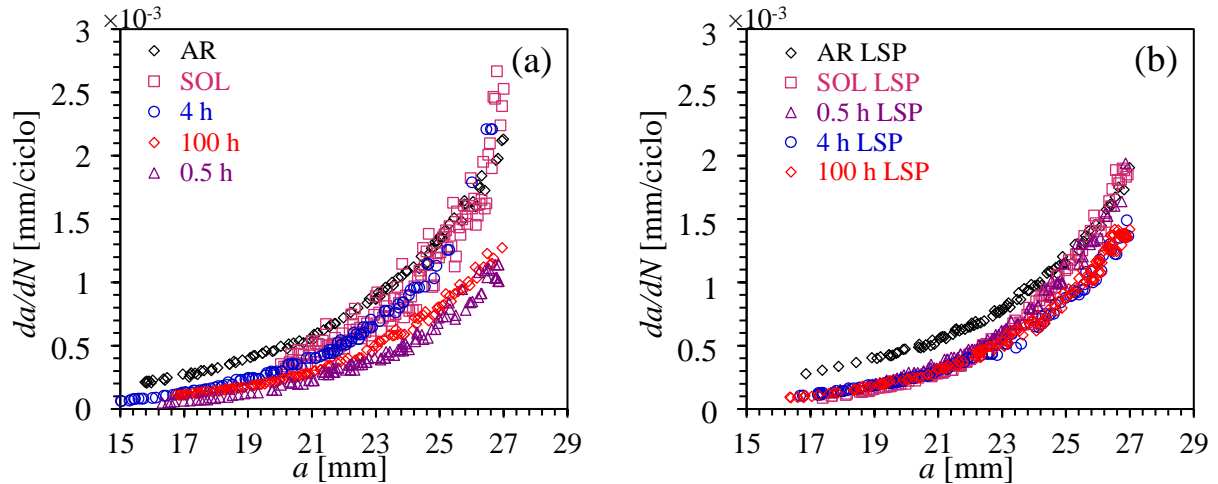


Figura 4.30 Rapidez de propagación en función de la longitud de grieta en especímenes (a) tratados térmicamente y (b) tratados térmicamente + LSP.

4.4.1 Plasticidad en la punta de la grieta

Si observamos la propagación de una grieta por fatiga se puede ver una zona de deformación plástica moviéndose al frente de la punta de la grieta, donde el tamaño de esta zona aumenta de manera proporcional a la longitud de la grieta. Esta aseveración se puede comprobar a partir de las expresiones para determinar el radio de la zona plástica bajo las condiciones de esfuerzo plano y deformación plana, ecuaciones (1.18) y (1.19) respectivamente

$$r_y = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \left[1 + \cos \theta + \frac{3}{2} \sin^2 \theta \right] \quad (1.18)$$

$$r_y(\theta) = \frac{1}{4\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2 \left[(1-2\nu)^2 (1 + \cos \theta) + \frac{3}{2} \sin^2 \theta \right] \quad (1.19)$$

Se emplearon las ecuaciones anteriores para evaluar el radio de la zona plástica en las condiciones AR y envejecidas a diferentes tiempos. La Figura 4.31 muestra la representación de la zona plástica bajo la condición de esfuerzo plano, el cual fue calculado para un ΔK_I obtenido a la distancia de propagación total de la grieta (27 mm). Los resultados obtenidos indican que conforme el material es más propenso a fluir plásticamente la zona plástica es más grande, lo anterior se ve claramente reflejado en la condición SOL.

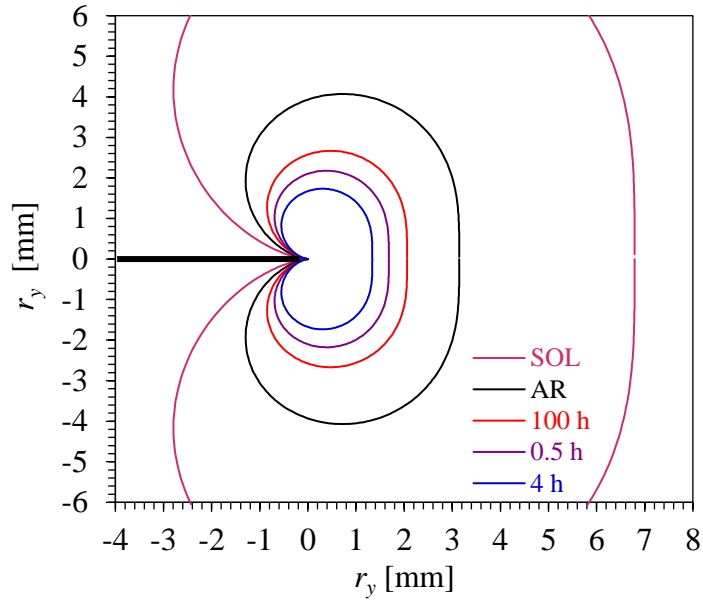


Figura 4.31 Zona plástica alrededor de la punta de la grieta para la condición de esfuerzo plano en probetas tratadas térmicamente.

Algo similar se aprecia con el radio de la zona plástica bajo la condición de deformación plana, Figura 4.32, solo que en este caso el tamaño de la zona plástica es menor que el presentado en la condición de esfuerzo plano.

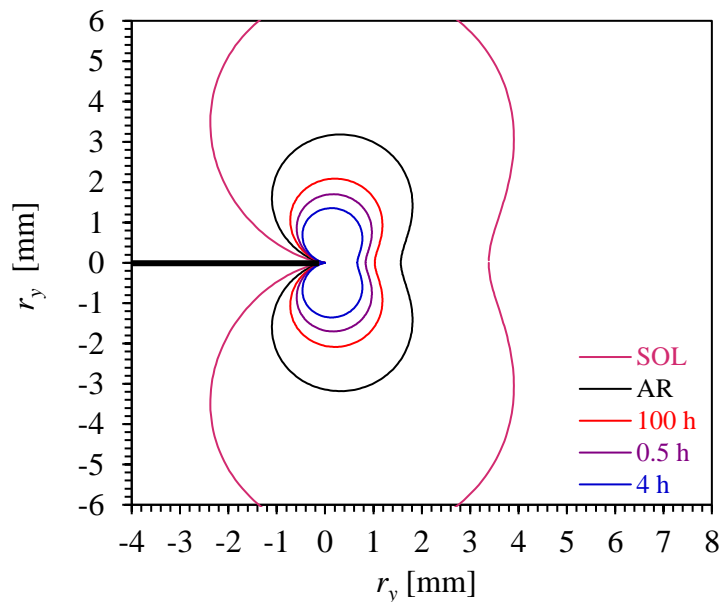


Figura 4.32 Zona plástica alrededor de la punta de la grieta para la condición de deformación plana en probetas tratadas térmicamente.

Esta zona plástica en la punta de la grieta puede resultar en un endurecimiento por deformación local lo cual va a generar que la grieta sea menos aguda. Es muy común que este fenómeno se produzca durante el proceso de fatiga y ocurre cuando la zona plástica al frente de la punta de la grieta crece lo suficiente, de manera que la grieta comienza a comportarse como una muesca con un factor de intensidad de esfuerzos menor que el de la grieta original. Esto impide el crecimiento de la grieta debido a que se necesita una mayor cantidad de energía para propagar una grieta de este tipo [89].

4.4.2 Fractografías obtenidas de los ensayos de crecimiento de grieta

Para una mejor comprensión de las mejoras que ofrece el proceso del LSP en el comportamiento a la fatiga, se analizaron las superficies de fractura en las muestras tratadas térmicamente y mediante LSP. La Figura 4.33 muestra los sitios de iniciación y propagación de grieta a través de las muestras hasta su longitud crítica, seguido por la falla. Todas las muestras no tratadas mediante LSP y que fueron sometidas al proceso de fatiga, fallaron debido a la iniciación de la grieta en el borde de alguna de las orillas. Por su parte en los especímenes tratados mediante LSP, más específicamente en las condiciones AR, 0.5, 4 y 100 h, la grieta inició unas micras por debajo de la superficie. Esto se puede atribuir a la dureza superficial y esfuerzos residuales de compresión inducidos por el LSP, lo cual reduce la probabilidad de que las grietas nucleen en la superficie. Un comportamiento similar ha sido reportado por Vázquez y col. [9]. Se puede observar también que en el caso de las condiciones envejecidas 4 y 100 h tratadas mediante LSP la zona de propagación de la grieta es más pequeña en comparación con sus análogas envejecidas únicamente. Esto significa que el LSP tiene un efecto positivo en estas condiciones, reduciendo el daño por fatiga al retrasar el crecimiento de la grieta. Cabe mencionar además que cuando una grieta crece mediante coalescencia de microhuecos, la grieta crece más rápido al centro de la placa debido a que se presenta un estado triaxial de esfuerzos elevado [31], esto explica la forma del frente de crecimiento de grieta.

