

Universidad Nacional de Rosario
Facultad de Ciencias Exactas, Ingeniería y Agrimensura



Tesis Doctoral

Efecto de tratamientos superficiales en el daño por fatiga de aceros inoxidables de baja aleación

Ing. Leticia Spadaro

Directora: Dra. Silvina A. N. Hereñú

Co-Directora: Dra. Renata Strubbia

Miembros del Jurado: Dr. Javier W. Signorelli
Dra. Silvana Sommadossi
Dr. Hernán G. Svoboda

*Tesis presentada en la Facultad de Ciencias Exactas, Ingeniería y
Agrimensura, en cumplimiento parcial de los requisitos para optar al título de*

Doctor en Ingeniería

Diciembre de 2022

Certifico que el trabajo incluido en esta tesis es el resultado de tareas de investigación originales y que no ha sido presentado para optar a un título de postgrado en ninguna otra Universidad o Institución.



Leticia Spadaro
DNI 34.509.896

Agradecimientos

Deseo expresar mi mayor agradecimiento a la directora de esta tesis, Dra. Silvina Hereñú. En primer lugar, por su apoyo y aliento a lo largo de todo mi doctorado, y por transmitir tanta pasión al brindarme sus conocimientos que gracias a ello siempre trabajé con entusiasmo. Luego, por el tiempo que me dedicó, los consejos que me dio y las charlas afectuosas que me hicieron sentir que podía contar con ella siempre que la necesitara.

Quiero agradecer enormemente a la co-directora de esta tesis, Dra. Renata Strubbia. Primero por guiarme en mis tareas y brindarme valiosas herramientas y conocimientos que me permitieron realizar este trabajo. Además, le agradezco por haberme ayudado las infinitas veces que la precisé y quiero destacar los buenos momentos que compartimos.

En especial quiero agradecer al Dr. Gilberto Gómez Rosas del Centro Universitario de Ciencias Exactas e Ingenierías (CUCEI) de la Universidad de Guadalajara, al Dr. Carlos Rubio González del Centro de Ingeniería y Desarrollo Industrial (CIDESI) de Querétaro y al Dr. Raúl Bolmaro del Instituto de Física Rosario (IFIR), el aporte de ellos, en los temas en los que cada uno es experto, fue de gran valor para esta tesis.

También quiero agradecer la importante colaboración que recibí del personal de apoyo del IFIR, Fernando Ugo, Pablo Diaz y Daniel Castellani.

Además, quiero agradecer a todos mis compañeros del IFIR que hicieron que los años que trabajé en el instituto fueran muy agradables.

Agradezco al Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas (CONICET) por otorgarme la beca que me permitió realizar el Doctorado en Ingeniería. Y también a la Facultad de Ciencias Exactas, Ingeniería y Agrimensura - Universidad Nacional de Rosario, por la formación académica durante el doctorado.

Quiero agradecer enormemente a mi mamá Alicia, mi papá José Alberto y mi hermana Luciana, por el apoyo infinito que me han dado durante los años de doctorado, por escucharme y tenerme siempre paciencia y por su amor incondicional.

A mis amigas les agradezco su valiosa amistad y su aliento en esta etapa de mi vida.

Finalmente quiero agradecerle a mi novio Mykhaylo por su apoyo, amor, paciencia y comprensión.

Resumen

El proceso de impactos láser o laser shock peening (LSP) es una nueva técnica que mejora la vida a fatiga de componentes metálicos, ofreciendo ventajas respecto del convencional tratamiento de granallado o shot peening (SP). Estas se basan en una mayor profundidad de las tensiones residuales de compresión (compressive residual stresses, CRS) así como en beneficiosos cambios microestructurales en el material tratado. Sin embargo, los efectos beneficiosos del LSP dependen de la estabilidad de las CRS tanto bajo carga cíclica como a temperatura. Además, si no se usa capa protectora durante el tratamiento de LSP, pueden ocurrir efectos térmicos en el sustrato del metal. El propósito de esta tesis es estudiar la influencia del LSP sin capa protectora (laser shock peening without coating, LSPwC), con diferentes densidades de pulso, en el comportamiento a fatiga de un acero inoxidable ferrítico (UNS S44600) y de un acero inoxidable austenítico (253 MA, UNS S30815). Mediante microscopía óptica (MO), microscopía electrónica de transmisión (transmission electron microscopy, TEM) y microscopía electrónica de barrido (scanning electron microscopy, SEM) con espectroscopía de rayos X por dispersión en energía (X-ray energy dispersive spectrometry, EDS) se analizaron las características microestructurales en los aceros con y sin tratamiento superficial. Además, se obtuvo el perfil de microdureza y la rugosidad superficial. La combinación de los métodos del agujero ciego (hole drilling) y difracción de rayos X permitieron hallar los perfiles de tensiones residuales en profundidad. Se realizaron ensayos de fatiga de bajo número de ciclos (low cycle fatigue, LCF) con deformación plástica controlada y ensayos de fatiga de alto número de ciclos (high cycle fatigue, HCF) a temperatura ambiente.

Tanto en UNS S44600 como en 253 MA el LSPwC induce en la superficie tensiones residuales de tracción (tensile residual stresses, TRS) y en la subsuperficie CRS, además de un aumento en la densidad de dislocaciones. En ambos aceros el LSPwC aumenta la dureza y rugosidad en relación con el material en estado de recepción. Por otro lado, el LSPwC en UNS S44600 causa corrosión intergranular en la superficie mientras que en 253 MA induce maclas de deformación en la subsuperficie.

En el acero ferrítico UNS S44600, independientemente de la densidad de pulso, el LSPwC no muestra ser un tratamiento superficial efectivo para mejorar la vida a fatiga

en el régimen de LCF. Este hecho se atribuye a la corrosión intergranular causada por los efectos térmicos del proceso. Sin embargo, el LSPwC mejora la vida a fatiga en el régimen de HCF de este acero, siendo esta mejoría más pronunciada con el aumento de densidad de pulso. El papel destacado de la estabilidad de las CRS se refleja en la permanencia de la microestructura endurecida por deformación que conlleva al retraso en la nucleación de grietas intergranulares y a la disminución de velocidad de propagación de las grietas. Esto permite racionalizar el aumento de vida a fatiga en HCF de este acero.

En el acero austenítico 253 MA, el SP y el LSPwC aumentan la vida a fatiga en LCF, debido a la estabilidad de las CRS reflejada en la permanencia de la microestructura endurecida por deformación. El SP supera la mejora de la vida a fatiga alcanzada por el LSPwC debido a la mayor cantidad de dislocaciones y maclas inducidas por deformación por el SP y a la ausencia de TRS en el material con este tratamiento. En este acero, entre las muestras tratadas con LSPwC las de mayor densidad de pulso muestran una menor vida a fatiga producto de una mayor rugosidad. Por otra parte, un tratamiento térmico a 500 °C durante 8 horas no causa, en este acero, cambios en el tamaño de grano, ni en la microdureza, ni en la rugosidad superficial, mientras que relaja parcialmente tanto las TRS como las CRS. Cabe notar que se encuentran apreciables CRS aún después del tratamiento térmico.

Índice

Agradecimientos	I
Resumen	III
Índice	V
CAPÍTULO I – Introducción	1
1.1. Aceros inoxidables	1
1.1.1. Aceros inoxidables austeníticos	2
1.1.1.1. Aceros inoxidables austeníticos de alta temperatura	4
1.1.2. Aceros inoxidables ferríticos	5
1.1.2.1. Aceros inoxidables superferríticos	6
1.2. Tratamientos superficiales	7
1.2.1. Shot peening (granallado)	7
1.2.1.1. Herramientas y parámetros importantes del tratamiento de SP	9
1.2.1.2. Medición de intensidad Almen	10
1.2.1.3. Aplicaciones del tratamiento de SP	11
1.2.2. Laser shock peening (proceso de impactos láser)	11
1.2.2.1. Variables del tratamiento de LSP	14
1.2.2.1.1. Medio confinante	16
1.2.2.1.2. Capa protectora	16
1.2.2.1.3. Tamaño y forma de spot del láser	19
1.2.2.1.4. Múltiples impactos láser	20
1.2.2.1.5. Duración del pulso láser	20
1.2.2.1.6. Superposición programada de pulsos láser	21
1.3. Mecanismos de endurecimiento de metales FCC y BCC	21
1.3.1. Dislocaciones	22
1.3.2. Maclas	22
1.3.3. Martensita	23
1.3.4. Refinamiento de grano inducido por deformación a alta velocidad	24
1.4. Principales modificaciones introducidas por SP y LSP	25

1.4.1. Dureza	25
1.4.2. Tensiones residuales	26
1.4.2.1. Relajación de las tensiones residuales por temperatura	27
1.4.2.2. Relajación de las tensiones residuales por ciclado	28
1.4.3. Rugosidad	29
1.5. Fatiga de materiales	31
1.5.1. Variables de fatiga	31
1.5.2. La curva S-N	35
1.5.3. Lazo de histéresis	36
1.5.4. Tipos de ensayos	37
1.5.5. Daño por fatiga	38
1.5.5.1. Deformación cíclica de metales FCC	39
1.5.5.2. Deformación cíclica de metales BCC	42
1.5.5.3. Iniciación y propagación de la grieta	43
1.5.6. Influencia de los tratamientos superficiales en la fatiga de los materiales	47
1.6. Estado del arte del efecto de SP y LSP en comportamiento en fatiga de aceros inoxidables ferríticos y austeníticos	49
1.7. Referencias	52
 CAPÍTULO II – Materiales y procedimiento experimental	 63
2.1. Materiales	63
2.1.1. Acero inoxidable superferrítico	63
2.1.2. Acero inoxidable austenítico	64
2.2. Procedimiento experimental	65
2.2.1. Tratamientos superficiales	65
2.2.1.1. Proceso de impactos láser sin recubrimiento	65
2.2.1.2. Shot peening	68
2.2.2. Tratamiento térmico	69
2.2.3. Ensayos de fatiga	69
2.2.3.1. Geometría de especímenes para fatiga	69
2.2.3.2. Fatiga de bajo número de ciclos	70
2.2.3.3. Fatiga de alto número de ciclos	71
2.2.4. Caracterización de los materiales	72

2.2.4.1. Microscopía óptica	72
2.2.4.2. Microscopía electrónica de barrido con sistema de microanálisis EDS	73
2.2.4.3. Microscopía electrónica de transmisión	75
2.2.4.3.1. Preparación de láminas delgadas	77
2.2.4.4. Tensiones residuales	78
2.2.4.4.1. Difracción de rayos X	79
2.2.4.4.2. Método del agujero ciego	81
2.2.4.5. Rugosidad superficial	84
2.2.4.6. Dureza	84
2.3. Referencias	85
 CAPÍTULO III – Resultados y discusión	 87
3.1. Acero inoxidable superferrítico UNS S44600	87
3.1.1. Efectos del LSPwC en la microestructura	87
3.1.2. Efecto del LSPwC en la dureza	91
3.1.3. Efecto de LSPwC en la rugosidad superficial	92
3.1.4. Efecto del LSPwC en las tensiones residuales	93
3.1.5. Comportamiento cíclico y correlación con la microestructura	96
3.1.5.1. Fatiga de bajo número de ciclos (LCF)	96
3.1.5.2. Fatiga de alto número de ciclos (HCF)	101
3.2. Acero inoxidable austenítico 253 MA	108
3.2.1. Efecto de LSPwC y SP en la microestructura	108
3.2.2. Efecto del LSPwC y SP en la dureza	114
3.2.3. Efecto del LSPwC y SP en la rugosidad superficial	115
3.2.4. Efecto del LSPwC y SP en las tensiones residuales	115
3.2.5. Comportamiento cíclico y correlación con la microestructura	116
3.2.6. Influencia del tratamiento térmico de recocido en LSPwC	119
3.2.6.1. Microestructura después del tratamiento de recocido	119
3.2.6.2. Dureza después del recocido	121
3.2.6.3. Rugosidad superficial después del tratamiento de recocido	122
3.2.6.4. Estabilidad térmica de las tensiones residuales	122
3.3. Referencias	124

CAPÍTULO IV – Conclusiones	132
4.1. Acero inoxidable superferrítico UNS S44600	132
4.2. Acero inoxidable austenítico 253 MA (UNS S30815)	133
4.3. Resumen de las conclusiones	134
 CAPÍTULO V – Perspectivas a futuro	 135
5.1. Referencias	137
 ANEXO I – Producción científica	 138

CAPÍTULO I

Introducción

1.1. Aceros inoxidables

Los aceros inoxidables son seleccionados como materiales de ingeniería por su excelente resistencia a la corrosión en muchos medios. La resistencia a la corrosión del acero inoxidable se debe a su alto contenido en cromo, este es el principal elemento de aleación en una concentración mínima del 10.5%. Con ese porcentaje de cromo, se forma espontáneamente una capa de óxido de cromo (Cr_2O_3) en la superficie del acero. Aunque es delgada, esta película invisible está firmemente adherida al metal y protege al acero en medios corrosivos. Dicha película se restaura rápidamente en presencia del oxígeno. Sin embargo, para evitar la oxidación y corrosión por picadura en ambientes más hostiles (es decir, en atmósferas húmedas o ambientes contaminados) o en presencia de elementos como el carbono, se deben agregar mayores contenidos de cromo y otros elementos de aleación (por ejemplo, níquel y molibdeno) [1]. El grado de impenetrabilidad de la capa de óxido en ciertos ambientes depende no sólo de la composición de la aleación, sino también del medio, de la temperatura de este, y de la concentración del agente corrosivo. Además de ser resistentes a la corrosión, los aceros inoxidables no se decoloran en un ambiente atmosférico normal.

Los aceros inoxidables pueden ser clasificados en cinco familias diferentes, Tabla 1.1 [2,3]. Cuatro de éstas corresponden a las particulares estructuras cristalinas formadas en la aleación: austenita, ferrita, martensita y dúplex (austenita más ferrita); mientras que la quinta clasificación se basa en el tipo de tratamiento térmico usado, no en la estructura cristalina, esta familia la constituyen las aleaciones endurecidas por precipitación. La comparación de las propiedades de las distintas familias de aceros inoxidables se detalla en la Tabla 1.2. Dado que en esta tesis los aceros inoxidables utilizados son auténicos y ferríticos, las características de estos serán ampliadas en las próximas secciones.

Tabla 1.1. Clasificación de los aceros inoxidable.

Familia	Clasificación
Martensíticos	Serie AISI 400
Ferríticos	
Austeníticos	Series AISI 200 y 300
Dúplex	Se usa el nombre comercial
Endurecibles por precipitación	

Tabla 1.2. Comparación de propiedades de aceros inoxidable. (Adaptado de [4].)

Grupo de aleación	Respuesta magnética	Velocidad de endurecimiento por deformación	Resistencia a la corrosión	Endurecible	Ductilidad	Resistencia a alta temperatura	Resistencia a baja temperatura	Soldabilidad
Austenítica	No generalmente	Muy elevada	Elevada	Por deformación en frío	Muy elevada	Muy elevada	Muy elevada	Muy elevada
Dúplex	Si	Media	Muy elevada	No	Media	Baja	Media	Elevada
Ferrítica	Si	Media	Media	No	Media	Elevada	Baja	Baja
Martensítica	Si	Media	Media	Temple y revenido	Baja	Baja	Baja	Baja
Endurecible por precipitación	Si	Media	Media	Endurecimiento por envejecido	Media	Baja	Baja	Elevada

1.1.1. Aceros inoxidable austeníticos [2,3]

Los aceros inoxidable austeníticos tienen una estructura cristalina cúbica centrada en las caras (face centered cubic, FCC) (hierro- γ) y son los aceros inoxidable más comunes. Esta estructura se obtiene mediante el abundante uso de elementos de austenización como el níquel, el manganeso y el nitrógeno. Estos aceros son no magnéticos y sólo pueden ser endurecidos por deformación en frío. Son extremadamente maleables y soldables. Usualmente poseen excelentes propiedades criogénicas y buena resistencia a altas temperaturas. El contenido de cromo generalmente varía entre 16 y 26%, el de níquel hasta aproximadamente 35% y el de manganeso hasta 15%; si no fuera por el costo del níquel, estas aleaciones se usarían más ampliamente. Los aceros de la serie 200 contienen nitrógeno, manganeso de 4 a 15.5% y níquel hasta 7%. Los de la serie 300 contienen grandes cantidades de níquel y hasta 2% de manganeso. Se les puede agregar molibdeno, cobre, silicio, aluminio, titanio y niobio para conferir ciertas características, tales como

resistencia a la corrosión por picadura en ambientes con haluros o resistencia a la oxidación. Se les puede agregar azufre o selenio a ciertos grados para mejorar la maquinabilidad. La Tabla 1.3 detalla la composición química de varios aceros inoxidable austeníticos.

Tabla 1.3. Tipos y composiciones químicas de aceros inoxidable austeníticos. (Adaptado de [5].)

	UNS	Composición química típica (%)							Temperatura de servicio máxima (°C) en aire seco
		C	Si	Mn	Cr	Ni	N	Ce ^(a)	
304L	S30403	0.03	0.3	1.5	18.1	8.2	0.06	—	800
304H	S30409	0.05	0.3	1.5	18.1	8.2	0.06	—	800
153 MATM	S30415	0.05	1.3	0.5	18.5	9.5	0.15	0.05	1000
309S	S30908	0.06	0.3	1.5	22.3	12.6	0.06	—	1000
253 MA[®]	S30815	0.09	1.6	0.5	21.0	11.0	0.17	0.05	1100
310S	S31008	0.05	0.3	1.5	25.0	20.0	0.06	—	1100

^(a) Agregado como mezcla de metales.

Los aceros inoxidable austeníticos tienen muchas ventajas desde el punto de vista metalúrgico. Su estructura austenítica tiene muy buena resistencia mecánica y ductilidad hasta por debajo del cero absoluto; y a elevadas temperaturas, no pierde dicha resistencia tan rápidamente como las aleaciones ferríticas.

Los aceros inoxidable austeníticos también presentan algunas limitaciones:

1. Son menos resistentes a la oxidación cíclica que los grados ferríticos porque su mayor coeficiente de expansión térmica tiende a provocar el desprendimiento del revestimiento protector de óxido.
2. Pueden experimentar agrietamiento por corrosión bajo tensión (stress corrosion cracking, SCC) si se usan en un ambiente en el que tienen una resistencia a la corrosión insuficiente.
3. El límite de resistencia a la fatiga es sólo alrededor del 30% de la resistencia a la tracción (contra ~ 50 a 60% para aceros inoxidable ferríticos). Esto, combinado con sus altos coeficientes de expansión térmica, los hace especialmente susceptibles a la fatiga térmica.

1.1.1.1. Aceros inoxidables austeníticos de alta temperatura [2]

Algunos aceros inoxidables austeníticos pueden tener una combinación excepcional de resistencia mecánica y resistencia a la corrosión a temperaturas superiores a 500 °C. El acero UNS S30815 (253 MA), que es uno de los aceros que se considerará en esta tesis, es un acero inoxidable austenítico de alta temperatura. El acero 253 MA tiene adiciones de nitrógeno, silicio y metales de tierras raras (rare earth metals, REM) que incluyen cerio [6]. En la denominación la sigla MA significa micro aleado. El cerio combinado con el silicio mejora la resistencia a la oxidación, la resistencia a la corrosión por erosión y la resistencia a la pérdida de la capa de óxido, mientras que el nitrógeno aumenta la resistencia mecánica y retrasa la precipitación de la fase sigma, Fig. 1.1. El acero 253 MA ha demostrado tener mejores propiedades que los aceros sin estos elementos de aleación.

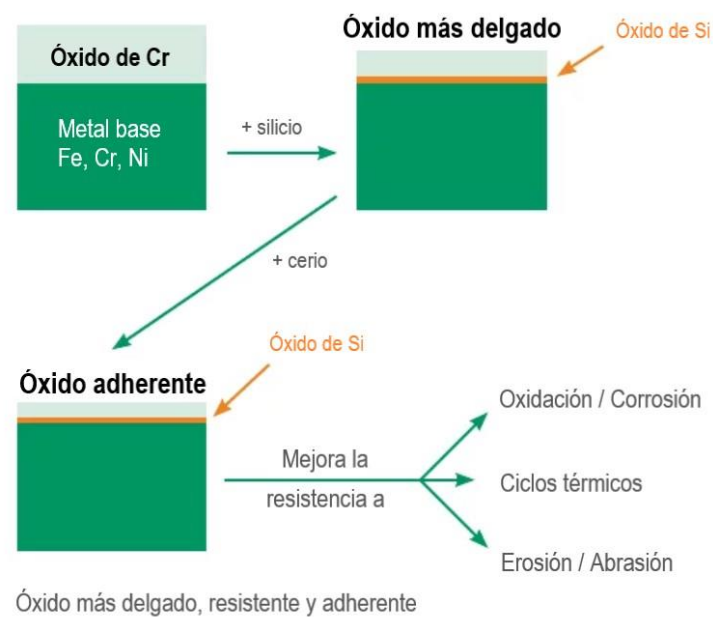


Fig. 1.1. La resistencia a la oxidación/corrosión del acero 253 MA, como la mayoría de los aceros de alta temperatura, se basa principalmente en una capa protectora de Cr_2O_3 , pero se diferencia de otros aceros inoxidables en que las propiedades de la capa de óxido mejoran aún más agregando silicio y REM al acero [6].

Las aplicaciones más comunes del acero inoxidable austenítico 253 MA son [7]:

- Equipos para la industria petrolera
- Cintas transportadoras
- Anclajes para refractarios

- Fuelles de expansión
- Tubos radiantes, tubos protectores, y válvulas y bridas
- Hornos rotativos
- Colectores de escape
- Hornos de campana y hornos de mufla
- Componentes para automóviles
- Bandejas para tratamientos térmicos
- Amortiguadores
- Hornos de panadería a gran escala

1.1.2. Aceros inoxidables ferríticos [2,3]

Los aceros inoxidables ferríticos tienen estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (body centered cubic, BCC) (hierro- α) y son las aleaciones de más bajo costo altamente resistentes a la corrosión y a la oxidación que existen. El contenido de cromo generalmente está en el rango de 10.5 a 30 %. Algunos grados pueden contener molibdeno, silicio, aluminio, titanio y niobio para conferir características particulares. Se les puede agregar azufre o selenio, como en el caso de los grados austeníticos, para mejorar la maquinabilidad. La Tabla 1.4 detalla la composición química de algunos aceros inoxidables ferríticos.

Tabla 1.4. Tipos y composiciones químicas de aceros inoxidables ferríticos. (Adaptado de [3].)

	UNS	Composición química (%) ^(a)							Otros
		C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	
405	S40500	0.08	1.00	1.00	11.5-14.5	—	0.04	0.03	0.10-0.30 Al
409	S40900	0.08	1.00	1.00	10.5-11.75	0.50	0.045	0.045	6 x %C mín. - 0.75 máx. Ti
429	S42900	0.12	1.00	1.00	14.0-16.0	—	0.04	0.03	—
430	S43000	0.12	1.00	1.00	16.0-18.0	—	0.04	0.03	—
430F	S43020	0.12	1.25	1.00	16.0-18.0	—	0.06	0.15 mín.	0.6 Mo ^(b)
430FSe	S43023	0.12	1.25	1.00	16.0-18.0	—	0.06	0.06	0.15 mín. Se
434	S43400	0.12	1.00	1.00	16.0-18.0	—	0.04	0.03	0.75-1.25 Mo
436	S43600	0.12	1.00	1.00	16.0-18.0	—	0.04	0.03	0.75-1.25 Mo; 5 x %C mín. - 0.70 máx. Nb
439	S43035	0.07	1.00	1.00	17.0-19.0	0.50	0.04	0.03	0.15 Al; 12 x %C mín - 1.10 máx. Ti
442	S44200	0.20	1.00	1.00	18.0-23.0	—	0.04	0.03	—
444	S44400	0.025	1.00	1.00	17.5-19.5	1.00	0.04	0.03	1.75-2.50 Mo; 0.025 N; 0.2 + 4 x (%C + %N) mín. - 0.8 máx. (Ti + Nb)
446	S44600	0.20	1.50	1.00	23.0-27.0	—	0.04	0.03	0.25 N

^(a)Los valores únicos son valores máximos a menos que se indique lo contrario.

^(b)Opcional.

Las aleaciones ferríticas son ferromagnéticas. Pueden tener buena ductilidad y formabilidad, pero su resistencia mecánica a altas temperaturas es relativamente pobre en

comparación con la de los grados austeníticos. Los aceros ferríticos son aleaciones de bajo costo, debido al pequeño porcentaje de níquel que contienen, y poseen alta resistencia a la corrosión y oxidación. Son útiles principalmente como chapas de espesor fino, ya que su tenacidad disminuye rápidamente para secciones más gruesas; la tenacidad puede ser algo limitada a bajas temperaturas.

En cuanto a las propiedades mecánicas, los aceros inoxidable ferríticos parecen similares a las de los austeníticos, pero carecen de la ductilidad de estos últimos, y están limitados a bajas temperaturas y a altas temperaturas.

El bajo coeficiente de expansión térmica de los aceros ferríticos (más bajo que el de los austeníticos), hace que el recubrimiento de óxido de cromo sea más compatible con la aleación base, y proporciona una menor tendencia al desprendimiento. Esto los convierte en excelentes aceros para aplicaciones con ciclos térmicos a elevadas temperaturas, siempre que su resistencia mecánica sea la adecuada.

Estos aceros, además, presentan buena resistencia al SCC, especialmente en cloruros a alta temperatura.

1.1.2.1. Aceros inoxidables superferríticos [2]

Los aceros inoxidables ferríticos con alto contenido de cromo, entre 22 y 30%, reciben el nombre de aceros inoxidables superferríticos. Estos aceros se usan específicamente por su elevada resistencia a la oxidación y corrosión en comparación con el resto de los aceros inoxidables ferríticos. Al igual que en los otros ferríticos, estas aleaciones generalmente sólo poseen adecuada resistencia mecánica cuando se usan en secciones delgadas (menos de varios milímetros). A pesar de la relativa falta de resistencia a altas temperaturas, estas aleaciones son particularmente útiles debido a su resistencia a la oxidación elevada, que deriva de la fuerte adherencia de su recubrimiento protector de óxido de cromo. La estrecha coincidencia entre el coeficiente de expansión térmica del recubrimiento de óxido de cromo y la aleación evita el desprendimiento del óxido, lo que conduce a una gran resistencia a la oxidación. El acero UNS S44600, que es uno de los aceros que se considerará en esta tesis, es un acero inoxidable superferrítico.

Las aplicaciones más comunes del acero inoxidable superferrítico UNS S44600 son [3,8,9]:

- Tubos de escape
- Válvulas (alta temperatura)

- Cámaras de combustión
- Piezas de calentadores
- Quemadores de aceite
- Intercambiadores de calor
- Revestimientos de hornos
- Moldes para vidrio
- Sopladores de hollín fijos para calderas de vapor

1.2. Tratamientos superficiales [10-12]

Los tratamientos superficiales en aleaciones metálicas pueden incrementar sus aplicaciones industriales, reducir el costo de mantenimiento o incrementar el tiempo de operación en servicio de maquinarias. Tratamientos superficiales tales como nitruración gaseosa, laminado en frío y caliente, y granallado o shot peening (SP) son utilizados tradicionalmente en la industria para mejorar las propiedades mecánicas (resistencia al desgaste, aumento de la vida a fatiga) de materiales metálicos mediante el desarrollo de beneficiosas tensiones residuales de compresión (compressive residual stresses, CRS), aumento de dureza y cambios en la rugosidad superficial. En los últimos años, innovadoras técnicas de tratamientos superficiales están surgiendo, ofreciendo ventajas destacadas respecto a los tratamientos superficiales convencionales, aumentando los valores y profundidad de las CRS, así como induciendo cambios microestructurales favorables en el material tratado. De esta manera, es de suma importancia la correcta selección de un tratamiento superficial óptimo que mejore el comportamiento mecánico según el tipo de aleación utilizada. Dado que en esta tesis se compara el efecto sobre la resistencia a fatiga de un método tradicional, como el SP, con un método emergente de proceso de impactos láser o laser shock peening (LSP) en dos aceros inoxidables, sólo estos dos tratamientos superficiales serán especificados.

1.2.1. Shot peening (granallado) [12-15]

El granallado o shot peening (SP) es un tratamiento superficial convencional que se utiliza en la industria desde la década de 1940. Consiste en someter una superficie metálica al impacto de un chorro de granallas o proyectiles (pequeñas partículas de metal, vidrio, cerámica, entre otros materiales) a gran velocidad (Fig. 1.2 (a)), provocando

deformación plástica y CRS en la superficie del material. Cuando cada granalla entra en contacto con la superficie metálica, produce una leve y redondeada depresión en la superficie (Fig. 1.2 (b)), extendiéndola radialmente y causando en el instante del contacto el flujo plástico de la superficie metálica. Durante el proceso de SP, se produce una capa deformada elásticamente alrededor de una capa deformada plásticamente. La capa deformada plásticamente tiende a expandirse, y el material adyacente responde elásticamente intentando evitar que esto ocurra. Entonces, cuando el flujo plástico se relaja, queda la superficie en un estado de CRS paralelas a la superficie (Fig. 1.2 (b)). El efecto de las CRS, generalmente se extiende debajo de la superficie hasta aproximadamente entre 0.13 a 0.25 mm, pero puede llegar hasta 0.50 mm.

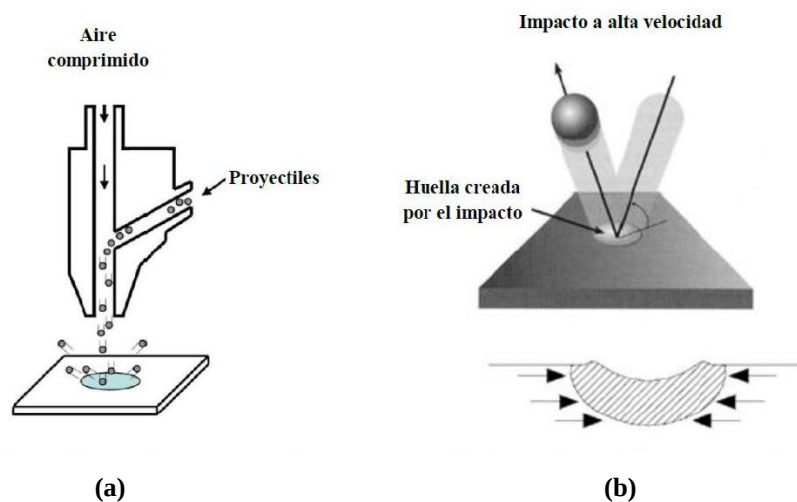


Fig. 1.2. (a) Esquema del tratamiento de SP y (b) esquema del efecto principal de dicho tratamiento sobre la superficie tratada y del estado de tensiones residuales resultante [16].

Algunas ventajas del proceso de SP son: i) es relativamente económico, ii) utiliza un equipo duradero y iii) se puede usar fácilmente para grandes superficies. Sin embargo, este proceso también presenta ciertas desventajas: i) el proceso es semicuantitativo, especialmente en la estimación de la intensidad del SP, ii) las CRS están restringidas en profundidad, generalmente en aleaciones blandas como las aleaciones de aluminio, no superan los 0.25 mm (en metales duros son menos profundas), iii) no es adecuado para el tratamiento de áreas localizadas y superficies pequeñas y iv) puede dar como resultado un acabado superficial rugoso, especialmente en aleaciones blandas. En muchas aplicaciones industriales se elimina la capa rugosa; por lo tanto, gran parte de las CRS

también resulta eliminada. Además, el SP puede llevar a la distorsión de secciones delgadas.

1.2.1.1. Herramientas y parámetros importantes del tratamiento de SP [12,13]

El proyectil (o granalla) actúa como la herramienta del proceso de SP. Dependiendo del tipo, los proyectiles son suministrados como esferas, granallas angulares, alambres cortados con forma redonda, microesferas o gránulos. La clasificación distingue entre proyectiles metálicos (como granallas de acero fundido o alambres de aluminio cortados con forma redonda), proyectiles no metálicos - inorgánicos (como microesferas de cerámica o vidrio), proyectiles orgánicos (como gránulos de polímero), y una serie de materiales naturales. Se caracterizan por su composición química, distribución de tamaño, forma, rigidez, dureza y densidad.

La dureza del proyectil debe ser, al menos aproximadamente, igual a la dureza de la pieza de trabajo. Las microperlas de vidrio o cerámica, debido a su dureza, son una opción para lograr estados de CRS elevados. Sin embargo, debe tenerse en cuenta que su densidad inferior da como resultado una impronta más pequeña al impactar en la pieza de trabajo y, por lo tanto, un efecto menos profundo del proceso de SP.

El tamaño del proyectil debe adaptarse a las dimensiones y geometría de las piezas que serán tratadas. Por un lado, el tamaño del proyectil debe ser lo suficientemente pequeño para alcanzar áreas de difícil acceso, como pequeñas muescas. Por otro lado, es inadmisibles que las dimensiones y la forma de las piezas a tratar resulten modificadas por el tratamiento. El tamaño de los proyectiles es la variable más importante para el control de la rugosidad final de una superficie tratada con SP, de tal manera que a medida que aumenta el tamaño de los proyectiles, aumenta la rugosidad superficial.

Con respecto a la calidad de un proceso de SP, es esencial el monitoreo regular del estado de los proyectiles, ya que la forma y el tamaño de los mismos cambiarán durante el tratamiento, debido a su fragmentación y el desgaste. Por lo tanto, el bombardeo está condicionado por la eliminación de polvo, la detección de las partículas que exceden un límite superior o inferior y la separación de las partículas deformadas. Una forma de lograr esto último consiste en verter los proyectiles sobre una cinta transportadora inclinada hacia los lados, de este modo se deja que partículas suficientemente redondas se desprendan rápidamente.

1.2.1.2. Medición de intensidad Almen [12,13,15,17]

El ensayo Almen es el método empleado para determinar la intensidad de los tratamientos de SP. El ensayo se mide en base a tres rangos de intensidades (N, A y C); para cada una de ellas difiere el espesor de la probeta o placa Almen de medición (Fig. 1.3), según sea el rango de intensidad a medir. La placa Almen “A” es considerada la placa estándar y es normalmente utilizada cuando el rango de intensidad requerido está entre 0.004” y 0.024” (0.1 – 0.6 mm).

La probeta Almen, fabricada en acero SAE 1070, se fija a un soporte estandarizado. Este instrumento consta de un reloj comparador, graduado en milésimas de pulgada (o 0.0254 mm) con una base perpendicular a la barra de medición con cuatro bolillas de apoyo formando un plano en el cual se apoyará la probeta a medir. Dicha probeta se somete al haz de granallas únicamente por uno de sus lados y por la acción de las cargas introducidas por los impactos de las granallas, la probeta se curvará convexamente sobre el lado impactado. Luego, la intensidad Almen se determina a partir de la curva de saturación, la cual se construye representando las flechas o la altura de las curvaturas de las placas ensayadas en función del tiempo de exposición al flujo de las granallas. De esta manera, la intensidad Almen es el valor de la flecha correspondiente, al punto de saturación y el tipo de placa Almen utilizado. Por ejemplo, la designación correcta para la intensidad de un tratamiento de SP que causó a saturación una altura de arco de 0.012” (0.30 mm) en una placa Almen de tipo A es 0.012A. Este tipo de designación es habitualmente simplificada a 12A. En la Fig. 1.3 se observa el esquema del método de ensayo de intensidad Almen.

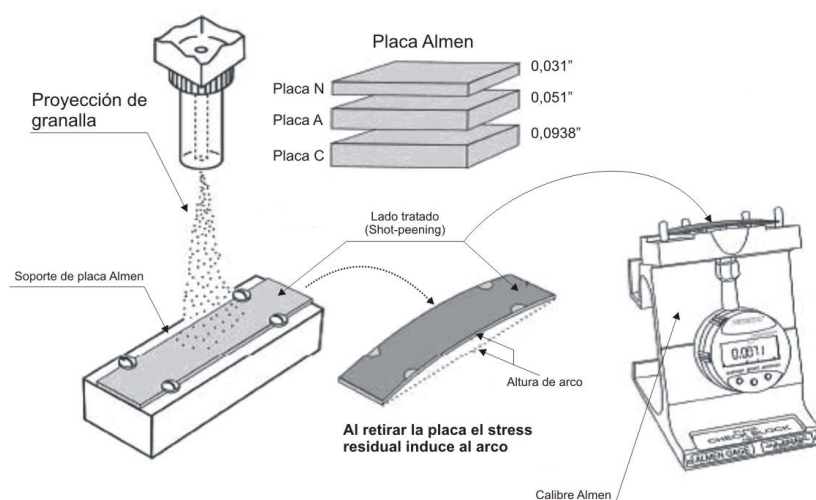


Fig. 1.3. Esquema del método de ensayo de intensidad Almen [18].

1.2.1.3. Aplicaciones del tratamiento de SP [12]

Debido a su flexibilidad, el SP puede usarse en piezas de casi cualquier forma, particularmente en aquellas que poseen una geometría compleja. Por lo tanto, está predestinado a ser empleado en secciones transversales no uniformes, biseles, perforaciones y bordes de agujeros. Los componentes que normalmente son tratados en producción en serie con SP son resortes, bielas, engranajes, ejes escalonados o con ranuras, álabes de turbina y zonas afectadas por el calor de uniones soldadas. Como consecuencia de los efectos positivos en la resistencia al SCC y a la corrosión por fatiga, el SP también es utilizado en la ingeniería de máquinas y la construcción de plantas para proteger, por ejemplo, las superficies internas de tuberías contra medios corrosivos.

1.2.2. Laser shock peening (proceso de impactos láser)

El proceso de impactos láser o laser shock peening (LSP) (también conocido como laser shock processing, laser peening o laser shot peening) es un tratamiento superficial, descubierto a principios de la década de 1960. Este genera ondas de choque utilizando pulsos láser y se emplea como una alternativa del tratamiento de SP convencional [14,19]. Cuando las ondas de choque se propagan dentro del material metálico que se está tratando, producen deformación plástica e introducen CRS en la superficie metálica. El LSP produce en las zonas deformadas plásticamente una elevada densidad de dislocaciones, que aumenta la dureza superficial y mejora la resistencia mecánica del metal tratado. Las CRS generadas por el LSP aumentan la resistencia a potenciales fallas por fatiga y a la corrosión de los materiales [14].

El LSP utiliza pulsos láser de corta duración (del orden de los nanosegundos) y elevada intensidad de energía (del orden de los gigawatts) para generar ondas de choque. El tratamiento consiste en enfocar y dirigir, mediante elementos ópticos, un pulso láser hacia la superficie de la muestra metálica que se desea tratar. La zona impactada se calienta, se genera vapor (fenómeno de ablación), el vapor continúa absorbiendo la energía del láser para alcanzar una temperatura superior a 10000 °C, y los átomos se ionizan y el vapor se transforma en plasma [14]. El plasma generado, de elevada temperatura y densidad, se expande inmediatamente induciendo una onda de choque que se propaga en el material (en la dirección contraria a la dirección del plasma producido), generando deformación plástica y CRS que mejoran las propiedades superficiales del material.

Durante el tratamiento de LSP se utiliza un medio confinante transparente para evitar que el plasma se expanda fuera de la superficie, de este modo se incrementa la intensidad de la onda de choque hacia el interior del material. La radiación láser se transmite a través del recubrimiento transparente, donde se absorbe y crea un plasma. La expansión del plasma es impedida por el medio confinante y, por lo tanto, ejerce presión sobre la superficie del material que se desea tratar. Durante la radiación, se generan dos sistemas de ondas de choque, una en el material tratado y la otra en el medio confinante. Debido al plasma, las ondas de choque aún pueden transmitirse en el material tratado durante un cierto tiempo después de que haya cesado la radiación. Una vez que el plasma se ha recombinado, es decir cuando pasa a estado gaseoso, la transmisión de las ondas de choque sobre la superficie del material tratado se produce por la expansión del gas caliente. Usualmente como medio confinante se utiliza un recubrimiento transparente como agua, cristal o cuarzo [12,20]. Por otro lado, el LSP se puede realizar con o sin un recubrimiento opaco protector (o absorbente) sobre la superficie metálica para proteger al material tratado de los efectos térmicos de la ablación (Fig. 1.4). Generalmente se emplea como recubrimiento absorbente cinta metálica, cinta aisladora o pintura negra. Cuando no se utiliza capa protectora el tratamiento de LSP se denomina laser shock peening without coating (LSPwC) [21,22].

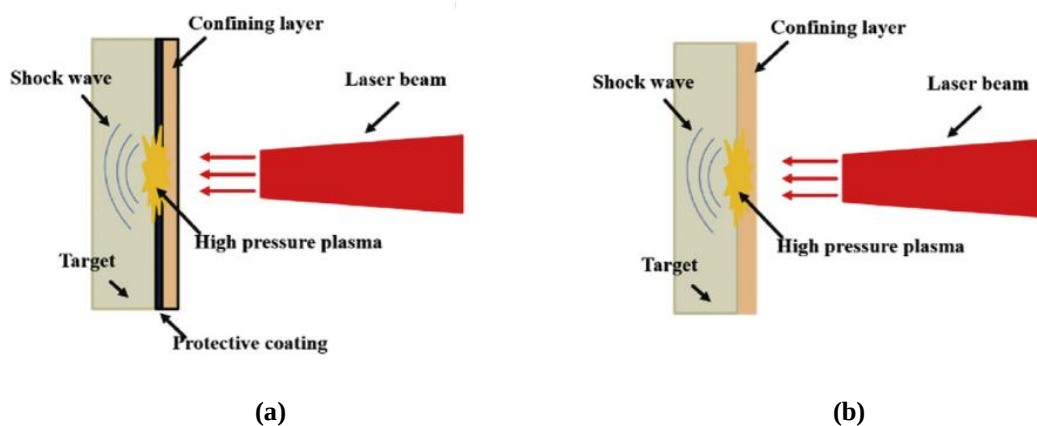


Fig. 1.4. Vista esquemática del tratamiento de LSP que ilustra el haz del láser irradiando la superficie del material: **(a)** con capa protectora y **(b)** sin capa protectora [23].

La onda de choque es el factor dominante que determina la deformación plástica inducida en el material tratado cuando se excede su límite elástico. Como este proceso

produce la expansión de las regiones superficiales en la dirección paralela a la superficie, se desarrollan en el interior del material CRS, Fig. 1.5.

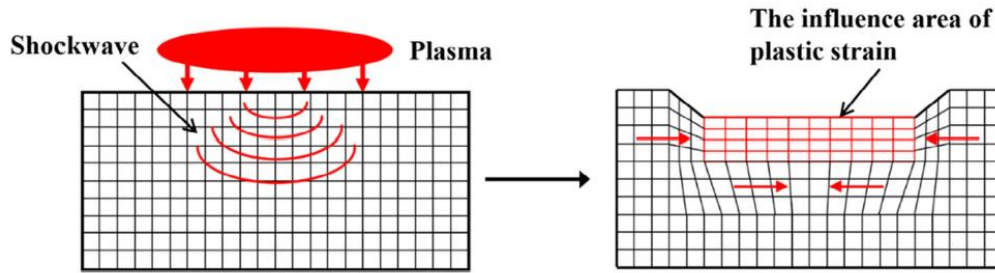


Fig. 1.5. Esquema de las CRS generadas por LSP [24].