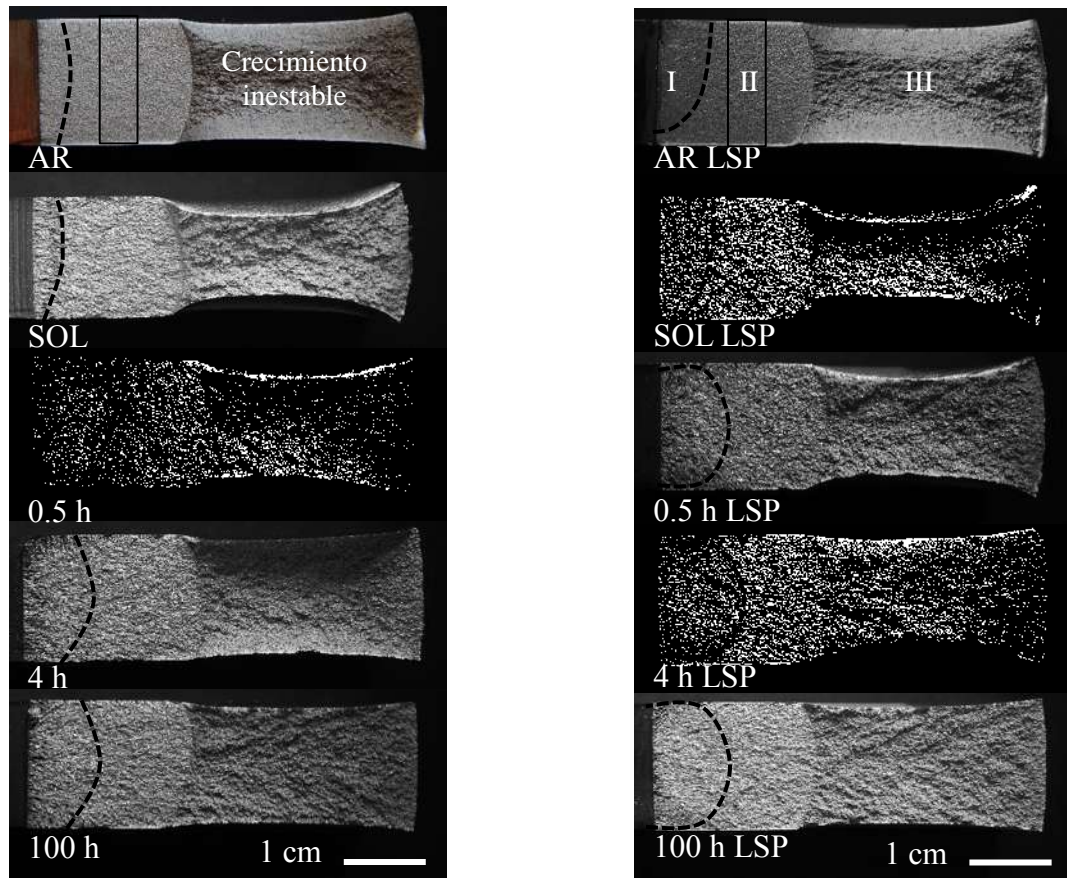


Figura 4.33 Etapas en la falla por fatiga mostrando zona de iniciación (I), zona de propagación (II) y zona de falla (III) en muestras tratadas térmicamente y mediante LSP.

Las fractografías de la aleación posterior a los ensayos de crecimiento de grieta por fatiga para los especímenes tratados térmicamente se muestran en la Figura 4.34. Se observaron algunas grietas secundarias en ciertas condiciones (SOL y 0.5 h). Adicionalmente, en la mayoría de las condiciones se presentan partículas fracturadas debido a la deformación de la matriz. La examinación de las fractografías sugiere que para las condiciones AR, SOL y periodos cortos de envejecido, Figura 4.34 (a-c), se presenta un tipo de fractura transgranular mediante la coalescencia de microhuecos. Conforme incrementa la precipitación en los límites de grano como resultado de un incremento en el tiempo de envejecido se genera un modo de fractura mixta entre los modos transgranular e intergranular, tal como se observa en la Figura 4.34 (d). Una vez que en los límites de grano se presenta un alto porcentaje de carburos y fase δ , el modo de fractura en la aleación se hace predominantemente intergranular, Figura 4.34 (e).

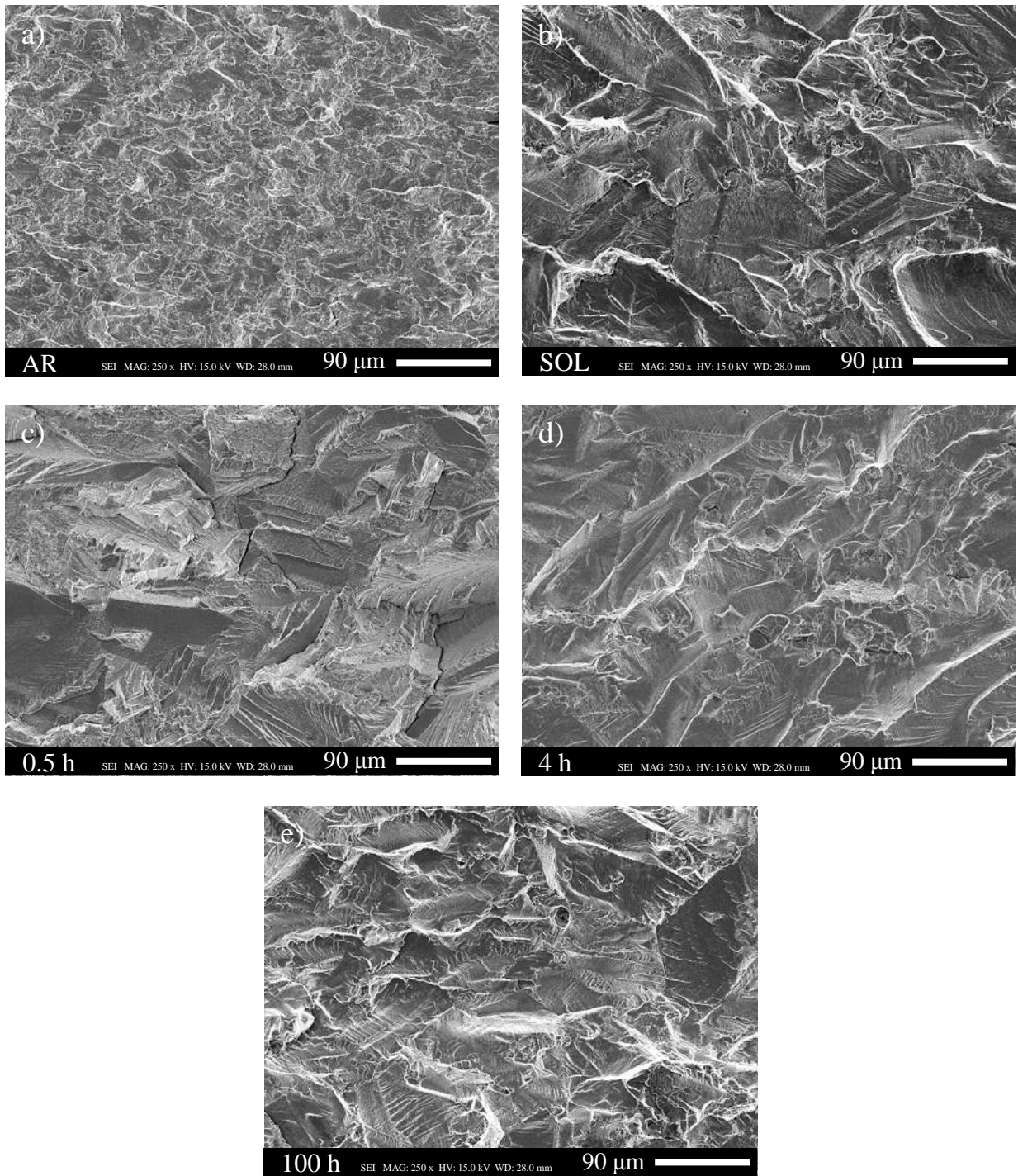


Figura 4.34 Superficie de fractura en la zona de propagación de los especímenes tratados térmicamente.

La Figura 4.35 muestra las fractografías de los especímenes tratados térmicamente y mediante LSP. La Figura 4.35 (b-c) presenta el mecanismo de nucleación de grieta por clivaje. En este caso la grieta macroscópica genera una concentración de esfuerzos y deformación local, en la cual el carburo o inclusión fractura debido a la deformación plástica de la matriz en los alrededores. Una vez que el esfuerzo es suficiente para propagar la microgrieta generada ocurre la falla por clivaje, la cual se caracteriza por una propagación rápida de la grieta a lo largo de planos cristalográficos específicos. Las marcas de río, como las que se observan claramente en la Figura 4.35 (b-c), son típicas en este modo de fractura en el cual la dirección de la propagación de la grieta se puede inferir mediante estos patrones. El tipo de fractura por clivaje suele ser frágil, sin embargo, puede ser precedida por un flujo plástico a gran escala y un crecimiento de grieta dúctil. Por lo general en los materiales policristalinos, como lo es el caso de la aleación IN718, el modo de fractura es transgranular donde la grieta cambia de dirección cada vez que cruza un límite de grano, buscando el plano más favorablemente orientado en cada grano tal como se observa en la Figura 4.35 (e).

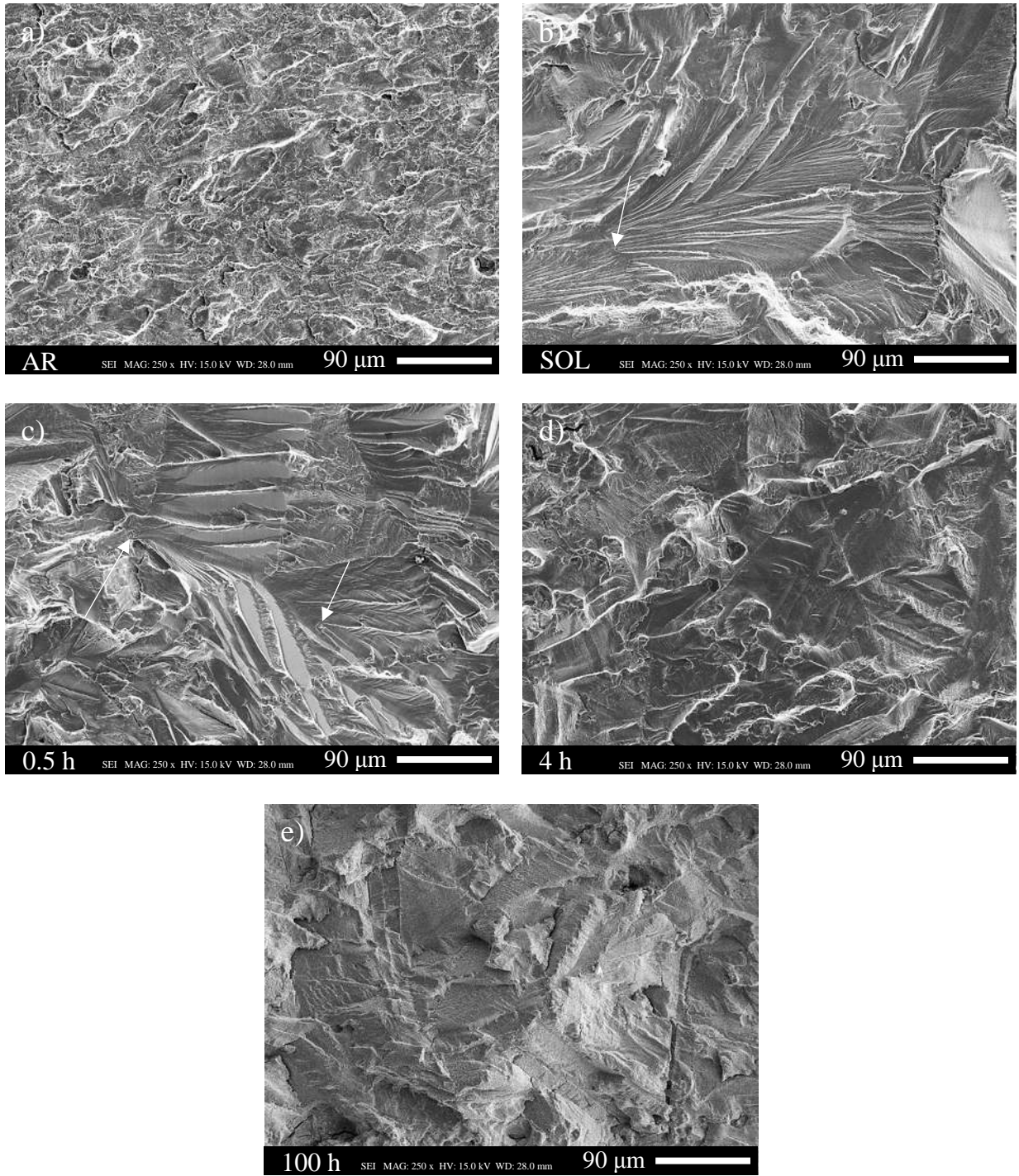


Figura 4.35 Superficie de fractura en la zona de propagación de los especímenes tratados térmicamente y mediante LSP.

La Figura 4.36 muestra un mapeo de concentración elemental de una partícula fracturada encontrada en la superficie de fractura de la condición 0.5 h. En el mapeo del Nb y Ti se observa un contraste en la localización de la partícula, indicando que el precipitado se encuentra enriquecido de estos elementos en comparación con la fase de la matriz.

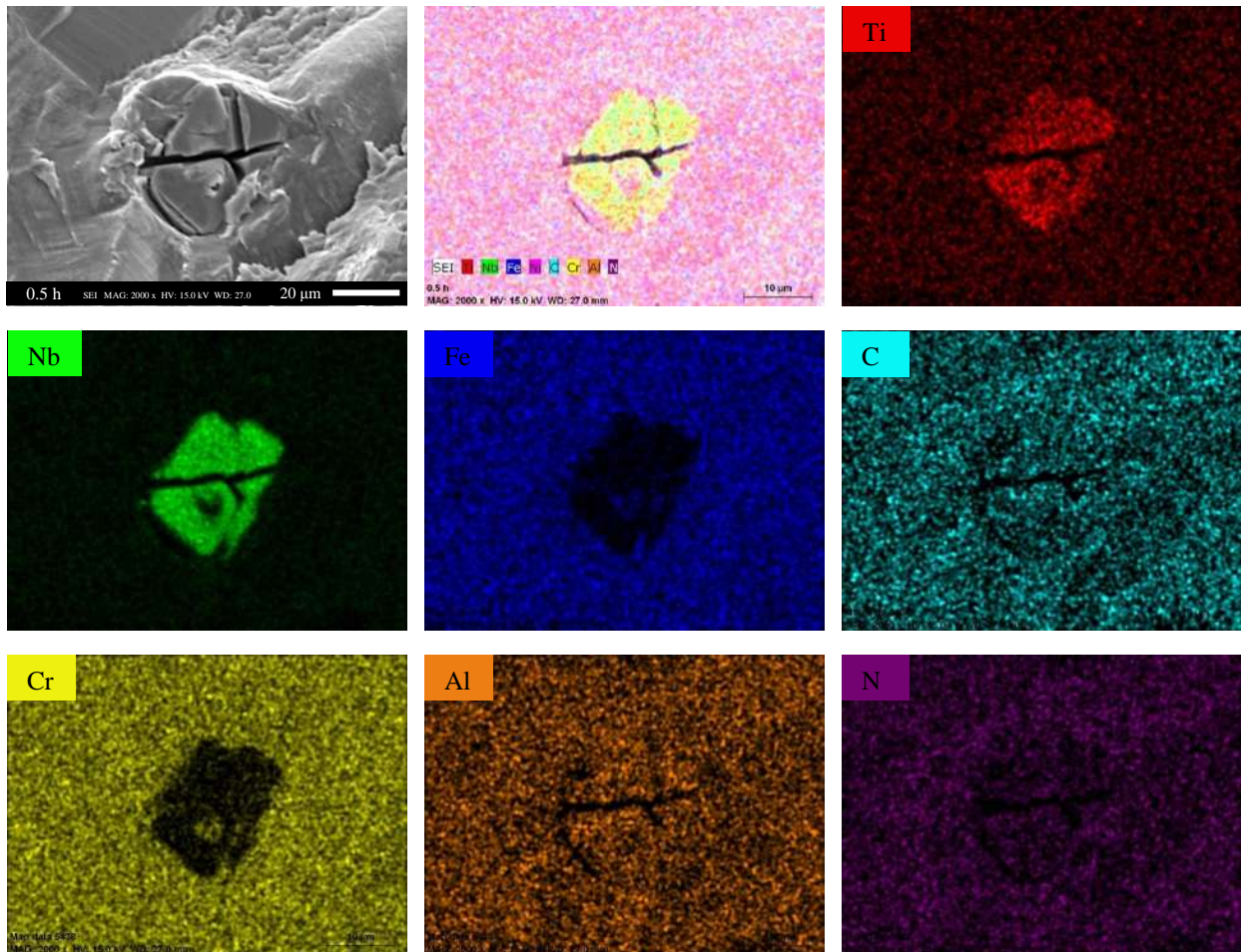


Figura 4.36 Mapeo de concentración elemental de precipitado encontrado en la superficie de fractura para la condición 0.5 h.

Los resultados mediante análisis puntual EDS presentados en la Figura 4.37 confirman que se trata de una partícula en la que las concentraciones de Ti, Nb, C y N son elevadas, por lo cual se puede asumir que se trata de un carburo primario (Nb, Ti)CN.

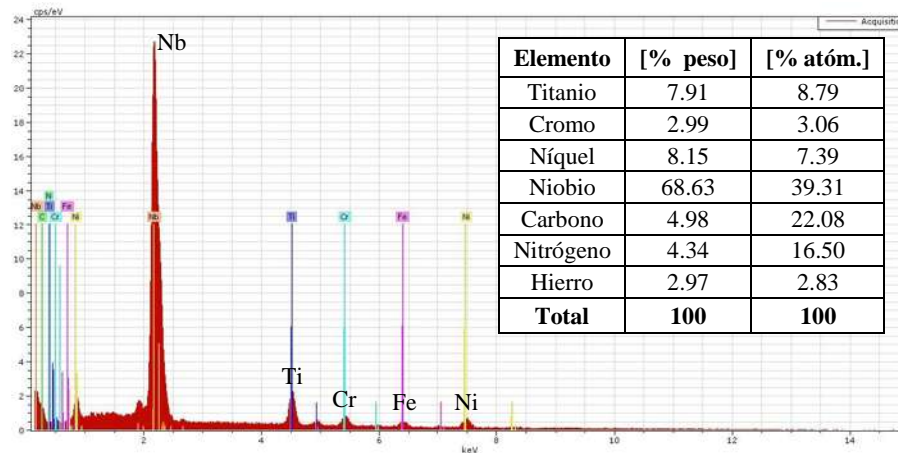


Figura 4.37 Espectro y composición química mediante análisis puntual EDS de precipitado encontrado en la superficie de fractura de la Figura 4.33.

Una examinación de la superficie de fractura a altas magnificaciones revela la presencia de finas líneas paralelas en la sección de propagación estable de la grieta, denominadas estrías por fatiga. Este modo de fractura provee información relevante sobre el tipo de falla, por ejemplo el incremento de avance en el frente de la grieta resultado de la carga cíclica [78]. Algunas imágenes de estas estrías en los especímenes tratados térmicamente y mediante LSP se muestran en la Figura 4.38 y 4.39 respectivamente. Las imágenes se tomaron a una distancia a de 19.5-20.5 mm. Mediante la inspección de las imágenes se puede inferir que el espaciamiento entre las estrías es diferente dependiendo de la condición de envejecido. Para realizar un análisis más cuantitativo, se llevó a cabo el cálculo de la tasa de crecimiento de grieta en base a la distancia o espaciamiento entre estrías para cada condición. Los resultados se resumen en la Tabla 4.5, en donde se puede observar que los resultados experimentales obtenidos mediante los ensayos de crecimiento de grieta por fatiga son muy similares a los calculados mediante el espaciamiento entre las estrías.