La deformación plástica se produce hasta una profundidad en la que la presión máxima excede el límite elástico de Hugoniot (Hugoniot elastic limit, HEL) del metal y se generan tensiones residuales en el material deformado plásticamente [14]. El HEL de los metales, según Johnson y Rhode [25], está relacionado con el límite elástico dinámico:

$$HEL = \frac{1-\nu}{1-2\nu} \sigma_y^{\text{dyn}} \quad (1.1)$$

donde ν es el coeficiente de Poisson y σ_y^{dyn} es el límite elástico dinámico a velocidades de deformación elevadas. El HEL es el valor de tensión al que se alcanza el límite elástico en la dirección de propagación de la onda de choque [20,26]. De acuerdo con el modelo analítico desarrollado por Ballard y col. [27]:

1. Cuando la presión máxima está por debajo de 1 HEL, no se producen deformaciones plásticas.
2. Cuando la presión máxima está entre 1 HEL y 2 HEL, la deformación plástica ocurre con una deformación inversa puramente elástica.
3. Cuando la presión máxima es superior a 2 HEL, la deformación elástica inversa se satura y el material tratado es deformado plásticamente.

Para optimizar la presión máxima y obtener mejores resultados para los materiales tratados, la presión máxima utilizada normalmente oscila entre 2 HEL y 2.5 HEL [20,28]. En la Fig. 1.6 se muestran los sistemas de ondas de choque con sus dos componentes: la componente elástica por debajo de 1 HEL y la componente elástico-plástica por encima de 1 HEL. Una atenuación en profundidad ocurre cuando las ondas de retroceso elástico

de alta velocidad regresan de la superficie y reducen la amplitud de presión máxima de 2 HEL [20].

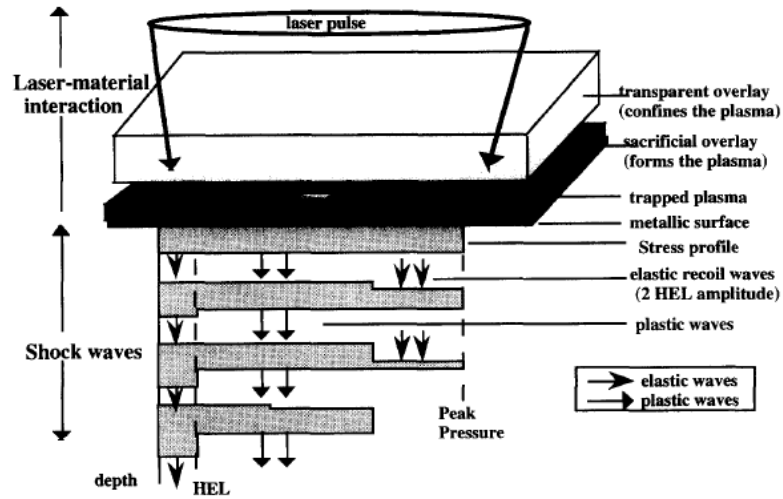


Fig. 1.6. Sistemas de ondas de choque en LSP en el modo de ablación confinada [20].

1.2.2.1. Variables del tratamiento de LSP [29,30]

La efectividad del proceso de LSP depende del material a tratar, del láser, y de los parámetros del haz, así como de la utilización o no del recubrimiento absorbente además del medio confinante, Fig. 1.7. Otra variable a considerar es el espesor de la muestra. Es factible tratar con LSP muestras delgadas y gruesas. Sin embargo, Hammersley y col. [31] recomiendan que las CRS en cualquier superficie de material, deben limitarse al 10% del espesor de la muestra con el fin de evitar distorsión. En secciones delgadas tratadas con LSP, se debe prestar atención a las tensiones residuales de tracción (tensile residual stresses, TRS) que resultan en la cara contraria a la tratada, que pueden distorsionar la pieza. El tratamiento a ambos lados de la pieza puede eliminar esta distorsión. En general en secciones gruesas, el LSP no causa distorsión de la muestra.

Entre los parámetros a definir para el tratamiento se encuentran la longitud de onda del haz, el ancho del pulso a la mitad del máximo (full width at half maximum, FWHM), la energía del pulso, el diámetro del spot y la frecuencia de irradiación del láser. Usualmente se emplean longitudes de onda de 1054 nm (infrarroja), 532 nm (verde) o 355 nm (ultravioleta). La FWHM pueden variarse desde 4 a 100 ns y la energía del pulso láser de 1 a 100 J, y el diámetro de spot entre 1-6 mm. También se requiere una frecuencia menor a 1 kHz. Ajustando los parámetros recién mencionados la densidad de potencia resultante debe estar entre $0.1-10^6$ GW/cm². Siendo, la densidad de potencia (D):

$$D = \frac{E_p}{\tau \times A} \quad (1.2)$$

Donde E_p es la energía del pulso láser, τ es la duración del pulso láser y A es el área del spot del láser:

$$A = \pi \times r^2 \quad (1.3)$$

La presión de onda de choque es directamente proporcional a la densidad de potencia. Consecuentemente, la magnitud y profundidad de las CRS dependen de la densidad de potencia. También vale la pena mencionar que existe una densidad de potencia crítica, más allá de la cual se podrían introducir defectos como microgrietas. Por ejemplo, Liu y col. [32] observaron agrietamiento interno en aleaciones de aluminio 7050 y lo atribuyen a la alta densidad de potencia del láser.

A continuación, se detalla la influencia de los parámetros más importantes en el tratamiento de LSP [29,33].

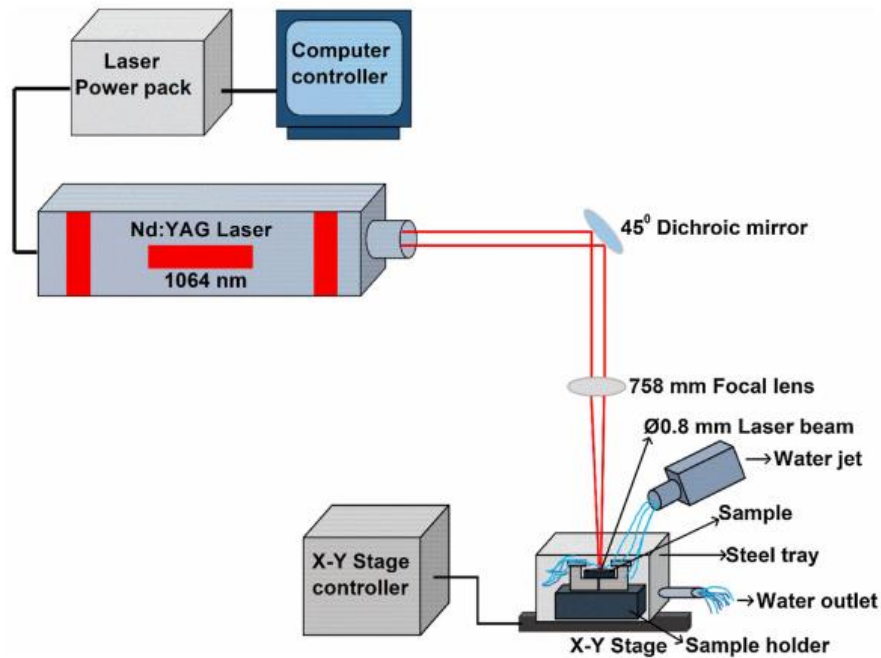


Fig. 1.7. Representación esquemática del proceso de LSPwC con 1064 nm [34].

1.2.2.1.1. Medio confinante

Durante los tratamientos de LSP el medio confinante más empleado es el agua porque es flexible, asequible y permite realizar un confinamiento sencillo y efectivo. Contrariamente, con el uso de cuarzo o cristal es difícil de conseguir una adhesión íntima con la superficie que se desea tratar y, además, su empleo en geometrías complejas dificulta enormemente su aplicación.

Para tratar las muestras que tienen agua como medio confinante existen dos arreglos posibles: con cubeta llena o con chorro de agua. En el arreglo con cubeta llena, la muestra se sumerge por completo en un recipiente lleno de agua donde posteriormente recibirá el tratamiento. Al trabajar con esta configuración, el espesor de agua delante de la muestra es grande por lo que las pérdidas energéticas resultan enormes. En cambio, en el arreglo con chorro de agua, se soluciona el inconveniente del espesor del agua porque este se minimiza. La forma más sencilla, y a la vez eficaz, consiste en suministrar en la cercanía de la zona donde impacta el pulso láser un fino chorro de agua (puede limitarse hasta pocos milímetros) de tal forma que se genera una lámina de agua delgada que es suficiente para confinar el plasma al expandirse. El chorro de agua se hace llegar a la muestra mediante una manguera modular flexible y una boquilla fina.

1.2.2.1.2. Capa protectora

Es importante destacar que, de acuerdo con la disponibilidad de distintas fuentes de láser que proporcionan diferentes tiempos y energías de pulsos láser en distintas superficies de tratamiento, existen dos regímenes de procesamiento principales para los tratamientos de LSP, que pueden aplicarse con o sin una capa protectora [35]. En el régimen denominado “alta energía + pulso largo”, los láseres pulsados con energía superior a varias decenas de J y duración del pulso láser de hasta varias decenas de ns, entregan su energía a superficies amplias (superiores a 10 mm^2). De esta manera, se generan grandes ondas de choque termomecánicas capaces de originar campos de tensiones residuales deseados en una sola cobertura de pulso por pulso. Este método requiere una capa adicional protectora (pintura, cinta metálica, etc.) en la zona de interacción antes de la aplicación del láser. La capa protectora mejora la absorción de la radiación láser y, a su vez, previene los efectos térmicos causados por el tiempo relativamente largo de contacto entre el plasma y el material tratado [36].

En contraste con el régimen de LSP con capa protectora, el llamado régimen de "baja energía + pulso corto" se desarrolló en 1995 para las plantas de energía nuclear, ya que el proceso no requiere preparación de la superficie en un ambiente de radiación, ni vaciado de agua del recipiente del reactor [37,38]. En este régimen, se utilizan láseres pulsados con duración del pulso láser en el rango de varios ns y con energía de sólo mJ-J. En este caso, grandes superficies se cubren por una superposición programada de pulsos. En cada sitio donde incide un pulso láser, el efecto de la superposición de pulsos puede producir un campo de CRS profundo (alrededor o superior a 1 mm) con muy buen grado de uniformidad y control [39]. En este caso (con una duración del pulso láser relativamente corta), las ondas mecánicas y térmicas generadas en el material tratado se desacoplan temporalmente. Como la onda mecánica se aplica más rápido que la onda térmica, los efectos residuales de la onda térmica son comparativamente muy pequeños y se limitan a una zona estrecha cerca de la superficie externa del material [36]. De esta manera cuando tratamiento de LSP se realiza sin capa protectora (laser shock peening without coating, LSPwC), la radiación láser provoca cierta fusión de la superficie tratada [40]. La evaporación localizada en la superficie metálica tratada agita considerablemente la capa superficial fundida, forzando al metal fundido a correr sobre áreas no fundidas en el borde del haz del láser, y produce una superficie resolidificada e irregular que contiene numerosos montículos y agujeros dentro del área irradiada. También pueden formarse en la capa fundida grietas por contracción. Estas grietas se extienden a través de la capa fundida y, en algunos casos, penetran en el metal no fundido.

En cambio, si se coloca sobre la superficie metálica a tratar con LSP una capa protectora se puede evitar la fusión de la superficie [40]. En este caso, la acción directa del haz se produce en la superficie de la capa protectora y la onda de choque se transmite al material metálico que se desea tratar a través del recubrimiento protector. Al retirar dicho recubrimiento, no se observará ninguna grieta en la superficie metálica tratada con LSP.

Otra función de las capas protectoras es incrementar la amplitud de la onda de choque en la superficie del material tratado. Por otra parte, en la Fig. 1.8 mientras que muestras de acero 55C1 tratadas con LSP con capa protectora tienen altas CRS en la superficie, muestras de dicho acero tratadas con LSPwC tienen en la superficie valores de TRS muy altos [41]. Estas TRS se atribuyen a una severa fusión de la superficie tratada durante el proceso de LSP.

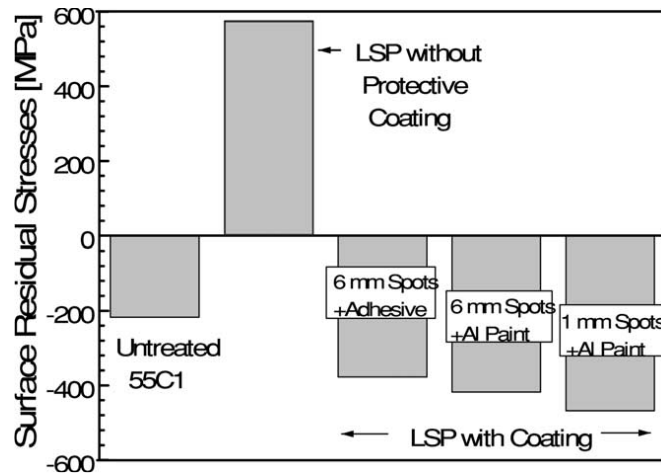


Fig. 1.8. Promedio de los valores de las tensiones residuales en la superficie del acero 55C1 después del tratamiento de LSP [41].

Aunque el uso de capas protectoras para realizar los tratamientos de LSP protege la superficie de las muestras tratadas de los efectos térmicos que pudieran producirse, y mejoran la interacción entre el haz del láser y el material tratado, también presenta dificultades. Porro González [33] ha empleado distintos tipos de capas protectoras (cobre, cinc, orgánicos, aluminio y pintura negra comercialmente disponible) y en ninguno de los casos la lámina aplicada de recubrimiento ha soportado más de un pulso láser sin desprenderse. Por consiguiente, al superponer distintos pulsos, a partir del primer pulso los siguientes se encuentran con la superficie de la muestra parcialmente recubierta y entonces, no se garantiza la uniformidad del tratamiento. Además [36], el uso de capa protectora requiere mucho tiempo y se debe aplicar en la zona de interacción antes de que se realice el tratamiento para evitar que la superficie se dañe por la radiación láser de alta potencia. Asimismo, la capa protectora se daña severamente durante el tratamiento de LSP, y por esto requiere un reemplazo frecuente, lo que hace que el tratamiento sea lento, menos eficiente que el tratamiento sin capa protectora y costoso en aplicaciones industriales [42]. Cabe señalar que es un sistema más simple para acceder a la zona a tratar sin capa protectora que en el tratamiento con capa protectora. De esta manera, el LSPwC es más práctico no sólo en instalaciones nucleares, sino también en otros ambientes hostiles que requieren una operación completamente remota [43]. Debido a esto, el tratamiento de LSP de baja energía, pulso corto, sin capa protectora, con una superposición programada de pulsos puede considerarse como una tecnología de tratamiento superficial muy prometedora, económica y más limpia que otros tratamientos superficiales.

1.2.2.1.3. Tamaño y forma de spot del láser

El tamaño y la forma de spot del láser es otro parámetro importante en el proceso de LSP. Los spots de láser con forma circular son ampliamente utilizados a pesar de que estudios han mostrado características mejoradas al utilizar formas de spot cuadradas. Generalmente, el tamaño del spot del láser puede ser modificado, lo que influye en la densidad de potencia obtenida. La variación del tamaño de spot tiene un efecto final en la propagación de la onda de choque y en consecuencia en la velocidad de atenuación. Montross y col. [44] señalaron que para diámetro de spot pequeño la expansión de la onda de choque y la velocidad de atenuación es de $1/r^2$, mientras que para diámetro de spot más grande se observa un comportamiento de frente plano y la velocidad de atenuación es de $1/r$. Por lo tanto, un comportamiento de atenuación menor en un diámetro de spot mayor resulta en una propagación más lejana dentro del material. Adicionalmente, para tamaños de spot pequeños se esperan CRS elevadas debido a la inversa proporcionalidad entre el tamaño de spot y la densidad de potencia dada en la Ecuación (1.2). Trdan y col. [45] reportaron las CRS generadas en AA6082-T651 utilizando los diámetros de spot 1.5, 2.0 y 2.5 mm. Para todos los experimentos se adoptó la densidad de pulsos de 900 pulsos/cm². Los resultados se muestran en la Tabla 1.5 e indican que para un tamaño de spot de 1.5 mm se generan elevadas CRS en comparación con los de 2.0 y 2.5 mm. Esto se atribuyó al efecto mecánico de las ondas dando como resultado alto endurecimiento por deformación con densidades de pulso mayores. Resultados similares relativos a tensiones residuales inducidas en aleaciones de aluminio fueron reportados por Sánchez-Santana y col. [46] y Sathyajith y col. [47].

Tabla 1.5. Datos de tensiones residuales cerca de la superficie (33 µm de profundidad) [45].

Muestra	Tamaño de spot (mm)	$\sigma_{\min}$ (MPa)	$\sigma_{\max}$ (MPa)
1 (sin LSP)	—	22 ± 17	45 ± 22
2 (con LSP)	1.5	-362 ± 31	-199 ± 27
3 (con LSP)	2.0	-347 ± 28	-142 ± 23
4 (con LSP)	2.5	-258 ± 24	-138 ± 22

Ganesh y col. [48] también sugirieron que para lograr compresión en zonas más profundas se prefieren tamaños de spot grandes. Más aun, tamaños de spot grandes pueden resultar en una mejor cobertura y uniformidad debido a la superposición de spots, que para spot más pequeños. En base a lo anteriormente descrito, la elección de un

tamaño de spot grande o pequeño radicarán en el área de la cobertura, la uniformidad y el perfil de tensiones residuales deseados.

1.2.2.1.4. Múltiples impactos láser

La aplicación de múltiples impactos láser ha mostrado tener gran influencia sobre el perfil de tensiones residuales obtenido. Esto se debe a que más alto es el número de impactos, más grande es la deformación plástica inducida hasta que se alcanza un punto de saturación.

Tucker y Clauer [49] encontraron en un acero 4340 que para dos condiciones de LSP, 1 impacto y 5 impactos, la profundidad de las CRS fue de 0.5 mm, Fig. 1.9. Sin embargo, las TRS para 5 impactos fueron mayores a través del espesor de la muestra que para 1 impacto. Las TRS generadas después de cinco impactos podrían generar una distorsión en la muestra. De la Fig. 1.9 también se observa que el máximo valor de CRS se incrementa con el número de impactos. Esto se atribuye al aumento de la deformación plástica con el número de impactos. Sin embargo, debe considerarse que las CRS pueden alcanzar un punto de saturación. De este modo, los impactos subsiguientes pueden relajar las tensiones inducidas.

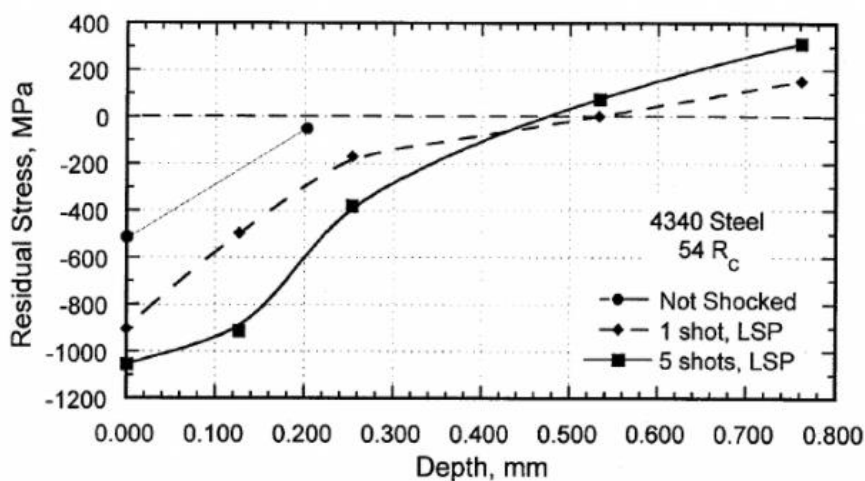


Fig. 1.9. Perfiles de tensiones residuales en una delgada chapa de acero 4340 después de diferentes intensidades de LSP. El espesor medio de la chapa es de 0.75 mm [49].

1.2.2.1.5. Duración del pulso láser

Durante los tratamientos de LSP la duración del pulso láser, oscila en los nanosegundos. Este es un parámetro importante ya que se relaciona con la presión de la onda de choque generada y consecuentemente, con el perfil de esfuerzos residuales. Un pulso corto podría

generar una presión de choque insuficiente, mientras que un pulso largo podría fundir y dañar la muestra [44]. La profundidad de las CRS inducidas depende significativamente de la duración del pulso, de esta manera, con menores anchos de pulso la zona comprimida alcanza menor profundidad. Esto se corresponde con una alta densidad de potencia llevando a mayores CRS en la superficie. En este sentido, Fournier y col. [50] estudiaron el efecto del ancho de pulsos, 2.5 ns y 25 ns, en dos aceros. Ellos encontraron que la penetración de las CRS es mayor para 25 ns que para 2.5 ns.

1.2.2.1.6. Superposición programada de pulsos láser

En áreas extensas el LSP se realiza mediante una superposición programada de pulsos controlando el número de pulsos por unidad de área. La cantidad de pulsos por unidad de área recibe el nombre de solape o densidad de pulsos. Dependiendo del número de pulsos que quieran practicarse por unidad de área los ejes del sistema de posicionamiento deberán moverse a mayor o menor velocidad. Entonces, para introducir un mayor número de pulsos por unidad de área deberá aumentarse el solape, esto se consigue disminuyendo la velocidad de movimiento de los ejes del sistema. Algunos autores [51,52] consideraron el efecto del solape en la distribución de las tensiones residuales. Ellos encontraron que aumentan las CRS al aumentar la densidad de pulsos. Además, Petan y col. [52] expresaron que estas CRS más elevadas son el resultado del efecto acumulativo de una mayor superposición entre los impactos láser durante el tratamiento de LSP.

1.3. Mecanismos de endurecimiento de metales FCC y BCC

Antes de describir los mecanismos de endurecimiento que se observan en los metales de estructuras FCC y BCC es importante mencionar que la energía de falla de apilamiento (stacking fault energy, SFE) de un material es el parámetro clave que determina si el maclado, la transformación martensítica o el deslizamiento de dislocaciones dominarán el proceso de deformación del material [53]. Se consideran materiales de baja SFE a los que tienen $SFE < 60 \text{ mJ/m}^2$, y materiales de alta SFE a los que poseen $SFE > 60 \text{ mJ/m}^2$ [54]. Los metales con baja SFE tienden a exhibir una subestructura de deformación caracterizada por arreglos de dislocaciones planares, fallas de apilamiento y maclas, mientras que los metales con alta SFE tienden a exhibir dislocaciones dispuestas en madejas o celdas.

1.3.1. Dislocaciones

Las dislocaciones son los defectos lineales más importantes que presentan los cristales. Son los defectos responsables del fenómeno de deslizamiento, por medio del cual se deforman de manera permanente la mayoría de los metales [55].

Las dislocaciones pueden ser de borde o de hélice [8]. Una “dislocación de borde” (Fig. 1.10 (a)) se genera en un cristal por la inserción de una porción extra de un plano de átomos, o semiplano, cuyo borde termina dentro del cristal. Mientras que una “dislocación de hélice” (Fig. 1.10(b)) se forma al aplicar un esfuerzo de cizalladura, entonces la parte superior de la región frontal del cristal desliza una unidad atómica a la derecha respecto a la parte inferior. También puede producirse una combinación de ambas para dar “dislocaciones mixtas”.

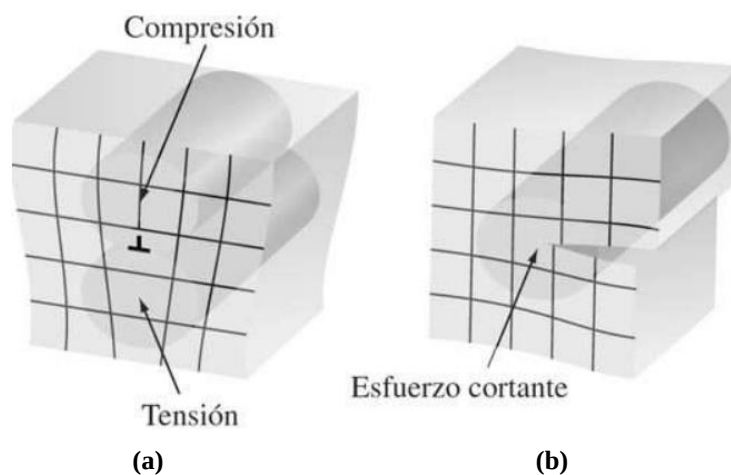


Fig. 1.10. Campos de tensión alrededor de: **(a)** una dislocación de borde y **(b)** una dislocación de hélice [56].

1.3.2. Maclas

Hay dos tipos de maclas: maclas de deformación y maclas de recocido. En cuanto a las maclas de recocido, estas se pueden formar como consecuencia de los defectos cristalinos durante la recrystalización de metales. Por otro lado, el maclado por deformación o mecánico es el segundo mecanismo más importante de deformación plástica después del deslizamiento [57]. Cuando un cristal se deforma plásticamente por maclado se producen movimientos de planos de átomos en la red paralelo a un plano específico, llamado plano de macla, a través del cual se forma una imagen especular de manera que la red se divide en dos partes simétricas con diferente orientación (Fig. 1.11). La región de material entre

estos planos se denomina macla. La tensión requerida para iniciar el maclado es mucho mayor que la tensión necesaria para su propagación [57]. El maclado genera barreras internas para el deslizamiento y descompone la microestructura de los materiales en dominios progresivamente más pequeños [57]. El resultado es un aumento en el endurecimiento por deformación ya que el movimiento de las dislocaciones se ve obstaculizado por las maclas. La tensión requerida para el maclado aumenta a medida que aumenta la SFE. Otros factores que determinan la frecuencia con la que ocurren las maclas son: tamaño de grano, temperatura, grado de deformación previa y velocidad de deformación.

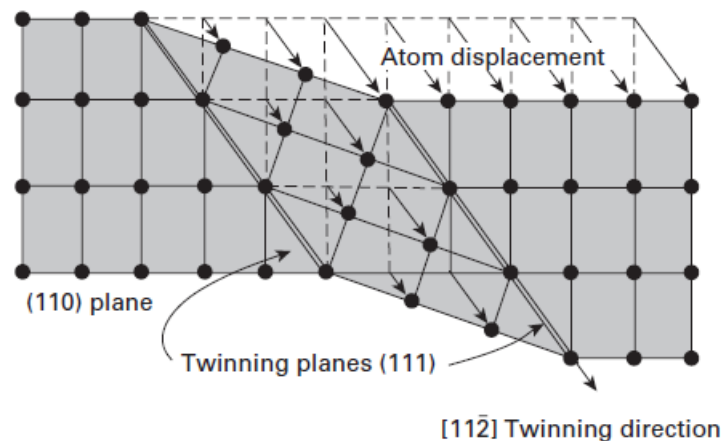


Fig. 1.11. Esquema del maclado en metales FCC [57].

1.3.3. Martensita

La transformación martensítica es un mecanismo de transformación de fase sin difusión, donde se involucran movimientos atómicos coordinados de cizalladura, produciendo la distorsión de la estructura cristalina y la conservación de la composición química de la fase producto respecto a la fase madre, ya que los átomos conservan sus vecinos relativos. Una de las formas en que se origina la martensita es cuando un acero austenizado es enfriado rápidamente (o templado) a una temperatura relativamente baja (hasta una temperatura próxima a la temperatura ambiente). Por otro lado, la martensita puede ser inducida por deformación (α' -martensita, de estructura BCC). La cantidad de α' -martensita depende de la estabilidad de la austenita que a su vez depende de la composición química de la misma [58]. Consecuentemente, la capacidad de endurecimiento por deformación de los aceros inoxidables austeníticos es generalmente

controlada por la composición química. Además de la composición química, la transformación martensítica está influenciada en gran medida por el grado de deformación, la velocidad de deformación y la temperatura de deformación [59].

En los aceros inoxidable austeníticos de baja SFE, la tendencia de formación de α' -martensita se reduce para elevadas velocidades de deformación. Este comportamiento parece estar asociado con el calentamiento adiabático producido durante la deformación a altas velocidades y sus efectos sobre la temperatura de transformación [54]. En un acero austenítico con baja SFE, se espera que las maclas de deformación se formen fácilmente. Si el material continúa deformándose, estas maclas juegan un papel importante en la transformación martensítica inducida por deformación. Esto se debe a que dicha martensita nuclea en bordes de maclas de deformación [58].

1.3.4. Refinamiento de grano inducido por deformación a alta velocidad

Cuando los materiales FCC con baja SFE se deforman a altas velocidades como en el caso de los tratamientos de LSP, las maclas de deformación desempeñan un importante papel en el refinamiento de grano cerca de la superficie. El mecanismo de refinamiento de grano a elevadas velocidades de deformación es el siguiente, Fig. 1.12 [60]:

1. Cuando comienza la deformación, se generan bordes de maclas de deformación paralelos entre sí, que cerca de la superficie subdividen al grano en finas láminas.
2. Cuando la deformación continúa, se generan maclas de deformación en dos direcciones, las intersecciones regulares entre estas maclas dan como resultado bloques rómbicos submicrométricos.
3. Con mayor deformación, los bloques rómbicos submicrométricos se refinan por la generación de maclas de deformación en una tercera dirección, lo que da como resultado bloques triangulares submicrométricos.

Cuando la deformación es mayor a la del paso anterior, debido a la elevada velocidad de deformación, las maclas que subdividen al grano en bloques submicrométricos gradualmente se transforman en bordes de subgrano, que finalmente se convierten en granos refinados equiaxiados. Esto resulta en una acumulación progresiva de desorientaciones de bordes y finalmente conduce a una transición gradual con la formación de bordes de grano de alto ángulo [61].

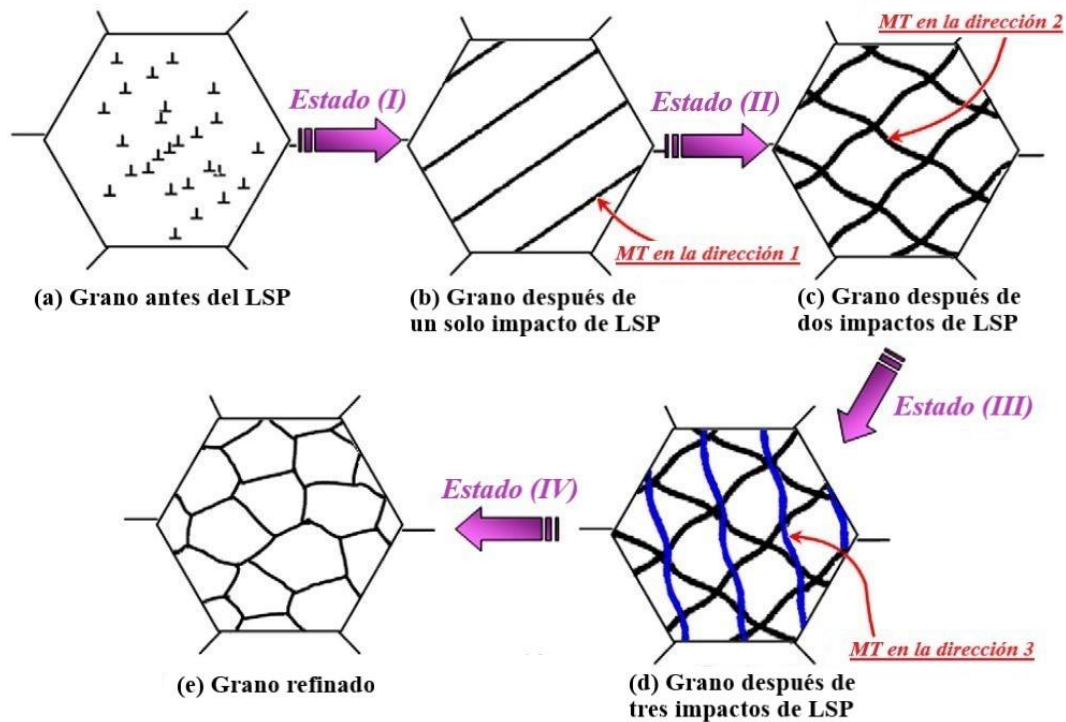


Fig. 1.12. Ilustración esquemática que muestra la evolución microestructural cerca de la superficie del acero inoxidable austenítico ANSI 304 inducida por diferentes números de impactos de LSP (MT: maclas mecánicas). (Adaptado de [60].)

1.4. Principales modificaciones introducidas por SP y LSP

1.4.1. Dureza

Los tratamientos superficiales producen en los materiales tratados endurecimiento, en la superficie y/o debajo de esta. La magnitud del incremento en la dureza dependerá de las condiciones del tratamiento, del tipo de material y de su microestructura [29,44,62]. En los materiales tratados con LSP, cerca de la superficie podría ocurrir refinamiento de grano después múltiples impactos de láser [29,60,63,64].

Por otra parte, la deformación producida por los tratamientos superficiales puede generar una transformación de fase a martensita, y esto también produce cambios en la dureza [59,65,66].

Varios autores encontraron que el tratamiento de SP induce un mayor aumento de la dureza superficial que el generado por el LSP [10,20,67]. Esta diferencia puede atribuirse a la mayor generación y movimiento de dislocaciones inducidas por SP.

1.4.2. Tensiones residuales [55,68]

Las tensiones residuales son las tensiones que existen en un cuerpo independientemente de la presencia de cualquier carga externa. Dicho de otra manera, las tensiones residuales no son necesarias para mantener el equilibrio entre el cuerpo y su entorno. Las tensiones se autoequilibran, es decir, las áreas locales de tensiones de tracción y compresión se suman para que la resultante de las fuerzas y los momentos, dentro del volumen total del material o estructura, sea igual a cero. Casi todos los procesos de fabricación generan tensiones residuales en los materiales. Además, las tensiones residuales pueden desarrollarse durante la vida útil del componente. Estas tensiones se desarrollan como una respuesta elástica a las deformaciones locales incompatibles dentro del componente, por ejemplo, debido a deformaciones plásticas no uniformes. El material circundante debe deformarse elásticamente para evitar que el componente continúe deformándose plásticamente, creando así tensiones residuales. Los mecanismos para crear tensiones residuales incluyen: deformación plástica no uniforme, modificación de la superficie y cambios de fase y/o de densidad del material.

La contribución al comportamiento mecánico de las tensiones residuales puede ser beneficiosa o perjudicial, dependiendo del signo y la ubicación de las tensiones residuales:

- Tensiones residuales de tracción (tensile residual stresses, TRS): Tienen signo positivo y son generalmente consideradas dañinas porque, causan la propagación de grietas en materiales, corrosión bajo tensión y disminuyen la vida a fatiga.
- Tensiones residuales de compresión (compressive residual stresses, CRS): Tienen signo negativo y pueden tener un efecto beneficioso en los materiales porque inhiben la nucleación de grietas y retardan el crecimiento de estas. Entonces, las CRS contribuyen a la prevención de las roturas por fatiga.

La Fig. 1.13 da un ejemplo de cómo se distribuyen las tensiones residuales producidas por los tratamientos de endurecimiento superficial, como el SP o el LSP. Normalmente, estos procesos producen elevadas CRS en la superficie, o inmediatamente bajo ella, y disminuyen con rapidez al aumentar la distancia a la superficie.

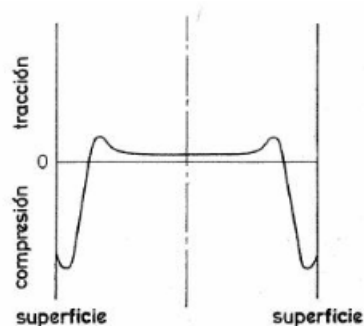


Fig. 1.13. Distribución típica de tensiones residuales producida por un tratamiento superficial semejante al SP o LSP [55].

La distribución de las tensiones residuales en un material tratado superficialmente va a depender del tratamiento empleado, de los parámetros seleccionados para el tratamiento, de la microestructura del material y de su estado de tensiones residuales previo a ser tratado. Por otro lado, en componentes tratados superficialmente, para preservar las mejoras inducidas en las propiedades mecánicas, se requiere de cierto grado de estabilidad en las tensiones residuales generadas. Dichas mejoras pueden disminuir cuando las tensiones residuales se relajan mediante tratamiento térmico o bajo carga mecánica [13].

1.4.2.1. Relajación de las tensiones residuales por temperatura

Las altas temperaturas pueden acelerar el proceso de relajación de las tensiones residuales producidas por los tratamientos superficiales. Al comparar la relajación térmica de las CRS producida por diversos tratamientos superficiales en diferentes aleaciones, se encontró que la temperatura, el tiempo de exposición y el grado de deformación plástica son los principales factores que influyen en la relajación de las tensiones residuales [69,70]. Por ejemplo, en una aleación de aluminio 6061-T651 tratada con LSP y luego sometida a elevadas temperaturas (de hasta 500 °C) se encontró que, al incrementar la temperatura, gradualmente se relajan las CRS [71]. Cabe notar que en este trabajo para temperaturas inferiores a 500 °C el LSP aún tiene un efecto beneficioso sobre las tensiones residuales. En este sentido, se encontró que la relajación de las tensiones residuales a elevadas temperaturas se rige esencialmente por la recuperación térmica, que está directamente relacionada con la aniquilación y reorganización de los defectos inestables (como vacancias y dislocaciones libres) en el material deformado [71-73]. Los tratamientos superficiales generan una alta densidad de dislocaciones en los materiales tratados, y la mayor parte de la energía impuesta por el tratamiento se ocupa para la

formación de dislocaciones. Sin embargo, esta energía lleva al metal deformado a un estado de inestabilidad termodinámica, por lo que el metal tiene una tendencia espontánea a volver al estado estable de menor entalpía libre. Cuando se lleva a cabo un tratamiento térmico de recocido isotérmico ocurren los siguientes procesos, que causan relajación térmica. En los procesos isotérmicos, las dislocaciones se activan, deslizan, trepan, se juntan y aniquilan, así la densidad de dislocaciones disminuye. Este proceso lleva a la formación de paredes y celdas de dislocaciones. Las dislocaciones que no conforman las celdas continúan aniquilándose. Las paredes de las celdas se vuelven más delgadas y gradualmente se forman bordes de subgranos de bajo ángulo. Luego, los bordes de los granos primarios desaparecen y se forman subgranos de gran ángulo. Todo el proceso consume una gran parte de la densidad de dislocaciones.

1.4.2.2. Relajación de las tensiones residuales por ciclado

La estabilidad de las tensiones residuales en los ensayos de fatiga está relacionada con la distribución de dichas tensiones en la capa superficial, la microestructura del material, la forma en que el material es endurecido, la microestructura en la capa endurecida [74] y, además, con la amplitud de la tensión cíclica aplicada [12].

Yuxu y col. [74] estudiaron la relajación de las tensiones residuales inducidas por SP en dos materiales con baja SFE y uno con alta SFE. Ellos encontraron que después de los ensayos de fatiga, en los materiales con baja SFE las tensiones residuales mantuvieron su distribución original, siendo las CRS máximas en la superficie; y contrariamente, en las muestras con alta SFE las tensiones residuales disminuyeron significativamente. En los materiales con baja SFE, el tratamiento superficial puede generar en la capa superficial una gran densidad de maclas por deformación y/o densas madejas de dislocaciones en la matriz separadas por micromaclas por deformación. Debe notarse que, las maclas y micromaclas son subestructuras estables y su densidad no cambia durante la fatiga. Por otro lado, en materiales con alta SFE el tratamiento superficial puede generar en la capa superficial celdas de dislocaciones y no se observan maclas. Durante el ciclado de estos materiales las celdas de dislocaciones tienden a desaparecer evolucionando a un arreglo uniforme de dislocaciones, debido al movimiento de las dislocaciones. Esto indica que las celdas de dislocaciones no son una subestructura estable. Considerando estos resultados los autores concluyeron que, durante la fatiga una subestructura estable puede evitar la relajación de las tensiones residuales, mientras que una subestructura inestable

da paso a la relajación de las tensiones. La estabilidad a las CRS durante la fatiga en los materiales con baja SFE puede racionalizarse considerando que las micromaclas por deformación dividen a la matriz en áreas pequeñas, y el movimiento de las dislocaciones queda limitado por los bordes maclas-matriz, entonces el camino libre medio de la dislocación es relativamente corto. Si la carga de la fatiga está bien distribuida en cada pequeña zona, los bordes soportarán la mayor parte de la carga de fatiga y la matriz soportará el resto. Como resultado, en la matriz sólo hay una pequeña cantidad de deformación plástica y ocurre poco cambio en la densidad de dislocaciones. En resumen, en los materiales con baja SFE la estabilidad de las CRS está principalmente asociada con la estabilidad de la subestructura de maclas. Además, debe considerarse que la relajación de las tensiones residuales se produce cuando se excede un valor crítico de amplitud de tensión cíclica y, el movimiento de las dislocaciones convierte a la deformación elástica asociada con las macrotensiones residuales en microdeformación plástica [13]. En concordancia con lo anterior, C. Rubio-González y col. [75] analizaron, en la aleación de aluminio 6061-T6, la estabilidad de los campos de tensiones residuales inducidos por LSP durante la aplicación de diferentes cargas cíclicas [75], y encontraron que a mayor amplitud de tensión cíclica mayor la velocidad de relajación de las tensiones residuales.

1.4.3. Rugosidad

La rugosidad es un parámetro que afecta de forma decisiva el comportamiento de los materiales sometidos a procesos de fatiga, desgaste y, de manera menos evidente, a la corrosión [76]. El tratamiento de SP conduce a un acabado superficial con hoyuelos (dimples), mientras que el tratamiento de LSP produce un acabado más liso [77].

Básicamente en todos los casos, el tratamiento de SP está asociado a un cambio en la topografía de la superficie. En este sentido, Martin [12] analizó la correlación entre diferentes parámetros de SP y la topografía resultante al observar la profundidad de los hoyuelos en un acero AISI 4140 sometido a SP con bolas de cojinete. En dicho estudio encontró que la profundidad de penetración aumenta prácticamente linealmente con la velocidad del proyectil, y este aumento es más pronunciado para proyectiles de mayor diámetro. Sin embargo, encontró que cuando la dureza de la pieza tratada aumenta, la profundidad de penetración disminuye hiperbólicamente siendo más pronunciada con el aumento de la velocidad de impacto. Y que, por el contrario, la profundidad de

penetración aumenta a medida que aumenta la dureza del proyectil. Este efecto, también, fue más pronunciado a grandes velocidades de disparo.