Tabla 4.5 Tasa de crecimiento de grieta en especímenes tratados térmicamente y mediante LSP.

Condición	TT		TT + LSP	
	da/dN [$\mu\text{m}/\text{ciclo}$]		da/dN [$\mu\text{m}/\text{ciclo}$]	
	Experimental	Calculado	Experimental	Calculado
AR	0.55	0.57	0.51	0.51
SOL	0.51	0.51	0.28	0.28
0.5 h	0.14	0.11	0.20	0.14
4 h	0.28	0.22	0.26	0.25
100 h	0.31	0.34	0.27	0.28

Los resultados obtenidos muestran que el tratamiento mediante LSP mejora la vida a la fatiga de la aleación al retardar la iniciación y disminuir la tasa de crecimiento de las grietas.

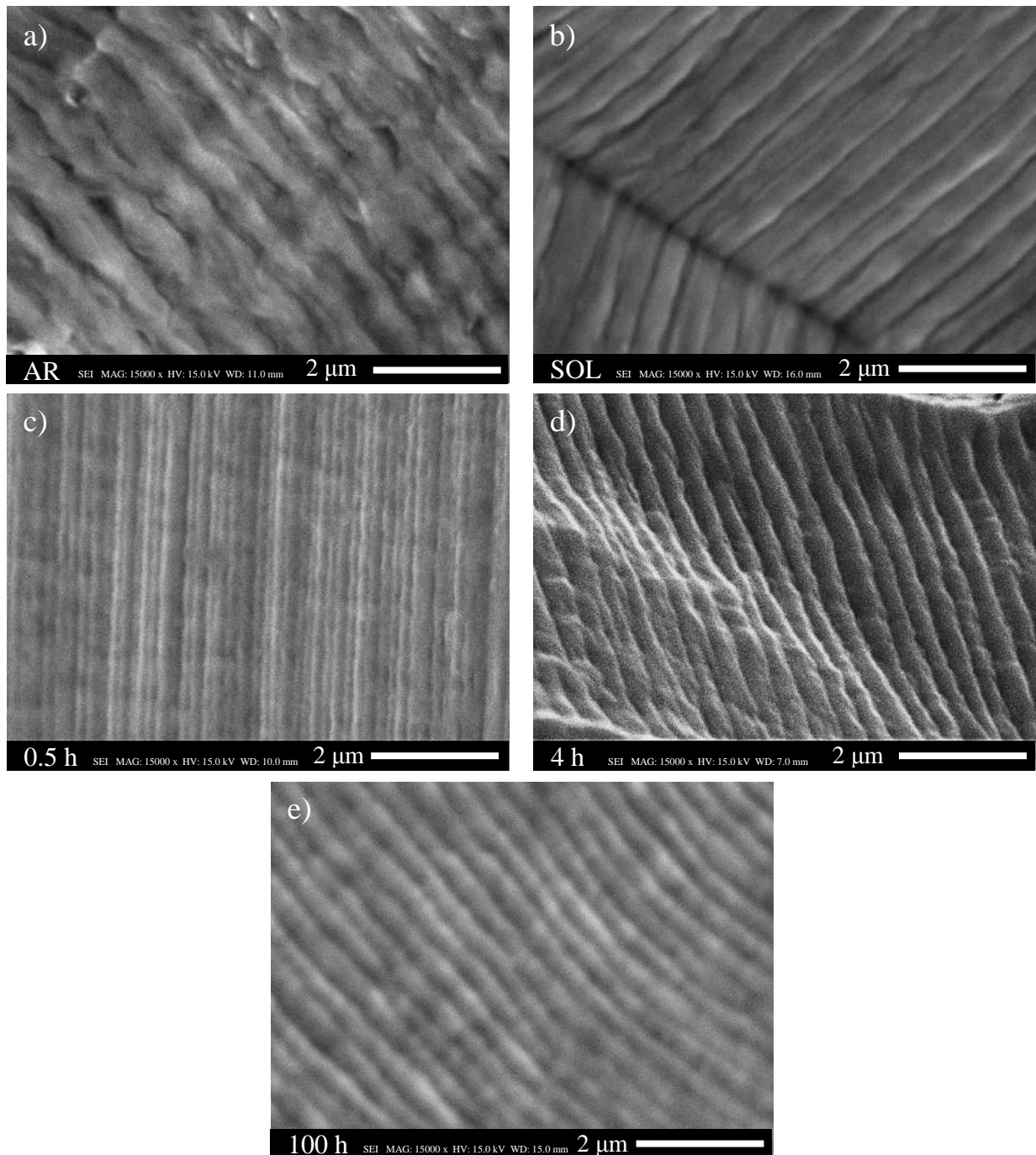


Figura 4.38 Detalle a 15000 x de estrías por fatiga en la región central de la zona de propagación en especímenes tratados térmicamente.

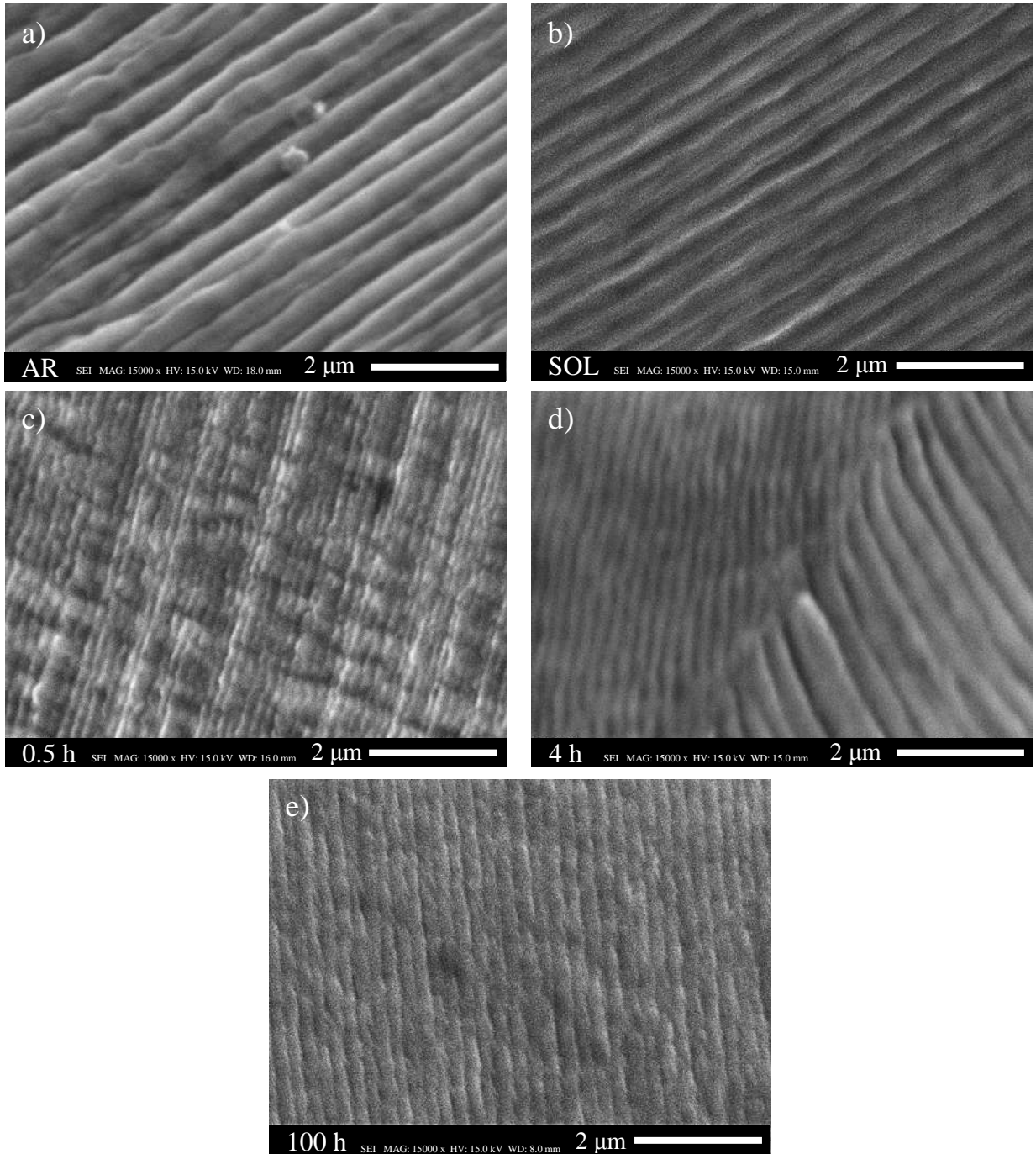


Figura 4.39 Detalle a 15000 x de estrías por fatiga en la región central de la zona de propagación en especímenes tratados térmicamente y mediante LSP.

4.5 Tenacidad a la fractura

Con el fin de determinar la tenacidad a la fractura, se realizaron curvas carga-desplazamiento (COD) en especímenes tratados térmicamente y mediante LSP. Una comparación de los resultados obtenidos se muestra en la Figura 4.40. En el gráfico de la Figura 4.40 (a) se puede apreciar claramente la influencia del tratamiento térmico en el valor de la carga máxima aplicada. Se puede observar que conforme aumenta el tiempo de envejecido incrementa la tenacidad a la fractura, lo cual es un claro indicio del efecto de la precipitación de las fases γ' y γ'' las cuales incrementan la resistencia mecánica de la aleación. Se encontró que el valor máximo de tenacidad a la fractura se presenta en la condición de 4 h, con un valor de $164.8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ lo cual implica un incremento del 29 % respecto a la condición tal como se recibió. En el caso de la condición de solubilizado (SOL) el comportamiento de la tenacidad a la fractura es diferente debido a la disolución de las fases endurecedoras. Se puede observar que la condición 100 h presenta una disminución en la tenacidad a la fractura respecto a la condición 4 h, esto se debe al modo de precipitación intergranular de la fase δ la cual disminuye la ductilidad de la aleación al ser menos capaz de deformarse que la matriz alrededor, generando un efecto negativo en ensayos llevados a cabo a temperatura ambiente [90]. Las curvas carga-desplazamiento (COD) que se muestran en el gráfico de la Figura 4.40 (b) muestran el efecto que tiene el tratamiento mediante LSP en las probetas tratadas térmicamente. Se puede observar que en el caso de las condiciones AR y SOL el LSP no tiene un efecto significativo en la tenacidad a la fractura, sin embargo, para las condiciones 0.5 y 4 h se presenta un incremento de 6 y 2.5 % respectivamente. Caso contrario ocurre con la condición de envejecido a 100 h, en la cual la tenacidad a la fractura se ve disminuida por efecto del LSP. Cabe destacar que una comparación para la condición 4 h respecto a los demás tiempos de envejecido, se presenta una caída rápida en la curva carga-desplazamiento para un COD mayor a 5 mm (Figura 4.40 (a)) y 7 mm en la misma condición tratada mediante LSP (Figura 4.40 (b)). Este comportamiento de crecimiento rápido se debe a un fenómeno de colapso plástico por el modo de control empleado durante los ensayos [50].

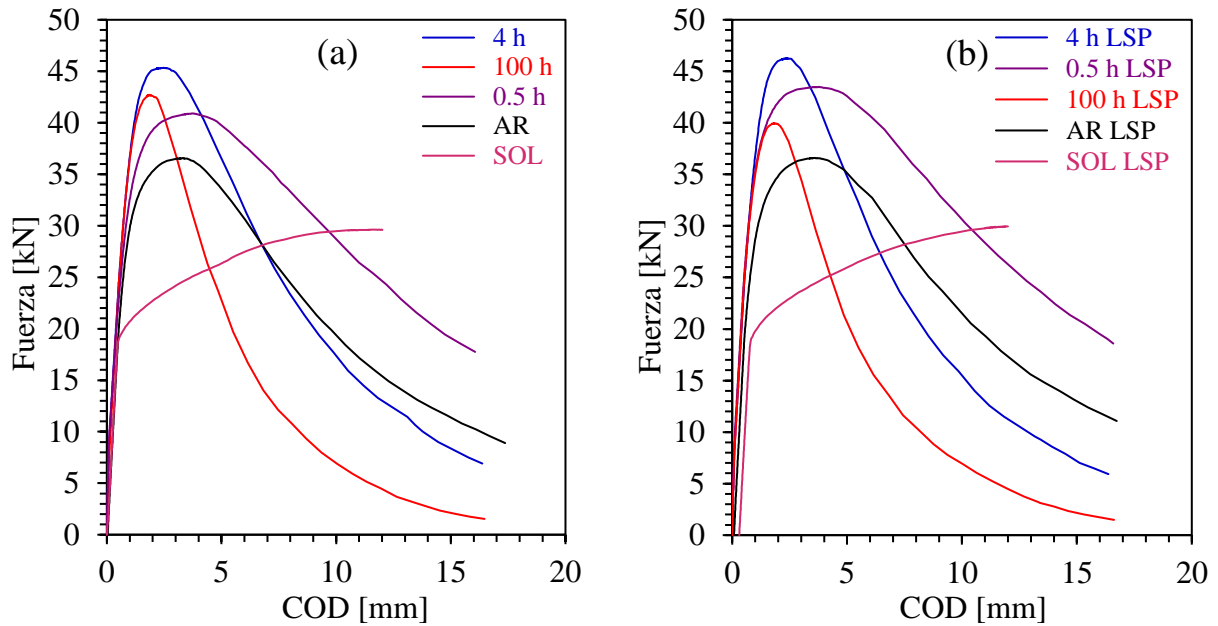


Figura 4.40 Curvas carga desplazamiento para determinar la tenacidad a la fractura en especímenes (a) tratados térmicamente y (b) tratados térmicamente y mediante LSP.

La Tabla 4.6 muestra un resumen de los valores de tenacidad a la fractura calculados en especímenes tratados térmicamente y mediante LSP. Los resultados para la condición de 4 h, que es donde se obtiene el valor máximo de tenacidad a la fractura, son consistentes con los obtenidos por Chang y col. [28].

Tabla 4.6 Tenacidad a la fractura (K_{IC}) obtenida a partir de las curvas carga desplazamiento en especímenes tratados térmicamente y mediante LSP.

Condición	a [mm]	W [mm]	TT		TT + LSP	
			P_Q [kN]	K_{IC} [MPa·√m]	P_Q [kN]	K_{IC} [MPa·√m]
AR	27	50.8	35	128	35	127
SOL	27	50.8	21	78	21	76
0.5 h	27	50.8	40	146	43	155
4 h	27	50.8	45	165	46.12	169
100 h	27	50.8	42.5	158.5	39.5	144.5

La Figura 4.41 muestra una comparación entre la tenacidad a la fractura obtenida en especímenes tratados térmicamente y mediante LSP, respecto a la microdureza de las condiciones AR y envejecidas a diferentes tiempos. Se puede observar que la tenacidad a la fractura sigue una

tendencia similar al de la dureza en el material. De esta manera se puede corroborar que el comportamiento a la tenacidad a la fractura en la aleación está directamente relacionado con la precipitación de las fases γ' y γ'' . Tal como se ha explicado en secciones anteriores, este fenómeno se puede atribuir a la interacción de los precipitados con las dislocaciones vez que comienza el proceso de deformación plástica [70, 72, 73, 75].

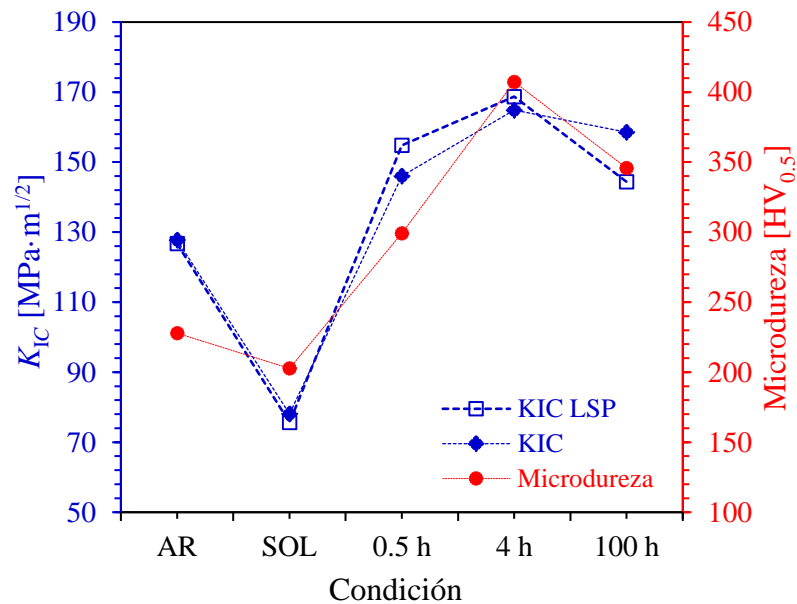


Figura 4.41 Comparativa entre la microdureza y la tenacidad obtenida en especímenes tratados térmicamente y mediante LSP.

Debido a que las pruebas se realizaron bajo la condición de deformación plana, el valor de R (cantidad de trabajo necesario para provocar una extensión de la grieta) es constante e independiente de la longitud de la grieta y el espesor, por lo tanto, el valor K_C (tenacidad a la fractura) se puede considerar como una propiedad del material [30]. A pesar de lo anterior, el LSP tuvo un efecto en las condiciones de envejecido incrementando la tenacidad a la fractura en el caso de 0.5 y 4 h y disminuyendo en la condición 100 h. Esto nos da un indicio del impacto que tiene el empleo del LSP puesto que el cambio en la tenacidad a la fractura se verá reflejado tanto en el número de ciclos como en la longitud de grieta crítica para que ocurra la falla final del material [2, 30, 32].