Por otra parte, en los tratamientos de LSP que consisten en una superposición de pulsos, como la posición de la radiación se configura específicamente pulso a pulso, se crean estructuras superficiales periódicas, quedando las áreas tratadas delimitadas por bordes conformados por los pulsos individuales. Después de un tratamiento, las posiciones de los pulsos inicial y final son detectables en la topografía de la superficie [12]. Sin embargo, cabe señalar que el tratamiento de LSP logra altas calidades de superficie. En este sentido, se ha estudiado el efecto del LSP sobre la rugosidad y depresión en muestras de titanio (recocidas y pulidas) [78]. Estos autores encontraron que después del tratamiento de LSP se modificó la rugosidad superficial de las muestras, pasando de un R_z de $0.4 \mu\text{m}$ a $1.2 \mu\text{m}$, y la depresión máxima de la superficie tratada fue de $3 \mu\text{m}$. En vistas de estos resultados los autores expresan que el proceso de LSP es un tratamiento de precisión que permite irradiar componentes manteniendo sus geometrías superficiales a salvo. Además, expresaron que por lo recién expuesto se puede evitar el proceso de acabado superficial de los componentes posterior al LSP.

Los valores de rugosidad superficial generados por los tratamientos de LSP son, en general, sustancialmente más bajos que los generados por los tratamientos de SP. La diferencia entre la rugosidad superficial generada por el SP y el LSP en aleaciones de aluminio fue considerada por Peyre y col. [20]. En dicho trabajo, se determinaron la rugosidad superficial de A356 y 7075 antes y después de los tratamientos. En la Tabla 1.6 puede verse el efecto de ambos tratamientos superficiales sobre la rugosidad superficial. Estos resultados mostraron la drástica diferencia entre la rugosidad de la superficie de los materiales tratados con SP y LSP.

Tabla 1.6. Comparación de los efectos de rugosidad de LSP y SP en aleaciones A356 y 7075. (Adaptado de [20].)

Material y tratamiento	Ra (μm)	Rt (μm)
A356 fresado	0.7	6.2
A356 + SP F38-50N (proyectiles de 0.3 mm)	5.8	33
A356 + LSP 2 GW/cm ² (2 impactos)	1.1	7.5
7075 fresado	0.6	5.2
7075 + SP F20-23A (125%, proyectiles de 0.6 mm)	5.7	42
7075 + LSP 4 GW/cm ² (3 impactos)	1.3	11

1.5. Fatiga de materiales [79]

Las cargas con amplitudes variables a lo largo del tiempo, producen la rotura de estructuras a valores de esfuerzos inferiores que los producidos por cargas de amplitud constante. A este fenómeno se le denomina fatiga y es definido de un modo más general por las normas ASTM como “el proceso de cambio estructural permanente, progresivo y localizado que ocurre en un punto del material sujeto a esfuerzos y deformaciones de amplitudes variables y que produce grietas que conducen a una fractura total luego de cierto número de ciclos”. La fatiga es la causante de la mayor parte de las roturas de piezas en servicio, tanto en los mecanismos actuantes en estructuras aeronáuticas, navales y automovilísticas, como en las estructuras civiles de puentes, etc. Es casi imposible detectar cambios progresivos en el material durante el proceso de fatiga y, por lo tanto, a menudo se producen fallas sin previo aviso. Además, los períodos de pausa de fatiga no muestran recuperación medible del material. Por lo tanto, el daño hecho durante el proceso de fatiga es acumulativo y generalmente irrecuperable.

1.5.1. Variables de fatiga [8,79]

A continuación, se presentan los principales parámetros utilizados para caracterizar un ciclo de carga variable.

- Tensión máxima ($\sigma_{\text{máx}}$): Es el mayor valor algebraico de la tensión en el ciclo, en tracción es considerada positiva y en compresión negativa.
- Tensión mínima ($\sigma_{\text{mín}}$): Es el menor valor algebraico de la tensión en el ciclo.
- Tensión media (σ_m): Es el promedio entre la tensión máxima y la tensión mínima en un ciclo.

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\text{máx}} + \sigma_{\text{mín}}}{2} \quad (1.4)$$

- Rango de tensión (σ_r): Es la diferencia entre la tensión máxima y la tensión mínima en un ciclo.

$$\sigma_r = \sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}} \quad (1.5)$$

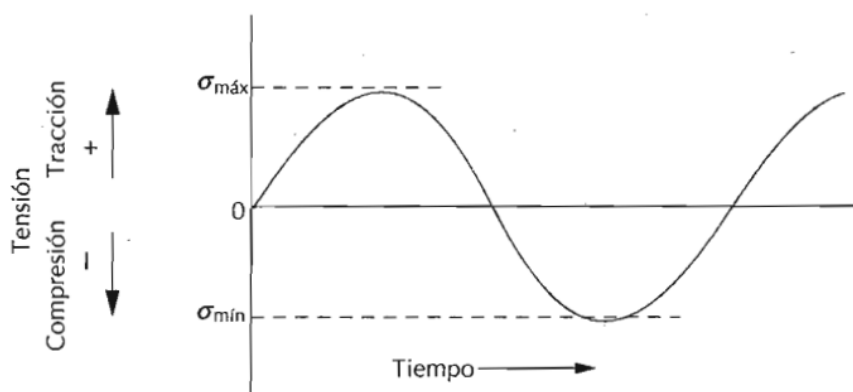
- Amplitud de la tensión (σ_a): Es la mitad del rango de tensión.

$$\sigma_a = \frac{\sigma_r}{2} = \frac{\sigma_{\text{máx}} - \sigma_{\text{mín}}}{2} \quad (1.6)$$

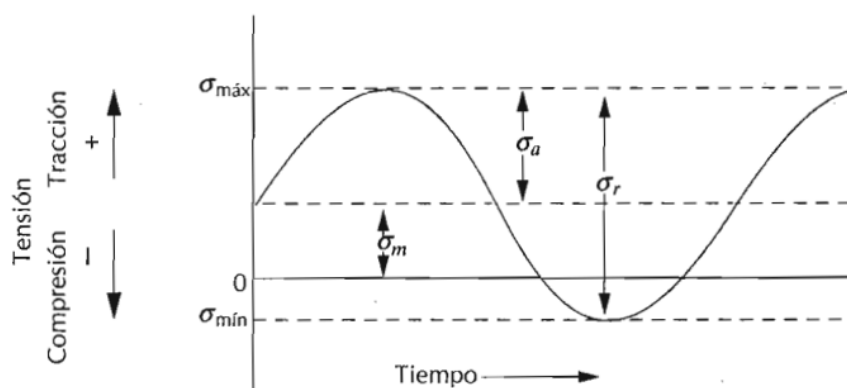
- Cociente de tensiones (R): Es el cociente entre la tensión mínima y la tensión máxima.

$$R = \frac{\sigma_{\text{mín}}}{\sigma_{\text{máx}}} \quad (1.7)$$

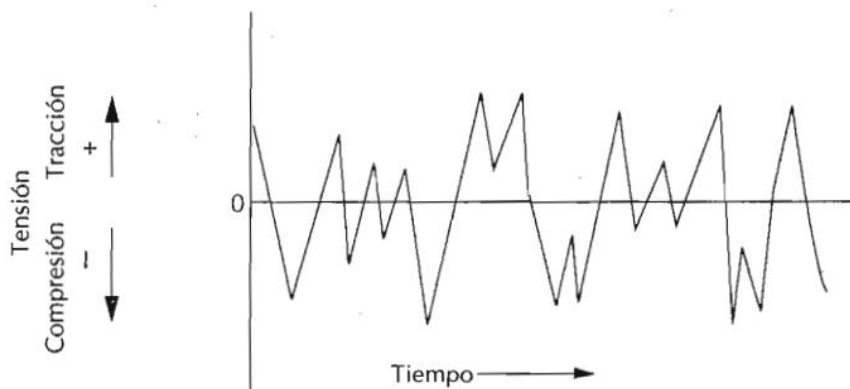
La tensión aplicada puede ser de naturaleza axial (tensión-compresión), flexional (flexión) o torsional (torsión). En general, hay tres modos posibles de fluctuación de la tensión en el tiempo. Uno de ellos se representa esquemáticamente mediante una dependencia temporal regular y sinusoidal en la Fig. 1.14(a), en la que la amplitud es simétrica respecto a un nivel de tensión media cero; por ejemplo, alternando desde una tensión máxima de tracción ($\sigma_{\text{máx}}$) a una tensión mínima de compresión ($\sigma_{\text{mín}}$) de igual magnitud, esto se denomina ciclo de tensión invertido. Otro tipo, denominado ciclo de tensión repetido, se ilustra en la Fig. 1.14(b), los máximos y mínimos son asimétricos con respecto al nivel de tensión cero. Por último, el nivel de tensión puede variar aleatoriamente en amplitud y frecuencia, como se ejemplifica en la Fig. 1.14(c).



(a)



(b)



(c)

Fig. 1.14. Modos posibles de fluctuación de la tensión en el tiempo: **(a)** Ciclo de tensión invertido, en el que la tensión alterna entre una tensión de tracción máxima positiva y una tensión de compresión mínima negativa de igual magnitud. **(b)** Ciclo de tensiones repetidas, en el que las tensiones máximas y mínimas son asimétricas con respecto al nivel de tensión cero; se indican la tensión media (σ_m), el rango de tensión (σ_r) y la amplitud de tensión (σ_a). **(c)** Ciclo de tensión aleatorio. [8].

Cuando la variable controlada es la deformación, la probeta es deformada dentro de los mismos límites de deformación en cada ciclo. En la Fig 1.15 se muestra un ejemplo de onda de deformación triangular donde, además se indican la amplitud de deformación, el

rango de deformación y el tiempo correspondiente a un ciclo o período. Otros dos parámetros vinculados entre sí; la frecuencia (f) y la velocidad de deformación.

$$\text{frecuencia} = \frac{1}{\text{período}} \quad (1.8)$$

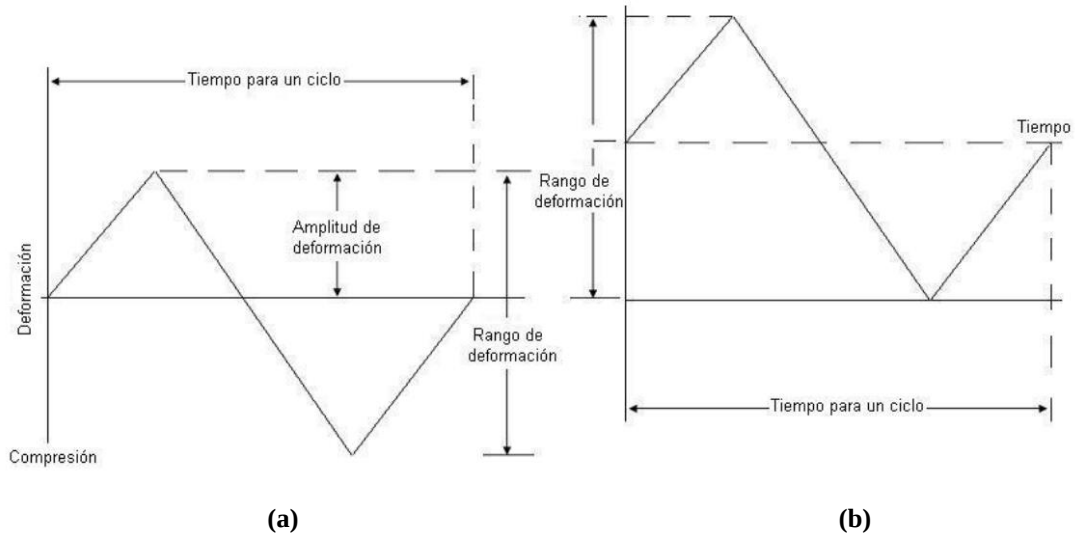


Fig. 1.15. Ondas triangulares típicas: **(a)** El valor medio de deformación es cero. Es un ciclo de deformación completamente revertido. **(b)** El valor medio de deformación es distinto de cero. (Adaptado de [79].)

En el caso de una onda de deformación triangular, la deformación varía linealmente con el tiempo, y por lo tanto la velocidad de deformación ($\dot{\epsilon}_t$) está dada por la pendiente de los segmentos lineales, es decir:

$$\dot{\epsilon}_t = \frac{\text{amplitud de deformación}}{\frac{\text{período}}{4}} \quad (1.9)$$

Dado que el rango de deformación total ($\Delta\epsilon_t$) es el doble de la amplitud de deformación la ecuación anterior toma la forma:

$$\dot{\epsilon}_t = \frac{2 \times \Delta\epsilon_t}{\text{período}} \quad (1.10)$$

1.5.2. La curva S-N [8,79]

Para determinar la curva S-N de un material se toma un conjunto de probetas y se las somete a fatiga con diferentes niveles de tensión, quedando determinado para cada tensión aplicada el número de ciclos que el material resiste hasta la rotura. El número de ciclos que dura una probeta antes de fallar aumenta al disminuir la tensión. Para materiales como el acero y el titanio la curva S-N presenta un tramo horizontal a partir de una tensión límite (Fig. 1.16). Por debajo de dicha tensión límite, que es la denominada “límite de fatiga” se presume que el material durará un número infinito de ciclos. En los materiales que no presentan un límite de fatiga se expresa la resistencia a la fatiga para un número de ciclos convenido arbitrariamente, por ejemplo 10^8 ciclos. Para determinar la curva se necesita un gran número de probetas y a pesar de que la dispersión en los resultados es siempre considerable se puede trazar la curva sin dificultad.

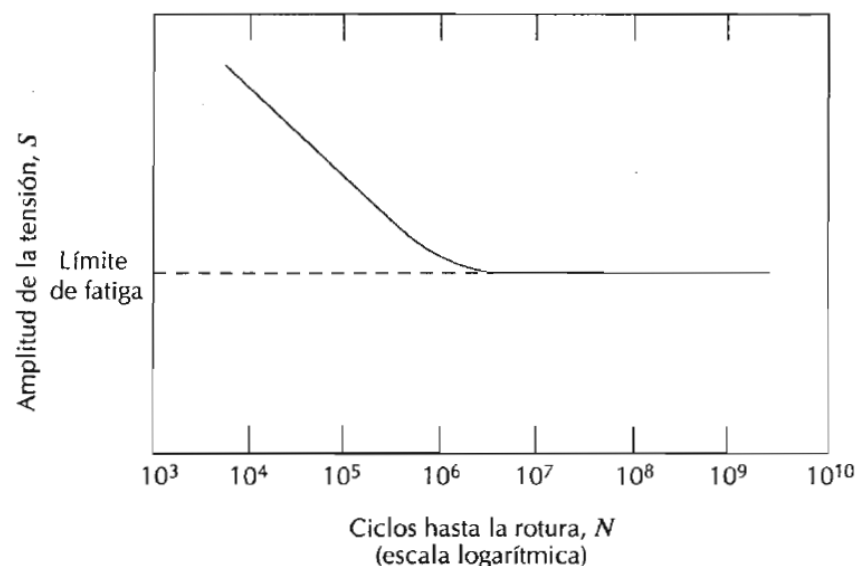


Fig. 1.16. Amplitud de la tensión (S) frente al logaritmo del número de ciclos hasta la rotura por fatiga (N) para un material que presenta un límite de fatiga [8].

La “vida a fatiga” indica cuánto sobrevive un componente a un esfuerzo en particular, es decir, da el número de ciclos necesarios para producir la rotura. Según la vida a fatiga de un material, esta se puede clasificar en fatiga de bajo número de ciclos (low cycle fatigue, LCF), fatiga de alto número de ciclos (high cycle fatigue, HCF) o fatiga de muy alto número de ciclos (very high cycle fatigue, VHCF). Aunque esta división no está bien delimitada, algunas definiciones fijan: LCF cuando la vida a fatiga es inferior a

aproximadamente 10^5 ciclos, HCF cuando la vida es de entre 10^5 y 10^7 ciclos y VHCF cuando los ciclos a fractura están por encima de 10^7 .

1.5.3. Lazo de histéresis [80]

La respuesta de un material sujeto a cargas cíclicas se da en la forma de un lazo de histéresis, que es una descripción del comportamiento de tensión (σ) – deformación (ϵ). Los metales presentan un comportamiento estable cuando finaliza la etapa de endurecimiento o ablandamiento cíclico. En esta situación estable la amplitud de tensión alcanza un valor de saturación, como el que se muestra en la Fig. 1.17.

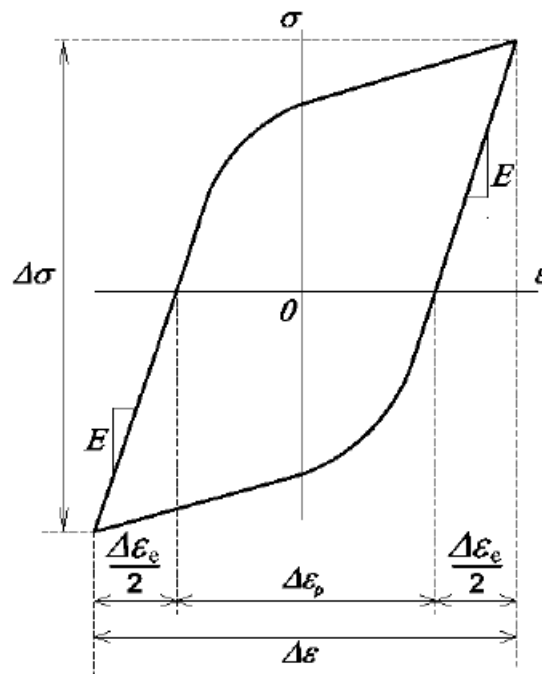


Fig. 1.17. Esquema de un lazo de histéresis [81].

El rango de la deformación total (ancho total del ciclo) es $\Delta\epsilon_t$ (o $\Delta\epsilon$) y el rango total de la tensión (alto total del ciclo) es $\Delta\sigma$. El rango de deformación total está constituido por dos componentes, el rango de deformación elástica ($\Delta\epsilon_e$) y el rango de deformación plástica ($\Delta\epsilon_p$), (Fig. 1.17), y se puede expresar como:

$$\Delta\epsilon_t = \Delta\epsilon_e + \Delta\epsilon_p \quad (1.11)$$

El rango de deformación elástica se puede definir como:

$$\Delta \varepsilon_e = \frac{\Delta \sigma}{E} \quad (1.12)$$

donde E es el módulo de elasticidad.

1.5.4. Tipos de ensayos [79,82]

Los ensayos de fatiga pueden realizarse controlando la deformación aplicada o la tensión. La Fig. 1.18 describe los ensayos cíclicos bajo tensión controlada, deformación total controlada y deformación plástica controlada. El endurecimiento cíclico en un ensayo bajo control de tensión se evidencia por una disminución en la amplitud de deformación total y plástica. Mientras que, en un ensayo cíclico bajo control de deformación plástica, el endurecimiento cíclico se manifiesta por un aumento de la amplitud de tensión y de la amplitud de deformación total.

El endurecimiento y ablandamiento cíclico están determinados por el movimiento de las dislocaciones, sus mutuas interacciones y la interacción con otros tipos de defectos de la red. El movimiento de las dislocaciones está influenciado por precipitados, átomos de soluto, bordes de grano, etc. Durante el ciclado, no sólo la densidad y distribución de dislocaciones sufren cambios, sino también la distribución y morfología de los obstáculos.

La mayoría de los materiales sujetos a ensayos cíclicos experimentan un endurecimiento o ablandamiento. El endurecimiento por fatiga es típico de materiales previamente recocidos, mientras que el ablandamiento generalmente se presenta en materiales previamente endurecidos. El endurecimiento cíclico se observa usualmente durante los primeros ciclos de la vida a fatiga y esto se debe a la presencia de obstáculos efectivos para el movimiento de dislocaciones. De esta manera, el ablandamiento en fatiga ocurre por la eliminación progresiva de estos obstáculos. El requisito previo para que ocurra ablandamiento en fatiga es la deformación plástica reversible. El movimiento reversible de las dislocaciones lleva a la formación de una estructura de dislocaciones que soporta más fácilmente la deformación plástica.

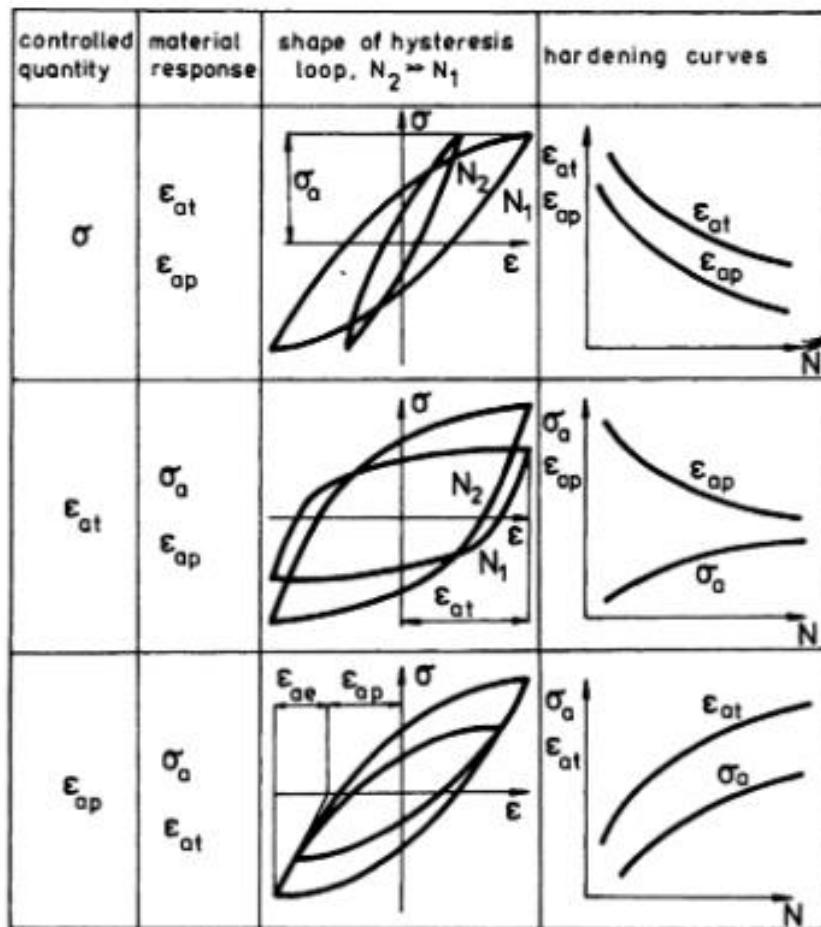


Fig. 1.18. Diferentes tipos de ensayos cíclicos [83].

1.5.5. Daño por fatiga [57]

El proceso de falla por fatiga en los metales y aleaciones metálicas consiste en las siguientes etapas:

1. Deformación cíclica, la aplicación repetida de tensión o deformación condiciona la microestructura del metal para las etapas siguientes. En esta etapa, puede darse el ablandamiento o endurecimiento del material.
2. Nucleación de microfisuras, toma lugar en una pequeña parte de todo el volumen, donde existe concentración de tensiones, se da principalmente en la superficie.
3. Crecimiento y coalescencia de microfisuras para formar la denominada fisura dominante que podrían llevar a una falla catastrófica.
4. Propagación estable de la fisura dominante.
5. Fractura del material.

1.5.5.1. Deformación cíclica de metales FCC [57,84]

Cuando un monocristal metálico con estructura FCC que se encuentra orientado adecuadamente para el deslizamiento simple se somete a deformaciones cíclicas ocurre un endurecimiento rápido, incluso para unos pocos ciclos iniciales. Cuando la deformación cíclica continúa, la velocidad de endurecimiento disminuye progresivamente y se alcanza un estado de deformación casi estable, conocido como estado de “saturación”.

La Fig. 1.19 muestra esquemáticamente la curva tensión-deformación cíclica (cyclic stress-strain curve, CSSC), para un monocristal de cobre (metal FCC) orientado para deslizamiento simple. En dicha figura se grafica la tensión de cizalladura (τ_s) en función de la deformación plástica de cizalladura (γ_{pl}).

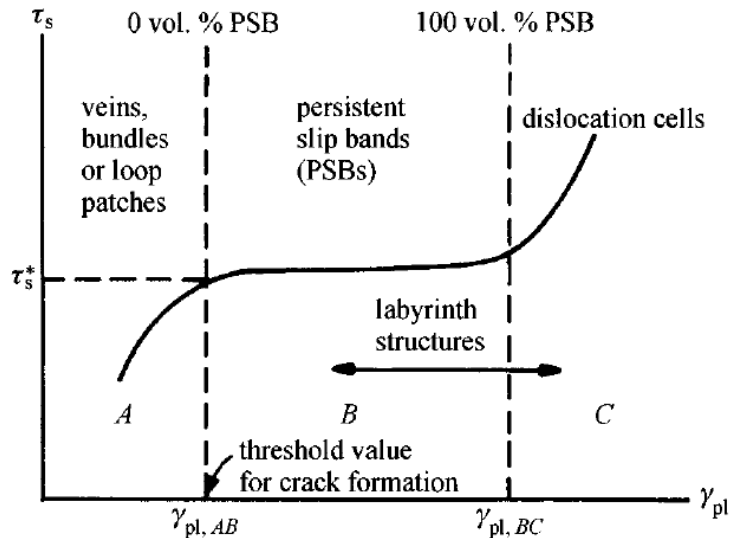


Fig. 1.19. Diagrama esquemático que muestra las diferentes regiones de saturación de la CSSC para un monocristal de cobre orientado para deslizamiento simple [84].

En la Fig. 1.19 hay tres regiones marcadas, A, B y C, que exhiben características muy diferentes en la curva cíclica tensión-deformación cíclica. La región A se encuentra a valores bajos de amplitud de deformación plástica ($\gamma_{pl} < \gamma_{pl,AB}$), allí el endurecimiento por deformación ocurre durante la carga cíclica. Luego sigue la región B que es una “meseta” en la CSSC, donde la tensión de saturación (τ_s^*) es independiente de la deformación plástica, y se extiende hasta $\gamma_{pl,BC}$. Por último, está la región C, en la que un aumento adicional en la amplitud de deformación plástica ($\gamma_{pl} > \gamma_{pl,BC}$) resulta en un aumento en

τ_s^* . En la Tabla 1.7 se listan algunos datos de tensión-deformación obtenidos para monocristales de cobre fatigados a diferentes temperaturas.

Tabla 1.7. Tensión-deformación cíclica característica de monocristales de cobre [84].

Material	$\gamma_{pl,AB}$	$\gamma_{pl,BC}$	(MPa)	Referencias
Cu (523 K)	1.0×10^{-4}	1.0×10^{-3}	14.0	Lisiecki & Weertman (1990)
Cu (295 K)	6.0×10^{-5}	7.5×10^{-3}	27.5	Mughrabi (1978)
Cu (77.4 K)	—	8.0×10^{-3}	48.0	Basinski, Korbel & Basinski (1980)
Cu (4.2 K)	—	—	73.0	Basinski, Korbel & Basinski (1980)

En la región A, primero se tiene un deslizamiento uniforme y endurecimiento por deformación que se produce por la acumulación de dislocaciones primarias (dislocaciones que se encuentran en el interior del grano). Para amplitudes de deformación plástica que resultan en una amplitud de tensión de corte cercana a la de saturación, el volumen de madejas de dislocaciones llega a ser del 50%. Ellas se unen formando una estructura denominada estructura de venas.

Al comienzo de la región B, debido a la saturación cíclica, se produce la localización del deslizamiento a lo largo de bandas de deslizamiento persistentes que se intensifican a medida que aumenta la deformación plástica aplicada. Las fallas por fatiga se inician como grietas finas en aquellas bandas donde el deslizamiento fue particularmente intenso. Estas bandas son denominadas bandas de deslizamiento persistente (persistent slip bands, PSB), Fig. 1.20.

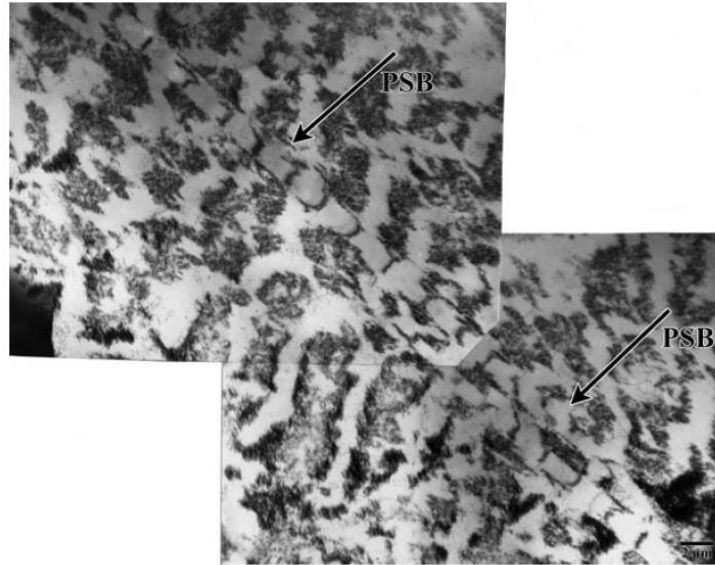


Fig. 1.20. Micrografía de microscopio electrónico de transmisión (TEM) de PSB en una estructura de venas en cobre fatigado [57].

La transformación de la estructura de venas de la matriz en la estructura de PSB comienza en los centros de las venas, en donde existen áreas pequeñas pobres en dislocaciones, y donde cada vena forma dos paredes. Estas áreas son blandas y están rodeadas por una zona más dura de mayor densidad de dislocaciones, en donde se desarrollan las primeras paredes de dislocaciones y se establece el patrón de escalera típico en las PSB. Como la estructura de paredes de las PSB es mucho más blanda que la matriz, durante la saturación en la región B de la CSSC, las PSB llevan esencialmente toda la deformación. De hecho, la misma formación de las PSB parece estar estrechamente relacionada con la existencia de la meseta, ya que estas bandas de deslizamiento aparecen primero a $\gamma_{pl} \sim \gamma_{pl,AB}$ y su fracción de volumen aumenta linealmente a casi el 100% a medida que γ_{pl} aumenta a un valor de $\gamma_{pl,BC}$. Antes de que la deformación plástica alcance el valor de $\gamma_{pl,BC}$, se activan los deslizamientos secundarios y en la matriz se genera una estructura de laberinto de dislocaciones. De este modo, al final de la región B la microestructura contiene PSB y laberinto de dislocaciones.

Finalmente, la región C comienza cuando se supera el límite de deformación para la formación de PSB, y al aumentar la deformación plástica se vuelven más pronunciados los deslizamientos secundarios. Estos deslizamientos se originan en la interfase PSB-matriz y todas las PSB evolucionan gradualmente a una estructura de celdas (Fig. 1.21). Esto marca el comienzo del endurecimiento secundario en la región C.

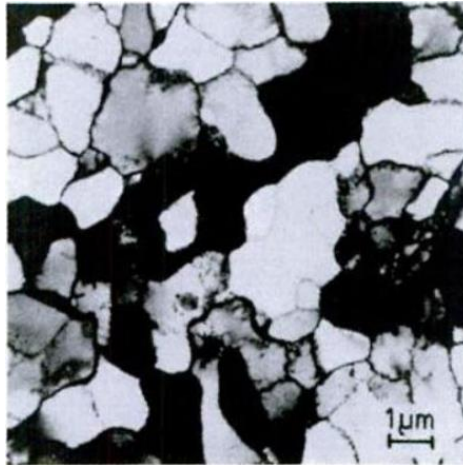


Fig. 1.21. Micrografía TEM de la estructura de celdas en cobre fatigado [82].

1.5.5.2. Deformación cíclica de metales BCC [84]

Los cristales BCC de materiales puros, tales como α -Fe, Mo y Nb, cuando están orientados para un deslizamiento simple, se comportan de manera significativamente diferente a los cristales FCC. El comportamiento cíclico de los metales BCC depende de la velocidad de deformación, la temperatura y la adición de átomos de impurezas (como carbono, nitrógeno y oxígeno). Debido a la fuerte dependencia de la movilidad de las dislocaciones de hélice con la temperatura, la CSSC de los metales BCC se divide en dos regiones: “región de baja temperatura” y “región de alta temperatura”. La temperatura de transición depende de la velocidad de deformación. Para velocidades de deformación moderadas ($\leq 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) la temperatura de transición está cerca de la temperatura ambiente [85]. Por lo tanto, la deformación plástica a temperatura ambiente de la ferrita corresponde al modo de deformación de alta o baja temperatura dependiendo de la velocidad de deformación. La CSSC para temperaturas por debajo de la de transición o velocidades de deformación altas, exhibe cuatro etapas. Para bajas amplitudes de deformación, la amplitud de tensión aumenta de forma abrupta, lo que se asocia a las altas tensiones necesarias para mover las dislocaciones de hélice. Al endurecimiento inicial le sigue una pequeña zona plana que resulta del pequeño deslizamiento de las dislocaciones de hélice (microdeformación). Luego tiene lugar un segundo endurecimiento que resulta del incremento de la resistencia al deslizamiento de las dislocaciones de hélice y al deslizamiento secundario. Y, por último, hay una segunda zona plana relacionada con la localización de la deformación cíclica [86].

Mughrabi y col. [84], informaron diferentes regímenes en la variación de la tensión axial de saturación media en función del rango de deformación plástica axial durante la deformación cíclica de monocristales de α -Fe a 295 K.

A bajas amplitudes de deformación plástica ($\leq 10^{-3}$), esencialmente no ocurre endurecimiento y la deformación cíclica es una manifestación del movimiento de las dislocaciones de borde solamente. La activación térmica del deslizamiento de dislocaciones de hélice, así como la multiplicación de dislocaciones, están fuertemente suprimidas en el α -Fe.

Sin embargo, a mayores amplitudes de deformación ($> 10^{-3}$), la deformación se produce por el movimiento a gran escala de las dislocaciones de borde y de hélice, y culmina en la formación de una estructura de celdas; se observa endurecimiento cíclico pronunciado, así como, cambios en la forma del cristal debido a una asimetría en el deslizamiento de las dislocaciones de hélice en tensión y compresión.

Estas distinciones entre fatiga de baja y alta deformación son peculiares de los cristales BCC. Aunque en los cristales BCC de materiales puros no se han identificado PSB en ninguno de los regímenes de amplitudes de deformación plástica, se han observado bandas de deslizamiento mal definidas, que podrían conducir a la nucleación de grietas. Mughrabi y col. [84], informaron que la adición de 30 ppm en peso de carbono a monocristales de α -Fe conduce a CSSCs similares a las halladas para metales FCC y a bandas de deslizamiento análogas a las PSB.

1.5.5.3. Iniciación y propagación de la grieta [8,9,55,57]

El proceso de rotura por fatiga está caracterizado por tres etapas distintas:

1. La iniciación de la grieta, en donde se forma una grieta pequeña en alguna región de alta concentración de tensiones.
2. La propagación de la grieta, durante la cual la grieta avanza de forma gradual en cada ciclo de carga.
3. La rotura final, la cual ocurre muy rápidamente una vez que la grieta ha alcanzado un tamaño crítico.

La vida a fatiga (N_f) se puede expresar como:

$$N_f = N_i + N_p \quad (1.13)$$

donde N_i es el número de ciclos para la iniciación de la grieta y N_p es el número de ciclos para la propagación de la grieta.

Las grietas asociadas con la rotura por fatiga generalmente se inician (o nuclean) sobre la superficie de un componente en zonas donde existen concentraciones de tensiones. Los lugares de nucleación de las grietas incluyen las rayas superficiales, cantos vivos, roscas y otros similares.

Además, las grietas por fatiga pueden iniciarse sin la mediación de defecto superficial. La deformación plástica, primero en una dirección y después en la dirección contraria, causa discontinuidades superficiales microscópicas que se denominan extrusiones e intrusiones. El mecanismo de formación de extrusiones e intrusiones a través de PSB se describe a continuación [83]. Todo modelo detallado de la deformación plástica cíclica en las PSB debe tener en cuenta la reversibilidad a escala macroscópica y la irreversibilidad a escala microscópica. La reversibilidad macroscópica significa que no hay alargamiento de la probeta fatigada bajo ciclos simétricos. La irreversibilidad microscópica se manifiesta por la formación de relieve superficial. La Fig. 1.22(a) muestra uno de los posibles mecanismos de deslizamiento de dislocaciones en el plano de deslizamiento (111) en un material FCC. Los segmentos de dislocación de borde se activan como fuentes de Frank-Read. La parte de borde del lazo de dislocación recientemente generado llega al siguiente peldaño de la escalera y permanece en esta pared de dislocación. Esto contribuye a la activación de otro segmento de dislocación de borde en el lado opuesto de la misma pared de dislocación. Por lo tanto, toda la PSB contribuye a la deformación plástica en la mitad de ciclo. Durante la siguiente mitad de ciclo, otros segmentos de dislocación de borde se activan y todo el proceso se repite en la dirección opuesta. La mayor parte de la deformación plástica se lleva a cabo mediante los segmentos de hélice de los lazos de dislocaciones recién generados. La acción de las fuentes de Frank-Read no conduce al aumento de la densidad de dislocaciones debido a la aniquilación de dislocaciones de signo opuesto que ocurre si su distancia en planos de deslizamiento es menor que una distancia crítica. En la Fig. 1.22(b) se observa el esquema de una PSB en el plano $(1\bar{2}1)$ que es perpendicular al plano de deslizamiento primario (111). En esta figura se representan el relieve superficial y la estructura de escalera. Dos mecanismos de dislocación contribuyen a la formación del relieve superficial: (a) La aniquilación de las configuraciones de dipolo que conduce a la generación de vacancias [87], siendo su densidad del orden de 10^{-4} . Esto provoca un aumento en el volumen dentro

de la banda de deslizamiento persistente. Así, la banda de deslizamiento se extruye fuera del cristal. (b) El deslizamiento irreversible al azar de las dislocaciones de hélice luego da lugar a la forma irregular del relieve superficial (intrusiones y extrusiones). Las dislocaciones que salen del cristal conducen a la pérdida de equilibrio de las tensiones internas cerca de la superficie. Esto da inicio a la generación de nuevas dislocaciones en fuentes ubicadas en las paredes densas (peldaños) de la PSB. De este modo, toda la banda de deslizamiento abastece a la capa superficial de dislocaciones que llevan a la formación del perfil superficial (intrusiones y extrusiones), que actúa como concentrador de tensiones donde puede ocurrir la nucleación de las futuras fisuras de fatiga.

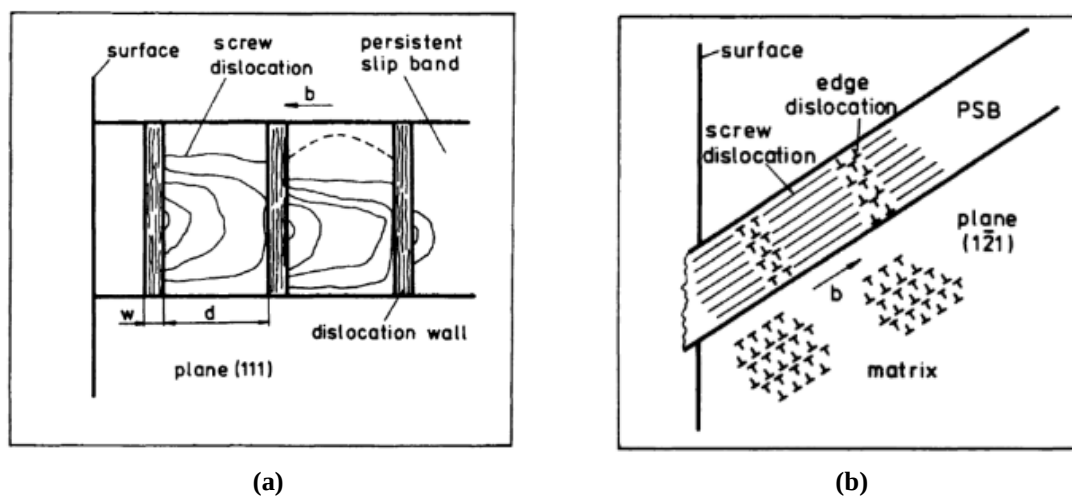


Fig. 1.22. Esquemas de PSB: **(a)** en el plano (111) [83] y **(b)** en el plano ($1\bar{2}1$) (adaptado de [88]).

Entonces, las irregularidades en la superficie pueden causar la formación de fisuras en o cerca de las superficies. Una vez que se ha nucleado una grieta, esta se propaga muy lentamente. En metales policristalinos, se propaga a lo largo de planos cristalográficos de tensión de cizalladura alta; esta etapa de propagación a veces se denomina “etapa I de la propagación” (Fig. 1.23). En esta etapa, las grietas normalmente se extienden sólo a través de algunos granos.

Eventualmente, empieza una segunda etapa de propagación (“etapa II”), en la cual la velocidad de crecimiento de la grieta aumenta dramáticamente. Además, en esta etapa ocurre un cambio en la dirección de propagación de la fisura, alcanzando una dirección de propagación perpendicular a la tensión aplicada (Fig. 1.23).

Es importante notar que la nucleación de la fisura consume una gran parte de la vida en fatiga (en ciertos casos hasta el 90% de la vida a fatiga) y la propagación de la grieta consumirá el resto de la vida.



Fig. 1.23. Representación esquemática mostrando las etapas I y II de la propagación por fatiga de una grieta en un metal policristalino [89].

Finalmente, como se explicitó anteriormente durante la “etapa III” ocurre la rotura final. La Fig.1.24 representa esquemáticamente la superficie de fractura por fatiga, donde se observa el origen de la fisura, su propagación y su evolución hasta la falla catastrófica. La propagación de la grieta puede caracterizarse por dos tipos de marcas denominadas marcas de playa y estrías [90]. Ambas características indican la posición de la punta de la grieta en algunos puntos en el tiempo y aparecen como crestas concéntricas que se expanden lejos del inicio de la grieta, frecuentemente en un patrón circular o semicircular. Las marcas de playa son de dimensiones macroscópicas, Fig. 1.24. Las marcas de playa se encuentran en componentes que experimentan interrupciones en la propagación de la fisura durante la etapa II, por ejemplo en máquinas que funcionan sólo en un determinado horario. Cada banda de marca de playa es un periodo en el que ocurrió la propagación de la fisura. Las estrías, Fig. 1.25, son de tamaño microscópico y se observan mediante microscopía electrónica de barrido (scanning electron microscopy, SEM). Cada estría representa la distancia que la grieta avanza en un ciclo de carga. La anchura de la estría aumenta con el rango de tensión aplicada. La presencia de marcas de playa y/o estrías en

la superficie de fractura confirma que la causa de rotura fue la fatiga. Sin embargo, la ausencia de ambos tipos de marcas no excluye que la causa haya sido por fatiga.

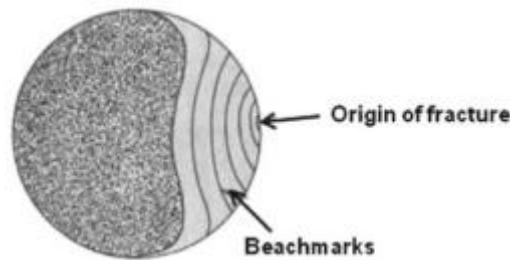


Fig. 1.24. Representación esquemática de la superficie de fractura por fatiga [91].