CAPÍTULO 5. CONCLUSIONES

En base a los resultados obtenidos se pueden escribir las siguientes conclusiones:

- Los tratamientos térmicos a los que fue sometida la aleación generaron cambios microestructurales importantes como crecimiento de tamaño de grano y precipitación de las fases secundarias γ' , γ'' y δ , así como descomposición de carburos del tipo MC.
- La precipitación de las fases γ' y γ'' incrementan considerablemente la resistencia mecánica de la aleación IN718 en función del porcentaje de fase presente de acuerdo al tiempo de envejecido. Por ejemplo se logró un incremento de 42.5 % en el esfuerzo último (UTS) y 92 % en el esfuerzo de fluencia en la condición envejecida durante 4 h, respecto a la condición AR. Por su parte, la precipitación de la fase δ en la condición de envejecido 100 h propició una disminución de la resistencia mecánica de la aleación de un 7 % en el esfuerzo último y un 22 % en el esfuerzo de fluencia.
- Las propiedades de dureza presentan un comportamiento directamente proporcional en comparación con el esfuerzo último (UTS) y de fluencia.
- Mediante la relación de Ramberg-Osgood se obtuvieron los valores del exponente de endurecimiento y del módulo plástico y con ellos fue posible determinar un modelo capaz de predecir con gran precisión el comportamiento del material en las zonas elástica y plástica.
- La tenacidad a la fractura y la tasa de crecimiento de grieta puede ser alterada en más de un 30 % por medio del tratamiento térmico. En el caso de la tenacidad a la fractura la precipitación de la fase δ es un factor determinante, dado que un incremento en la fracción volumétrica implica una disminución de la tenacidad a la fractura de la aleación.
- El tratamiento superficial por medio de LSP es una técnica eficaz para disminuir la tasa de crecimiento de grieta por fatiga en la aleación IN718 para tiempos cortos de envejecido, disminuyendo la tasa de crecimiento hasta en un 30 %.
- El LSP tuvo una influencia en la tenacidad a la fractura incrementando hasta en un 6 % para tiempos de envejecido cortos y disminuyéndola un 9 % en tiempos de envejecido más prolongados.

RECOMENDACIONES Y TRABAJO FUTURO

- Realizar caracterización microestructural mediante técnicas de EBSD y TEM para complementar el estudio del efecto del tratamiento térmico y LSP en la aleación.
- Realizar pruebas de fatiga para lograr una mejor comprensión del efecto del tratamiento térmico y LSP en la vida a la fatiga de la aleación.
- Realizar tratamientos térmicos de endurecimiento por precipitación con tiempos de envejecido más prolongados para evaluar la evolución microestructural.
- Realizar ensayos mecánicos a temperaturas elevadas con el fin de determinar su efecto en las propiedades mecánicas.
- Determinar el efecto de la rugosidad superficial inducida por el proceso del LSP.

REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

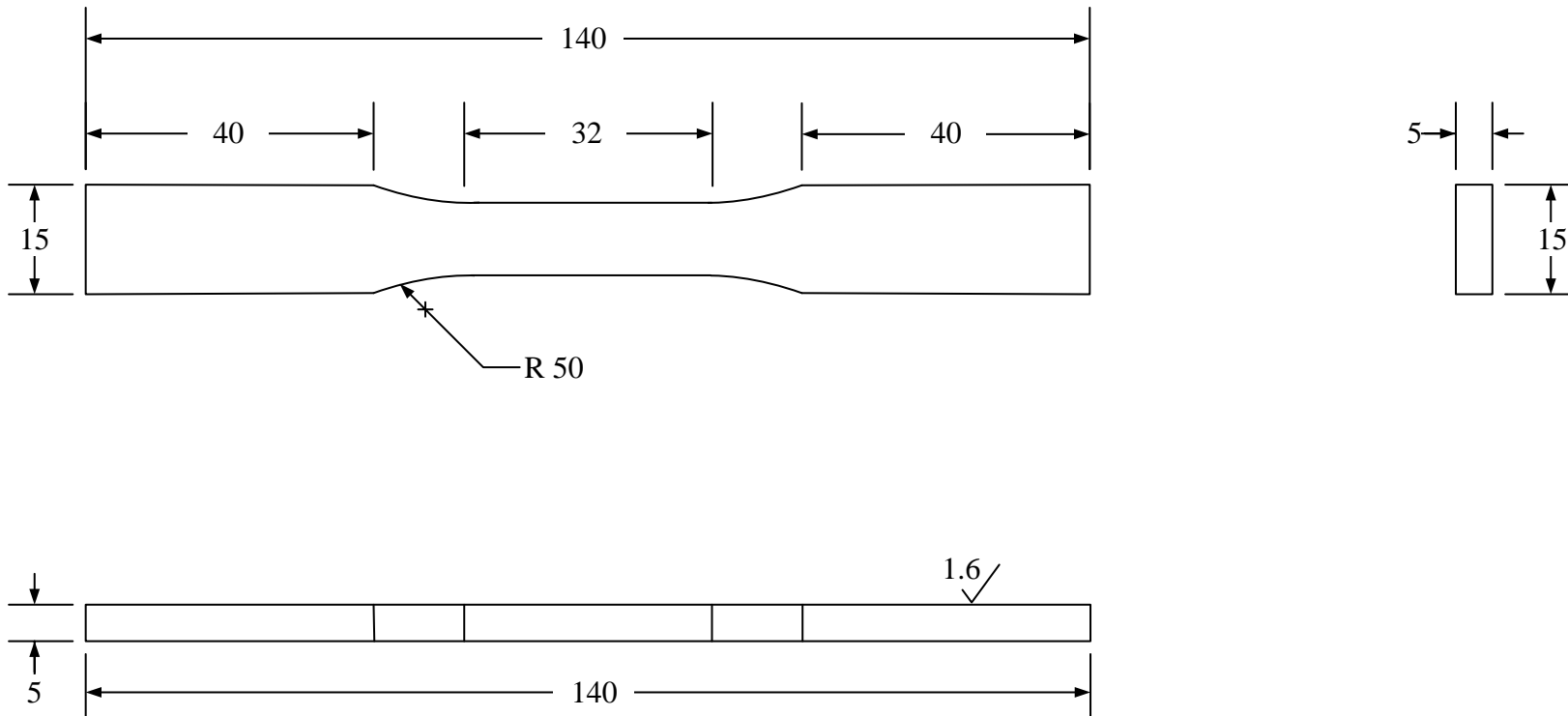
- [1] Becker A. *The effect of laser shock peening and shot peening on the fatigue performance of aluminium alloy 7075*. **Master Degree**. Department of Mechanical Engineering University of Cape Town. USA 2017.
- [2] Stephens R I, Fatemi A, Stephens R R, Fuchs H O. *Metal Fatigue in Engineering*. Second ed. New York. Wiley-Interscience. 2000.
- [3] Rossmannith H P. *Teaching and Education in Fracture and Fatigue*. 1. London and New York. Taylor & Francis. 1996.
- [4] Reed R P. *The Economic Effects of Fracture in the United States*. -. Columbus OH. Battelle Columbus Laboratories. 1983.
- [5] Callister W D. *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*. Tercera ed. Barcelona. Editorial Reverté. 2007.
- [6] Porro J A, Molpeceres C, Morales M, Ocaña J L. *Generación de un campo de tensiones residuales de compresión en aluminio 2024-t351 mediante tratamiento por onda de choque generada por láser (laser shock processing)*. **Óptica Pura y Aplicada**. 1(40). 73-78. 2007.
- [7] Montross C S, Wei T, Ye L, Clark G, Mai Y-W. *Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: a review*. **International Journal of Fatigue**. 10(24). 1021-1036. 2002.
- [8] Zhao J, Dong Y, Ye C. *Laser shock peening induced residual stresses and the effect on crack propagation behavior*. **International Journal of Fatigue**. 100). 407-417. 2017.
- [9] Vázquez C A, Gómez G, Rubio C, Granados V, Hereñú S. *Effect of laser shock processing on fatigue life of 2205 duplex stainless steel notched specimens*. **Optics & Laser Technology**. - (97). 308-315. 2017.
- [10] Pollock T M, Tin S. *Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure and Properties*. **Journal of Propulsion and Power**. 2(22). 361-374. 2006.
- [11] *Heat resistant materials*. AMS specialty handbook.
- [12] Fu S, Dong J, Zhang M, Wang N, Xie X. *Research on INCONEL 718 type alloys with improvement of temperature capability*. En: 7th International Symposium on Superalloy 718 and Derivates. The Minerals, Metals & Materials Society. 2010.
- [13] Slama C, Servant C, Cizeron G. *Aging of the Inconel 718 alloy between 500 and 750 °C*. 1997.
- [14] Anand Kumar S, Sundar R, Ganesh Sundara Raman S, Gnanamoorthy R, Kaul R, Ranganathan K, Bindra K S. *Effects of laser peening on fretting wear behaviour of alloy 718 fretted against two different counterbody materials*. **Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part J: Journal of Engineering Tribology**. 10(231). 1276-1288. 2017.
- [15] Gill A S, Telang A, Vasudevan V K. *Characteristics of surface layers formed on inconel 718 by laser shock peening with and without a protective coating*. **Journal of Materials Processing Technology**. -(225). 463-472. 2015.
- [16] Kattoura M, Mannava S R, Qian D, Vasudevan V K. *Effect of laser shock peening on residual stress, microstructure and fatigue behavior of ATI 718 Plus alloy*. **International Journal of Fatigue**. -(102). 121-134. 2017.