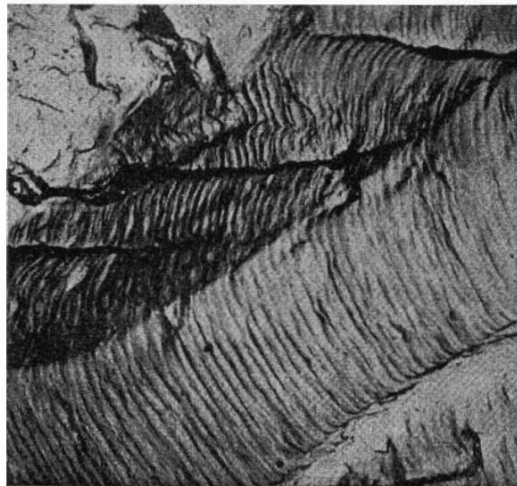


Fig. 1.25. Estrías en la superficie de fractura por fatiga observadas por SEM [92].

1.5.6. Influencia de los tratamientos superficiales en la fatiga de los materiales

En materiales FCC con baja SFE los tratamientos superficiales inducen CRS acompañadas de los cambios microestructurales en la zona cercana a la superficie que pueden involucrar: un aumento en la densidad de dislocaciones, la formación de micromaclas, el refinamiento de grano y la formación de martensita inducida por deformación [93,94]. En este sentido, se han observado micromaclas por deformación dispuestas en una estructura similar a la de un tejido de canasta, que cubren densamente la capa exterior de estos materiales, es decir que forman un “vallado de maclas” (Fig. 1.26(a)) [74]. Como la nucleación de fisuras normalmente inicia en intrusiones, que se generan en la intersección de bandas de deslizamiento con la superficie, si un frente de

bandas de deslizamiento se topa con el vallado formado por las maclas, las bandas de deslizamiento no llegarán a la superficie de la muestra y las intrusiones no podrán formarse. Entonces, la formación de un menor número de intrusiones resultará en una menor nucleación de fisuras por fatiga, lo que devendrá en una mayor vida a fatiga del material tratado.

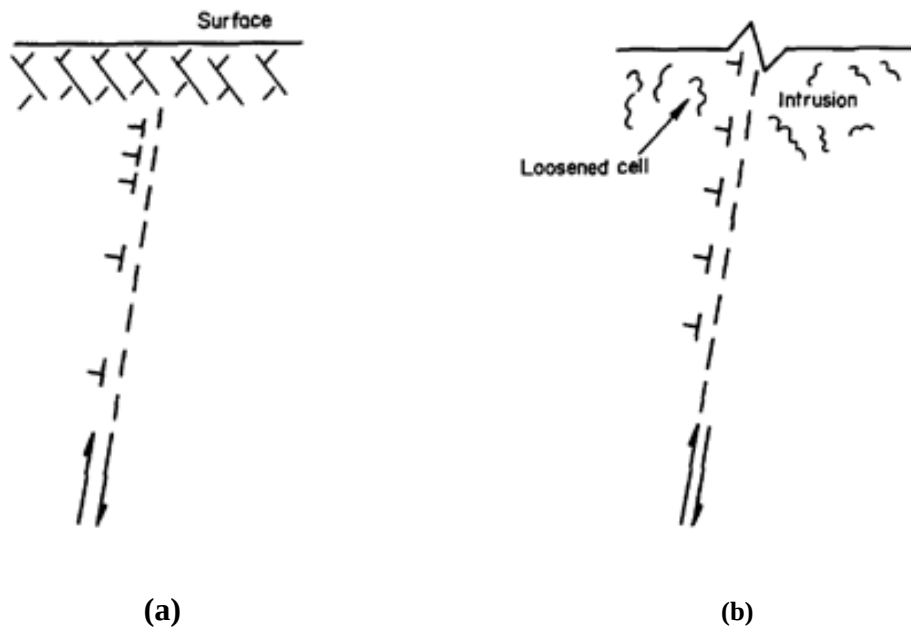


Fig. 1.26. Diagrama esquemático de un “vallado de maclas”: **(a)** en un material con baja SFE y **(b)** en un material con alta SFE [74].

Por otra parte, diferentes trabajos [94,95] han encontrado en materiales con alta SFE que los tratamientos superficiales pueden inducir cerca de la superficie un aumento de la densidad de dislocaciones, una estructura de madejas y/o de celdas de dislocaciones. Sin embargo, se ha encontrado [74,96] que el efecto de barrera de estas microestructuras de dislocaciones para las bandas de deslizamiento (Fig. 1.26(b)), disminuye con el número de ciclos a fatiga. Esto se debe a que la estructura de madejas y/o celdas se relaja, la densidad de dislocaciones disminuye y decrece la resistencia a la formación de intrusiones. Por lo tanto, la capa tratada superficialmente en materiales con alta SFE no puede evitar tan efectivamente, como en los materiales con baja SFE, la nucleación de grietas por fatiga.

1.6. Estado del arte del efecto de SP y LSP en comportamiento en fatiga de aceros inoxidables ferríticos y austeníticos

Diferentes trabajos han estudiado las modificaciones microestructurales que los tratamientos superficiales de SP y LSP producen en aceros de matriz ferrítica y su efecto sobre la vida a fatiga. En este sentido, Martin y col. [96] y Altenberger y col. [97], encontraron que en la superficie del acero al carbono SAE 1045 el tratamiento de SP causó un aumento de microdureza y CRS. Además, la estructura de dislocaciones del material tratado está caracterizada por madejas de dislocaciones extremadamente densas. Además, Altenberger y col. [97] hallaron que cuando la muestra fue sometida a LCF, las marañas de dislocaciones evolucionaron a una estructura de celdas con baja densidad de dislocaciones, además, las macrotensiones residuales de compresión se relajaron y disminuyeron gradualmente hasta llegar al nivel que tenían antes del SP. Congruentemente, Martin y col. [96] observaron que durante la fatiga (LCF y HCF), la estructura de dislocaciones inducida por SP evolucionó a una estructura de celdas de dislocaciones. Además, luego de la fatiga, se produjo una disminución en la microdureza, que se correlacionó con la baja densidad de dislocaciones dentro de las celdas. Estos autores también notaron que, en las muestras fatigadas las estructuras de celdas observadas en las regiones cercanas a la superficie del material con y sin SP son comparables. Este resultado indicó que, al someter a fatiga las muestras tratadas con SP, se produjo la relajación de las tensiones residuales inducidas por el tratamiento. Los autores atribuyeron a este resultado la ineficacia del tratamiento superficial de SP para la prolongación de la vida a fatiga de bajo número de ciclos del acero SAE 1045. Por otro lado, Kim y col. [98] también estudiaron el efecto del SP en el acero al carbono SAE 1045 y sus implicancias sobre LCF y HCF. Ellos reportaron que el tratamiento de SP indujo CRS que provocaron una mejora en la vida a fatiga en la mayoría de las amplitudes de tensión utilizadas, aumentando el límite a fatiga en aproximadamente un 20%. Sin embargo, encontraron que para todas las amplitudes de tensión consideradas se produjo la relajación de las tensiones residuales. En este sentido, observaron que las CRS inducidas por el SP disminuían a medida que aumentaba la amplitud de la tensión y el número de ciclos. Además, hallaron que la velocidad de relajación de las tensiones se acelera con amplitudes de tensión más altas. Concordantemente, encontraron que la mayor relajación de las tensiones residuales ocurre en el régimen de LCF. Una revisión bibliográfica exhaustiva al momento de inicio de la presente tesis mostró que un único

trabajo consideraba el tratamiento de LSP en un acero ferrítico [99]. Este trabajo expresa que el tratamiento de LSP causó un aumento en la microdureza y la rugosidad superficial en el acero AISI 8620. Sin embargo, no considera los efectos que el tratamiento de LSP tiene sobre la vida a fatiga.

Por otro lado, desde hace varios años, se viene estudiando el efecto del tratamiento de SP y/o LSP en la fatiga de diversos aceros austeníticos. Singh y col. [65], no sólo estudiaron el efecto del SP en el acero inoxidable austenítico con alto contenido de nitrógeno RS561, sino también su efecto en HCF. Ellos reportaron que el SP incrementó la dureza, y lo hizo en mayor medida cuanto mayor fue la intensidad del tratamiento. Los ensayos de fatiga fueron realizados a diferentes niveles de tensión, y en todos los casos se observó un aumento en la vida a fatiga del material tratado con SP respecto del material sin tratamiento superficial. La realización de un doble SP redujo la rugosidad superficial (que había generado el primer tratamiento de SP), sin un cambio significativo en las tensiones residuales. Además, el segundo tratamiento de SP causó un aumento en la resistencia a la fatiga del material relativo al material con un sólo tratamiento de SP. Por otro lado, De los Rios y col. [100], investigaron el efecto del SP en un acero austenítico AISI 316 y su comportamiento a fatiga. Ellos hallaron que el tratamiento superficial mejoró la vida a fatiga tanto en LCF como en HCF, mediante el retraso de la nucleación y propagación de la fisura por fatiga. Altenberger y col. [101], observaron que en el acero AISI 304 el tratamiento de SP provocó en la región cercana a la superficie una microestructura compleja, que consistió en regiones con nanogranos, bandas de deformación y placas de martensita en maclas en una matriz austenítica con alta densidad de dislocaciones. La capa superficial conformada por granos de tamaño nanométrico, permaneció estable frente a ensayos de LCF, impidiendo el movimiento de dislocaciones y la formación de bandas de deslizamiento. Además, estos autores reportaron que el tratamiento de SP redujo notablemente la velocidad de crecimiento de la grieta por fatiga. Luego, Altenberger junto a otro grupo de investigadores [102], estudiaron en el mismo acero la estabilidad térmica de la microestructura inducida por el tratamiento de LSP. Y, además, analizaron a temperatura ambiente y a altas temperaturas el comportamiento a fatiga. Ellos encontraron que el LSP generó en la capa cercana a la superficie, una subestructura de dislocaciones altamente enmarañada y densa, que fue estable hasta ~800 °C. Además, encontraron que el LSP mejoró la resistencia a fatiga de alto número de ciclos del material no sólo a temperatura ambiente, sino también a temperaturas de hasta

550 °C, esta prolongación de la vida la atribuyeron a la estabilidad térmica de la microestructura cercana a la superficie. Por otro lado, Sano y col. [103] en ensayos de fatiga de flexión rotativa en el rango de HCF demostraron que la resistencia a la fatiga de SUS316L con LSPwC aumenta entre 1.4 y 1.7 veces en comparación con la del material de referencia. Posteriormente, Nikitin y Altenberger [104] estudiaron en el mismo acero el efecto del tratamiento de LSP sobre la fatiga en el régimen de LCF, siendo estos autores los únicos en haber estudiado el efecto del tratamiento de LSP sobre la vida a fatiga en el régimen de LCF de un acero inoxidable austenítico. En su estudio no detectaron capas nanocristalinas ni martensita inducida por deformación en las muestras tratadas con LSP. Pero en la región cercana a la superficie, hallaron micromaclas y una alta densidad de dislocaciones que generaron endurecimiento por deformación. El LSP también produjo CRS en la superficie y en la región cercana a la misma, hasta una profundidad de aproximadamente 1 mm. Por último, hallaron que el tratamiento de LSP mejoró la vida a LCF a temperatura ambiente y a temperaturas de hasta 600 °C para el material investigado. Por otro lado, Correa y col. [105], estudiaron el efecto de la dirección de avance del patrón de escaneo láser de LSPwC en la tensión residual inducida y en la vida a fatiga de alto número de ciclos del acero inoxidable 316L. Estos autores reportaron que mediante la optimización de la secuencia de pulsos la prolongación de la vida a fatiga de este acero puede pasar de +166% a +471%.

Algunos trabajos han comparado el efecto que los tratamientos superficiales tienen sobre la fatiga de aceros ferrítico y auteníticos, así, por ejemplo, Martin y col. [106] compararon los efectos del SP sobre la vida a LCF en los aceros AISI 1045 y AISI 304. Estos autores encontraron que, en ambos aceros, el tratamiento de SP generó máximas CRS en la superficie que disminuyeron con la profundidad, y máximas microdurezas en la superficie, valor que también disminuyó con la profundidad. En cuanto a la microestructura de dislocaciones el SP causó en el acero AISI 1045 regiones con densidad de dislocaciones extremadamente alta; y en el acero AISI 304 indujo la formación de placas de martensita y una densa red de dislocaciones. En el acero AISI 1045 las CRS generadas por el SP desaparecieron completamente después de la fatiga, y la configuración homogénea y densa de dislocaciones se convirtió en la típica estructura de celdas de los materiales fatigados. Además, la microdureza del acero AISI 1045 disminuyó drásticamente en las regiones cercanas a la superficie, hasta aproximadamente el valor del material no tratado. Esta baja microdureza se correlacionó con la baja

densidad de dislocaciones dentro de las celdas del acero después de la fatiga. Por otro lado, en el acero AISI 304 luego de la fatiga, las CRS originadas por el SP se relajaron, pero no desaparecieron en su totalidad. Debe notarse que en las muestras de AISI 304 no tratadas se observó la transformación parcial a martensita por la fatiga. La transformación martensítica causada por el tratamiento de SP y/o por la carga cíclica impidió el movimiento de las dislocaciones. La fatiga en el AISI 304 también disminuyó la microdureza cerca de la superficie del acero, pero la aumentó en regiones más profundas de la muestra. En los aceros considerados por estos autores el SP no causó mejoría en la vida a LCF. Para el SAE 1045, una posible explicación de este comportamiento es la rápida evolución de la estructura de dislocaciones desde densas madejas a una estructura de celdas en regiones cercanas a la superficie.

Considerando la revisión bibliográfica realizada y el estado del arte recién expuesto, no se han encontrado en la literatura trabajos que consideren el efecto del LSPwC sobre la vida a fatiga de aceros inoxidables ferríticos. Por lo tanto, uno de los objetivos de esta tesis es analizar la influencia del tratamiento de LSPwC sobre el comportamiento a fatiga en los regímenes de LCF y HCF del acero inoxidable superferrítico UNS S44600. Mientras que los efectos de LSPwC en la vida a fatiga del acero inoxidable austenítico en el régimen de HCF está bien estudiado [103,105], en LCF sólo se reporta una investigación [104]. Particularmente, este último trabajo no especifica el uso o no de recubrimiento en el tratamiento de LSP en el acero inoxidable AISI 304 [104]. En esta tesis se intentará además la realización de un estudio comparativo del efecto de los tratamientos de LSPwC y SP en el comportamiento a LCF del acero inoxidable austenítico 253 MA. En ambos aceros se pondrá especial énfasis en la correlación del comportamiento cíclico de los aceros con y sin tratamientos superficiales con los esfuerzos residuales inducidos y la microestructura. La optimización de estos tratamientos superficiales permitiría ampliar la aplicación de estos aceros en sollicitaciones cíclicas. Por consiguiente, el objetivo de esta tesis es estudiar la influencia de LSPwC y SP en el comportamiento cíclico de diferentes aceros inoxidables.

1.7. Referencias

- [1] J.K.L. Lai, K.H. Lo, C.H. Shek (Editors) (2012). *Stainless Steels: An Introduction and Their Recent Developments*. Sharjah, United Arab Emirates: Bentham Science Publishers.

- [2] M. McGuire (2008). *Stainless Steels for Design Engineers*. Ohio, United States of America: American Society for Metals (ASM) International.
- [3] ASM Metals Handbook (1990). *Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys - Volume 1* (10th edition). Ohio, United States of America: American Society for Metals (ASM) International.
- [4] Atlas Steels, *Atlas Steels Handbook of Stainless Steels*, Atlas Quality Management, 2021.
<<https://atlassteels.com.au/wp-content/uploads/2021/08/Atlas-Steels-Technical-Handbook-of-Stainless-Steels-12-08-21.pdf>>.
- [5] P. Sotto Vangeli, B. Ivarsson, R. Pettersson, Comparative behaviour of specialty austenitic stainless steels in high temperature environments, *A corrosion management and applications engineering magazine from Outokumpu* 3 (2012) 1–10.
<<https://silo.tips/download/comparative-behaviour-of-specialty-austenitic-stainless-steels-in-high-temperatu>>.
- [6] Outokumpu, *High Temperature Stainless Steels* (Outokumpu MA grades), Datasheet, 2013.
<<https://cupdf.com/document/high-temperature-stainless-steels.html>>.
- [7] Outokumpu, *Stainless steels for high service temperatures* (Outokumpu Therma range datasheet), Datasheet, 2016.
<<https://www.outokumpu.com/products/product-ranges/therma>>.
- [8] W.D. Callister Jr. (1995). *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales* (3ra edición). Barcelona, España: Editorial Reverté.
- [9] W.F. Smith, J. Hashemi (2006). *Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales* (4ta edición). Madrid, España: Mc Graw-Hill.
- [10] M. Kumagai, K. Akita, M. Imafuku, S. Ohya, Workhardening and the microstructural characteristics of shot- and laser-peened austenitic stainless steel, *Materials Science & Engineering A* 608 (2014) 21–24.
- [11] I. Altenberger, R.K. Nalla, Y. Sano, L. Wagner, R.O. Ritchie, On the effect of deep-rolling and laser-peening on the stress-controlled low- and high-cycle fatigue behavior of Ti-6Al-4V at elevated temperatures up to 550 °C, *International Journal of Fatigue* 44 (2012) 292–302.

- [12] V. Schulze. (2006). Modern Mechanical Surface Treatment - States, Stability, Effects. Weinheim, Alemania: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA.
- [13] G. Totten, M. Howes, T. Inoue (Editors) (2002). Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel. Ohio, United States: American Society for Metals (ASM) International.
- [14] S. Gencalp Irizalp, N. Saklakoglu, Laser Peening of Metallic Materials, Comprehensive Materials Finishing, Volume 1: Finish Machining and Net-Shap Forming, Elsevier (2017) 408–440.
- [15] ASM Metals Handbook (1990). Surface Engineering - Volume 5 (10th edition). Ohio, United States of America: American Society for Metals (ASM) International.
- [16] E. Rodríguez. (2014). Tratamiento doble de shot peening seguido de acabado por vibración con objeto de mejorar la resistencia a la fatiga de los aceros (Tesis de Máster). Universidad de Oviedo, Oviedo, España.
- [17] IPAR-BLAST S.L, El diccionario del shot peening (The Shot Peener's Corner N° 28), Noticias, 2019.
- [18] Granalladora Americana S.C.A., Shot Peening, Informe, 2008.
- [19] R. Sundar, P. Ganesh, R.K. Gupta, G. Ragvendra, B.K. Pant, V. Kain, K. Ranganathan, R. Kaul, K.S. Bindra Laser Shock Peening and its Applications: A Review, Lasers in Manufacturing and Materials Processing 6 (2019) 424–463.
- [20] P. Peyre, R. Fabbro, P. Merrien, H.P. Lieurade, Laser shock processing of aluminium alloys. Application to high cycle fatigue behaviour, Materials Science & Engineering A 210 (1996) 102–113.
- [21] Y. Sano, K. Akita, K. Masaki, Y. Ochi, I. Altenberger, B. Scholtes, Laser Peening without Coating as a Surface Enhancement Technology, JLMN-Journal of Laser Micro/Nanoengineering 1 (3) (2006) 161–166.
- [22] Y. Sano, Quarter Century Development of Laser Peening without Coating, Metals 10 (2020) 152–162.
- [23] H. Wang, Y. Huang, W. Zhang, The study of laser shock peening with side-water spraying and coaxial-water feeding technology, International Journal of Lightweight Materials and Manufacture 1 (2018) 102–107.
- [24] C. Zhang, Y. Dong, C. Ye, Recent Developments and Novel Applications of Laser Shock Peening: A Review, Advanced Engineering Materials 23 (2021) 2001216.

- [25] J.N. Johnson, R.W. Rhode, Dynamic deformation twinning in shock loaded iron, *Journal of Applied Physics* 42(11) (1971) 4171–4182.
- [26] W. Braisted, R. Brockman, Finite element simulation of laser shock peening, *International Journal of Fatigue* 21 (1999) 719–724.
- [27] P. Ballard, J. Fournier, R. Fabbro, J. Frelat, Residual stress induced by laser-shocks, *Journal de Physique IV C3* (1991) 487–494.
- [28] R. Fabbro, P. Peyre, L. Berthe, X. Scherpereel, Physics and applications of laser-shock processing, *Journal of Laser Applications* 10 (1998) 265–279.
- [29] A.K. Gujba, M. Medraj, Laser Peening Process and Its Impact on Materials Properties in Comparison with Shot Peening and Ultrasonic Impact Peening, *Materials* 7 (2014) 7925–7974.
- [30] D. Karthik, S. Swaroop, Laser peening without coating—an advanced surface treatment: A review, *Materials and Manufacturing Processes* 32 (2017) 1565–1572.
- [31] G. Hammersley, L.A. Hackel, F. Harris, Surface prestressing to improve fatigue strength of components by laser shot peening, *Optics Lasers in Engineering* 34 (2000) 327–337.
- [32] Q. Liu, K. Ding, L. Ye, C. Rey, S.A. Barter, P.K. Sharp, G. Clark, Spallation-Like Phenomenon Induced By Laser Shock Peening Surface Treatment On 7050 Aluminum Alloy, *Proceedings of the Structural Integrity and Fracture International Conference (SIF'04)* (2004) 235–240.
- [33] J.A. Porro González. (2010). Optimización de campos de tensiones residuales en procesos de tratamiento superficial de materiales metálicos mediante ondas de choque generadas por láser (Tesis de Doctorado). Universidad Politécnica de Madrid, Madrid, España.
- [34] A. Umapathi, S. Swaroop, Mechanical properties of a laser peened Ti-6Al-4V, *Optics & Laser Technology* 119 (2019) 105568.
- [35] U. Trdan, M. Skarba, J. Grum, Laser shock peening effect on the dislocation transitions and grain refinement of Al-Mg-Si alloy, *Materials Characterization* 97 (2014) 57–68.
- [36] U. Trdan, M. Skarba, J.A. Porro, J.L. Ocaña, J. Grum, Application of massive laser shock processing for improvement of mechanical and tribological properties, *Surface & Coatings Technology* 342 (2018) 1–11.

- [37] N. Mukai, N. Aoki, M. Obata, A. Ito, Y. Sano, C. Konogai, Laser processing for underwater maintenance in nuclear plants, *Proceedings of the 3rd JSME/ASME International Conference on Nuclear Engineering* (1995) 1489–1494.
- [38] Y. Sano, K. Masaki, T. Gushi, T. Sano, Improvement in fatigue performance of friction stir welded A6061-T6 aluminum alloy by laser peening without coating, *Materials and Design* 36 (2012) 809–814.
- [39] U. Trdan, J.A. Porro, J.L. Ocaña, J. Grum, Laser shock peening without absorbent coating (LSPwC) effect on 3D surface topography and mechanical properties of 6082-T651 Al alloy, *Surface & Coatings Technology* 208 (2012) 109–116.
- [40] A.H. Clauer, B. P. Fairand, B.A. Wilcox, Laser Shock Hardening of Weld Zones in Aluminum Alloys, *Metallurgical Transactions A* 8A (1977) 1871–1876.
- [41] P. Peyre, L. Berthe, X. Scherpereel, R. Fabbro, Laser-shock processing of aluminium-coated 55C1 steel in water-confinement regime, characterization and application to high-cycle fatigue behaviour, *Journal of Materials Science* 33 (1998) 1421–1429.
- [42] A.S. Gill, A. Telang, V.K. Vasudevan, Characteristics of surface layers formed on inconel 718 by laser shock peening with and without protective coating, *Journal of Materials Processing Technology* 225 (2015) 463–472.
- [43] Y. Sano, N. Mukai, M. Obata, M. Yoda, T. Kubo, I. Chida, T. Uehara, H. Kato, S. Shima, Laser peening without protective coating as a surface enhancement technology, *Proceedings of the 15th International Conference on Nuclear Engineering* (2007) 1–8.
- [44] C.S. Montross, T. Wei, L. Ye, G. Clark, Y. Mai, Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: a review, *International Journal of Fatigue* 24 (2002) 1021–1036.
- [45] U. Trdan, J. Grum, Evaluation of corrosion resistance of AA6082-T651 aluminium alloy after laser shock peening by means of cyclic polarisation and EIS methods, *Corrosion Science* 59 (2012) 324–333.
- [46] U. Sánchez-Santana, C. Rubio-González, G. Gómez-Rosas, J.L. Ocaña, C. Molpeceres, J. Porro, M. Morales, Wear and friction of 6061-T6 aluminum alloy treated by laser shock processing, *Wear* 260 (2006) 847–854.

- [47] S. Sathyajith, S. Kalainathan, Effect of laser shot peening on precipitation hardened aluminum alloy 6061-T6 using low energy laser, *Optics and Lasers in Engineering* 50 (2012) 345–348.
- [48] P. Ganesh, R. Sundar, H. Kumar, R. Kaul, K. Ranganathan, P. Hedao P. Tiwari, L.M. Kukreja, S.M. Oak, S. Dasari, G. Raghavendra, Studies on laser peening of spring steel for automotive applications, *Optics and Lasers in Engineering* 50 (2012) 678–686.
- [49] T.R. Tucker, A.H. Clauer, Laser Processing of Materials (MCIC Report, MCIC-83-48, Metals and Ceramics Information Center, November, 1983).
- [50] J. Fournier, P. Ballard, P. Merrien, J. Barralis, L. Castex, R. Fabbro, Mechanical effects induced by shock waves generated by high energy laser pulses, *Journal de Physique III* 1 (1991) 1467–1480.
- [51] J.A. Porro, C. Molpeceres, M. Morales, J.L. Ocaña, 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* 40 (2007) 73–78.
- [52] L. Petan, J.L. Ocaña, J. Grum, Effects of Laser Shock Peening on the Surface Integrity of 18 % Ni Maraging Steel, *Journal of Mechanical Engineering* 62 (2016) 291–298.
- [53] Y.F. Shen, X.X. Li, X. Sun, Y.D. Wang, L. Zuo, Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel, *Materials Science and Engineering A* 552 (2012) 514–522.
- [54] P.J. Ferreira, J.B. Vander Sande, M. Amaral Fortes, A. Kyrolainen, Microstructure Development during High-Velocity Deformation, *Metallurgical and Materials Transactions A* 35 (2004) 3091–3101.
- [55] G.E. Dieter Jr. (1967). *Metallurgia Mecánica*. Madrid, España: Aguilar.
- [56] H.W. Hayden, W.G. Moffatt, J. Wulff (1965). *The Structure and Properties of Materials - Volume 3: Mechanical Behavior*. New York, United States of America: John Wiley & Sons.
- [57] M.A. Meyers, K.K. Chawla (2009). *Mechanical Behavior of Materials*. New York, United States of America: Cambridge University Press.

- [58] N. Nakada, H. Ito, Y. Matsuoka, T. Tsuchiyama, S. Takaki, Deformation-induced martensitic transformation behavior in cold-rolled and cold-drawn type 316 stainless steels, *Acta Materialia* 58 (2010) 895–903.
- [59] W.S. Lee, C.F. Lin, The morphologies and characteristics of impact-induced martensite in 304L stainless steel, *Scripta Materialia* 43 (2000) 777–782.
- [60] J.Z. Lu, K.Y. Luo, Y.K. Zhang, G.F. Sun, Y.Y. Gu, J.Z. Zhou, X.D. Ren, X.C. Zhang, L.F. Zhang, K.M. Chen, C.Y. Cui, Y.F. Jiang, A.X. Feng, L. Zhang, Grain refinement mechanism of multiple laser shock processing impacts on ANSI 304 stainless steel, *Acta Materialia* 58 (2010) 5354–5362.
- [61] M. Wen, G. Liu, J.F. Gu, W.M. Guan, J. Lu, Dislocation evolution in titanium during surface severe plastic deformation, *Applied Surface Science* 255 (2009) 6097–6102.
- [62] A. Vinoth Jebaraj, T. Sampath Kumar, L. Ajay Kumar, C.R. Deepak, Influence of shot peening on surface quality of austenitic and duplex stainless steel, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 263 (2017) 062057.
- [63] S. Kalainathan, S. Sathyajith, S. Swaroop, Effect of laser shot peening without coating on the surface properties and corrosion behavior of 316L steel, *Optics and Lasers in Engineering* 50 (2012) 1740–1745.
- [64] L. Zhou, W. He, S. Luo, C. Long, C. Wang, X. Nie, G. He, X. Shen, Y. Li, Laser shock peening induced surface nanocrystallization and martensite transformation in austenitic stainless steel, *Journal of Alloys and Compounds* 655 (2016) 66–70.
- [65] L. Singh, R.A. Khan, M.L. Aggarwal, Effect of shot peening on hardening and surface roughness of nitrogen austenitic stainless steel, *International Journal of Engineering Science and Technology* 2(5) (2010) 818-826.
- [66] B.N. Mordyuk, Y.V. Milman, M.O. Iefimov, G.I. Prokopenko, V.V. Silberschmidt, M.I. Danylenko, A.V. Kotko, Characterization of ultrasonically peened and laser-shock peened surface layers of AISI 321 stainless steel, *Surface & Coatings Technology* 202 (2008) 4875–4883.
- [67] P. Peyre, X. Scherpereel, L. Berthe, C. Carboni, R. Fabbro, G. Béranger, C. Lemaitre, Surface modifications induced in 316L steel by laser peening and shot-peening. Influence on pitting corrosion resistance, *Materials Science and Engineering A* 280 (2000) 294–302.

- [68] G.S. Schajer (Editor) (2013). Overview of Residual Stresses and Their Measurement. Hoboken, United States of America: John Wiley & Sons, Ltd.
- [69] P.S. Prév  y, The effect of cold work on the thermal stability of residual compression in surface enhanced IN718, Lambda Research - Cincinnati, Ohio (2000).
- [70] P. Pr  v  y, D. Hornbach, P. Mason, Thermal residual stress relaxation and distortion in surface enhanced gas turbine engine components, Proceedings of the 17th Heat Treating Society Conference and Exposition and the 1st International Induction Heat Treating Symposium (1998) 3–12.
- [71] X.D. Ren, L. Ruan, S.Q. Yuan, H.M. Yang, Q.B. Zhan, L.M. Zheng, Y. Wang, F.Z. Dai, Metallographic structure evolution of 6061-T651 aluminum alloy processed by laser shock peening: Effect of tempering at the elevated temperatures, Surface & Coatings Technology 221 (2013) 111–117.
- [72] M. Khadhraoui, W. Cao, L. Castex, J.Y. Gu  dou, Experimental investigations and modelling of relaxation behaviour of shot peening residual stresses at high temperature for nickel base superalloys, Materials Science and Technology 13 (1997) 360–367.
- [73] X.D. Ren, W.F. Zhou, S.D. Xu, S.Q. Yuan, N.F. Ren, Y. Wang, Q.B. Zhan, Iron GH2036 alloy residual stress thermal relaxation behavior in laser shock processing, Optics & Laser Technology 74 (2015) 29–35.
- [74] T. Yuxu, R. Liping, L. Gang, Paling effect of substructure and fatigue strength of alloys, International Journal of Fatigue 12 (1990) 131–134.
- [75] C. Rubio-González, A. Garnica-Guzmán, G. Gómez-Rosas, Relaxation of residual stresses induced by laser shock processing, Revista Mexicana de Física 55 (4) (2009) 256–261.
- [76] L. Ruiz de Lara de Luis. (2015). Desarrollo de métodos para la evaluación integrada de propiedades mecánicas y superficiales inducidas en materiales metálicos mediante tratamiento superficial por ondas de choque generadas por láser (Tesis de Doctorado). Universidad Polit  cnica de Madrid, Madrid, España.
- [77] M. Turski, S. Clitheroe, A.D. Evans, C. Rodopoulos, D.J. Hughes, P.J. Withers, Engineering the residual stress state and microstructure of stainless steel with mechanical surface treatments, Applied Physics A 99 (2010) 549–556.

- [78] K. Eisner, A. Lang, K. Schutte, H. W. Bergmann, Shock hardening as a novel technique for materials processing, *High-Power Lasers: Applications and Emerging Applications* 2789 (1996) 274–280.
- [79] J.B. Conway, R.H. Stentz, J.T. Berting (1975). *Fatigue, Tensile and Relaxation Behavior of Stainless Steels*. Oak Ridge, United States: Technical Information Center, Office of Information Services, United States Atomic Energy Commission.
- [80] *ASM Metals Handbook* (1990). *Fatigue and Fracture - Volume 19* (10th edition). Ohio, United States of America: American Society for Metals (ASM) International.
- [81] D. Porras Navarro González, A. López López, E. Rosado Tamariz, Análisis de estructuras de concreto reforzado considerando fatiga de bajos ciclos, *Memorias del XIX Congreso Nacional de Ingeniería Estructural*, Puerto Vallarta, México (2014).
- [82] M. Klesnil, P. Lukáš (1992). *Fatigue of Metallic Materials*. *Materials Science Monographs* 71 (2nd edition). Amsterdam, Netherlands: Elsevier.
- [83] M. Bílý (Editor) (1993). *Cyclic Deformation and Fatigue of Metals*. *Materials Science Monographs* 78. Amsterdam, Netherlands: Elsevier.
- [84] S. Suresh (1998). *Fatigue of Materials* (2nd edition). New York, United States of America: Cambridge University Press.
- [85] H. Mughrabi, *Dislocations and Properties of Real Materials*, *Institute of Metals* 323 (1985) 244–262.
- [86] J. Polak (1991). *Cyclic Plasticity and Low Cycle Fatigue Life of Metals*. *Materials Science Monographs* 63 (2nd edition). Amsterdam, Netherlands: Elsevier.
- [87] U. Essmann, H. Mughrabi, Annihilation of dislocations during tensile and cyclic deformation and limits of dislocation densities, *Philosophical Magazine A* 40 (1979) 731–756.
- [88] U. Essmann, U. Gösele, H. Mughrabi, A model of extrusions and intrusions in fatigued metals I. Point-defect production and the growth of extrusions, *Philosophical Magazine A* 44 (1981) 405–426.
- [89] J.M. Montes, F.G. Cuevas, J. Cintas. (2014). *Ciencia e Ingeniería de los Materiales*. Madrid, España: Ediciones Paraninfo.

- [90] S. Bhat, R. Patibandla, Metal Fatigue and Basic Theoretical Models: A Review, Alloy Steel – Properties and Use (Chapter 9) (2011) 203–236.
- [91] M. A. Kumbhalkar, D. V. Bhope and A. V. Vanalkar, Finite Element Analysis of Rail Vehicle Suspension Spring for Its Fatigue Life Improvement, Lecture Notes on Multidisciplinary Industrial Engineering (2018) 39–53.
- [92] V.J. Colangelo, F.A. Heiser (1987). Analysis of Metallurgical Failures (2nd edition). New York, United States of America: John Wiley & Sons.
- [93] Y. He, K. Li, I.S. Cho, C.S. Lee, I.G. Park, J. Song, C.W. Yang, J.H. Lee, K. Shin, Microstructural Characterization of SS304 upon Various Shot Peening Treatments, Applied Microscopy 45(3) (2015) 155–169.
- [94] S. Lou, Y. Li, L. Zhou, X. Nie, G. He, Y. Li, W. He, Surface nanocrystallization of metallic alloys with different stacking fault energy induced by laser shock processing, Materials and Design 104 (2016) 320–326.
- [95] N.R. Tao, Z.B. Wang, W.P. Tong, M.L. Sui, J. Lu, K. Lu, An investigation of surface nanocrystallization mechanism in Fe induced by surface mechanical attrition treatment, Acta Materialia 50 (2002) 4603–4616.
- [96] U. Martin, I. Altenberger, B. Scholtes, K. Kremmer, H. Oettel, Cyclic deformation and near surface microstructures of normalized shot peened steel SAE 1045, Materials Science and Engineering A246 (1998) 69–80.
- [97] I. Altenberger, U. Martin, B. Scholtes, H. Oettel, Near surface microstructures in mechanically surface treated materials and their consequences on cyclic deformation behaviour, International Conferences on Shot Peening - 7 (1999) 79–87.
- [98] J.C. Kim, S.K. Cheong, H. Noguchi, Residual stress relaxation and low- and high-cycle fatigue behavior of shot-peened medium-carbon steel, International Journal of Fatigue 56 (2013) 114–122.
- [99] J.Z. Lu, K.Y. Luo, F.Z. Dai, J.W. Zhong, L.Z. Xua, C.J. Yang, L. Zhang, Q.W. Wang, J.S. Zhong, D.K. Yang, Y.K. Zhang, Effects of multiple laser shock processing (LSP) impacts on mechanical properties and wear behaviors of AISI 8620 steel, Materials Science Engineering A 536 (2012) 57–63.
- [100] E.R. de los Rios, A. Walley, M.T. Milan and G. Hammersley, Fatigue crack initiation and propagation on shot-peened surfaces in A316 stainless steel, International Journal of Fatigue 17 (1995) 493–499.

- [101] I. Altenberger, B. Scholtes, U. Martin, H. Oettel, Cyclic deformation and near surface microstructures of shot peened or deep rolled austenitic stainless steel AISI 304, *Materials Science and Engineering A264* (1999) 1–16.
- [102] I. Altenberger, E.A. Stach, G. Liu, R.K. Nalla, R.O. Ritchie, An in situ transmission electron microscope study of the thermal stability of near-surface microstructures induced by deep rolling and laser-shock peening, *Scripta Materialia* 48 (2003) 1593–1598.
- [103] Y. Sano, M. Obata, T. Kubo, N. Mukai, M. Yoda, K. Masaki, Y. Ochi, Retardation of crack initiation and growth in austenitic stainless steels by laser peening without protective coating, *Materials Science and Engineering A* 417 (2006) 334–340.
- [104] I. Nikitin, I. Altenberger, Comparison of the fatigue behavior and residual stress stability of laser-shock peened and deep rolled austenitic stainless steel AISI 304 in the temperature range 25–600 °C, *Materials Science and Engineering A* 465 (2007) 176–182.
- [105] C. Correa, L. Ruiz de Lara, M. Díaz, A. Gil-Santos, J.A. Porro, J.L. Ocaña, Effect of advancing direction on fatigue life of 316L stainless steel specimens treated by double-sided laser shock peening, *International Journal of Fatigue* 79 (2015) 1–9.
- [106] U. Martin, I. Altenberger, B. Scholtes, K. Kremmer, H. Oettel, Characterization of the defect depth profile of shot peened steels by transmission electron microscopy, *International Conferences on Shot Peening - 6* (1996) 142–153.

CAPÍTULO II

Materiales y procedimiento experimental

2.1. Materiales

Los materiales utilizados corresponden a dos tipos de aceros inoxidable: austenítico y ferrítico. Estos fueron seleccionados a fin de estudiar el efecto de los tratamientos superficiales en aceros inoxidables, con diferente estructura cristalina y energía de falla de apilamiento, en el comportamiento a fatiga.

2.1.1. Acero inoxidable superferrítico

El acero inoxidable ferrítico estudiado fue el superferrítico UNS S44600. El mismo fue producido por la empresa Dunkirk Specialty Steel, LLC en forma de barra rectangular laminada en caliente, recocida y decapada de 50.8 mm x 101.6 mm x 500.0 mm. La composición química de este acero se detalla en la Tabla 2.1. El límite elástico es 351 MPa y la resistencia a la tracción es 500 MPa. A partir de la barra, se cortaron placas en la dirección de laminación de 0.5 cm x 4.0 cm x 4.0 cm y de 0.5 cm x 4.0 cm x 8.0 cm. Con la finalidad de eliminar las marcas de mecanizado, las placas fueron desbastadas utilizando: una lijadora de banda usando bandas abrasivas de tamaño de grano 40, y luego una pulidora metalográfica empleando papeles abrasivos de tamaños de grano 60 y 120. En ambos casos se utilizó agua como refrigerante. La Fig. 2.1 muestra la condición superficial del acero UNS S44600 en estado de recepción.

Tabla 2.1. Composición química (% peso) de UNS S44600.

C	Cr	Co	Mn	W	Cu	Al	Si	V
0.058	23.58	<0.05	0.65	<0.05	0.15	<0.01	0.4	0.13
Sn	Ti	N	S	Ni	P	Mo	Nb	
0.011	<0.01	0.098	0.003	0.33	0.02	0.13	0.09	

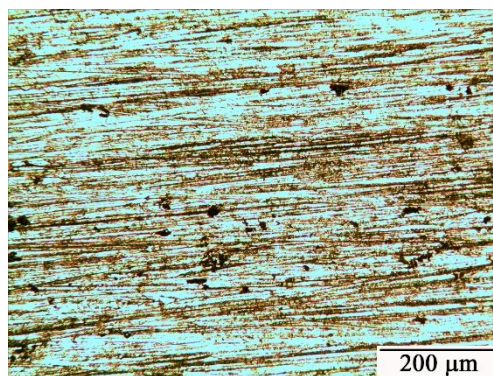


Fig. 2.1. Micrografía óptica de la superficie del UNS S44600 en estado de recepción.

2.1.2. Acero inoxidable austenítico

El acero inoxidable austenítico estudiado fue el UNS S30815 (253 MA). El mismo fue producido por la empresa Outokumpu, en forma de chapa laminada en caliente, recocida y decapada, de 400.0 mm x 400.0 mm y un espesor de 5.0 mm. La composición química se detalla en la Tabla 2.2. El límite elástico es 337 MPa y la resistencia a la tracción es 616 MPa. A partir de la chapa, se cortaron placas en la dirección de laminación de 4.0 cm x 4.0 cm y de 4.0 cm x 8.0 cm. La Fig. 2.2 muestra la condición superficial del acero 253 MA en estado de recepción.

Tabla 2.2. Composición química (% peso) de 253 MA.

C	Mn	P	S	Si	Cr	Ni	Co	Cu
0.08	0.57	0.027	0.001	1.8	21.26	10.89	0.2	0.2
Mo	N	Nb	Ti	Al	Sn	Ce	Ta	Pb
0.15	0.16	0.008	0.008	0.104	0.007	0.06	0.006	0.001

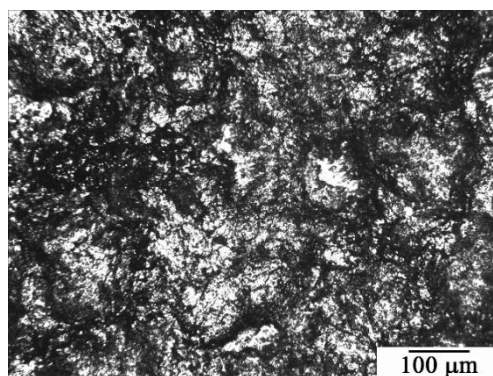


Fig. 2.2. Micrografía óptica de la superficie de 253 MA en estado de recepción.

2.2. Procedimiento experimental

2.2.1. Tratamientos superficiales

Los tratamientos utilizados fueron laser shock peening without coating (LSPwC) y shot peening (SP) para el acero 253 MA, mientras que para el acero inoxidable UNS S44600 fue LSPwC. Los tratamientos superficiales se realizaron en ambos lados de las placas de los aceros inoxidables.

En lo sucesivo, para los dos aceros inoxidables, se denominará al material no tratado “AR” (as received), al material tratado con LSPwC “LSP” y al material tratado con shot peening “SP”.

2.2.1.1. Proceso de impactos láser sin recubrimiento

Los tratamientos de LSP se llevaron a cabo en el Centro Universitario de Ciencias Exactas e Ingenierías (CUCEI) de la Universidad de Guadalajara en México. La disposición experimental para la realización de los tratamientos de LSP se muestra en la Fig. 2.3, consiste en un pulso láser que es dirigido y focalizado mediante un espejo y una lente con una distancia focal de 1000 mm. El láser utilizado fue un láser pulsado Nd:YAG clase IV, modelo Brilliant B, de Quantel (Fig. 2.4). El LSP fue realizado con una frecuencia de emisión láser de 10 Hz, una longitud de onda de 1064 nm en radiación infrarroja, un 1 J de energía por pulso, una duración del pulso láser de 6 nanosegundos y un diámetro de spot de 1.5 mm. De este modo, la densidad de potencia aplicada fue de 9.4 GW/cm^2 . Las densidades de pulso utilizadas fueron de 1600, 2500 y 5000 pulsos/cm² (el acero superferrítico será tratado con las tres densidades de pulso, mientras que el austenítico sólo será tratado con las dos últimas). El arreglo utilizado (Fig. 2.5) fue con chorro de agua, no se usó capa protectora y el área tratada fue de 20 mm x 20 mm. Los parámetros del tratamiento de LSP utilizados para este estudio se resumen en la Tabla 2.3.

Tabla 2.3. Parámetros del tratamiento de LSP.

Parámetros del tratamiento de LSP	
Frecuencia	10 Hz
Energía por pulso	1 J
Longitud de onda	1064 nm
Diámetro de spot	1.5 mm
Duración del pulso	6 ns
Densidad de potencia	9.4 GW/cm ²
Medio confinante	Chorro de agua
Capa protectora	No
Área tratada	20 mm x 20 mm a ambos lados de cada placa
Densidades de barrido para el acero inoxidable UNS S44600	1600, 2500 y 5000 pulsos/cm ²
Densidades de barrido para el acero inoxidable 253 MA	2500 y 5000 pulsos/cm ²

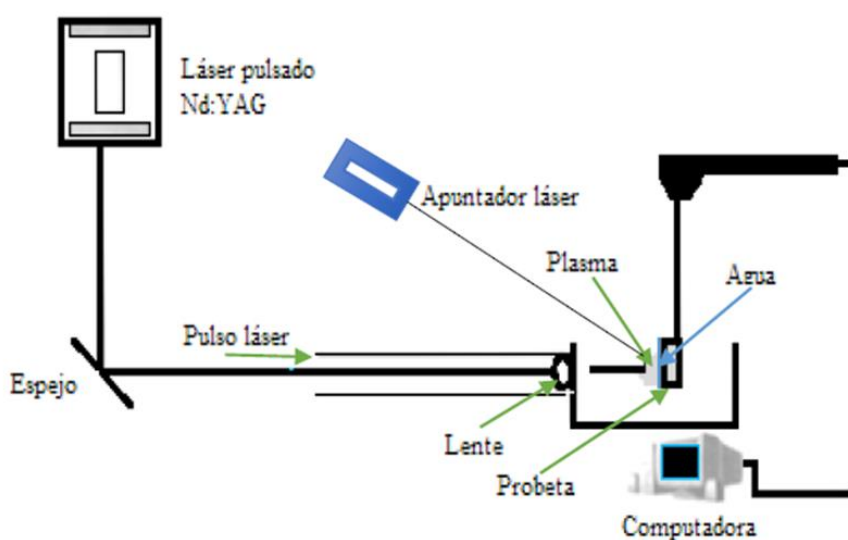


Fig. 2.3. Arreglo experimental del proceso de LSP [1].



Fig. 2.4. Láser Nd:YAG Quantel [2].

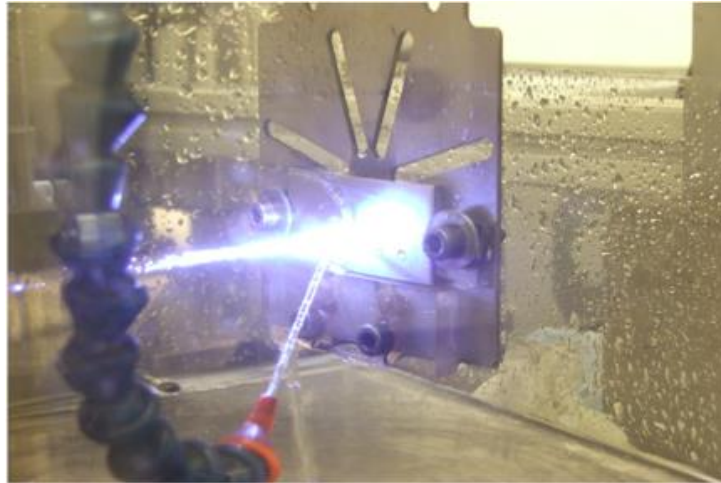


Fig. 2.5. Arreglo experimental del LSP con chorro de agua [3].

Para realizar el tratamiento, las placas se colocaron sobre una base, Fig. 2.6, unida a un sistema de motores en formación XY. Estos motores realizan un movimiento programado en velocidad y trayectoria de acuerdo con el área a tratar y la densidad de pulso deseada. Para la realización del tratamiento es necesario sincronizar la frecuencia de emisión del pulso láser con el desplazamiento de la muestra, controlando así el solape de cada tratamiento. En lo sucesivo las muestras tratadas con LSP serán denominadas “LSP1600”, “LSP2500” y “LSP5000” según sea la densidad de pulso aplicada durante el tratamiento.

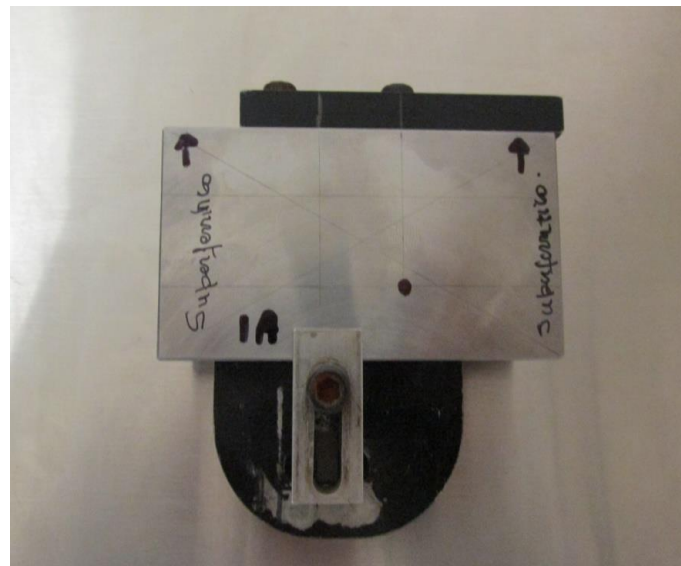


Fig. 2.6. Placa de acero inoxidable UNS S44600 montada sobre la base que se une al sistema de motores en formación XY.

2.2.1.2. Shot peening

En primera instancia, a las muestras se les realizó un tratamiento de SP en el Instituto Nacional de Tecnología Industrial, Centro de Investigación y Desarrollo en Mecánica ubicado en San Martín, Argentina. Se emplearon proyectiles esféricos S-460, de acero al carbono de 1 mm de diámetro y la cobertura del tratamiento fue del 100%. Se emplearon probetas Almen tipo A; los ensayos para determinar la intensidad Almen se llevaron a cabo según las especificaciones SAE J442 [4] y SAE J443 [5]. La velocidad de disparo fue de 600 km/h.

El tratamiento recién descrito produjo en el acero 253 MA una rugosidad de un orden de magnitud mayor que la producida por el LSP, lo cual hacía inviable la comparación entre ambos tratamientos. Entonces se realizaron nuevos tratamientos de SP utilizando una cabina de granallado Cym (Fig. 2.7) en la empresa Cym Materiales S.A., ubicada en Soldini, Argentina. Se utilizaron proyectiles esféricos de acero al carbono S-170 de 0.355 mm de diámetro y la cobertura del tratamiento fue del 100%. La distancia entre la boquilla y la muestra fue 20 cm, el ángulo de impacto fue 90°, la presión de granallado fue 5 bar y la duración del tratamiento fue 30 segundos. Los ensayos Almen para determinar la intensidad del tratamiento de SP se llevaron a cabo según las especificaciones SAE J442 [4] y SAE J443 [5]. Se emplearon placas Almen “A” y la intensidad del tratamiento de SP resultó 10A.



(a)



(b)

Fig. 2.7. Cabina de granallado Cym: (a) exterior de la cabina y (b) interior de la cabina.

2.2.2. Tratamiento térmico

Dado que el acero 253 MA está diseñado principalmente para usarse a altas temperaturas, a las muestras de este acero tratadas con LSP2500 se les realizó un tratamiento térmico (TT) de recocido para evaluar la relajación de las tensiones residuales con la temperatura. Los TT se llevaron a cabo en un horno mufla de marca O.R.L. (Fig. 2.8) a 500 °C durante 8 horas, seguido de un enfriamiento lento dentro del horno apagado. Al material tratado térmicamente se lo denominará como “LSP2500 TT”.



Fig. 2.8. Horno mufla O.R.L.

2.2.3. Ensayos de fatiga

2.2.3.1. Geometría de especímenes para fatiga

Se cortaron mediante electroerosión por hilo a partir de las placas de 0.5 cm x 4.0 cm x 8.0 cm, probetas para fatiga de alto y bajo número de ciclos, de los aceros inoxidables superferríticos (AR y LSP) y austeníticos (AR, LSP y SP), con una longitud de trabajo de 20 mm y una sección correspondiente de 30 mm² (Fig. 2.9). En las placas tratadas con LSP se tuvo especial cuidado de que la longitud de trabajo de las probetas coincidiera con el área tratada y de que la dirección de secuencia de pulso (SD) de los tratamientos de LSP fuera paralela a la dirección de laminado (RD) como se observa en la Fig. 2.9.

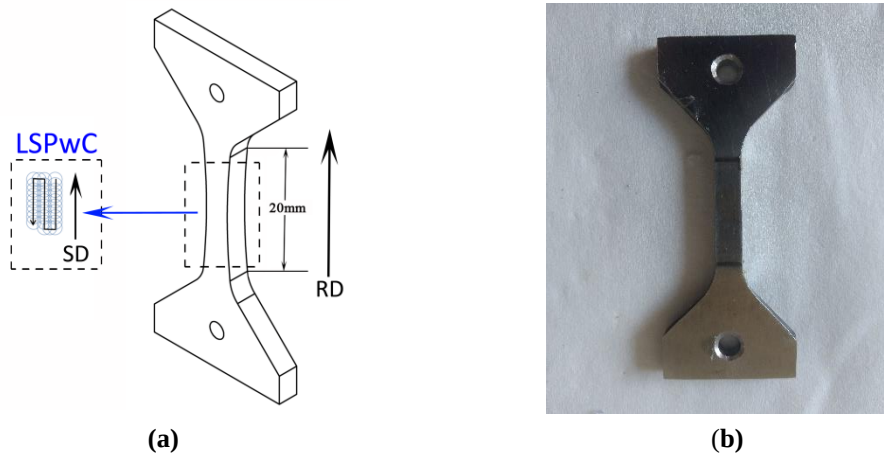


Fig. 2.9. Especímenes para fatiga: **(a)** geometría de las muestras para fatiga y dirección de la secuencia de pulso de los tratamientos de LSP y **(b)** probeta con LSP.

2.2.3.2. Fatiga de bajo número de ciclos

Se realizaron ensayos de fatiga tracción-compresión de bajo número de ciclos (low cycle fatigue, LCF) en una máquina universal de ensayos mecánicos INSTRON modelo 1362 (Fig. 2.10), la cual se encuentra simultáneamente conectada a un dispositivo que grafica la carga aplicada en función de la elongación que experimenta la probeta, y a una computadora capaz de almacenar dichos datos. Las pruebas de LCF se realizaron con control de deformación plástica con un periodo de 10 segundos a temperatura ambiente, aplicando una onda triangular completamente revertida. Los rangos de deformación plástica seleccionados para las muestras de acero inoxidable superferrítico (AR y LSP) fueron $\Delta\epsilon_p = 0.3\%$ y $\Delta\epsilon_p = 0.1\%$, mientras que para las muestras de acero inoxidable austenítico (AR, LSP y SP) se eligió el rango $\Delta\epsilon_p = 0.2\%$.



Fig. 2.10. Máquina universal de ensayos mecánicos INSTRON 1362.

2.2.3.3. Fatiga de alto número de ciclos

En el acero UNS S44600 (AR, LSP1600 y LSP5000) se hicieron ensayos de fatiga tracción-compresión de alto número de ciclos (high cycle fatigue, HCF), en las instalaciones del Centro de Ingeniería y Desarrollo Industrial (CIDESI) de Querétaro, México. Las pruebas de HCF fueron realizadas en una máquina MTS 810 servo-hidráulica con una capacidad máxima de aplicación de carga de 100 kN (Fig. 2.11). La tensión máxima aplicada fue 300 MPa, la razón de esfuerzo (R) fue 0.1 y la frecuencia fue 20 Hz a temperatura ambiente. Al material fatigado a alto número de ciclos se lo denominará como “AR HCF”, “LSP1600 HCF” y “LSP5000 HCF”.



Fig. 2.11. Máquina universal de ensayos mecánicos MTS 810.

2.2.4. Caracterización de los materiales

2.2.4.1. Microscopía óptica

Para las observaciones de los aceros en estudio se utilizó un microscopio óptico Olympus PME 3 (Fig. 2.12), de platina invertida equipado con una cámara CCD (charge coupled device).

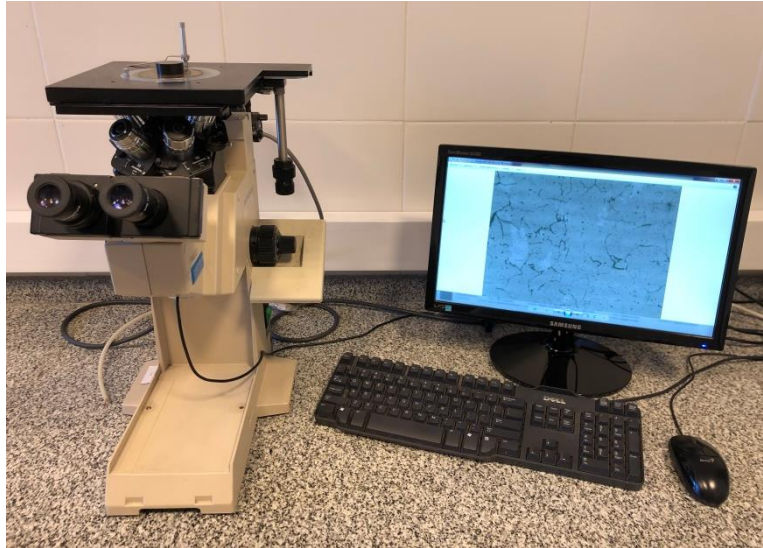


Fig. 2.12. Microscopio óptico Olympus PME3.

Las muestras para microscopía óptica (MO) fueron preparadas de forma convencional, siguiendo los siguientes pasos:

- 1) Se cortó el material mediante una cortadora de diamante, utilizando querosén o líquido dieléctrico como refrigerante.
- 2) Las muestras de los aceros fueron encapsuladas en resina fenólica usando una embutidora.
- 3) Se desbastaron y pulieron las muestras en una pulidora metalográfica empleando papeles abrasivos de carburo de silicio de granulometría creciente entre 60 y 1000 utilizando agua como refrigerante.
- 4) Utilizando también la pulidora metalográfica, se empleó un paño con pasta de diamante de 3 μm lubricado con etilenglicol para lograr un pulido especular.
- 5) Las muestras fueron atacadas químicamente utilizando una solución de partes iguales de agua destilada, ácido clorhídrico y ácido nítrico a temperatura ambiente.

2.2.4.2. Microscopía electrónica de barrido con sistema de microanálisis EDS

El microscopio electrónico de barrido o SEM (scanning electron microscope), es aquel que utiliza un haz de electrones en lugar de un haz de luz como el microscopio óptico para formar una imagen. Como resultado de la interacción del haz de electrones con la muestra, se obtienen distintas señales, las cuales se muestran en la Fig. 2.13.

Las principales señales utilizadas en la observación de los materiales metálicos son [6]:

- **Electrones secundarios:** Son los electrones arrancados de la muestra impactada luego de la excitación de los electrones incidentes. Su energía es mucho menor que la de los electrones incidentes. Son el resultado de interacciones inelásticas. Estos electrones brindan información sobre la topografía superficial de la muestra.
- **Electrones retrodispersados:** Son una parte de los electrones incidentes, se deben a interacciones elásticas con el campo coulombiano de las cargas positivas de los átomos cercanos a la superficie. Por lo tanto, el porcentaje de electrones retrodifundidos depende del número atómico (Z); el área de las muestras con alta densidad aparecen claras y las áreas con baja densidad aparecen oscuras.
- **Rayos X:** El detector de energía dispersiva de rayos X recibe los rayos X procedentes de cada uno de los puntos de la superficie sobre los que pasa el haz de electrones. Como la energía dispersada de los rayos X es característica de cada elemento químico, proporciona información analítica cualitativa y cuantitativa de puntos, líneas o áreas seleccionadas en la superficie de la muestra. Esta técnica se conoce como microanálisis por EDS (espectroscopía de rayos X por dispersión en energía o X-ray energy dispersive spectrometry).

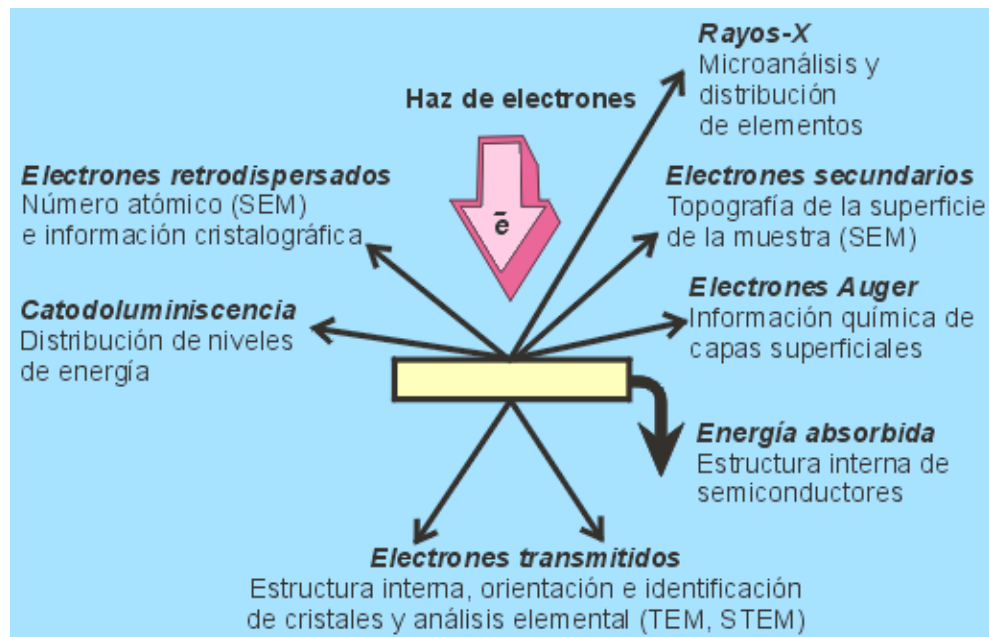


Fig. 2.13. Esquema general del efecto del haz de electrones sobre una muestra que da lugar a los tipos de microscopía electrónica más importantes, así como las posibilidades técnicas de cada una [6].

El SEM amplía el rango de resolución en más de dos órdenes de magnitud respecto del microscopio óptico. También, ofrece mayor profundidad de campo que el microscopio

óptico, que le permite discernir la topografía durante la observación microscópica [7]. En este trabajo se utilizaron dos microscopios electrónicos de barrido: uno marca AMR modelo 1000 (Fig. 2.14(a)) y otro FEI modelo Quanta 200 FEG (Fig. 2.14(b)). En el SEM AMR 1000, operado a 20 kV, se utilizó como señal los electrones secundarios para poder visualizar la topografía de las muestras. Por otro lado, en el microscopio FEI Quanta 200 FEG, operado a 15 kV, se utilizó un detector de electrones retrodispersados para realizar microanálisis por EDS. También se empleó SEM para conocer dónde nuclean y crecen las grietas durante la fatiga en el acero inoxidable superferrítico, para esto se observaron las superficies de fractura del material AR y LSP después de los ensayos de HCF. Para observar el estudio de las superficies de fractura, las muestras no requirieron ninguna preparación.



Fig. 2.14. SEM: (a) SEM AMR 1000 y (b) FEI Quanta 200 FEG.

2.2.4.3. Microscopía electrónica de transmisión

La microscopía electrónica de transmisión (transmission electron microscopy, TEM) por su sigla en inglés, es una técnica que permite visualizar la estructura interna de un material. A tal fin se hace incidir un haz de electrones sobre una muestra delgada, los electrones que atraviesan el material son los que formarán la imagen. En la Fig. 2.15 se observa un esquema sencillo de la formación de imágenes en un TEM. Si se supone que se tiene una lámina delgada conteniendo una dislocación de borde, estando además orientada de manera que la incidencia del haz de electrones sobre la misma da un sólo haz difractado; una dislocación de este tipo es un plano extra en una familia de planos cristalinos. Si se supone que los planos están orientados de manera que el ángulo θ , bajo el cual incide el haz electrónico, es mayor que el ángulo de θ_B (una familia de planos cristalinos de espaciado d_{hkl} origina un fuerte haz difractado si su orientación respecto del

haz incidente verifica la ley de Bragg, $2.d_{hkl}.\text{sen}\theta_B = \lambda$, donde λ es la longitud de onda de los electrones); la intensidad del haz transmitido a través de la lámina tendrá cierto valor constante que dependerá de las condiciones de la observación. Pero, en regiones cercanas a la dislocación los planos cristalinicos están deformados y, en particular, la distorsión a la derecha de la misma es tal que reorienta los planos hacia la orientación de Bragg. Por consiguiente, esta zona dará origen a un fuerte haz difractado, y la intensidad transmitida será menor a la derecha de la línea de dislocación. Si los rayos difractados son bloqueados por la apertura de la lente objetivo no contribuyendo a la imagen final, la imagen es de campo claro. En este caso la dislocación aparece como una línea negra en el fondo claro. Por el contrario, si con la apertura de la lente objetivo se bloquea el haz transmitido y se deja pasar el haz fuertemente difractado por los planos cristalinicos cercanos a la dislocación, este es el único que contribuye a la imagen final. Por lo tanto, en la imagen de campo oscuro, la dislocación aparece como una línea brillante en un fondo oscuro. El éxito de la microscopía electrónica de transmisión se debe, en gran parte, al hecho de que, obteniendo una figura de difracción de la misma porción de volumen de la cual se obtuvo la micrografía electrónica, es posible definir las condiciones de difracción que producen el contraste de la dislocación. Así, es posible obtener toda la información cristalográfica y de difracción necesaria para interpretar las micrografías [8].

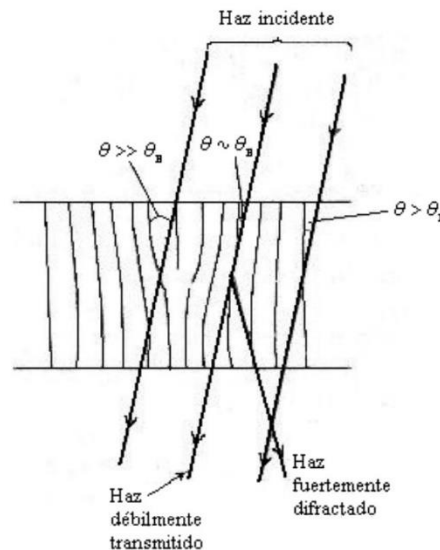


Fig. 2.15. Mecanismo de contraste por difracción. (Adaptado de [8].)

Para realizar el presente trabajo se utilizaron dos microscopios electrónicos de transmisión o TEM (transmission electron microscope): Philips EM300 operado a 100

kV (Fig. 2.16(a)) o TEM Jeol JEM-2100 Plus operado a 200 kV (Fig. 2.16(b)). Inicialmente se utilizó el Philips EM300 dado que el JEM-2100 Plus fue instalado en el IFIR en 2017 y estuvo operativo en 2018.



(a)



(b)

Fig. 2.16. TEM: (a) Philips EM 300 y (b) Jeol JEM-2100 Plus.

2.2.4.3.1. Preparación de láminas delgadas

El primer paso para la observación en el TEM es la obtención de una buena lámina delgada. Las cuales deben ser suficientemente delgadas; con un espesor aproximado de 1000 Å. Para esto, se prepararon láminas delgadas de los aceros inoxidables superferrítico y austenítico, cortando los materiales con y sin fatiga a diferentes profundidades de la superficie.

Para la preparación de las láminas delgadas se siguieron los siguientes pasos:

- 1) Se cortaron secciones de las muestras paralelas a la dirección de laminación a una profundidad de 1 y 2 mm de la superficie mediante cortadora de diamante, utilizando querosén o líquido dieléctrico como lubricante.
- 2) Se realizó un adelgazamiento del lado interno de las secciones, hasta obtener láminas de 100 µm de espesor, en una pulidora metalográfica empleando papeles abrasivos lubricados con agua.
- 3) Se cortaron discos de las láminas con un punzón mecánico:

* En el caso de muestras a observar con el microscopio Jeol JEM-2100 Plus se cortaron discos de 3 mm de diámetro.

* En el caso de muestras a observar con el microscopio Philips EM 300 se cortaron discos de 3 mm de diámetro del acero austenítico y de 2.33 mm de diámetro del acero superferrítico. Los discos de menor tamaño se suplementaron mediante la utilización de anillos de cobre de 3 mm de diámetro exterior para luego montarlos en el portamuestras del TEM. La utilización de discos de acero superferrítico de menor tamaño se debe a que este acero es magnético, y una muestra con mayor masa interfiere más fuertemente sobre el campo magnético presente en el TEM, de menor voltaje. Este hecho, imposibilita la obtención de micrografías en foco.

- 4) Utilizando la técnica de pulido electrolítico por doble chorro (Fig. 2.17(a)) se adelgazaron las regiones centrales de los discos. En este trabajo se utilizó un equipo de doble haz de electrolito denominado TenuPol-5 marca Struers (Fig. 2.17(b)), el electrolito usado fue una solución de etanol (90%) y ácido perclórico (10%) a una temperatura de -10 °C.

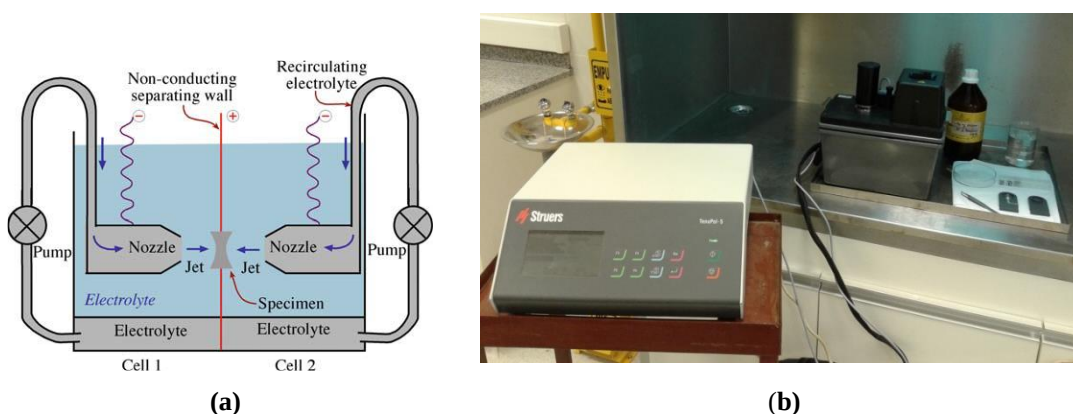


Fig. 2.17. Equipo de electropulido de doble chorro: **(a)** Esquema del equipo donde se observa que la muestra cargada positivamente se sostiene entre los chorros hasta que se detecta la perforación [9] y **(b)** TenuPol-5 marca Struers.

2.2.4.4. Tensiones residuales

La elección de una técnica para medir las tensiones residuales depende de varios factores. En algunos casos, más de un método puede ser adecuado, y en otros casos, ningún método es completamente satisfactorio. Por ejemplo, la técnica difracción de rayos X (DRX) es útil para medir tensiones residuales en las superficies de los materiales, mientras que el método del agujero ciego (también conocido como hole drilling) se emplea para medir tensiones cercanas a la superficie [10].

Cuando se inició el estudio de las tensiones residuales inducidas por los tratamientos superficiales en el acero superferrítico, se utilizó el método del agujero ciego utilizando el método promedio para el cálculo. Posteriormente, se empleó el método del agujero ciego con método de cálculo integral. El cambio de método de cálculo lo motivó la mayor precisión del método integral frente al promedio cuando las tensiones residuales no son uniformes con la profundidad (como en el caso de las generadas por los tratamientos de LSP) [11]. En las muestras de acero austenítico LSP2500 TT se empleó sólo la técnica de DRX para conocer las tensiones residuales en los primeros mm de profundidad. Para obtener los perfiles de tensiones residuales en profundidad de las muestras sin fatigar de los aceros inoxidables superferrítico (AR y LSP) y austenítico (AR, LSP y SP), se combinaron las técnicas de difracción de rayos X y método del agujero ciego. La razón por la que se combinaron ambas técnicas es que mientras el método del agujero ciego permite determinar las tensiones residuales a partir de los 0.05 mm de la superficie, en la zona cercana a la superficie el método del agujero ciego suele no ser exacto, pues experimentalmente es difícil la determinación del cero, y es en esta zona donde se acumula una mayor incertidumbre [12]. Entonces, para determinar las tensiones residuales se utilizó en los primeros 0.15 mm DRX y de 0.2 mm en adelante el método del agujero ciego. A continuación se describirán con más detalle las técnicas de DRX y método del agujero ciego utilizadas en este trabajo para la medición de tensiones residuales.

2.2.4.4.1. Difracción de rayos X

La técnica de DRX es un método de ensayo no destructivo y es el más empleado para medir tensiones debido a su alta precisión. El método requiere que el tamaño de grano de la muestra no exceda los 100 μm . La profundidad de medición es de sólo 10 - 30 μm . El método $\sin^2\psi$ es el más comúnmente utilizado para medir tensiones residuales por DRX [13]. La difracción de rayos X se rige por la ley de Bragg ($2d \cdot \sin\psi = n \cdot \lambda$, donde n es el orden de la reflexión, ψ es el ángulo de difracción, λ es la longitud de onda de los rayos X y d es la distancia interplanar entre los planos de difracción). Cuando una muestra posee tensiones residuales, la distancia interplanar d cambia, como se muestra en la Fig. 2.18. Consecuentemente, según se deduce de la ley de Bragg, el pico de difracción se desplaza y la magnitud del corrimiento está relacionada con la tensión residual. Cuando se irradia a diferentes ángulos de incidencia sobre la muestra, se puede obtener la pendiente M de

graficar d en función de $\sin^2\psi$, donde ψ es el ángulo entre la normal de la superficie de la muestra y la normal de la superficie del cristal difractivo. De acuerdo con la teoría de la elasticidad, la tensión residual (σ) en la dirección correspondiente se puede obtener mediante la ecuación $\sigma = KM$, donde K es la constante de tensión [13].

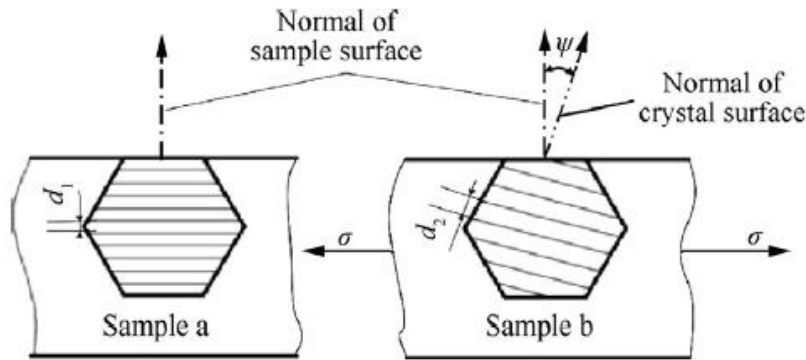


Fig. 2.18. Diagrama esquemático del espaciado entre los planos cristalinos que varía con la tensión [13].

En el presente trabajo, para las mediciones de las tensiones residuales por DRX se empleó un difractómetro Philips X'Pert Pro MPD (Fig. 2.19) equipado con un tubo de Cu (radiación $K\alpha$). El arreglo experimental es de haz de rayos paralelos con divergencia máxima de 0.3° . El método utilizado es el de $\sin^2\psi$, y el goniómetro de texturas (Cuna de Euler) usado para medir permite variar la inclinación en el modo denominado ángulo Chi. En este caso, la aparente desventaja de la baja penetración de la radiación Cu $K\alpha$ en los aceros (aproximadamente $5\ \mu\text{m}$) se convirtió en una ventaja, ya que permitió determinar las tensiones residuales en una capa muy delgada de los materiales considerados.



Fig. 2.19. Difractómetro Philips X'Pert Pro MPD.

Para determinar mediante DRX las tensiones residuales en profundidad hasta 0.15 mm se realizaron mediciones sucesivas en profundidad. Para lo cual, entre medición y medición se eliminó una capa muy delgada de material mediante pulido electrolítico por inmersión. Para este propósito se utilizó un dispositivo de electropulido (Fig. 2.20) con una solución de etanol (90%) y ácido perclórico (10%) a -40 °C.

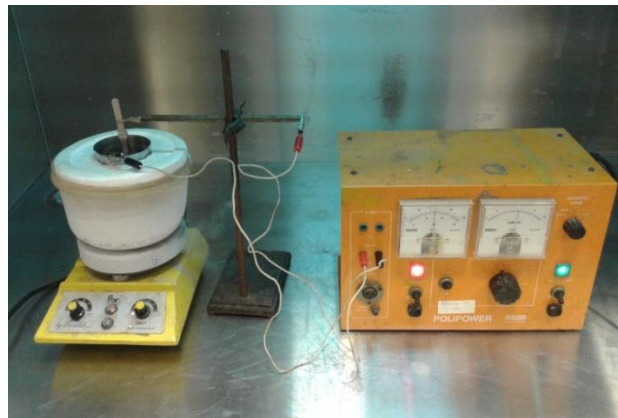


Fig. 2.20. Dispositivo para realizar pulidos electrolíticos por inmersión.

2.2.4.4.2. Método del agujero ciego

La medición de esfuerzos residuales mediante la técnica del agujero ciego se basa en la relajación de esfuerzos residuales por medio de la remoción de material y el uso de rosetas de deformación para tomar la lectura de las microdeformaciones al momento de taladrar a una determinada profundidad. El procedimiento en general se resume en los siguientes pasos:

- 1) Se adhiere una roseta de deformación con tres elementos (galgas extensiométricas) en el punto de la pieza donde se van a determinar los esfuerzos residuales.
- 2) Se conectan todos los elementos de la roseta de deformación a un indicador de deformación estática.
- 3) Se coloca la pieza a ensayar sobre una guía de perforación de precisión al centro de la roseta de deformación y se balancea a cero el indicador de deformación.
- 4) Se perfora un agujero a una determinada profundidad y se toma la lectura del indicador de deformación. Se repite este paso a diferentes profundidades (incrementos en μm) y con estos datos se calcula el estado de esfuerzos residuales.

Las mediciones de las tensiones residuales por el método del agujero ciego se realizaron en las instalaciones del Centro de Ingeniería y Desarrollo Industrial (CIDESI) de Querétaro, México. Estas mediciones se hicieron de acuerdo a la norma ASTM E837-13a [14], en las placas de los aceros inoxidables de 4.0 cm x 4.0 cm y 0.5 cm de espesor. Se emplearon rosetas de galgas de deformación (galgas extensiométricas) tipo CEA-06-062UL-120, con una resistencia de 120 Ω y un diámetro de círculo de 5.13 mm pegadas sobre la superficie de las placas. Los ejes de las galgas están orientados en tres direcciones (Fig. 2.21):

- a) la de referencia.
- b) 45° o 135° a partir de la referencia.
- c) perpendicular a la dirección de referencia.

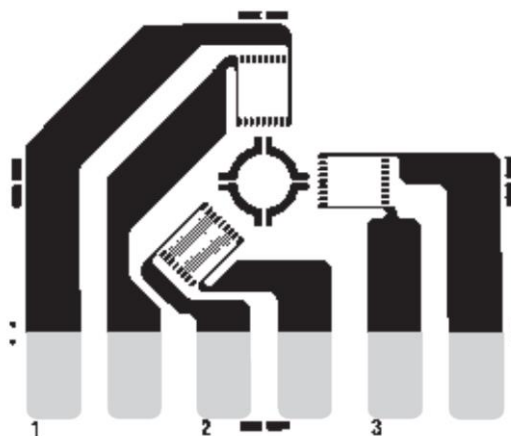


Fig. 2.21. Galga de deformación CEA-XX-062UL-120 [15].

El arreglo experimental del método del agujero ciego (Fig. 2.22) consiste en un taladro guía marca RS-200 (Fig. 2.22) con avance en escala del micrómetro (para perforar el centro de las rosetas de las galgas extensiométricas se utilizó una fresa de 1.5 mm de diámetro), y un indicador y registrador de deformación marca Vishay modelo P3 (Fig. 2.22) con el cual se tomaron las lecturas de las microdeformaciones y funciona como un amplificador de la señal, indicador de deformación estática y registro de datos digitales.

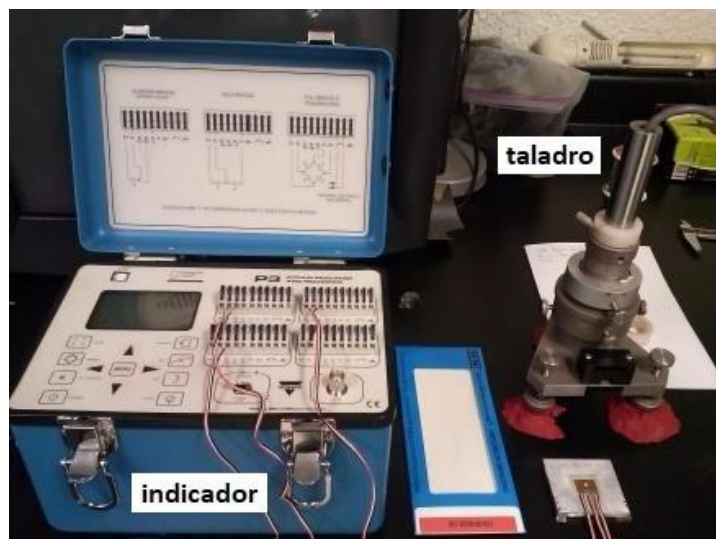


Fig. 2.22. Indicador Vishay P3, taladro guía de perforación RS-200 y placa con roseta y cables.

El software de reprocesamiento permite calcular las tensiones residuales del material a partir de las deformaciones medidas. Actualmente, el software de reprocesamiento soporta dos métodos de retrocálculo: el método promedio y el método integral.

El método promedio reconoce que la respuesta a la deformación a una profundidad de agujero determinada, combina los efectos de todas las tensiones en las diversas profundidades dentro de la profundidad del agujero. Se calcula una tensión promedio continua en cada profundidad de agujero utilizando los datos de calibración para el caso de tensión uniforme. La tensión dentro de cada incremento de profundidad del agujero se evalúa determinando los valores de tensión que se combinan para dar la secuencia calculada de promedios de funcionamiento. En la práctica, la respuesta a la deformación es sumamente no lineal, con una sensibilidad mucho mayor a las tensiones cercanas a la superficie que a las tensiones interiores. Por lo tanto, el uso de un valor de tensión promedio simple infrapondera los efectos de las tensiones cercanas a la superficie y sobrepondera los de las tensiones interiores. De este modo, el método promedio tiene una

utilidad limitada y sólo es adecuado para perfiles de tensiones residuales casi uniformes [10].

En cuanto al método integral, su característica significativa es que contabiliza correctamente las contribuciones de todas las tensiones dentro de la profundidad del agujero a la respuesta de la deformación medida, evitando así las limitaciones de otros métodos como el método promedio. El uso de cálculos por elementos finitos fue un requisito previo esencial para el desarrollo y uso del método integral porque los datos de calibración necesarios no se pueden medir experimentalmente. Desde 1999, el Método de Ensayo Estándar ASTM E837 [14] ha especificado el uso del método integral para las evaluaciones de perfiles de tensiones residuales [10].

2.2.4.5. Rugosidad superficial

En muestras sin fatigar de aceros inoxidables superferrítico (AR y LSP) y austenítico (AR, SP y LSP con y sin TT), se caracterizó la rugosidad de la superficie mediante el valor de rugosidad medio aritmético (R_a) con un rugosímetro manual Mahr Pocket Surf (Fig. 2.23), según la norma DIN EN ISO 3274 [16]. Para cada muestra se realizaron cuatro mediciones de R_a y luego se halló el valor medio, dicho valor es el que se reporta en los resultados.

Para las mediciones de rugosidad las muestras no requirieron preparación.



Fig. 2.23. Rugosímetro Mahr Pocket Surf.

2.2.4.6. Dureza

Las muestras sin fatigar de los aceros inoxidables superferrítico (AR y LSP) y austenítico (AR, SP y LSP con y sin TT) fueron sometidas a ensayos de microdureza Vickers, para determinar el perfil de dureza a lo largo del espesor de las muestras. Las mediciones fueron realizadas con un microdurómetro marca SHIMADZU modelo HMV2

(Fig. 2.24). Se utilizó una carga de 245.2 mN y un tiempo de mantenimiento de 10 segundos.

La preparación de las muestras para las mediciones de microdureza fue la que ya se ha descrito para la observación mediante MO.



Fig. 2.24. Microdurómetro SHIMADZU modelo HMV2.