- [17] Lesthaeghe T J, Larson B F, Chandrasekar R, Frishman A M, Lo C C H, Nakagawa N. *Effects of cold work on near-surface conductivity profiles in laser shock peened and shot peened nickel-base superalloy*. 1219-1226. 2013.
- [18] Matthew J. Donachie S J D. *Superalloys: A Technical Guide*. 2 nd. United States of America. ASM International. 2002.
- [19] Reed R C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*. First ed. New York. Cambridge University Press. 2006.
- [20] Anbarasan N, Gupta B K, Prakash S, Muthukumar P, Oyyaravelu R, Kumar R J F, Jerome S. *Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Inconel 718*. **Materials Today: Proceedings**. 2, Part 2(5). 7716-7724. 2018.
- [21] Anderson M, Thielin A L, Bridier F, Bocher P, Savoie J. *δ Phase precipitation in Inconel 718 and associated mechanical properties*. **Materials Science and Engineering: A**. 679). 48-55. 2017.
- [22] Kuo C M, Yang Y T, Bor H Y, Wei C N, Tai C C. *Aging effects on the microstructure and creep behavior of Inconel 718 superalloy*. **Materials Science and Engineering: A**. -(510-511). 289-294. 2009.
- [23] Oblak J M, Paulonis D F, Duvall D S. *Coherency strengthening in Ni base alloys hardened by DO22 γ' precipitates*. **Metallurgical Transactions**. 1(5). 143. 1974.
- [24] Slama C, Abdellaoui M. *Structural characterization of the aged Inconel 718*. **Journal of Alloys and Compounds**. 1(306). 277-284. 2000.
- [25] Thompson R, Dobbs J, E. Mayo D. *The effect of heat treatment on microfissuring in alloy 718*. 1986.
- [26] Pereira J M, A. Lerch B. *Effects of heat treatment on the ballistic impact properties of Inconel 718 for jet engine fan containment applications*. 2001.
- [27] Cozar R, Pineau A. *Morphology of γ' and γ'' precipitates and thermal stability of inconel 718 type alloys*. **Metallurgical Transactions**. 1(4). 47-59. 1973.
- [28] Chang L, Sun W, Cui Y, Zhang F, Yang R. *Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of the hot-isostatic-pressed Inconel 718 powder compact*. **Journal of Alloys and Compounds**. 590). 227-232. 2014.
- [29] Perez N. *Fracture Mechanics*. New York. Kluwer Academic Publishers. 2004.
- [30] González J L. *Mecánica de Fractura*. Segunda ed. México. Limusa. 2004.
- [31] Anderson T L. *Fracture Mechanics: Fundamentals and Applications*. Third ed. London. CRC Press. 1994.
- [32] Hearn E J. *Mechanics of Materials 2 (Third Edition)*. En; **Chapter 11 - Fatigue, Creep and Fracture**. Oxford. Butterworth-Heinemann. 443-508. 1997.
- [33] Adrian P. M. *Introduction to Aerospace Materials*. First. Cambridge. Woodhead Publishing Limited. 2012.
- [34] Hernández H, Espejo E. *Mecánica de Fractura y Análisis de Falla*. Primera ed. Colombia. 2002.
- [35] Hearn E J. *Mechanics of Materials: An Introduction to the Mechanics of Elastic and Plastic Deformation of Solids and Structural Components*. Second ed. Great Britain. BPC Wheatons Ltd. 1996.
- [36] A. Kandil F, Lord D, Fry A. *A review of residual stress measurement methods A guide to technique selection*. 2001.
- [37] Gujba A K, Medraj M. *Laser Peening Process and Its Impact on Materials Properties in Comparison with Shot Peening and Ultrasonic Impact Peening*. **Materials (Basel, Switzerland)**. 12(7). 7925-7974. 2014.

- [38] E 837 – 99. *Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain- Gage Method*. 1999.
- [39] Gill A, Zhou Z, Lienert U, Almer J, Lahrman D, Mannava S, Qian D, Vasudevan V. *High spatial resolution, high energy synchrotron x-ray diffraction characterization of residual strains and stresses in laser shock peened Inconel 718SPF alloy*. 2012.
- [40] Carreón H, Barriuso S, González-Carrasco J L, Ocaña J L, Porro J A. *Characterization of laser peening-induced effects on a biomedical Ti6Al4V alloy by thermoelectric means*. **Optical Engineering**. 12(53). 2014.
- [41] Clauer A. *Laser shock peening for fatigue resistance*. En: Proceedings of a Conference on Surface Performance of Titanium. 1997.
- [42] Gill A, Telang A, Mannava S R, Qian D, Pyoun Y-S, Soyama H, Vasudevan V K. *Comparison of mechanisms of advanced mechanical surface treatments in nickel-based superalloy*. **Materials Science and Engineering: A**. -(576). 346-355. 2013.
- [43] Correa C, Peral D, Porro J A, Díaz M, Ruiz de Lara L, García A, Ocaña J L. *Random-type scanning patterns in laser shock peening without absorbing coating in 2024-T351 Al alloy: A solution to reduce residual stress anisotropy*. **Optics & Laser Technology**. -(73). 179-187. 2015.
- [44] Kulkarni A, Chettri S, Subramaniyan P, Kalainathan S. *Effect of laser shock peening without coating on surface morphology and mechanical properties of nickel-200*. En: International Conference on Materials Processing and Applications. Mechanics, Materials Science & Engineering. 2017.
- [45] Umapathi A, Swaroop S. *Laser peening without coating an advanced surface treatment a review*. 2016.
- [46] Peyre P, Fabbro R. *Laser shock processing: A review of the physics and applications*. 1995.
- [47] Yadav M J, Jinoop A N, Danduk C, Subbu S K. *Laser shock processing: process physics, parameters, and applications*. **Materials Today: Proceedings**. 8(4). 7921-7930. 2017.
- [48] Bai Y, Hua Y, Rong Z, Ye Y, Xue Q, Liu H, Chen R. *Cyclic oxidation resistance of In718 superalloy treated by laser peening*. **Journal of Wuhan University of Technology-Mater. Sci. Ed.** 4(30). 808-812. 2015.
- [49] Rubio C, Gomez G, Ruiz R, Nait M, Abdelwaheb A. *Effect of laser shock peening and cold expansion on fatigue performance of open hole samples*. **Structural Engineering & Mechanics**. 5(53). 867-880. 2015.
- [50] Rubio C, Ocaña J L, Gomez G, Molpeceres C, Paredes M, Banderas A, Porro J, Morales M. *Effect of laser shock processing on fatigue crack growth and fracture toughness of 6061-T6 aluminum alloy*. **Materials Science and Engineering A**. 1-2(386). 291-295. 2004.
- [51] Peyre P, Fabbro R, Merrien P, Lieurade H P. *Laser shock processing of aluminium alloys. Application to high cycle fatigue behaviour*. **Materials Science and Engineering: A**. -(210). 102-113. 1996.
- [52] Huang S, Zhu Y, Guo W, Peng P, Qiao H, Diao X, K. Chu P. *Effects of Laser Shock Processing on Fatigue Crack Growth in Ti-17 Titanium Alloy*. 2017.
- [53] Mercer C, Soboyejo W. *Fatigue Crack Growth Mechanisms in a Forged IN 718 Nickel-Based Superalloy*. 1997.
- [54] Gustafsson D, Moverare J, Johansson S, Hörnqvist M, Simonsson K, Sjöström S, Sharifimajda B. *Fatigue crack growth behaviour of Inconel 718 with high temperature hold times*. **Procedia Engineering**. 1(2). 1095-1104. 2010.
- [55] Osinkolu G A, Onofrio G, Marchionni M. *Fatigue crack growth in polycrystalline IN 718 superalloy*. **Materials Science and Engineering: A**. 1(356). 425-433. 2003.



- [56] Bhadeshia H, Honeycombe R. *Steels: Microstructure and Properties (Fourth Edition)*. En; **Chapter 2 - Strengthening of Iron and Its Alloys**. Butterworth-Heinemann. 23-57. 2017.
- [57] Dowling N. *Mechanical behavior of materials engineering methods for deformation, fracture and fatigue*. Fourth. England. PEARSON. 2013.
- [58] Hertelé S, De Waele W, Denys R. *A generic stress–strain model for metallic materials with two-stage strain hardening behaviour*. **International Journal of Non-linear Mechanics - INT J NON-LINEAR MECH**. 46). 519-531. 2011.
- [59] Li T, Zheng J, Chen Z. *Description of full-range strain hardening behavior of steels*. **SpringerPlus**. -(5). 1316. 2016.
- [60] **ASTM INTERNATIONAL**. ASTM E3-95. *Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens*. 1995.
- [61] **ASTM INTERNATIONAL**. ASTM E407 -07. *Standard Practice for Microetching Metals and Alloys*. 2007.
- [62] **ASTM INTERNATIONAL**. ASTM E384-99. *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*. 1999.
- [63] **ASTM INTERNATIONAL**. ASTM E8-04. *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*. 2004.
- [64] **ASTM INTERNATIONAL**. ASTM E399-09. *Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness K_{Ic} of Metallic Materials*. 2009.
- [65] **ASTM INTERNATIONAL**. ASTM E837-99. *Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method*. 1999.
- [66] Instruction Bulletin B-127. *Strain Gage Installations with M-Bond 200 Adhesive*.
- [67] **ASTM INTERNATIONAL**. ASTM E647-99. *Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates*. 1999.
- [68] Mahajan S, Pande C S, Imam M A, Rath B B. *Formation of annealing twins in f.c.c. crystals*. **Acta Materialia**. 6(45). 2633-2638. 1997.
- [69] Hassan B, Corney J. *Grain boundary precipitation in Inconel 718 and ATI 718Plus*. **Materials Science and Technology**. 16(33). 1879-1889. 2017.
- [70] Jambor M, Bokuvka O, Novy F, Trško L, Belan J. *Phase transformations in nickel base superalloy INCONEL 718 during cyclic loading at high temperature*. 15). 15-18. 2017.
- [71] Mahadevan S, Nalawade S, Singh J B, Verma A, Paul B, Ramaswamy K. *Evolution of δ Phase Microstructure in Alloy 718*. **Superalloy 718 and Derivatives**. 737-750. 2010.
- [72] Yeh A-C, Kuo C, Wei C, Nguyen H, Bor H. *Aging Effects on the γ' and γ'' Precipitates of Inconel 718 Superalloy*. 679-688. 2010.
- [73] Sundararaman M, Mukhopadhyay P, Banerjee S. *Deformation behaviour of γ'' strengthened inconel 718*. **Acta Metallurgica**. 4(36). 847-864. 1988.
- [74] Lambarri J, Leunda J, García Navas V, Soriano C, Sanz C. *Microstructural and tensile characterization of Inconel 718 laser coatings for aeronautic components*. **Optics and Lasers in Engineering**. 7(51). 813-821. 2013.
- [75] Mignanelli P M, Jones N G, Pickering E J, Messé O M D M, Rae C M F, Hardy M C, Stone H J. *Gamma-gamma prime-gamma double prime dual-superlattice superalloys*. **Scripta Materialia**. 136). 136-140. 2017.
- [76] Zhang R, Bi Z, Qin H, Zhang J, Fortes A, Dong H B. *Constrained Lattice Misfit Measurement in Bulk Inconel 718 Using High Resolution Neutron Diffraction*. **Proceedings of the 9th International Symposium on Superalloy 718 & Derivatives: Energy, Aerospace, and Industrial Applications**. 439-448. 2018.