2.3. Referencias

- [1] G. Gómez Rosas, C. Rubio González, J.L. Ocaña, C. Molpeceres, J.A. Porro, W. Chi Moreno, M. Morales, High level compressive residual stresses produced in aluminum alloys by laser shock processing, *Applied Surface Science* 252 (2005) 883–887.
- [2] Laseroptics.
<<https://www.laseroptics.com.ar/libs.html>>.
- [3] G. Gómez Rosas, Tratamiento superficial de materiales metálicos por medio de impactos láser para la mejora de sus propiedades mecánicas (Noviembre 2012, CUVALLES Ameca, Jalisco).
- [4] SAE J442: “Test strip, holder and gage for shot peening”.
- [5] SAE J443: “Procedures for using standard shot peening test strip”.
- [6] CristaMine, Curso de Mineralogía.
<https://www.intecca.uned.es/difusiongiccu/grado/CRISTAMINE/paginas_contenidos/Mineralogia/analisis_04.html#Microsonda>

- [7] ASM Metals Handbook (1990). Materials Characterization - Volume 10 (10th edition). Ohio, United States of America: American Society for Metals (ASM) International.
- [8] L. Reimer, H. Kohl. (2008). Transmission Electron Microscopy - Physics of Image Formation (5ta edición). Springer, Nueva York, Estados Unidos.
- [9] D.B. Williams, C.B. Carter. (2009). Transmission Electron Microscopy: A Textbook for Materials Science (2da edición). Springer, Nueva York, Estados Unidos.
- [10] G.S. Schajer, P.S. Whitehead (2017). Hole-Drilling Method for Measuring Residual Stresses. Williston, United States of America: Morgan & Claypool Publishers.
- [11] L. Ruiz de Lara de Luis. (2015). Desarrollo de métodos para la evaluación integrada de propiedades mecánicas y superficiales inducidas en materiales metálicos mediante tratamiento superficial por ondas de choque generadas por láser (Tesis de Doctorado). Universidad Politécnica de Madrid, Madrid, España.
- [12] J.A. Porro, M. Morales, C. Molpeceres, A.M. Sánchez-Pérez, J.L. Ocaña, Análisis de Tensiones Residuales Inducidas en Aleaciones Metálicas por Tratamientos Superficiales mediante Ondas de Choque Generadas por Láser, Actas del XVII Congreso Nacional de Ingeniería Mecánica (2008) 815–820.
- [13] J. Guo, H. Fu, B. Pan, R. Kang, Recent progress of residual stress measurement methods: A review, Chinese Journal of Aeronautics 34 (2021) 54–78.
- [14] ASTM E837-13a: “Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method”, 2013.
- [15] Technical Note TN-503: “Measurement of Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain Gage Method”, Vishay Precision Group, 2010.
- [16] DIN EN ISO 3274: “Geometrical Product Specifications (GPS) – Surface texture: Profile method – Nominal characteristics of contact (stylus) instruments”, 1998.

CAPÍTULO III

Resultados y discusión

3.1. Acero inoxidable superferrítico UNS S44600

3.1.1. Efectos del LSPwC en la microestructura

La Fig. 3.1 muestra las MO de la superficie del acero inoxidable superferrítico UNS S44600 en las condiciones AR, LSP1600, LSP2500 y LSP5000. A partir de esta figura se observa que en todas las muestras la morfología de los granos es equiaxiada. Además, no hay evidencia de cambios en el tamaño de grano del material después del LSPwC. Para corroborar esta afirmación, se utilizó el método de las intersecciones para determinar el tamaño de grano. De esta manera, las muestras AR y las tratadas con LSPwC mostraron un tamaño de grano promedio de 45 μm . De acuerdo con otros trabajos [1,2], un solo impacto de LSP no causa refinamiento de grano. Contrariamente, se informa en la literatura que después de múltiples impactos de láser ocurre una notable disminución en el tamaño de grano en diferentes materiales [3-5]. Es importante destacar que en el acero AR es necesario un ataque químico para revelar los bordes de grano (Fig. 3.1(a)). Sin embargo, el LSPwC ha provocado un ataque intergranular en este acero haciendo visible los bordes de granos sin la necesidad de ataque químico (Fig. 3.1(b)-(d)). Este fenómeno es independiente de la densidad de pulso empleada. Aunque el proceso de impactos láser es considerado un tratamiento superficial mecánico, los efectos térmicos causados por la radiación láser son inevitables si el proceso se lleva a cabo sin capa protectora [6-8].

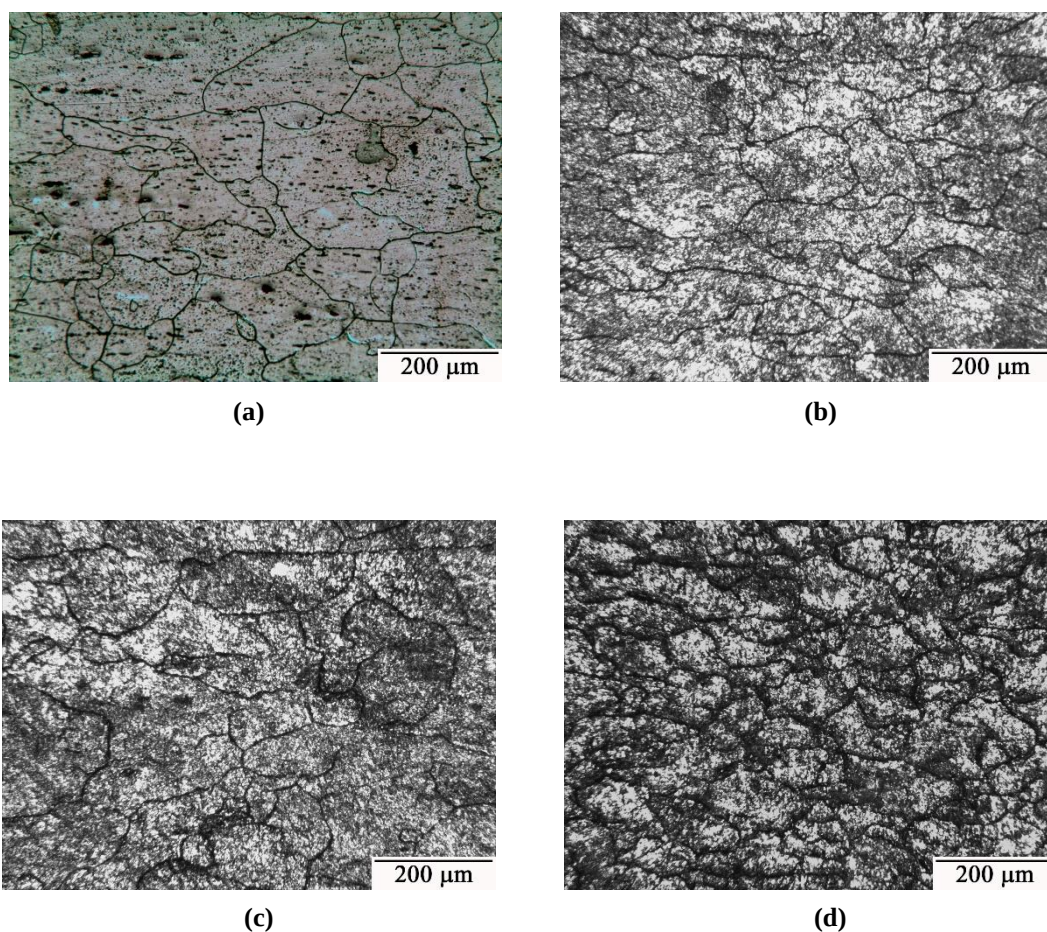


Fig. 3.1. Micrografías ópticas de la superficie del UNS S44600: (a) AR, (b) LSP1600, (c) LSP2500 y (d) LSP5000.

La Fig. 3.2 muestra la sección transversal del acero tratado con LSPwC, donde puede observarse que la profundidad del ataque intergranular causado por dicho tratamiento alcanza aproximadamente 10 μm . Con el fin de explicar estos resultados, se obtuvo mediante EDS la distribución de los elementos químicos a lo largo del borde de grano tanto en el material AR como en los materiales tratados con LSPwC (Fig. 3.3). En el material AR, Fig. 3.3(a), la composición química permanece sin cambios al pasar a través de los bordes de grano. Contrariamente, las muestras con LSPwC evidencian, independientemente de la densidad de pulso, en los bordes de grano una disminución en el contenido de Cr y un aumento del contenido de C y N, Fig. 3.3(b). Este aumento en el contenido de C y N estaría asociado con la presencia de carburos y nitruros. En los aceros inoxidables ferríticos, la corrosión intergranular suele ser el resultado de la precipitación de Cr_{23}C_6 y Cr_2N en los bordes de grano que ocasiona una depleción de cromo en la zona cercana a dichos bordes. Esta condición se llama sensibilización [9-11]. Debido a la baja

solubilidad sólida del C y N en los aceros inoxidable ferríticos este fenómeno es más rápido y ocurre a temperaturas más bajas que en los aceros inoxidable austeníticos. Así, cuando los aceros inoxidable ferríticos, con un contenido de intersticiales (C + N) mayor a 0.03% en peso, se calientan a temperaturas superiores a 900 °C y luego se enfrían, incluso tan rápidamente como en un temple en agua, puede producirse la sensibilización [9]. Cuando el acero está expuesto a un ambiente corrosivo, el área con depleción de Cr causa corrosión intergranular. Considerando la duración característica de los tratamientos de LSPwC a alta temperatura (2.66, 4.16 y 8.33 minutos/cm² para las densidades de pulso empleadas en este trabajo: 1600, 2500 y 5000 pulsos/cm² respectivamente), es dable esperar que en una capa delgada del acero UNS S44600 el tratamiento de LSPwC originó sensibilización. Esta sensibilización al emplear agua como medio confinante durante el tratamiento hace susceptible al acero a la corrosión intergranular. La Fig. 3.3(b) también reveló un aumento del contenido de oxígeno en ciertas zonas de las muestras tratadas superficialmente. Algunos autores indican que el LSPwC produce, por efectos térmicos, una capa de óxido de entre 1-2 μm y una capa fundida y resolidificada de entre 5-15 μm [6,8]. En particular, la delgada capa de óxido puede ser eliminada en ciertas zonas durante la propagación del plasma [8]. Este resultado concuerda con la aparición de una capa de óxido no uniforme causada por el LSPwC en el acero UNS S44600.

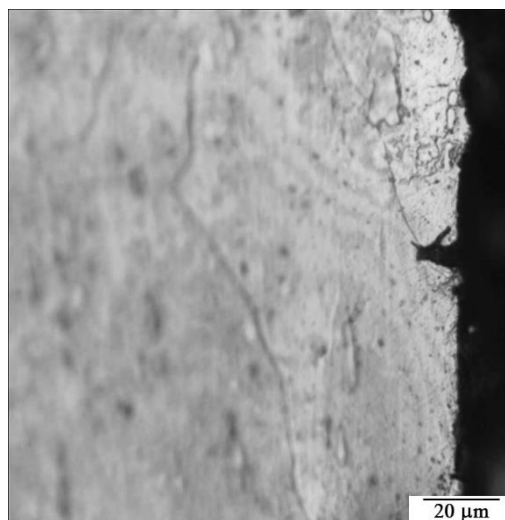


Fig. 3.2. Microestructura de la sección transversal de una muestra de UNS S44600 tratado con LSPwC.

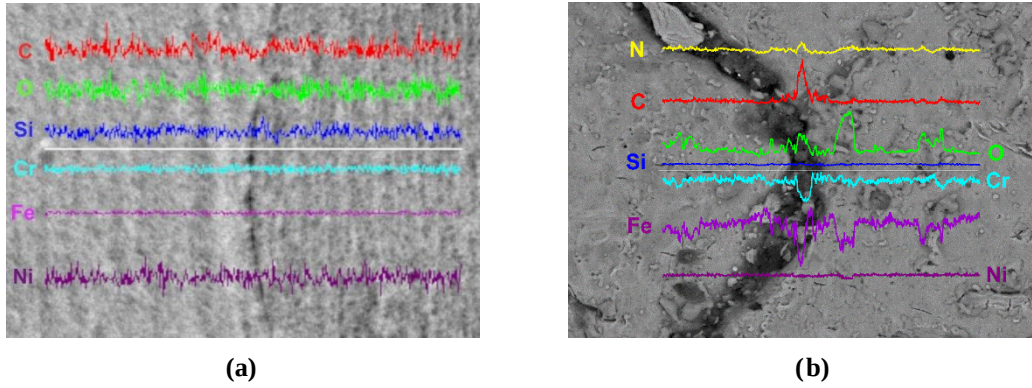


Fig. 3.3. SEM con EDS a lo largo del borde de grano del acero UNS S44600: **(a)** AR y **(b)** tratado con LSPwC.

La Fig. 3.4 muestra micrografías TEM de la microestructura cercana a la superficie de los estados AR y LSPwC. El acero AR exhibe una baja densidad de dislocaciones, Fig. 3.4(a). Por otro lado, en las muestras tratadas con LSPwC se observan madejas de arreglos de dislocaciones, Fig. 3.4(b)-(d). De estas figuras se infiere que, tanto la cantidad de dichas madejas como su densidad aumenta con la densidad de pulso empleada.

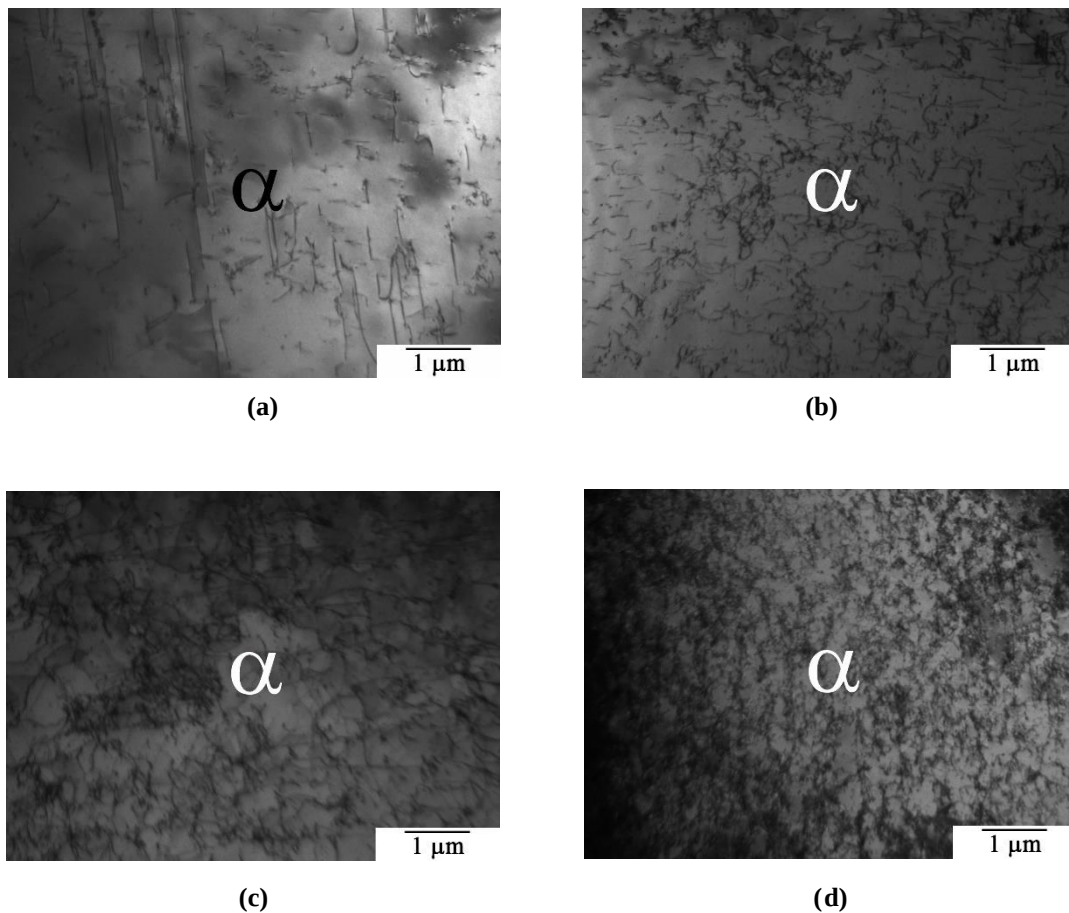


Fig. 3.4. Microestructura TEM cercana a la superficie de UNS S44600: **(a)** AR, **(b)** LSP1600, **(c)** LSP2500 y **(d)** LSP5000.

La Fig. 3.5 muestra micrografías TEM del material AR y con LSPwC a una profundidad de 1 mm desde la superficie. En las muestras tratadas se observa una baja densidad de defectos microestructurales, Fig. 3.5(b)-(d), que se asemeja a la microestructura del material AR a la misma profundidad, Fig. 3.5(a). De este modo, en el acero inoxidable superferrítico UNS S44600 la densidad de dislocaciones inducidas por LSPwC disminuye a medida que aumenta la distancia a la superficie, concordantemente con lo encontrado para el acero inoxidable austenítico AISI 316 tratado con LSPwC [12].

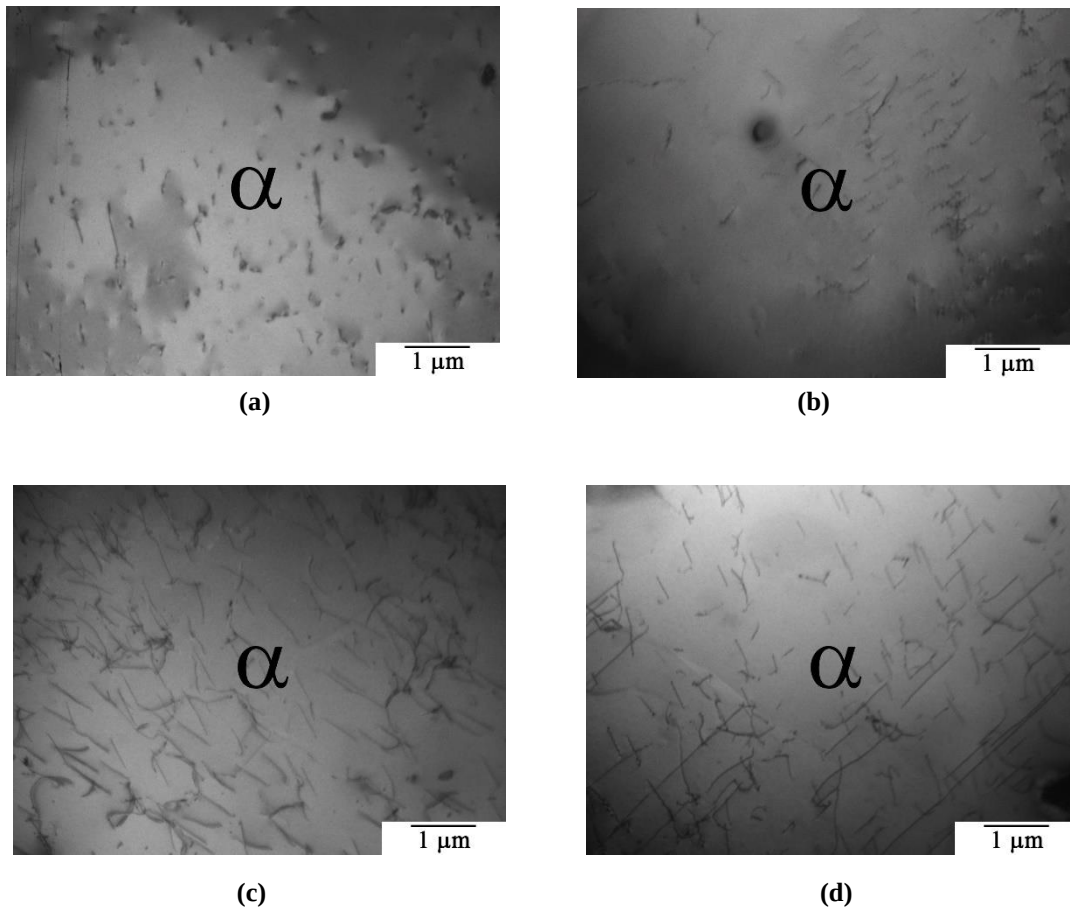


Fig. 3.5. Microestructura TEM a una profundidad de 1 mm desde la superficie de UNS S44600: **(a)** AR, **(b)** LSP1600, **(c)** LSP2500 y **(d)** LSP5000.

3.1.2. Efecto del LSPwC en la dureza

En la Fig. 3.6 se exhiben los perfiles de microdureza de las secciones transversales de las muestras del acero UNS S44600. A partir de esta figura se evidencia que el LSPwC aumenta la dureza superficial del material tratado (aproximadamente entre un 20-30%).

Este hecho es consistente con la alta densidad de dislocaciones encontrada cerca de las superficies del acero tratado con LSPwC, Fig. 3.4(b)-(d). Además, es importante tener en cuenta que se observó una mayor penetración y dureza en el material LSP5000 que en los materiales LSP1600 y LSP2500, Fig. 3.6. En este sentido, varios autores afirmaron que la mejora de la dureza depende de los parámetros seleccionados para el tratamiento de LSP (densidad de potencia, presión máxima, número de impactos, etc.), de las condiciones del sustrato y del tipo de aleación [3,7].

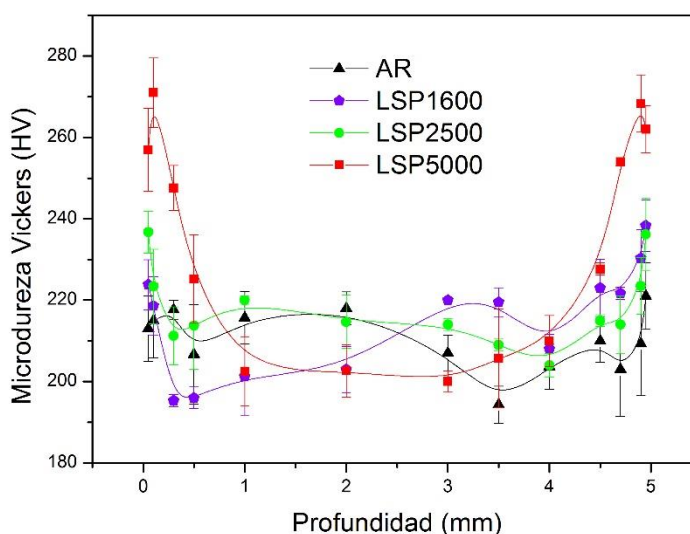


Fig. 3.6. Perfiles de microdureza de las secciones transversales de las muestras del acero UNS S44600.

3.1.3. Efecto de LSPwC en la rugosidad superficial

La Tabla 3.1 muestra la rugosidad promedio de las muestras con y sin tratamiento superficial. Puede observarse que el LSPwC indujo un aumento en la rugosidad. Debido a la ausencia de capa protectora, el LSPwC puede producir ablación y fusión, llevando a un aumento de la rugosidad superficial [5,6,8,13-15]. Además, la rugosidad depende de la densidad de pulso aplicada, en este trabajo se encontró que mientras más elevada es la densidad de pulso resulta mayor la rugosidad, Tabla 3.1. Este resultado está en línea con los reportados por otros autores [5,14,15].

Tabla 3.1. Rugosidad superficial de UNS S44600 con y sin LSPwC.

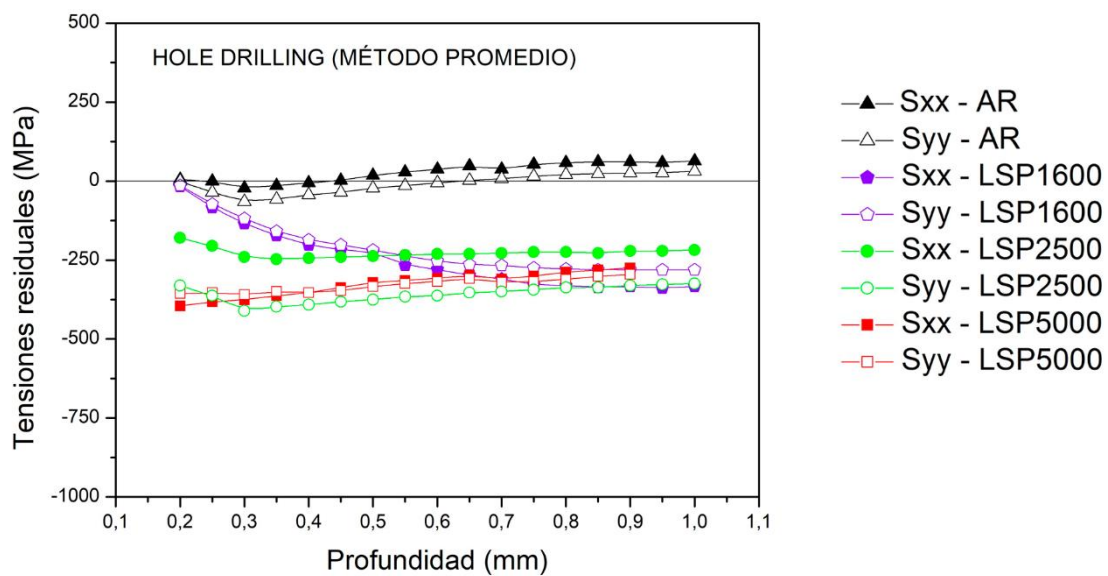
UNS S44600	Ra (μm)	Desviación estándar (μm)
AR	0.4	0.1
LSP1600	0.9	0.2
LSP2500	1.1	0.2
LSP5000	2.8	0.6

3.1.4. Efecto del LSPwC en las tensiones residuales

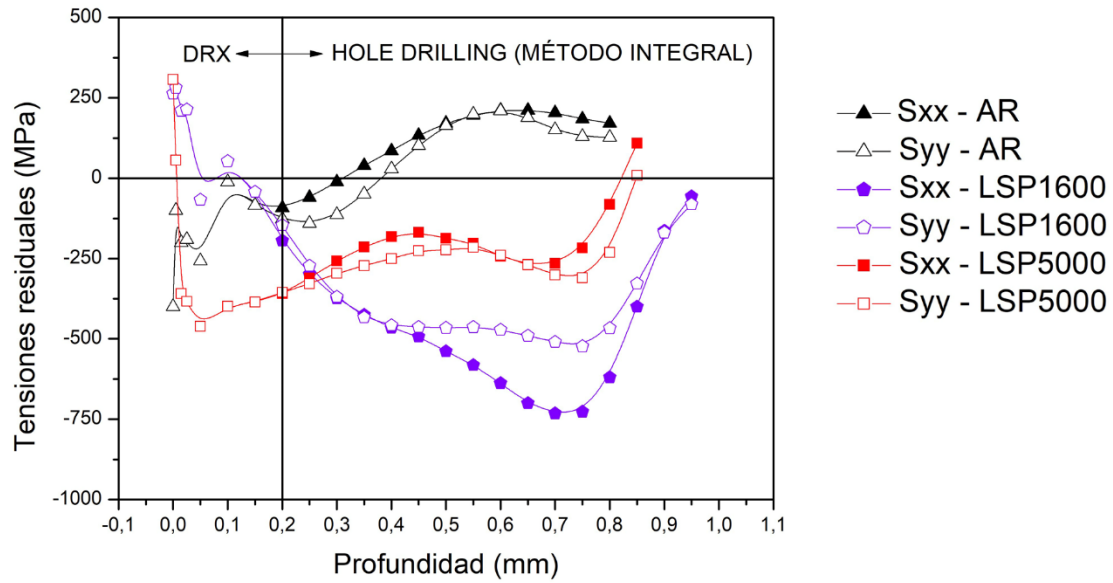
En la Fig. 3.7 se muestran las tensiones residuales en función de la profundidad determinadas mediante el método del agujero ciego (hole drilling) para las muestras AR y tratadas con LSPwC. Estas fueron consideradas a partir de una profundidad de 0.2 mm desde la superficie, dado que el hole drilling permite determinar con precisión las tensiones residuales a partir de esa profundidad. Esto se debe a las incertezas que surgen en el posicionamiento inicial de la fresa [16]. Es importante destacar que las componentes de las tensiones residuales S_{xx} y S_{yy} , son paralelas y perpendiculares a la dirección de secuencia de pulso, respectivamente. Diferencias en la magnitud de ambas componentes de la tensión residual después del LSP han sido reportadas en varios trabajos [17-20], sin embargo la explicación para esta anisotropía de la tensión residual es aún una cuestión abierta. Trdan y col. [21] asocian esta anisotropía a efectos de LSPwC sobre la generación de dislocaciones y sobre el refinamiento de grano, mientras que Correa y col. [22] consideran que además es una consecuencia directa de la secuencia de pulso aplicada y del equilibrio de las tensiones residuales que aparece debajo de cada impacto láser. Cuando se realizan los tratamientos de LSPwC con el típico patrón de barrido en zigzag, se obtienen mayores CRS en la dirección perpendicular a la secuencia de pulso [22]. Esto se debe a que las tensiones residuales S_{xx} y S_{yy} generadas en la zona exterior de cada pulso láser no tienen simetría axial, entonces la superposición de estas tensiones residuales externas durante la secuencia de los impactos produce, en la zona tratada, notables diferencias entre S_{xx} y S_{yy} .

Inicialmente, las tensiones residuales fueron calculadas con el método promedio, Fig. 3.7(a). En esta figura se observa que los tratamientos de LSPwC generaron CRS en el acero UNS S44600. Además, se encuentra que, cerca de la superficie, a mayor densidad de pulso más altos son los valores de las CRS.

Posteriormente, en las muestras AR y las tratadas con LSPwC con la menor (LSP1600) y la mayor densidad de pulso (LSP5000) se realizó un análisis más detallado de las distribuciones de las tensiones residuales en función de la profundidad. A tal fin, se utilizó en los primeros 0.15 mm de profundidad la técnica difracción de rayos X (DRX) y luego hole drilling con método integral, Fig. 3.7(b). Como se mencionó anteriormente, el método integral es un método de mayor resolución espacial y es de cálculo óptimo para la determinación de tensiones residuales en presencia de grandes variaciones del campo de tensiones con la profundidad.



(a)



(b)

Fig. 3.7. Distribución de las tensiones residuales del acero UNS S44600 AR y con LSPwC medidas por: **(a)** hole drilling usando método promedio y **(b)** difracción de rayos X y hole drilling usando método integral.

En la Fig. 3.7(b), para la condición AR, entre 0 y 0.3 mm de profundidad se observan CRS que pueden atribuirse al mecanizado de las placas. En contraste, las muestras LSP1600 y LSP5000 cerca de la superficie presentan TRS máximas de 263 y 307 MPa, respectivamente. En muestras tratadas mediante LSPwC, se han reportado TRS en la superficie debido a una capa fundida y resolidificada de entre 0.005-0.015 mm de espesor generada por la ausencia de capa protectora en el tratamiento [8,23,24]. Durante el tratamiento de LSPwC la zona tratada se expande debido a los efectos térmicos, cuando el tratamiento cesa, dicha área se enfría e intenta contraerse; no obstante, el material circundante contrarresta esta tendencia con TRS. A pesar del efecto perjudicial que estas TRS podrían causar en la vida a fatiga, varios autores han encontrado una mejora en la vida a fatiga debido a la influencia beneficiosa de las CRS inducidas por el tratamiento de LSPwC [6,24]. A partir de 0.2 mm, independientemente de la densidad de pulso aplicada se advierte que el tratamiento LSPwC induce CRS de mayor magnitud que las existentes en el material AR. También se observa que el pico máximo de CRS en el material LSP1600 está a 0.7 mm de profundidad, en el material LSP2500 está a 0.2 mm de profundidad y en el material LSP5000 se encuentra a 0.05 mm de profundidad. Es decir que, a medida que aumenta la densidad de pulso, las CRS máximas se encuentran más cerca de la superficie.

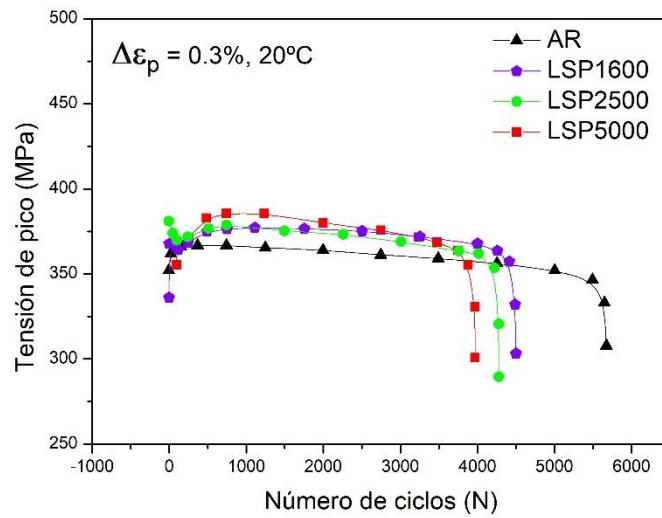
3.1.5. Comportamiento cíclico y correlación con la microestructura

3.1.5.1. Fatiga de bajo número de ciclos (LCF)

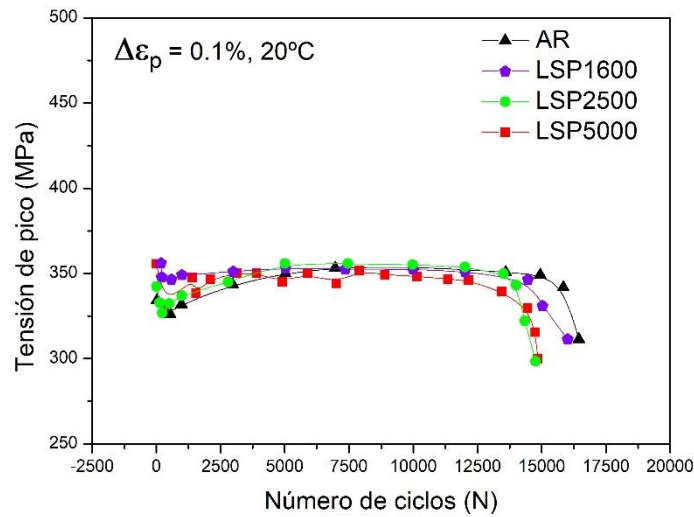
La Fig. 3.8 muestra, para el presente acero, el efecto del LSPwC en el comportamiento a fatiga en el régimen de bajo número de ciclos con dos rangos de deformación plástica, 0.3% y 0.1%. Para $\Delta\epsilon_p = 0.3\%$, el LSPwC deteriora las propiedades de fatiga, independientemente de la densidad de pulso, Fig. 3.8(a). Es importante señalar que el detrimento en la vida a fatiga es similar para todas las densidades de pulso, independientemente de la rugosidad inducida por cada tratamiento de LSPwC (Tabla 3.1). Por lo tanto, aunque el aumento de la rugosidad es un factor que puede deteriorar las propiedades de fatiga, en este caso se puede especular que no es la principal responsable de la disminución de la vida a fatiga.

Durante los ensayos de fatiga, al aumentar el rango de deformación plástica aumenta la velocidad con la que se relajan las tensiones residuales inducidas por los tratamientos superficiales [25-28]. Esto llevaría a una disminución del efecto de los mismos sobre la vida a fatiga de los materiales tratados. Tomando en consideración este resultado, se realizaron ensayos cíclicos con un rango de deformación plástica menor a 0.3% ($\Delta\epsilon_p = 0.1\%$).

Sin embargo, incluso para $\Delta\epsilon_p = 0.1\%$, el LSPwC no logró mejorar la vida a fatiga de este acero, Fig. 3.8(b). A este rango de deformación se observa, independientemente de la densidad del pulso, una vida a fatiga similar a la del material AR. Considerando este resultado la rugosidad no parecería ser un factor determinante en la vida en fatiga del mismo modo que para el ensayo a $\Delta\epsilon_p = 0.3\%$.



(a)



(b)

Fig. 3.8. Comportamiento cíclico del acero UNS S44600 AR y LSPwC con diferentes rangos de deformación plástica: **(a)** $\Delta\epsilon_p = 0.3\%$ y **(b)** $\Delta\epsilon_p = 0.1\%$.

La estabilidad de la microestructura cerca de la superficie se considera decisiva para evaluar la utilidad de un tratamiento superficial mecánico [25,27,29,30]. En este sentido, investigaciones en un acero SAE 1045 tratado con SP mostraron que la relajación de las CRS iniciales está estrechamente asociada con las alteraciones microestructurales en las regiones cercanas a la superficie durante los ensayos de LCF [30]. Estos investigadores encontraron que, durante el ciclado el reordenamiento de la alta densidad de madejas de dislocaciones en una estructura de celdas, conduce al ablandamiento cíclico y la relajación de las tensiones residuales inducidas por el tratamiento de SP. También observaron que,

después de la fatiga en las regiones cercanas a la superficie del material con y sin tratamiento de SP, el arreglo de dislocaciones típico es una estructura de celdas de dislocaciones. Este resultado indica que el ciclado produjo una relajación completa de las tensiones residuales inducidas por el SP.

Por otra parte, es bien sabido que una mayor profundidad de penetración del endurecimiento por deformación y de las CRS, conducen a una vida a fatiga más larga [7,25]. En este trabajo, se lograron alta penetración del endurecimiento por deformación y CRS en el material LSP5000. La Fig. 3.9 compara el arreglo de dislocaciones a una profundidad aproximada de 0.2 mm de la superficie de especímenes AR y LSP5000 fatigados con $\Delta\epsilon_p = 0.3\%$ hasta la fractura. En la figura se presenta una sola condición de tratamiento de LSPwC debido a que la microestructura observada después del ciclado para todas las densidades de pulso no muestra diferencias notables. Además, de esta figura puede observarse que después de la fatiga no hay grandes diferencias microestructurales entre el acero con y sin LSPwC, siendo las venas de dislocaciones la estructura característica. Para este rango de deformación plástica se infiere que, la estructura de dislocaciones inducida por el LSPwC (Fig. 3.4(b)-(d)) no es estable durante el ciclado (Fig. 3.9(b)), ya que evoluciona hasta una configuración similar a la del material AR fatigado (Fig. 3.9(a)). Sin embargo, los resultados anteriores no explican el detrimento en la vida a fatiga observado en las muestras tratadas con LSPwC respecto del material AR, Fig. 3.8(a). Si durante la fatiga sólo se produjese la relajación de las tensiones residuales inducidas por el LSPwC, se debería observar una vida a fatiga similar a la obtenida para el material AR. Por otro lado, en los ensayos con $\Delta\epsilon_p = 0.1\%$, las muestras AR desarrollan madejas de dislocaciones (Fig. 3.10(a)), mientras que la estructura de dislocaciones inducida por el LSPwC permanece estable (Fig. 3.4(d) y 3.10(b)). Por lo tanto, se puede inferir que, para ensayos cíclicos con rango de deformación plástica bajo, no se produce la relajación de las tensiones residuales inducidas por el LSPwC. Sin embargo, tampoco se encuentra una mejora en la vida a fatiga para este rango de deformación. Entonces, el análisis del efecto del LSPwC sobre el comportamiento a fatiga de este acero es más complejo que el mero estudio de las CRS inducidas por dicho tratamiento y su evolución durante el ciclado.

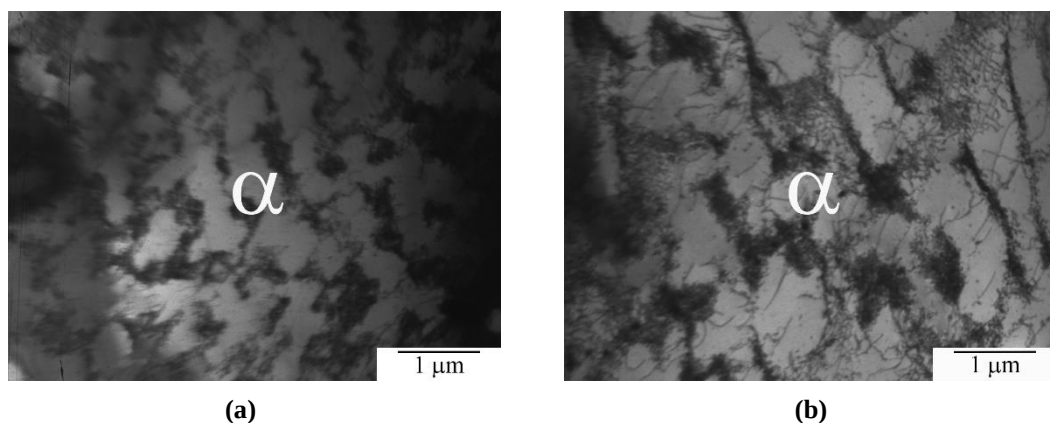


Fig. 3.9. Microestructura TEM cercana a la superficie del acero UNS S44600 fatigado a $\Delta\epsilon_p = 0.3\%$: **(a)** AR y **(b)** LSP5000.

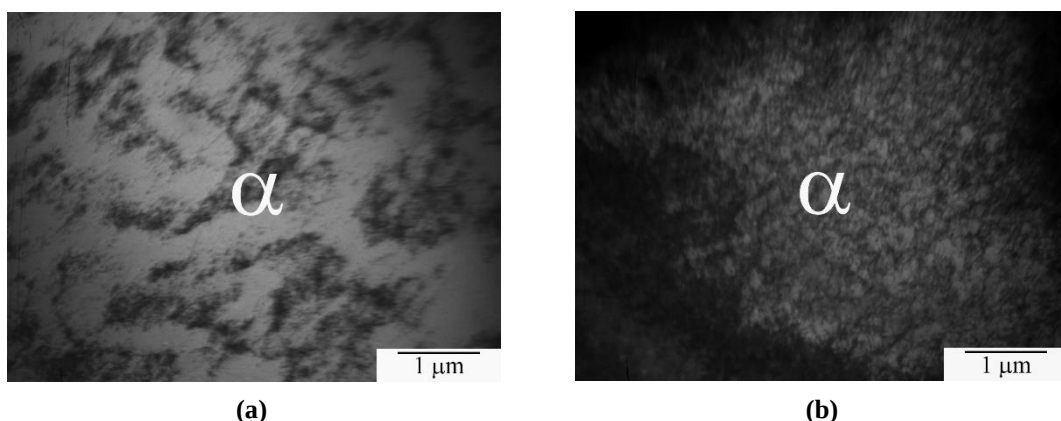


Fig. 3.10. Microestructura TEM cercana a la superficie del acero UNS S44600 fatigado a $\Delta\epsilon_p = 0.1\%$: **(a)** AR y **(b)** LSP5000.

En el estudio del comportamiento a fatiga del acero UNS S44600 no deben pasarse por alto los efectos térmicos del LSPwC. Se recuerda que los aceros inoxidables ferríticos con contenido de intersticiales (C + N) superior al 0.03% en peso pueden ser susceptibles a la sensibilización y si, además, el material se encuentra expuesto a un medio corrosivo, como el agua, puede ocurrir corrosión intergranular. Entonces, puede concluirse que, debido al fenómeno de sensibilización, el acero UNS S446000 es susceptible a la corrosión intergranular, tal como se observó previamente (Fig. 3.3(b)). Como resultado de la corrosión intergranular en este acero e independientemente del rango de deformación aplicado las grietas nuclean en los bordes de grano durante la fatiga (Fig. 3.11(a)). En este sentido, Yan y col. [31] encontraron en una aleación HR3C envejecida zonas con disminución de cromo a lo largo de los bordes de grano. Durante un ensayo de

tracción a temperatura ambiente, estas zonas fomentaron la nucleación de fisuras en la interfaz matriz-carburo. Por otro lado, Akita y col. [32] estudiaron los efectos del tratamiento térmico sobre el comportamiento a fatiga de un acero inoxidable superferrítico AISI 444. Estos autores creen que, en la condición de temple en agua, las zonas con disminución de cromo a lo largo de los bordes de grano serían las responsables de la disminución de la resistencia a fatiga y el origen de la nucleación de grietas en bordes de grano. Por lo tanto, en el acero superferrítico considerado en esta tesis las irregularidades en la superficie causadas por la corrosión intergranular actuarían como sitios favorables para la nucleación y propagación de grietas. Coherentemente con lo propuesto por otros autores [31,32], esto se debe a que en estas zonas la concentración de tensiones es relativamente mayor que en otras regiones. Por el contrario, en especímenes AR fatigados las grietas se inician y crecen a lo largo de las extrusiones dentro de los granos (Fig. 3.11(b)). Esta diferencia en cuanto al sitio de nucleación de fisuras durante la fatiga concuerda con lo hallado por Akita y col. [32]. Ellos estudiaron los efectos del recocido y del temple en el comportamiento a fatiga de un acero inoxidable superferrítico AISI 444. Y encontraron que, mientras las grietas inician dentro de los granos en los materiales AR y recocidos, lo hacen en los bordes de grano en el material templado en agua. Por lo tanto, en el acero UNS S44600 fatigado a $\Delta\epsilon_p = 0.1\%$, la ventaja de la estabilidad de las CRS inducidas, compensaría el detrimento de la corrosión intergranular causada por el LSPwC, dando como resultado una vida a fatiga similar entre las muestras AR y LSPwC, Fig. 3.8(b). Por otro lado, cuando el material es ciclado aplicando un rango de deformación de $\Delta\epsilon_p = 0.3\%$, ocurre la relajación de las CRS inducidas por el tratamiento superficial, la corrosión intergranular toma preponderancia y es la principal responsable de la disminución de la vida a fatiga del acero UNS S44600 tratados mediante LSPwC respecto del AR, Fig. 3.8(a).

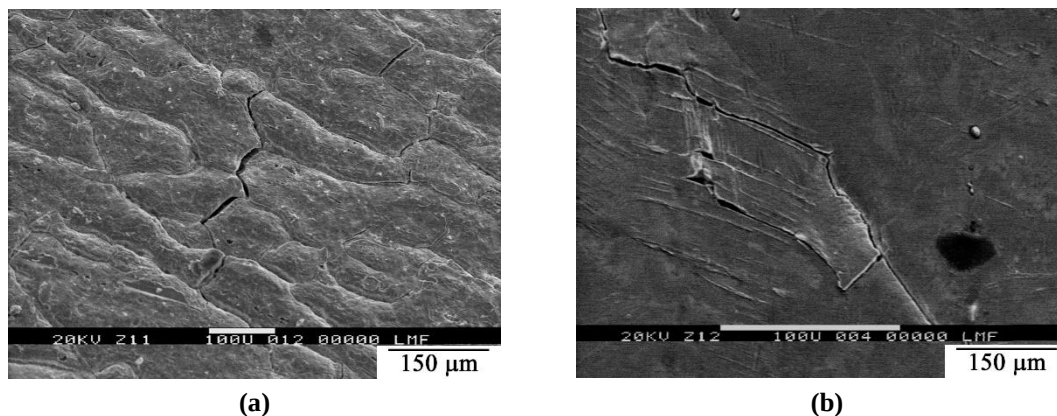


Fig. 3.11. SEM de las superficies fatigadas en LCF del UNS S44600: **(a)** tratado con LSPwC y **(b)** AR.

El LSPwC mostró ser un tratamiento superficial no efectivo para mejorar las propiedades a LCF en el acero inoxidable superferrítico UNS S44600. De esta manera, se consideró de interés la evaluación del efecto del LSPwC sobre la vida a fatiga de alto número de ciclos del acero inoxidable superferrítico UNS S44600.

3.1.5.2. Fatiga de alto número de ciclos (HCF)

Se realizaron ensayos de HCF en el acero UNS S44600 AR y con LSPwC tratadas con la menor y la mayor densidad de pulso, LSP1600 y LSP5000, respectivamente. Los resultados de los ensayos de HCF se presentan en la Fig. 3.12. Considerando la vida a fatiga del acero AR como referencia, se evidencia un notable incremento de la vida a fatiga para ambas condiciones de LSPwC, siendo más pronunciado para LSP5000. En este sentido es importante destacar que en las muestras LSP5000 aún después de 8040000 ciclos no se inició la falla, este número de ciclos corresponde a un 109% de aumento de vida a fatiga con respecto al material AR (3855000 ciclos hasta la falla). Mientras que el material LSP1600 alcanzó en 5542000 ciclos la falla, correspondiente a un 44% de incremento con respecto al material AR. En la bibliografía no se encuentran trabajos que consideren el efecto del LSPwC en la vida a fatiga de aceros ferríticos, sin embargo, en otros materiales se ha reportado que el LSPwC aumenta la vida en el régimen de HCF [6,24,33].

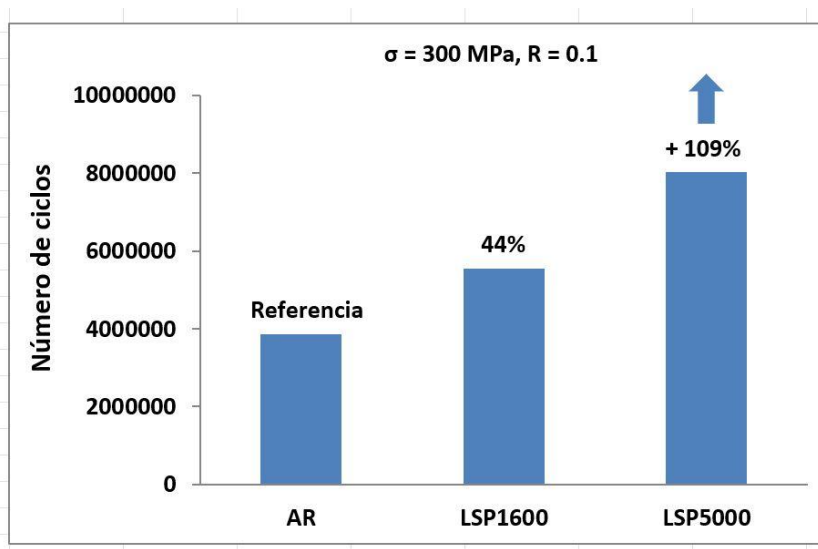
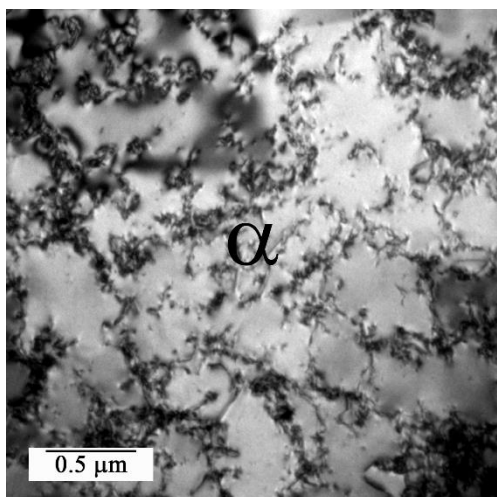
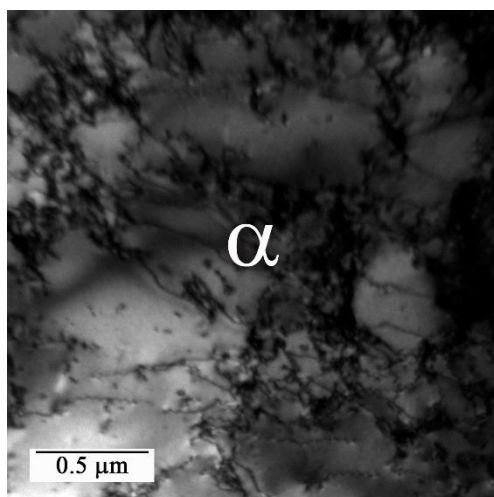


Fig. 3.12. Número de ciclos alcanzados en los ensayos de HCF en UNS S44600 AR, LSP1600 y LSP5000 (σ es la tensión máxima aplicada y R es la razón de esfuerzo).

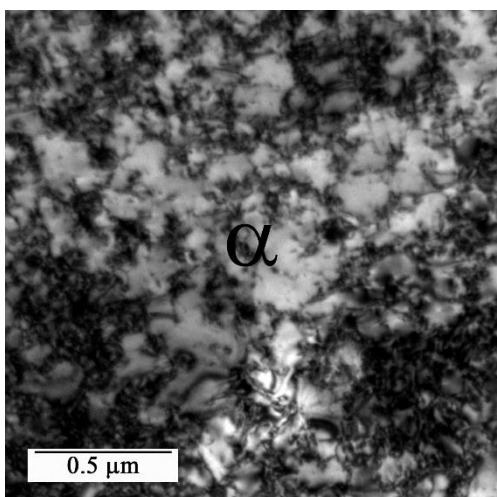
La Fig. 3.13 muestra las estructuras de dislocaciones en la zona cercana a la superficie de las muestras AR, LSP1600 y LSP5000 antes y después de las pruebas de HCF. Al comparar las estructuras del material AR (Fig. 3.13(a)) con las del AR fatigado (Fig. 3.13(b)) se observa en el último caso un ligero aumento de la densidad de dislocaciones. Por otra parte, al comparar la microestructura de las muestras con LSPwC sin fatigar (Fig. 3.13(c) y (e)) y fatigadas (Fig. 3.13(d) y (f)) la microestructura de dislocaciones no ha evolucionado a una estructura más relajada, manteniéndose la estructura de densas madejas de dislocaciones generada por el tratamiento superficial (Fig. 3.13(c) y (e)). El hecho de que la microestructura en las muestras tratadas no se haya relajado por la fatiga, es consistente con la mejora en la vida a HCF. Este resultado está en línea con lo afirmado por Vázquez Jiménez y col. [2] para el acero inoxidable dúplex 2205.



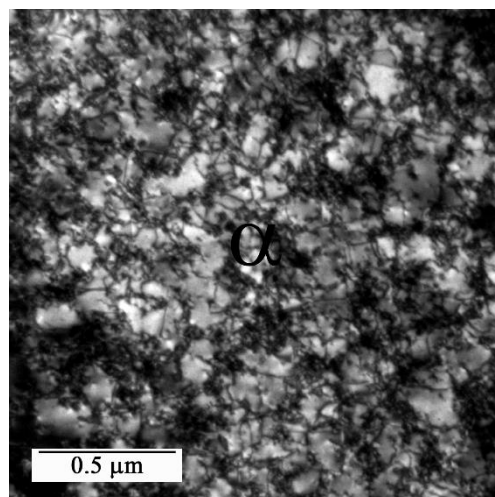
(a)



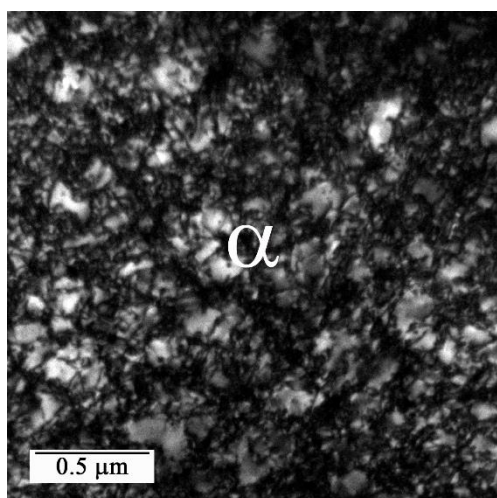
(b)



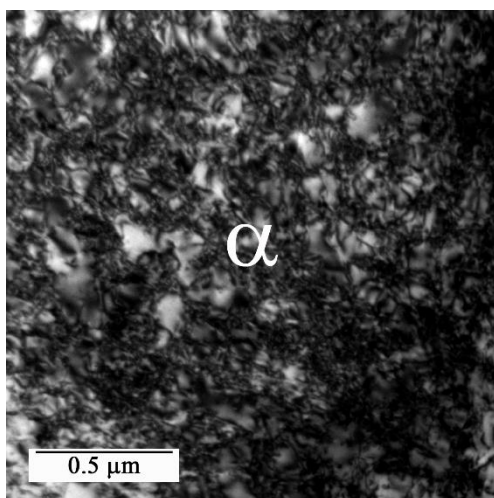
(c)



(d)



(e)



(f)

Fig. 3.13. Microestructura TEM cercana a la superficie del acero UNS S44600 antes y después de los ensayos de HCF: **(a)** AR, **(b)** AR HCF, **(c)** LSP1600, **(d)** LSP1600 HCF, **(e)** LSP5000 y **(f)** LSP5000 HCF.

Como sólo las muestras AR y LSP1600 llegaron a fractura durante HCF, las observaciones de las superficies de fractura por fatiga mediante SEM se limitaron a estas muestras. A diferencia de lo informado para LCF respecto de la nucleación de fisuras intergranulares inducidas por el LSPwC [34], en especímenes tratados mediante LSPwC sometidos a HCF no se encontraron grietas intergranulares en las superficies (Fig. 3.14). Por otro lado, para analizar la influencia del LSPwC en los micromecanismos de daño por HCF, se analizó la fractura de las probetas AR y LSP1600 (Fig. 3.15). Es bien sabido que la fractura por fatiga puede dividirse en tres zonas: inicio de la grieta, propagación de la grieta y zona de fractura instantánea. Las Fig. 3.15(a) y (b) muestran que, independientemente del estado de la superficie, la iniciación de la grieta se sitúa en aristas agudas en la superficie de las probetas. Y aunque muchos trabajos atribuyen la mejora de la vida a fatiga tras el LSP al desplazamiento del lugar de iniciación de la grieta de la superficie a la subsuperficie [35,36], otros informan la nucleación de la grieta en la superficie incluso con el tratamiento LSP [37,38]. La racionalización de este último comportamiento se apoya en las escasas CRS inducidas por el LSP en la superficie, hecho que permitiría la nucleación de grietas en la superficie [37]. En particular, Yong y col. [39] encontraron en aceros de alta resistencia (HSS) fatigados que el inicio de la grieta aparece en la superficie en el material tratado con LSPwC mientras que las fisuras se desarrollan en la subsuperficie con LSP. De hecho, estos autores informaron la existencia de TRS en la superficie del HSS tratado con LSPwC. Por lo tanto, parece que la presencia de bajas CRS o de TRS en la superficie conduce a la iniciación de la grieta en este sitio. Por lo tanto, las TRS encontradas en la superficie del presente acero superferrítico tratado con LSPwC (Fig. 3.7(b)) pueden explicar la zona de iniciación de la grieta observada en la superficie de la fractura de este material (Fig. 3.15(b)). En lo que respecta a la zona de propagación de la grieta, (área marcada en las superficies de fractura, Fig. 3.15(a) y (b) con forma de abanico), en el material AR se observan dos pequeñas áreas mientras que, en el LSP1600 sólo se detecta una. Es importante destacar que el área de propagación de grietas en la muestra AR es menor que en la LSP1600. Este último resultado indica una menor velocidad de propagación de las grietas en las muestras LSP1600 debido a la presencia de CRS (Fig. 3.7) y a la subsuperficie endurecida por el trabajo (Fig. 3.13(c)).

Se puede realizar una comparación más detallada entre las velocidades de propagación de las grietas en AR y LSP1600 mediante la medición de la anchura de las estrías de fatiga a la misma distancia del origen de la grieta. Las Fig. 3.15(c) y (d) presentan la morfología de fractura ampliada de la zona de propagación de la grieta a unos 750 μm del lugar de iniciación en cada muestra. La anchura de las estrías de fatiga, marcadas con flechas en las micrografías, es de aproximadamente 0.44 μm para AR y 0.18 μm para LSP1600. Es bien sabido que cuanto más amplio es el espacio entre las estrías de fatiga, más rápida es la velocidad de propagación [36,37,39]. Por último, independientemente del estado de la superficie, la región de fractura instantánea presenta hoyuelos (dimples) de tamaños similares (Fig. 3.15(e) y (f)), lo que se corresponde con un mecanismo de fractura dúctil. Por lo tanto, la zona de propagación de grietas (Fig. 3.15(a), (b), (c) y (d)) reafirma el hecho de que el LSP1600 mediante las CRS y el endurecimiento por trabajo en la subsuperficie lleva a una disminución de la velocidad de propagación de las grietas.

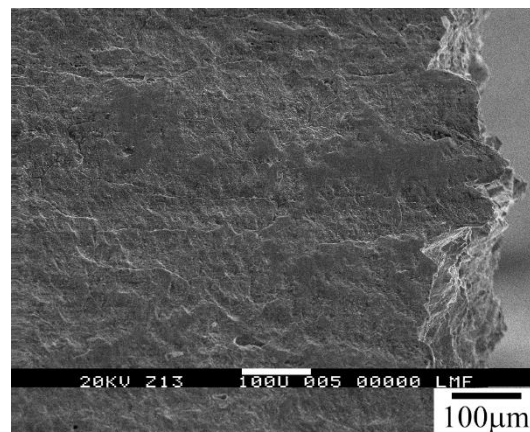
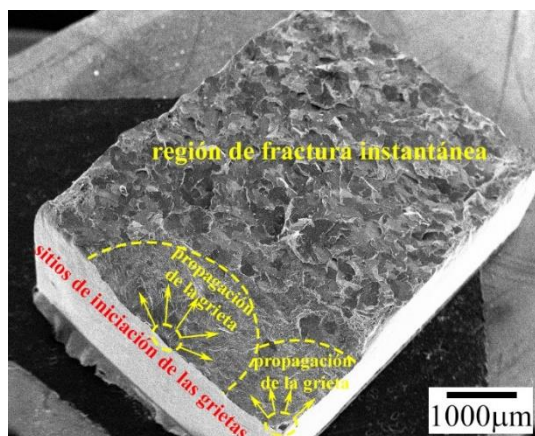
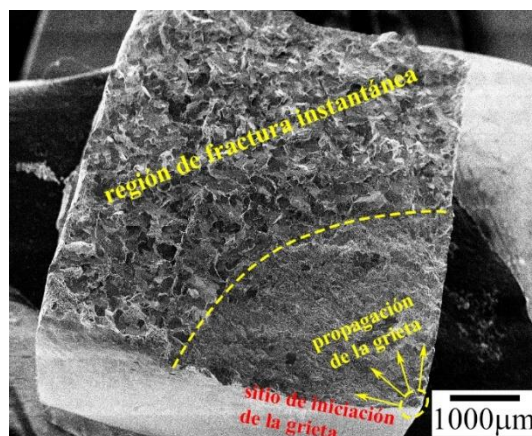


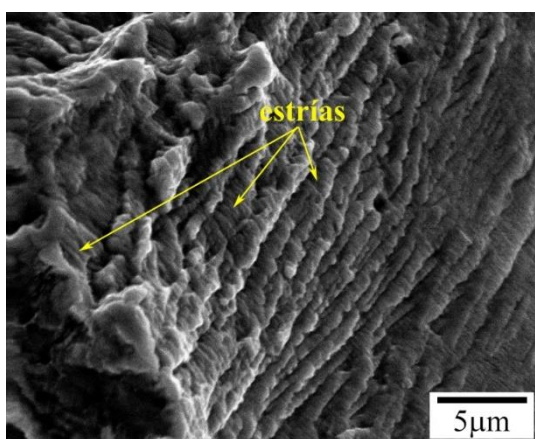
Fig. 3.14. Imagen SEM de la superficie del acero UNS S44600 LSP1600 fatigado.



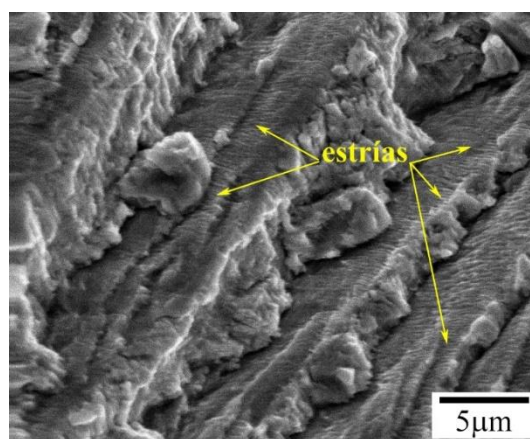
(a)



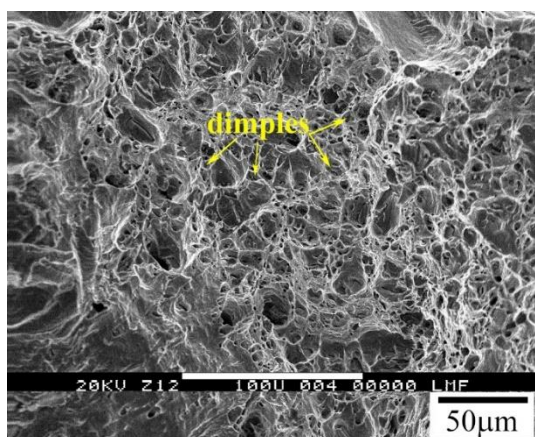
(b)



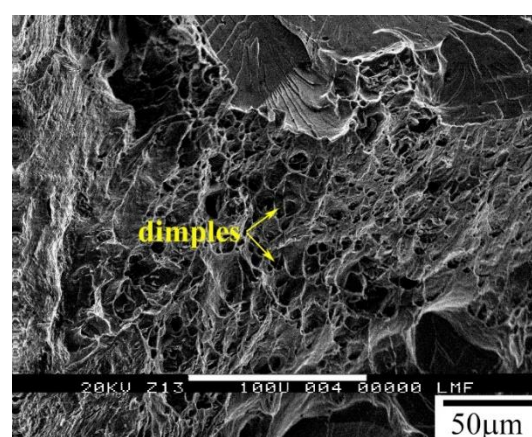
(c)



(d)



(e)



(f)

Fig. 3.15. Imágenes SEM de las fracturas a HCF del acero UNS S44600: (a), (c), (e) AR y (b), (d), (f) LSP1600.

Generalmente los tratamientos superficiales mecánicos dan como resultado una rugosidad característica, aumento de la densidad de dislocaciones cerca de la superficie

(trabajo en frío) y CRS [25,40]. El inicio de la fisura puede deberse a la rugosidad de la superficie o a la tensión de tracción presente en la superficie o en la subsuperficie. Por lo tanto, la introducción por tratamientos mecánicos de CRS o endurecimiento por deformación puede compensar estos efectos adversos ya que ambos son de naturaleza opuesta. Las CRS no sólo resisten la iniciación de grietas en la superficie sino incluso pueden forzar la iniciación de fisuras en la subsuperficie [41]. Cabe notar que, mientras la rugosidad no tiene efecto sobre la propagación de las grietas, las CRS pueden retardar drásticamente la propagación de las mismas [40,42]. Estos autores resumieron los efectos inducidos por el SP, como rugosidad de la superficie, CRS y endurecimiento por deformación, en la iniciación y propagación de grietas por fatiga. Además, Trško y col. [43] reportaron que los efectos de SP severo (CRS, endurecimiento por deformación y rugosidad superficial) juegan un rol diferente en el daño por fatiga en los regímenes de fatiga de alto número de ciclos (HCF) y de ultra alto número de ciclos (UHCF). Los resultados muestran después del tratamiento de SP un aumento significativo de la resistencia a la fatiga en el régimen UHCF en relación con HCF. Este hecho se explica tanto en términos de microestructura como de la estabilidad de las tensiones residuales. Particularmente, Sánchez y col. [44] encontraron que las CRS inducidas por LSP aumentan enormemente el tiempo de iniciación de grietas, dependiendo del rango de tensión aplicada. Cuanto mayor es el rango de tensión, menor es la efectividad de las CRS para retrasar el inicio de la fisura. Además, señalaron que la importancia de la forma y profundidad de los defectos (incluidas las picaduras) en los mecanismos de iniciación de fisuras varía con los regímenes de fatiga. No debe pasarse por alto que a mayores tensiones aplicadas ocurre una relajación más pronunciada de las CRS y de la región endurecida por deformación [25,41,42]. Es relevante señalar que en el acero UNS S44600 a pesar de que el endurecimiento por deformación inducido por LSPwC permanece sin cambios en LCF a $\Delta\epsilon_p = 0.1\%$ (Fig. 3.4(d) y 3.10(b)) y en HCF (Fig. 3.13(e) y (f)), la vida de fatiga sólo mejora en el régimen HCF (Fig. 3.12). Para racionalizar estos resultados, es importante considerar que las grietas por fatiga son muy sensibles al estado de la superficie y a los concentradores de tensiones de diferentes tipos, como muescas o fases duras secundarias [45]. En particular, la aparición de las grietas superficiales en las muescas del límite de grano depende de las condiciones del ensayo, tales como la temperatura, la amplitud y la velocidad de deformación, y de las características del material, como la estructura cristalina y el tamaño de grano. La aparición de grietas en

estas muescas aumenta principalmente a bajas temperaturas, altas velocidades de deformación y altas amplitudes de deformación plástica [46,47]. Además, recordando lo anteriormente expresado en el trabajo de Sánchez y col. [44], la eficacia de las CRS para disminuir la iniciación de grietas decrece a altas amplitudes de deformación plástica. Teniendo en cuenta los resultados anteriores, puede racionalizarse que es más probable que las muescas inducidas en el límite de grano por LSPwC evolucionen a sitios de nucleación de grietas en LCF (Fig. 3.11(a)) que en HCF (Fig. 3.14) en el acero UNS S44600. Finalmente, durante HCF debido a la estabilidad de la capa endurecida por LSPwC (Fig. 3.13) las CRS retardan no sólo la nucleación sino el crecimiento de grietas en los granos corroídos (Fig. 3.14). Estas características conducen a la mejora de la vida a HCF (Fig. 3.12) a pesar de la corrosión intergranular. Prueba de este mecanismo es proporcionado por la observación de las superficies de fractura por fatiga (Fig. 3.15). Aunque las grietas se nuclean en la superficie de las muestras fatigadas AR y LSP1600, el área de propagación de grietas más grande y el espaciamiento de las estrías más estrecho indica una menor propagación de grietas en LSP1600. Esto es provocado por el endurecimiento por deformación y las asociadas CRS estables inducidas por LSP1600. Además, contrariamente a los resultados de LCF (Fig.3.8), la vida en el régimen de HCF depende de la densidad de pulso aplicada (Fig. 3.12). Teniendo en cuenta el papel preponderante de la CRS en el régimen HCF, dado que LSP5000 induce CRS más cerca de la superficie que LSP1600, la vida de fatiga en el primer caso es más pronunciada. Resumiendo, el LSPwC mejora la vida en fatiga en el régimen de HCF del acero inoxidable superferrítico UNS S44600 a pesar de la corrosión intergranular y las TRS superficiales causadas por este tratamiento. Este resultado puede ser racionalizado por la despreciable relajación de las CRS y su eficacia para retrasar el inicio y la propagación de grietas en este régimen de fatiga.

3.2. Acero inoxidable austenítico 253 MA

3.2.1. Efecto de LSPwC y SP en la microestructura

La Fig. 3.16 muestra las MO de la superficie del acero inoxidable austenítico 253 MA en las condiciones AR, LSPwC (LSP2500 y LSP5000) y SP. Dado que no se observan diferencias notorias entre las MO con diferentes densidades de pulso, solo se presenta la LSP2500. En la Fig. 3.16(a) se observa que en el acero inoxidable tanto el 253 MA AR con el decapado de fábrica como con tratamiento con LSPwC delinear levemente los

bordes de granos (Fig. 3.16(b)). Por otro lado, el SP pareciera homogeneizar la superficie y no se destacan los bordes de granos (Fig. 3.16(c)).

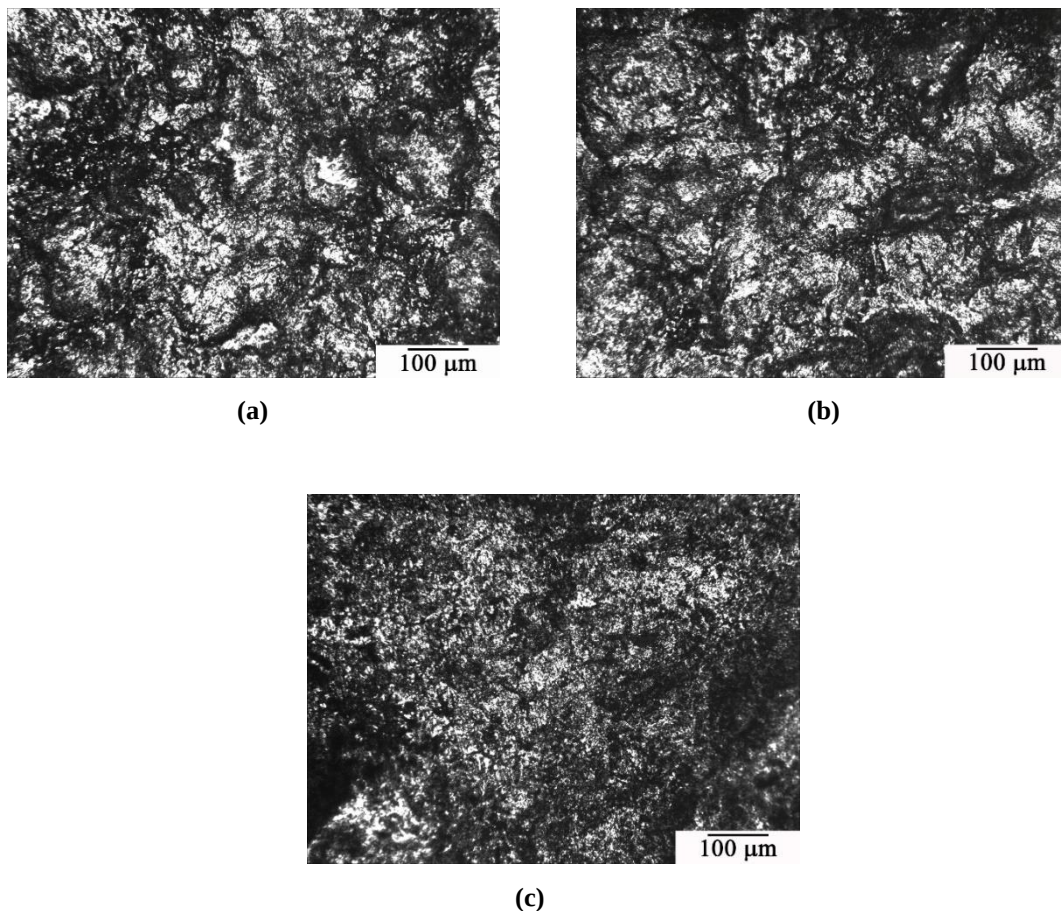
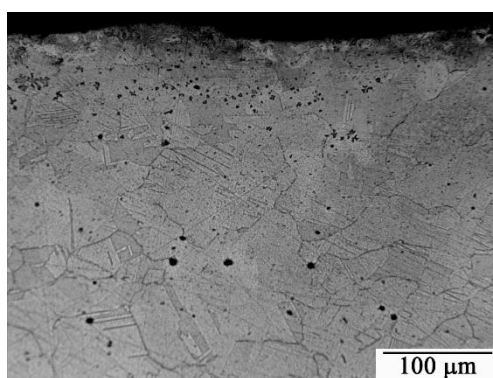


Fig. 3.16. Micrografías ópticas de las superficies de 253 MA: **(a)** AR, **(b)** LSP2500 y **(c)** SP.

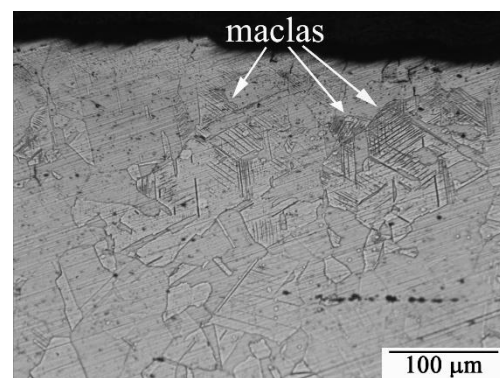
La Fig. 3.17 muestra la microestructura de la sección transversal del acero 253 MA en las condiciones AR, LSPwC y SP observadas por MO. Es importante destacar que el LSPwC no produce la corrosión intergranular reportada en el acero inoxidable superferrítico UNS S44600. Esto puede explicarse teniendo en cuenta la baja solubilidad de N en los aceros inoxidables ferríticos, que lleva a una precipitación de nitruros de cromo más rápida que en los aceros inoxidables austeníticos.

Por otro lado, en el acero 253 MA en los 100 μm desde la superficie se encuentran cambios microestructurales introducidos por los tratamientos superficiales. De las Fig. 3.17(b) y (c) se puede observar que aparecen maclas mecánicas en el material tratado con LSPwC como consecuencia de la propagación de la onda de choque. Resultados similares fueron informados para el acero inoxidable austenítico AISI 316L por Ruiz de Lara de Luis [48]. Por otra parte, también aparecen maclas mecánicas en el acero 253 MA tratado

con SP (Fig. 3.17(d)) como consecuencia de la deformación plástica cercana a la superficie. Estos resultados coinciden con los reportados para el acero inoxidable austenítico 316L con SP por Vinoth Jebaraj y col. [49]. A partir de estas micrografías también se puede inferir que ni el LSPwC ni el SP modifican el tamaño de grano del 253 MA. Para corroborar este hecho, utilizando el método de intercepción, se determinó el tamaño de grano promedio para las muestras del material en estado de recepción y tratado superficialmente que resultó ser 45 μm . En este sentido, aunque otras investigaciones han demostrado que los tratamientos de LSP [5,50,51] y de SP [29,52,53] disminuyen el tamaño de grano de diferentes aceros inoxidables austeníticos, en el presente acero 253 MA puede notarse que la deformación impuesta por los tratamientos de SP y LSPwC no fue suficiente para disminuir el tamaño de grano. En particular, algunos autores [50,51] afirmaron que en el acero inoxidable austenítico AISI 304 el refinamiento de grano se produce en la capa superficial sólo después de múltiples impactos de LSP, siendo la intersección de las maclas un mecanismo de deformación previa frecuente para el refinamiento de grano. En realidad, ellos proponen que después de múltiples impactos de LSP, las maclas dividen la microestructura en bloques submicrométricos, que evolucionan a subgranos y posteriormente se transforman en granos a nanoescala. Teniendo esto en cuenta, puede racionalizarse que, aunque después de un impacto de LSPwC en el acero 253 MA se observen intersecciones de maclas, la deformación impartida por el tratamiento no es suficiente como para generar granos a nanoescala.



(a)



(b)

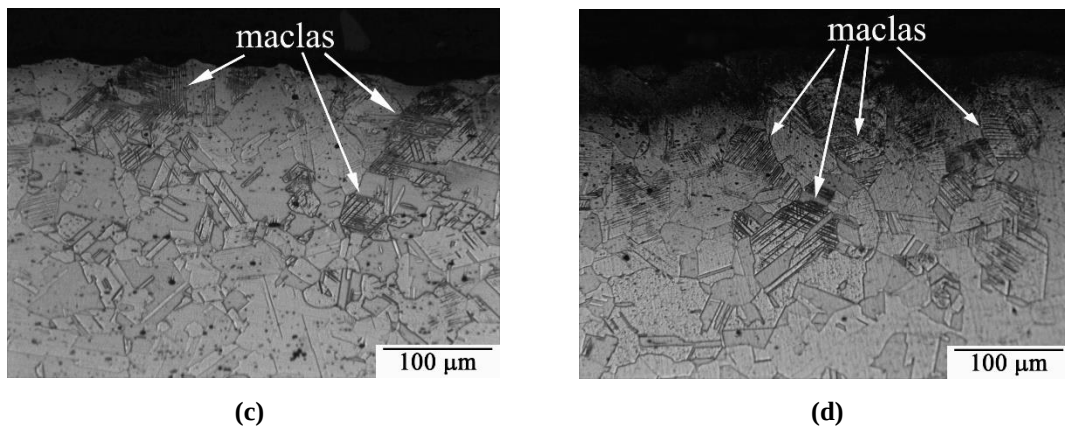


Fig. 3.17. Micrografías ópticas de las secciones transversales de 253 MA: **(a)** AR, **(b)** LSP2500, **(c)** LSP5000 y **(d)** SP.

La Fig. 3.18 presenta micrografías TEM de la microestructura cercana a la superficie del material AR, LSP2500, LSP5000 y SP antes del ciclado. Las muestras AR se caracterizan por arreglos de dislocaciones planares y fallas de apilamiento, Fig. 3.18(a). En los materiales LSPwC y SP (Fig. 3.18(b)-(e)) se observa una gran densidad de maclas mecánicas y dislocaciones en comparación con el material AR (Fig. 3.18(a)). Debe tenerse en cuenta que la deformación por maclado tiene lugar cuando la SFE de los materiales está en el rango de 18 - 45 mJ/m² [54]. Las maclas por deformación suelen estar presentes cuando los aceros inoxidables con baja SFE se deforman a velocidades elevadas, como las involucradas en los tratamientos superficiales LSPwC y SP [54-56]. Se estimó el valor de la SFE del acero 253 MA, de acuerdo con la relación empírica de Schramm y col. [57], y resultó ser de 33 mJ/m². Es decir, que el 253 MA es un material con baja SFE. Este hallazgo es consistente con la presencia de maclas en la microestructura de los materiales tratados mediante LSPwC y SP. Además, en congruencia con An y col. [58], en los materiales metálicos con baja SFE deformados bajo alta presión (como la ejercida por los tratamientos superficiales LSPwC y SP), el maclado y deslizamiento de dislocaciones se puede activar simultáneamente. Así mismo, las muestras tratadas con SP presentan la mayor deformación plástica y densidad de dislocaciones (Fig. 3.18(d) y (e)). De acuerdo con Peyre y col. [59], esto se debe a que el SP ejerce un mayor endurecimiento por deformación que el LSP porque en el SP la presión se ejerce durante un tiempo mayor (del orden de microsegundos frente a pocos nanosegundos en LSP), lo que permite generar y movilizar mayor número de dislocaciones.

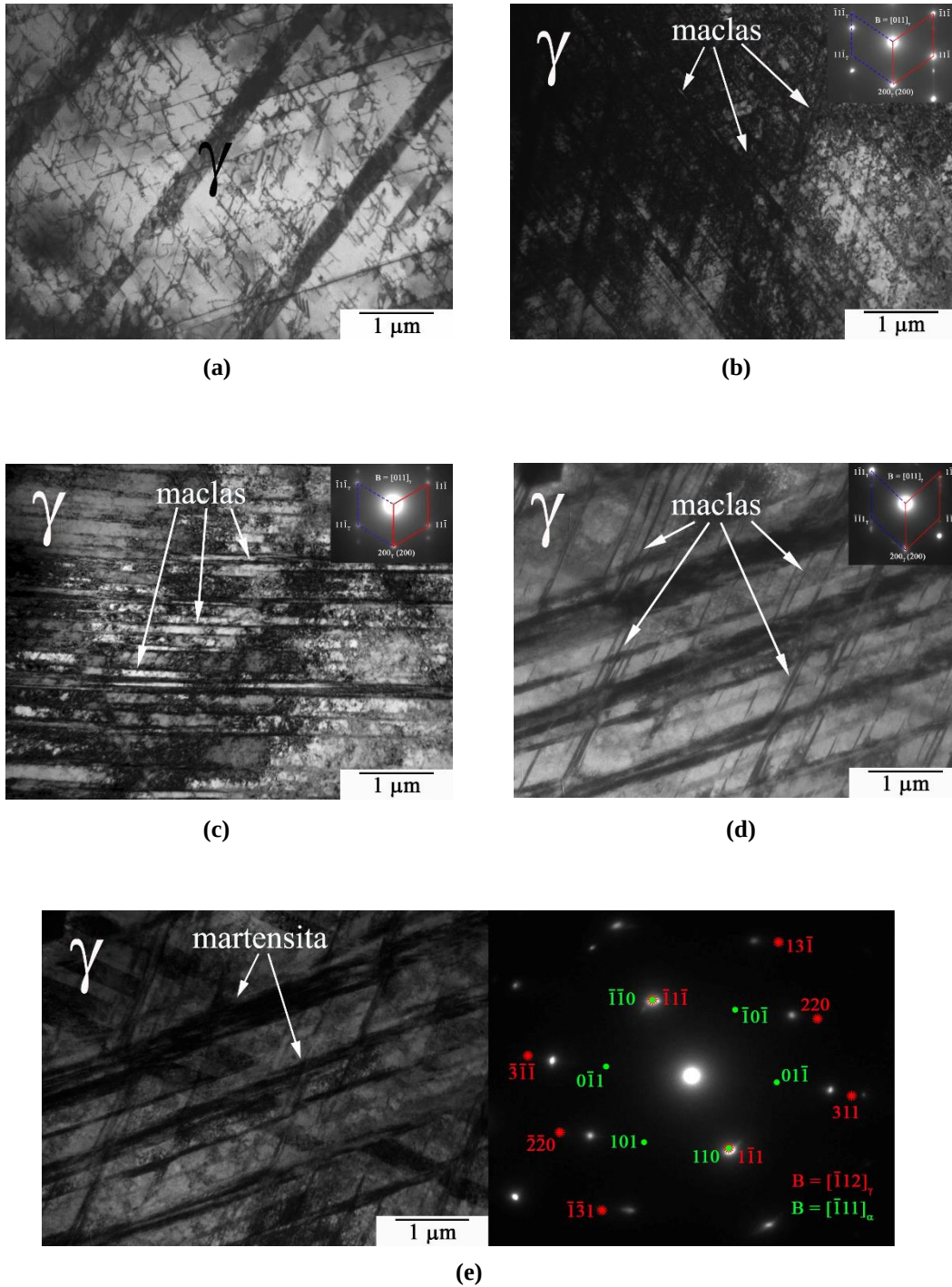
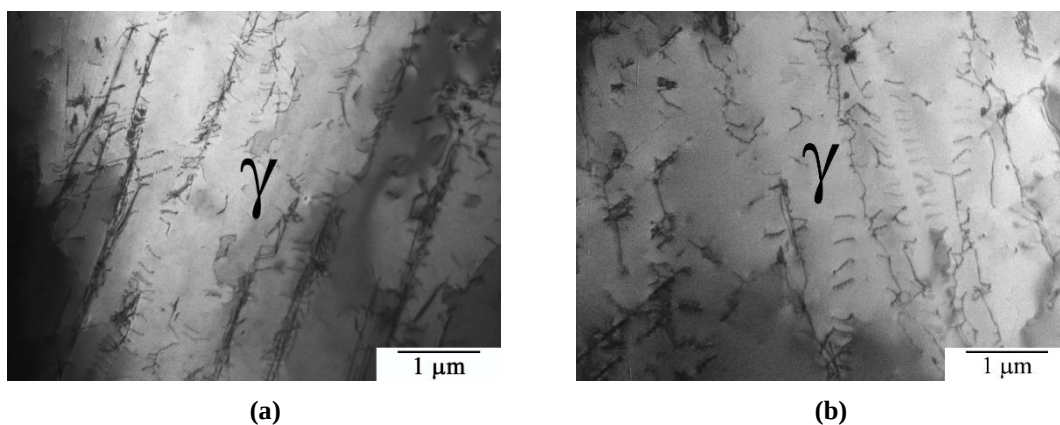


Fig. 3.18. Microestructura TEM cercana a la superficie de 253 MA: **(a)** AR, **(b)** LSP2500, **(c)** LSP5000 y **(d)**, **(e)** SP.