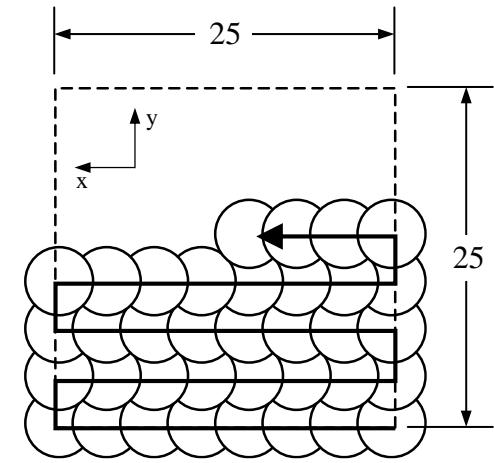
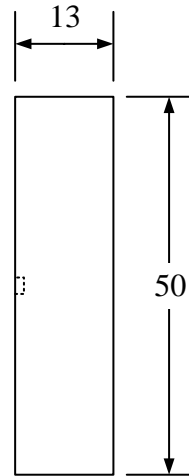
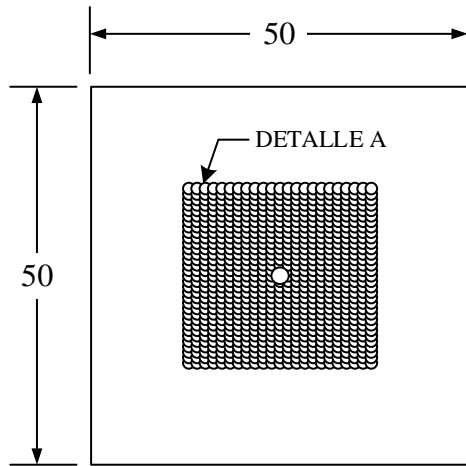
- [77] Mukherji D, Gilles R, Barbier B, Genovese D D, Hasse B, Strunz P, Wroblewski T, Fuess H, Rösler J. *Lattice misfit measurement in Inconel 706 containing coherent γ' and γ'' precipitates*. **Scripta Materialia**. -(48). 333-339. 2003.
- [78] Richard H, Richard V, Jason H. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. Fifth. United States of America. John Wiley & Sons Inc. 2012.
- [79] Herrera L, Ruiz A, López-Morelos V, Rubio-González C. *Microstructural characterization and mechanical response of Inconel 600 welded joint*. **Materials Characterization**. -(175). 109882. 2019.
- [80] Quach W-M, Teng J G, Chung K-F. *Three-Stage Full-Range Stress-Strain Model for Stainless Steels*. **Journal of Structural Engineering**. -(134). 1518–1527. 2008.
- [81] Rasmussen K J R. *Full-range stress–strain curves for stainless steel alloys*. **Journal of Constructional Steel Research**. 1(59). 47-61. 2003.
- [82] Hockauf M, Meyer L. *Work-hardening stages of AA1070 and AA6060 after severe plastic deformation*. **J. Mater. Sci**. -(45). 4778-4789. 2010.
- [83] Sundararaman M, Mukhopadhyay P, Banerjee S. *Carbide Precipitation in Nickel Base Superalloys 718 and 625 and Their Effect on Mechanical Properties*. **Superalloy 718 and Derivatives**. -(). 367-378. 1997.
- [84] Chen X-C, Shi C, Guo H-J, Wang F, Ren H, Feng D. *Investigation of Oxide Inclusions and Primary Carbonitrides in Inconel 718 Superalloy Refined through Electroslag Remelting Process*. **Metallurgical and Materials Transactions B**. -(43). 2012.
- [85] Mitchell A, Schmalz A, Schvezov C, Cockroft S. *The precipitation of primary carbides in alloy 718*. **Superalloys 718, 625 and Various Derivatives**. -(). 65-78. 1994.
- [86] Peyre P, Carboni C, Sollier A, Berthe L, Richard C, Rios E, Fabbro R. *New trends in laser shock wave physics and applications*. 2002.
- [87] Gnäupel-Herold T. *Formalism for the determination of intermediate stress gradients using X-ray diffraction*. **Journal of Applied Crystallography - J APPL CRYST**. -(42). 192-197. 2009.
- [88] Xiao L, Chen D, Chaturvedi M. *Effect of Boron Concentration on Fatigue Crack Propagation Resistance and Low Cycle Fatigue Properties of INCONEL 718*. **Proceedings of the International Symposium on Superalloys**. 275-281. 2004.
- [89] Suresh S, Shih C. *Plastic near-tip fields for branched cracks*. **International Journal of Fracture**. -(30). 237-259. 1986.
- [90] Oppenheimer S, McDevitt E, Cao W D. *Toughness as a Function of Thermo-Mechanical Processing and Heat Treatment in 718Plus(®) Superalloy*. **7th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives 2010**. -(1). 321-330. 2010.



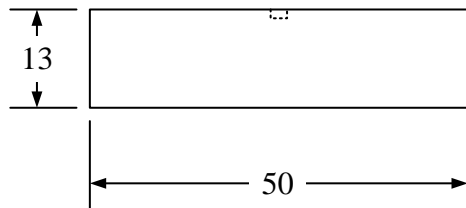
NOTAS GENERALES

1. Material: aleación INCONEL® 718.
2. Dimensiones en unidades del Sistema Métrico [mm].
3. Especímenes compactos conforme a la norma ASTM E8.

Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales		
TÍTULO Probeta para ensayo de tensión		
	ETIQUETA NORMA ASTM E8	PAGINA 1 DE 1
	COTAS mm	PROYECCIÓN 
		FECHA 21/08/2018



DETALLE A^a



NOTAS GENERALES

1. Material: aleación INCONEL® 718.
2. Dimensiones en unidades del Sistema Métrico [mm].
3. Superficie tratada mediante LSP.
4. Número total de probetas: 6
- a. Imagen representativa del proceso.

Instituto de Investigación en Metalurgia y Materiales		
TÍTULO Especimen para medición de esfuerzos residuales		
	ETIQUETA Tratamiento superficial con láser	PAGINA 1 DE 1
	COTAS mm	PROYECCIÓN
		FECHA 21/08/2018

ANEXO IV

Se realizó el análisis de patrones de difracción con incidencia rasante de rayos-X para determinar el efecto del LSP en la capa superficial de alguna de las muestras, los resultados se presentan en la Figura A.1. Los parámetros empleados durante la prueba fueron un ángulo de incidencia (θ) de 0.5° con un tipo de escaneo 2θ acoplado y un tiempo de integración de 0.6 s. Un aspecto fundamental de esta técnica es un ángulo de incidencia del haz muy pequeño y fijo, lo cual permite que los rayos-X recorran un camino largo sobre la capa superficial de la muestra logrando que los picos del volumen de la muestra se atenúen por la absorción durante dicho trayecto. Dado que la profundidad de análisis de esta técnica alcanza unas cuantas micras de profundidad, en la Figura A.1 se puede observar que en la capa superficial de las muestras tratadas mediante LSP no presenta una deformación significativa dado que los picos de difracción no presentan un corrimiento, difractando en la misma posición angular.

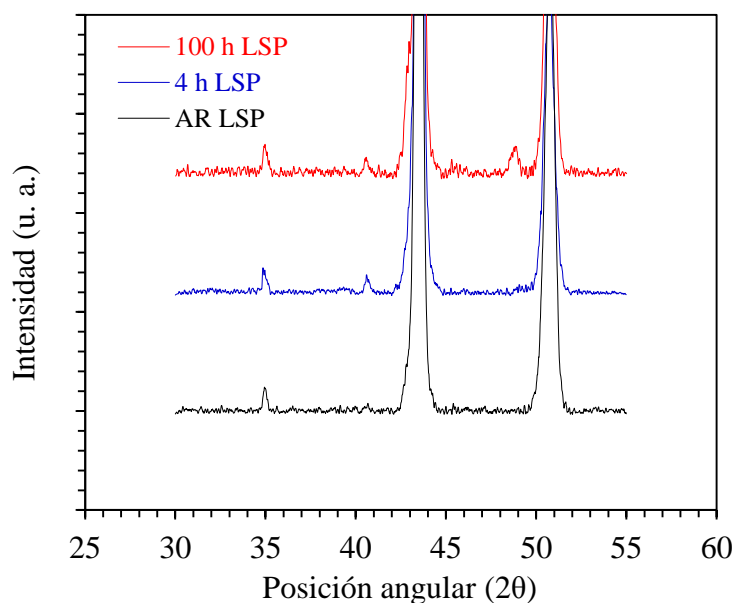


Figura A.1 Patrones de difracción con incidencia rasante de rayos-X en muestras tratadas mediante LSP