Además, se debe tener en cuenta que algunos aceros inoxidables austeníticos pueden transformarse parcialmente en martensita cuando son sometidos a tratamientos de endurecimiento superficial, como el proceso de impacto ultrasónico, el proceso de impactos láser y el granallado [55,60-63]. A este respecto, sólo se detectó martensita

inducida por deformación en el 253 MA tratado con SP (Fig. 3.18(e)). Kumagai y col. [12] estudiaron las características microestructurales del acero inoxidable austenítico AISI 316 sometido a SP y LSPwC y encontraron que sólo el SP provoca martensita inducida por deformación (α' -martensita). La transformación martensítica inducida por deformación depende en gran medida de los elementos de aleación, la temperatura y la velocidad de deformación [56,57,64-66]. Shen y col. [54] encontraron que la cantidad de martensita aumenta con el incremento de la deformación, pero disminuye con el aumento de la velocidad de deformación. Por lo tanto, la aparición de martensita inducida por deformación podría racionalizarse principalmente a través de la menor velocidad de deformación involucrada en el tratamiento de SP (10^4 s^{-1}) con respecto a la involucrada en los procesos de impactos láser (10^6 s^{-1}) [67]. Por otra parte, Mordyuk y col. [55] explicaron la ausencia de martensita inducida por deformación en los aceros austeníticos AISI 321 tratado mediante LSPwC por los efectos térmicos que este tratamiento causa. Tomando en cuenta los resultados anteriores, los efectos térmicos y la velocidad de deformación del LSPwC en el 253 MA tratado, evitarían la transformación martensítica.

La Fig. 3.19 muestra micrografías TEM del material AR, LSPwC y SP a una profundidad de 1 mm desde la superficie. Al igual que lo hallado en el material UNS S44600 con LSPwC, en el acero 253 MA tratado se observa que la densidad de defectos microestructurales inducidos por los tratamientos superficiales disminuye a medida que aumenta la distancia a la superficie (Fig. 3.19(b)-(d)).



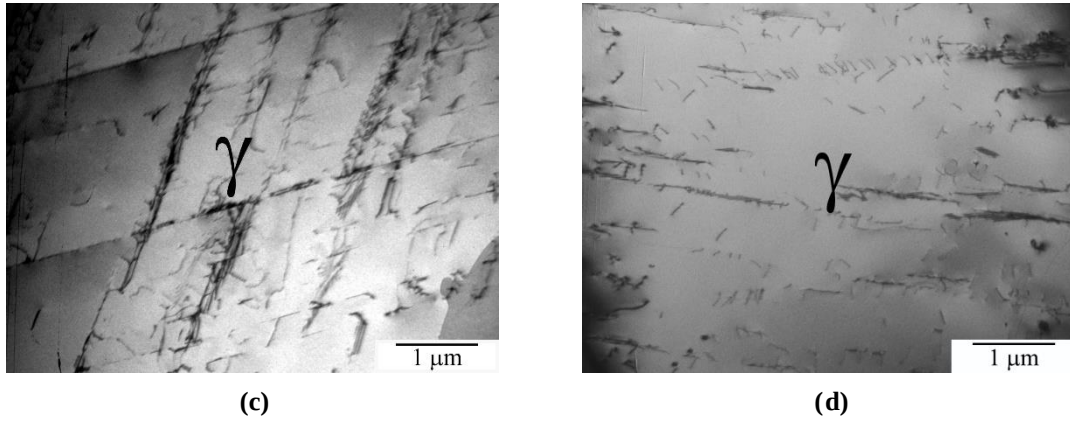


Fig. 3.19. Microestructura TEM a una profundidad de 1 mm desde la superficie de 253 MA: (a) AR, (b) LSP2500, (c) LSP5000 y (d) SP.

3.2.2. Efecto del LSPwC y SP en la dureza

En la Fig. 3.20 se muestran los perfiles de microdureza sobre las secciones transversales de las muestras AR, LSPwC y SP. De esta figura se vislumbra que, como reportaron otros autores [5,12,49], el LSPwC y el SP incrementan la dureza cerca de la superficie (aproximadamente entre 20-40%), mientras que a una profundidad de 1 mm las muestras tratadas alcanzan la dureza de la muestra AR. Estos resultados estarían relacionados, con la alta densidad de dislocaciones inducida por los tratamientos cerca de la superficie (Fig. 3.18(b)-(e)), y a 1 mm de profundidad desde la superficie por la similitud de las estructuras de dislocaciones observada en las muestras tratadas y AR (Fig. 3.19(a)-(d)). Además, como es de esperar, la dureza superficial inducida por el SP es mayor que la generada por el LSPwC.

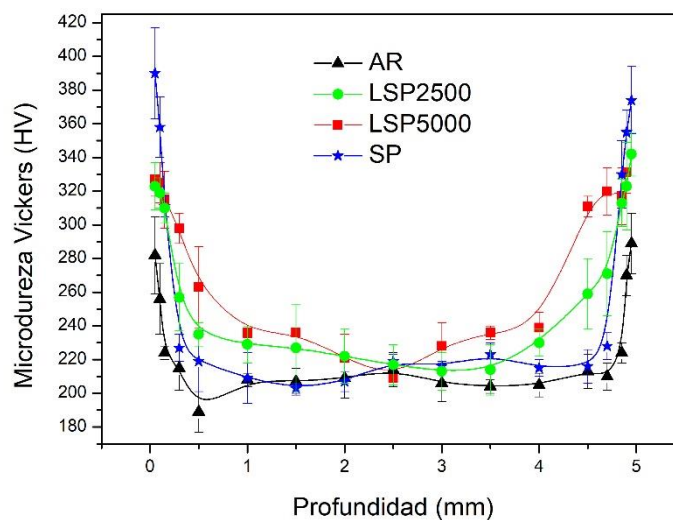


Fig. 3.20. Perfiles de microdureza de las secciones transversales de las muestras del acero 253 MA.

3.2.3. Efecto del LSPwC y SP en la rugosidad superficial

La Tabla 3.2 muestra los valores de rugosidad para las muestras AR, LSPwC y SP. En el acero 253 MA solo el LSPwC con la mayor densidad de pulsos causa un aumento de la rugosidad. Estos resultados pueden racionalizarse teniendo en cuenta la elevada rugosidad inicial que posee el material AR causada por el decapado involucrado en su proceso de fabricación. Por otro lado, otros trabajos ya han reportado una mayor rugosidad con una mayor densidad de pulso [5,68], tal como ocurrió en el acero UNS S44600 (Tabla 3.1).

Tabla 3.2. Rugosidad superficial de 253 MA tratado y no tratado superficialmente.

253 MA	Ra (μm)	Desviación estándar (μm)
AR	5.7	0.5
LSP2500	5.6	0.8
LSP5000	6.7	0.3
SP	5.6	0.4

3.2.4. Efecto del LSPwC y SP en las tensiones residuales

En la Fig. 3.21 se observan las tensiones residuales del acero 253 MA AR, LSPwC y SP en función de la profundidad. Estas fueron medidas por la técnica de difracción de rayos X cerca de la superficie, y por hole drilling a partir de 0.2 mm de profundidad desde la superficie. Para el cálculo de las tensiones residuales medidas por hole drilling se utilizó el método integral (siendo S_{xx} y S_{yy} paralelas y perpendiculares a la dirección de secuencia de pulso, respectivamente). De esta figura puede observarse que el material AR y con SP presenta CRS en su superficie. Por el contrario, para ambas condiciones de LSPwC, las muestras presentan TRS en la superficie (Fig. 3.21). Como ya ha sido explicado para el acero superferrítico, al no emplear capa protectora en el tratamiento de LSPwC ocurren efectos térmicos que llevan a estas TRS [39]. El hecho de que dicha capa no sea observada en las micrografías ópticas de la sección transversal (Fig. 3.17(b) y (c)) puede deberse a su escaso espesor (5-15 μm). También se advierte de esta figura que, en las muestras tratadas, las CRS máximas no se encuentran en la superficie, sino a unos pocos micrómetros de profundidad. Chen y col. [69] informaron resultados similares en un acero inoxidable dúplex tratado con SP. Por otra parte, es importante destacar que las elevadas CRS inducidas por LSPwC alcanzan mayor penetración que por SP, hasta 1 mm de profundidad. Otro resultado a destacar es que, cuanto mayor es la densidad de pulso,

mayores son las CRS observadas. De este modo, la CRS máxima es -1200 MPa para LSP5000 a una profundidad de 0.25 mm y -1000 MPa para LSP2500 a una profundidad de 0.7 mm. Este resultado está de acuerdo con los hallazgos de otros autores en un acero inoxidable 17-4 PH martensítico endurecible por precipitación y en un acero inoxidable dúplex 2205 tratados con LSP [14,33]. De la Fig. 3.21 se distingue una diferencia en la magnitud de las componentes S_{xx} y S_{yy} en el rango de 0.1 - 0.7 mm para LSP5000. Como ya se ha explicado, esta anisotropía se debe a que las componentes de las tensiones residuales S_{xx} y S_{yy} que se generan en la zona exterior de cada pulso láser no tienen simetría axial, y podría estar relacionada con la existencia de anisotropía microestructural debido a la relación entre la densidad de dislocaciones y la deformación plástica inducida [22].

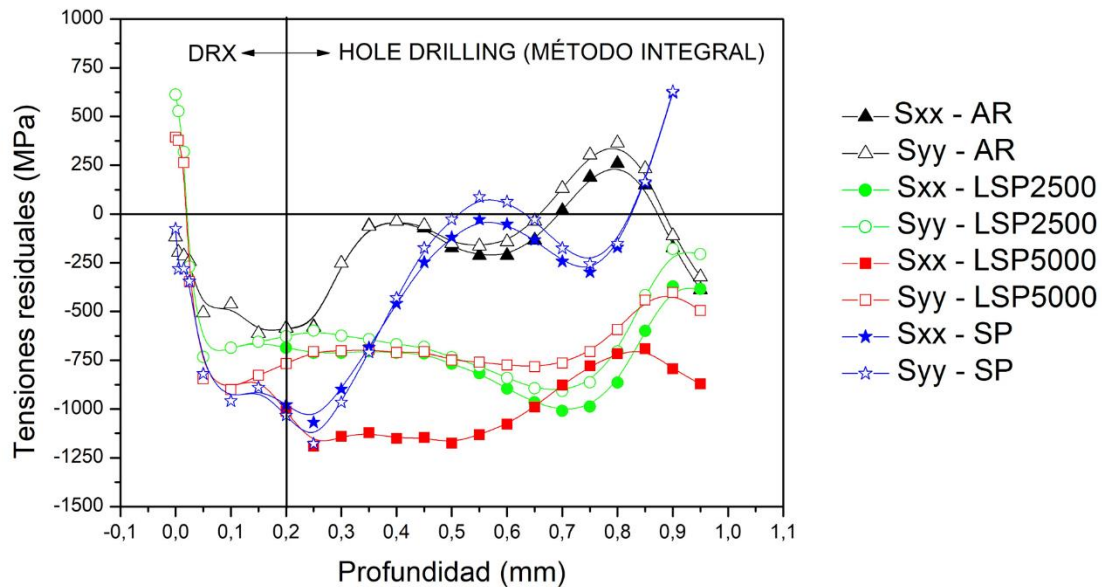


Fig. 3.21. Distribución de las tensiones residuales del acero 253 MA AR, LSP2500, LSP5000 y SP.

3.2.5. Comportamiento cíclico y correlación con la microestructura

La Fig. 3.22 muestra el comportamiento cíclico del acero 253 MA en condiciones AR, LSPwC y SP. Independientemente de la condición de la superficie, se observa un ablandamiento cíclico durante la etapa inicial de vida a fatiga seguida de una etapa de saturación hasta la fractura. A partir de esta figura se evidencia que todos los tratamientos superficiales mejoran la vida a LCF de este acero. Algunos autores [70,71] reportaron en diferentes aleaciones el efecto beneficioso del LSP en el aumento de la vida a fatiga, aunque las CRS inducidas por este tratamiento se relajen casi por completo durante el

ensayo. Este fenómeno lo atribuyen a la estabilidad, durante el ciclado, del endurecimiento por trabajado de la microestructura cercana a la superficie generada por LSP. Más aún destacan la importancia de la estabilidad y naturaleza de dicha microestructura como crucial en la demora del inicio de daño por fatiga. En este sentido, en el 253 MA debido a su baja SFE y como consecuencia de las altas velocidades de deformación involucradas en los tratamientos LSPwC y SP, tiene lugar la deformación por maclado. El maclado no sólo actúa como una barrera que restringe el movimiento de las dislocaciones [72,73] impidiendo el desarrollo de una estructura de dislocaciones más relajada (como venas, paredes y bandas de deslizamiento persistentes) [74,75], sino que también retarda la nucleación de las microfisuras por fatiga [76,77]. Teniendo esto en cuenta se explica que, en el acero 253 MA con tratamiento superficial aún en el régimen de LCF la microestructura endurecida cercana a la superficie de las muestras tratadas permanece estable después de la fatiga (Fig. 3.23(b)-(d)), asemejándose a la microestructura antes del ciclado (Fig. 3.18(b)-(e)). De esta manera, el maclado inducido tanto por el LSPwC como por el SP es crucial en el incremento de la vida a fatiga del acero 253 MA debido a estabilidad de la capa endurecida por deformación y a la disminución del inicio de daño por fatiga.

De la Fig. 3.22 es evidente que el LSP2500 presenta una vida a fatiga más larga que el LSP5000. Este último muestra mayores CRS y rugosidad que el LSP2500, Fig. 3.21 y Tabla 3.2. En este sentido, Wagner [40] realizó en muestras de aleación AZ 80 tratamientos de SP con diferentes intensidades Almen, y observó que la rugosidad superficial aumenta notablemente con la intensidad Almen. Luego, sometió esas muestras a ensayos de fatiga y observó una mejora óptima de la vida a fatiga en las muestras tratadas con SP con muy bajas intensidades Almen, que conducen a la nucleación de grietas por fatiga en la subsuperficie. Entonces, en materiales tratados superficialmente aunque las elevadas CRS retrasan la propagación de las grietas por fatiga, la rugosidad acelera su nucleación [40,78]. El LSP5000 en el acero 253 MA genera mayores CRS y endurecimiento por trabajado de la microestructura que en el LSP2500 que no se relajan en el régimen de LCF, pero además, produce mayor rugosidad que el LSP2500. Esta última atenúa la eficiencia del LSP5000 en la prolongación de la vida a LCF.

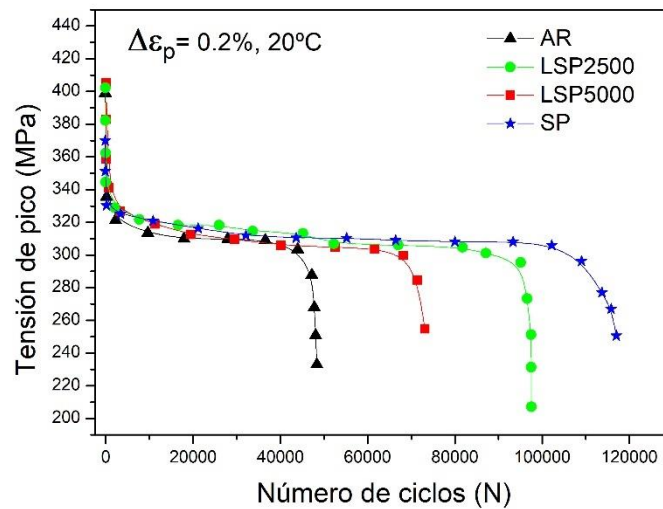


Fig. 3.22. Comportamiento cíclico del acero 253 MA AR, LSPwC y SP fatigado a $\Delta\epsilon_p = 0.2\%$.

Por otro lado, el material tratado con SP presenta la mejor vida a fatiga. Para racionalizar este resultado se deben recordar algunos aspectos. En primer lugar, el retraso del inicio del agrietamiento por fatiga en el material tratado mediante SP, en comparación con los sujetos a otros tratamientos superficiales, podría estar asociado con el mayor número de defectos planares que conducen a una mayor dureza en SP (Fig 3.18(d)). Esto es coincidente con lo reportado en otros trabajos [79]. En segundo lugar, la formación de martensita inducida por deformación en SP (Fig. 3.18(e)) dificulta el movimiento de las dislocaciones retardando la propagación de grietas; Altenberger y col. [29] observaron que el SP reduce la velocidad de crecimiento de las grietas por fatiga en el acero AISI 304 porque las láminas de martensita inducidas por el tratamiento superficial, que están muy próximas entre sí en las regiones cercanas a la superficie, impiden el movimiento de las dislocaciones y, por lo tanto, la aniquilación y la formación de celdas de dislocaciones. Finalmente, el tratamiento de SP induce CRS desde la superficie hasta 0.5 mm de profundidad, mientras que el tratamiento de LSPwC muestra TRS en la superficie seguidas de CRS a lo largo de la profundidad del material (Fig. 3.21). Es importante señalar que Stamm y col. [80] también encontraron TRS en la superficie de muestras de aceros inoxidables austeníticos tratados con LSPwC y sin embargo reportaron una mejora en la vida a HCF. Concordantemente, en el acero 253 MA a pesar de la presencia de TRS en la superficie del material tratado mediante LSPwC se observa un apreciable incremento de la vida a fatiga. Sin embargo, estas TRS podrían explicar, en parte, la

menor vida a fatiga en las muestras tratadas mediante LSPwC en comparación con las muestras SP.

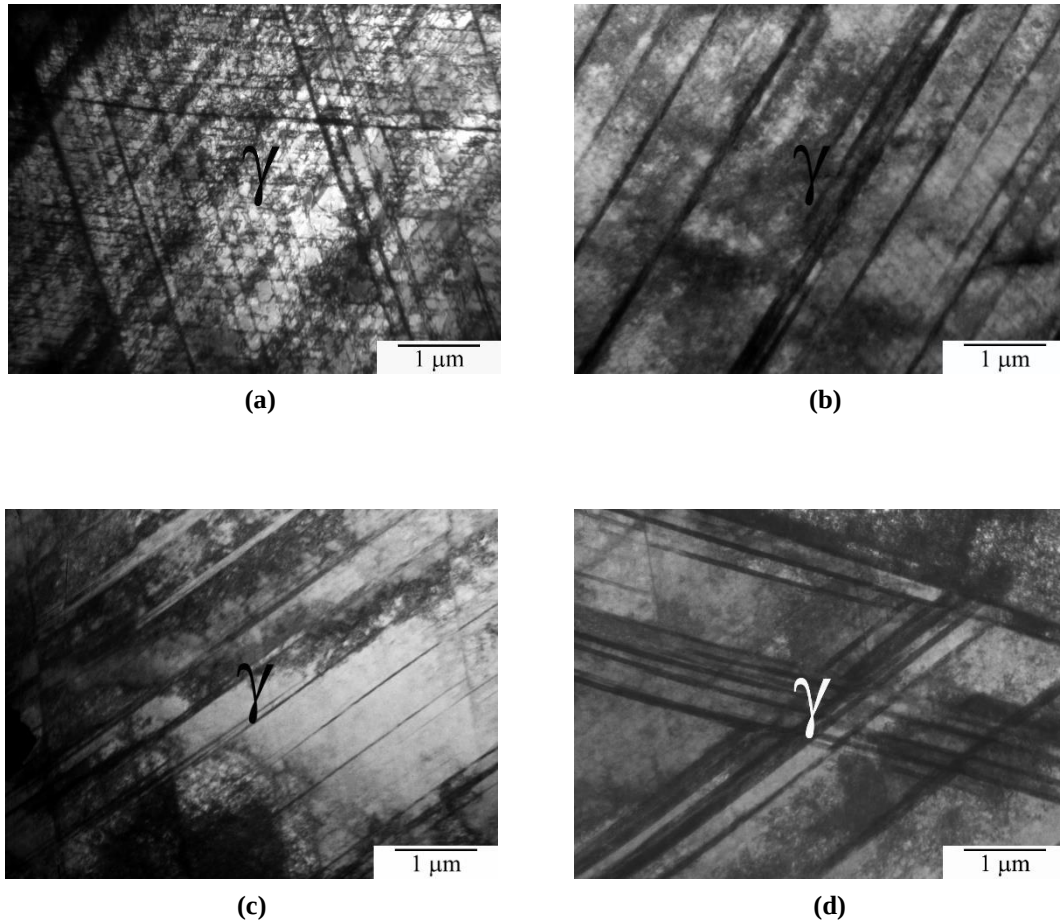


Fig. 3.23. Microestructura TEM cercana a la superficie del acero 253 MA fatigado a $\Delta\epsilon_p = 0.2\%$: **(a)** AR, **(b)** LSP2500, **(c)** LSP5000 y **(d)** SP.

3.2.6. Influencia del tratamiento térmico de recocido en LSPwC

Dado que el acero inoxidable austenítico 253 MA está diseñado principalmente para usarse a altas temperaturas, se estudió la estabilidad con la temperatura de las tensiones residuales y del endurecimiento por deformación en la microestructura inducida por LSPwC. Se seleccionó el acero LSP2500 con un tratamiento térmico posterior de recocido de 500 °C durante 8 horas. Dicho tratamiento térmico será denominado TT.

3.2.6.1. Microestructura después del tratamiento de recocido

La Fig. 3.24 muestra la microestructura observada por MO de las secciones transversales del acero 253 MA LSP2500 sin TT (Fig. 3.24(a)) y con TT (Fig. 3.24(b)).

Al comparar dichas figuras, no se evidencian cambios en el tamaño de grano. Para corroborar este hecho, utilizando el método de intercepción, se determinó el tamaño de grano promedio para las muestras tratadas térmicamente que resultó ser 45 μm , el mismo valor que para las muestras del material sin recocido. En el acero 253 MA la temperatura de recrystalización es superior a 900 $^{\circ}\text{C}$, entonces la exposición a 500 $^{\circ}\text{C}$ durante 8 horas no causaría crecimiento de grano. Esto es coincidente con lo reportado en un acero AISI 316L con LSPwC y con el mismo tratamiento térmico posterior [48].

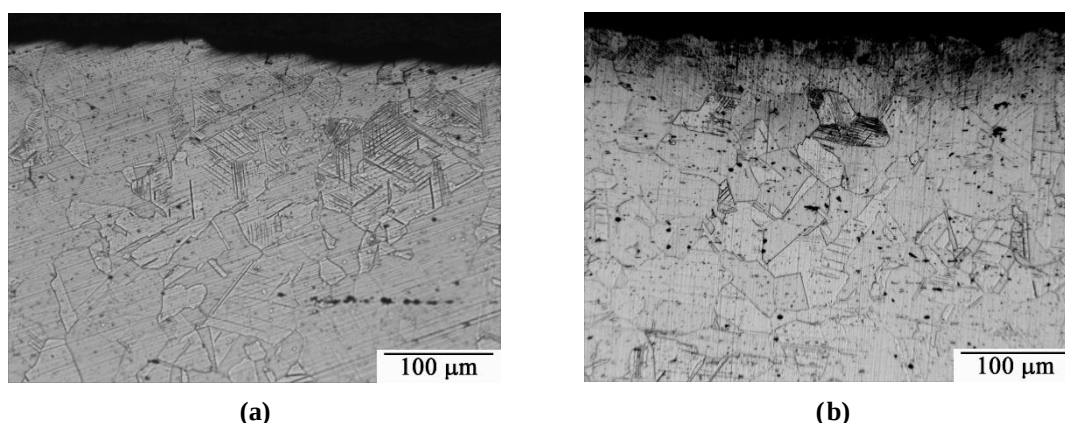


Fig. 3.24. Micrografías ópticas de las secciones transversales de 253 MA: **(a)** LSP2500 y **(b)** LSP2500 TT.

La Fig. 3.25 presenta la microestructura TEM cercana a la superficie del material LSP2500 sin TT (Fig. 3.25(a)) y con TT (Fig. 3.25(b)). De esta figura se observa que luego del TT las maclas se conservaron, mientras que la estructura de dislocaciones evidencia cierto grado de relajación a través de una disminución en la densidad de dislocaciones. Esto último ha sido reportado por otros autores en aceros austeníticos tratados con LSPwC y tratamientos térmicos posteriores [15,48]. Cuando a un material se le suministra energía térmica, si se alcanza su temperatura de activación, las dislocaciones se activan y comienzan a deslizarse y trepar (este movimiento va a depender de la cantidad de obstáculos que tengan que sortear las dislocaciones y de la cantidad de energía térmica suministrada). De esta manera, las dislocaciones se juntan y equilibran, y así la densidad de dislocaciones disminuye.

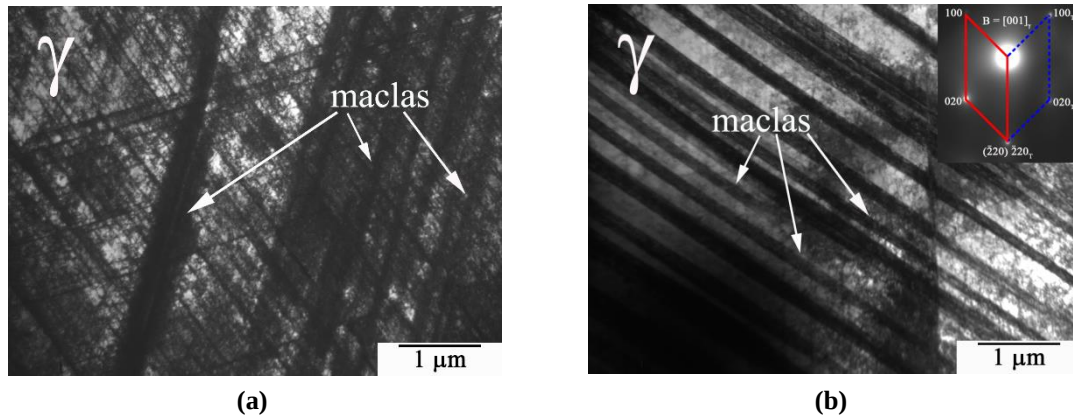


Fig. 3.25. Microestructura TEM cercana a la superficie del 253 MA: **(a)** LSP2500 y **(b)** LSP2500 TT.

3.2.6.2. Dureza después del recocido

Los perfiles de microdureza sobre las secciones transversales de las muestras LSP2500 y LSP2500 TT se muestran en la Fig. 3.26. Al comparar ambas gráficas se puede observar que el recocido no altera demasiado la microdureza que produjo el tratamiento de LSPwC en el acero 253 MA. Estos resultados se asemejan a lo reportado por Karthik y Swaroop [15], ellos encontraron que en el acero AISI 321 tratado mediante LSPwC con 1600 pulsos/cm² y luego sometido a un tratamiento de recocido (700 °C durante 2 horas) no ocasionó una reducción significativa en la dureza respecto del material con LSPwC sin tratamiento de recocido. Ruiz de Lara de Luis [48] explicó que esto se debe a la gran cantidad de dislocaciones que el LSPwC genera en el acero, ya que las propias dislocaciones limitan su movimiento cuando la energía térmica suministrada activa los procesos de recuperación. Este autor también analizó la variación de microdureza que causa un TT de recocido igual al realizado en este trabajo (500 °C durante 8 horas) en el acero AISI 316L tratado con LSPwC. Él reportó que en el material tratado con 1600 pulsos/cm² cerca de la superficie la dureza es prácticamente igual al del material con LSPwC antes del TT.

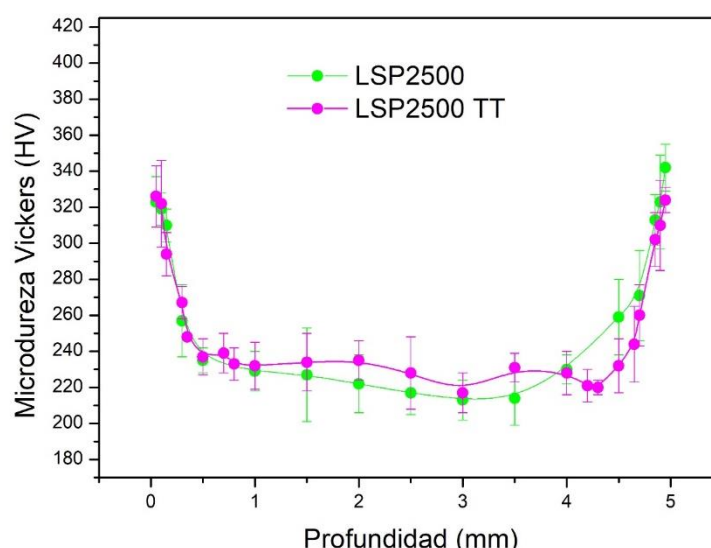


Fig. 3.26. Perfiles de microdureza de los materiales LSP2500 sin y con TT.

3.2.6.3. Rugosidad superficial después del tratamiento de recocido

La Tabla 3.3 muestra los valores de la rugosidad superficial para las muestras LSP2500 y LSP2500 TT. Al comparar estos resultados, se infiere que el recocido no ha producido cambios en la rugosidad superficial. Esto es similar a lo encontrado para el acero AISI 316L [48].

Tabla 3.3. Rugosidad superficial del 253 MA LSP2500 sin y con TT.

253 MA	Ra (μm)	Desviación estándar (μm)
LSP2500	5.6	0.8
LSP2500 TT	5.6	0.3

3.2.6.4. Estabilidad térmica de las tensiones residuales

En la Fig. 3.27 se muestran los resultados de las tensiones residuales medidas mediante DRX en las muestras del acero inoxidable austenítico 253 MA LSP2500 y LSP2500 TT en función de la profundidad. En la superficie del material con TT, aunque siguen existiendo TRS debido a la presencia de la capa fundida y resolidificada causada por el LSPwC, su magnitud es menor a sin TT. Por otro lado, a la profundidad de 0.1 mm, antes del recocido la CRS medida es -685 MPa y después del TT es -430 MPa. Además, puede observarse que las CRS que antes del recocido se observaban a 0.02 mm, después del tratamiento térmico se encontraron a aproximadamente 0.03 mm. De esta manera, el TT

posterior al LSPwC en el acero 253MA relaja tanto las TRS como CRS. Sin embargo, aún después del TT se encuentran apreciables CRS.

Por lo tanto, se tiene que en el acero 253 MA tratado con LSPwC al ser sometido a un TT de recocido se relajan en parte las CRS generadas por el tratamiento de LSPwC. Estos resultados coinciden con los reportados por Prevéy y col. [81] para la aleación Ti-6Al-4V tratada con LSPwC y luego expuesta a 425 °C durante 10 y 60 minutos, ya que después de ambos períodos de tiempo se produjo una pequeña pérdida de las CRS cerca de la superficie, donde el material está más deformado por el tratamiento superficial. Por otro lado, Nalla y col. [82] también estudiaron los cambios que ejerce la temperatura en la aleación Ti-6Al-4V tratada con LSPwC, pero sometida a un tratamiento térmico de recocido a 450 °C por 45 minutos, y encontraron que el TT causó una reducción sustancial de las CRS cerca de la superficie, lo que representó un valor entre 2-3.5 veces menor que el de las CRS generadas por el LSPwC. En cuanto a Ruiz de Lara de Luis [48], que realizó el mismo TT que en el presente trabajo, pero en un acero AISI 316L tratado con dos densidades de pulso diferentes (900 y 1600 pulsos/cm²), él encontró que para la menor densidad de pulso las CRS se van a cero en la superficie, en cambio en el caso de 1600 pulsos/cm² después del TT las CRS introducidas por el LSPwC presentaron gran estabilidad.

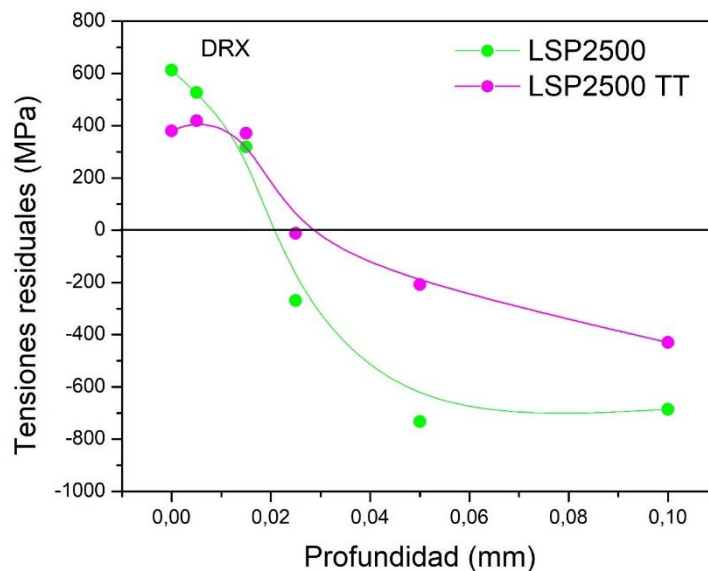


Fig. 3.27. Distribución de las tensiones residuales del acero 253 MA LSP2500 sin y con TT medidas por difracción de rayos X.

3.3. Referencias

- [1] U. Sánchez-Santana, C. Rubio-González, G. Gómez-Rosas, J.L. Ocaña, C. Molpeceres, J. Porro, M. Morales, Wear and friction of 6061-T6 aluminum alloy treated by laser shock processing, *Wear* 260 (2006) 847–854.
- [2] C.A. Vázquez Jiménez, R. Strubbia, G. Gómez Rosas, C. Rubio González, S. Hereñú, Fatigue life rationalization of laser shock peened SAF 2205 with different swept direction, *Optics and Laser Technology* 111 (2019) 789–796.
- [3] A.K. Gujba, M. Medraj, Laser Peening Process and Its Impact on Materials Properties in Comparison with Shot Peening and Ultrasonic Impact Peening, *Materials* 7 (2014) 7925–7974.
- [4] L. Zhou, W. He, S. Luo, C. Long, C. Wang, X. Nie, G. He, X. Shen, Y. Li, Laser shock peening induced surface nanocrystallization and martensite transformation in austenitic stainless steel, *Journal of Alloys and Compounds* 655 (2016) 66–70.
- [5] S. Kalainathan, S. Sathyajith, S. Swaroop, Effect of laser shot peening without coating on the surface properties and corrosion behavior of 316L steels, *Optics and Lasers in Engineering* 50 (2012) 1740–1745.
- [6] Y. Sano, M. Obata, T. Kubo, N. Mukai, M. Yoda, K. Masaki, Y. Ochi, Retardation of crack initiation and growth in austenitic stainless steels by laser peening without protective coating, *Materials Science and Engineering A* 417 (2006) 334–340.
- [7] C.S. Montross, T. Wei, L. Ye, G. Clark, Y. Mai, Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: a review, *International Journal of Fatigue* 24 (2002) 1021–1036.
- [8] A.S. Gill, A. Telang, V.K. Vasudevan, Characteristics of surface layers formed on inconel 718 by laser shock peening with and without a protective coating, *Journal of Materials Processing Technology* 225 (2015) 463–472.
- [9] D.T. Llewellyn, R.C. Hudd. (1998). *Steels: Metallurgy and Applications*. Oxford, United Kingdom: Butterworth-Heinemann.
- [10] K. Nilsson, *Corrosion Tests of Stainless Steels in Automotive Applications*, Master's Thesis, (Division of Engineering Materials, Department of Applied Physics and Mechanical Engineering, Luleå University of Technology, 2006).
- [11] B. Leffler. (1998). *STAINLESS - stainless steels and their properties*. Avesta, Stockholm: Avesta Sheffield (Outokumpu).
<https://www.tf.uni-kiel.de/matwis/amat/iss/kap_9/articles/stainless_steel.pdf>.

- [12] M. Kumagai, K. Akita, M. Imafuku, S. Ohya, Workhardening and the microstructural characteristics of shot- and laser-peened austenitic stainless steel, *Materials Science & Engineering A* 608 (2014) 21–24.
- [13] D. Karthik, S. Swaroop, Laser peening without coating—an advanced surface treatment: A review, *Materials and Manufacturing Processes* 32 (2017) 1565–1572.
- [14] D. Karthik, S. Kalainathan, S. Swaroop, Surface modification of 17–4 PH stainless steel by laser peening without protective coating process, *Surface & Coatings Technology* 278 (2015) 138–145.
- [15] D. Karthik, S. Swaroop, Laser peening without coating induced phase transformation and thermal relaxation of residual stresses in AISI 321 steel, *Surface & Coatings Technology* 291 (2016) 161–171.
- [16] R. Oettel. (2000). The Determination of Uncertainties in Residual Stress Measurement (Using de hole drilling technique). Code of Practice 15. Standards Measurement & Testing Project N° SMT4-CT97-2165.
- [17] N. Hfaiedh, P. Peyre, H. Song, I. Popa, V. Ji, V. Vignal, Finite element analysis of laser shock peening of 2050-T8 aluminum alloy, *International Journal of Fatigue* 70 (2015) 480–489.
- [18] P. Peyre, N. Hfaiedh, H. Song, V. Ji, V. Vignal, W. Seiler, S. Branly, Laser shock processing with two different laser sources on 2050-T8 aluminum alloy, *International Journal of Structural Integrity* 2(1) (2011) 87–100.
- [19] M. Dorman, M.B. Toparli, N. Smyth, A. Cini, M.E. Fitzpatrick, P.E. Irving, Effect of laser shock peening on residual stress and fatigue life of clad 2024 aluminium sheet containing scribe defects, *Materials Science and Engineering A* 548 (2012) 142–151.
- [20] E. Maawad, Y. Sano, L. Wagner, H.-G. Brokmeier, Ch. Genzel, Investigation of laser shock peening effects on residual stress state and fatigue performance of titanium alloys, *Materials Science and Engineering A* 536 (2012) 82–91.
- [21] U. Trdan, M. Skarba, J. Grum, Laser shock peening effect on the dislocation transitions and grain refinement of Al-Mg-Si alloy, *Materials Characterization* 97 (2014) 57–68.
- [22] C. Correa, D. Peral, J.A. Porro, M. Díaz, L. Ruiz de Lara, A. García-Beltrán, J.L. Ocaña, 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 (2015) 179–187.
- [23] P. Peyre, C. Carboni, A. Sollier, L. Berthe, C. Richard, E. de Los Rios, R. Fabbro, New trends in laser shock waves physics and applications, *High-Power Laser Ablation IV (Proceedings of SPIE)* 4760 (2002) 654–666.
- [24] C. Rubio-González, J.L. Ocaña, G. Gómez-Rosas, C. Molpeceres, M. Paredes, A. Banderas, J.A. Porro, M. Morales, Effect of laser shock processing on fatigue crack growth and fracture toughness of 6061-T6 aluminum alloy, *Materials Science and Engineering A* 386 (2004) 291–295.
- [25] V. Schulze. (2006). *Modern Mechanical Surface Treatment - States, Stability, Effects*. Weinheim, Alemania: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA.
- [26] C. Rubio-González, A. Garnica-Guzmán, G. Gómez-Rosas, Relaxation of residual stresses induced by laser shock processing, *Revista Mexicana de Física* 55 (4) (2009) 256–261.
- [27] C. Ye, S. Suslov, B.J. Kim, E.A. Stach, G.J. Cheng, Fatigue performance improvement in AISI 4140 steel by dynamic strain aging and dynamic precipitation during warm laser shock peening, *Acta Materialia* 59 (2011) 1014–1025.
- [28] I. Nikitin, I. Altenberger, Comparison of the fatigue behavior and residual stress stability of laser-shock peened and deep rolled austenitic stainless steel AISI 304 in the temperature range 25–600°C, *Materials Science and Engineering A* 465 (2007) 176–182.
- [29] I. Altenberger, B. Scholtes, U. Martin, H. Oettel, Cyclic deformation and near surface microstructures of shot peened or deep rolled austenitic stainless steel AISI 304, *Materials Science and Engineering A* 264 (1999) 1–16.
- [30] U. Martin, I. Altenberger, B. Scholtes, K. Kremmer, H. Oettel, Cyclic deformation and near surface microstructures of normalized shot peened steel SAE 1045, *Materials Science and Engineering A* 246 (1998) 69–80.
- [31] J. Yan, Y. Gu, F. Sun, Y. Xu, Y. Yuan, J. Lu, Z. Yang, Y. Dang, Evolution of microstructure and mechanical properties of a 25Cr-20Ni heat resistant alloy after long-term service, *Materials Science & Engineering A* 675 (2016) 289–298.
- [32] M. Akita, M. Nakajima, Y. Uematsu, K. Tokaji, Effects of annealing and quenching on fatigue behaviour in type 444 ferritic stainless steel, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 31 (2008) 959–966.

- [33] C. Rubio-González, C. Félix-Martínez, G. Gómez-Rosas, J.L. Ocaña, M. Morales, J.A. Porro, Effect of laser shock processing on fatigue crack growth of duplex stainless Steel, *Materials Science and Engineering A* 528 (2011) 914–919.
- [34] L. Spadaro, G. Gómez-Rosas, C. Rubio-González, R. Bolmaro, A. Chávez-Chávez, S. Hereñú, Fatigue behavior of superferritic stainless steel laser shock treated without protective coating, *Optics and Laser Technology* 93 (2017) 208–215.
- [35] X. Pan, X. Li, L. Zhou, X. Feng, S. Luo, W. He, Effect of Residual Stress on S–N Curves and Fracture Morphology of Ti6Al4V Titanium Alloy after Laser Shock Peening without Protective Coating, *Materials* 12 (2019) 3799.
- [36] H. Zhang, Z. Cai, Z. Wan, P. Peng, H. Zhang, R. Sun, Z. Che, C. Guo, B. Li, W. Guo, Microstructure and mechanical properties of laser shock peened 38CrSi steel, *Materials Science & Engineering A* 788 (2020) 139486.
- [37] J. Sun, A. Su, T. Wang, W. Chen, W. Guo, Effect of laser shock processing with post- machining and deep cryogenic treatment on fatigue life of GH4169 super alloy, *International Journal of Fatigue* 119 (2019) 261–267.
- [38] R. Sun, W. Huang, Z. Cao, Z. Che, S. Zou, J. Wu, Fatigue life extension of 42CrMo high-strength steel and its micro strengthening mechanism under laser shock peening, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering* 892 (2020) 012005.
- [39] W. Yong, W. Xibin, L. Zhibing, L. Shuyao, C. Hui, P. Xiaoyu, C. Hongtao, Effects of laser shock peening in different processes on fatigue life of 32CrNi steel, *Materials Science & Engineering A* 796 (2020) 139933.
- [40] L. Wagner, Mechanical surface treatments on titanium, aluminium and magnesium alloys, *Materials Science and Engineering A* 263 (1999) 210–216.
- [41] T. Klotz, D. Delbergue, P. Bocher, M. Lévesque, M. Brochu, Surface characteristics and fatigue behavior of shot peened Inconel 718, *International Journal of Fatigue* 110 (2018) 10–21.
- [42] K.A. Soady, Life assessment methodologies incorporating shot peening process effects: mechanistic consideration of residual stresses and strain hardening. Part 1 – effect of shot peening on fatigue resistance, *Materials Science and Technology* 29(6) (2013) 637–651.

- [43] L. Trško, O. Bokůvka, F. Nový, M. Guagliano, Effect of severe shot peening on ultra-high-cycle fatigue of a low-alloy steel, *Materials and Design* 57 (2014) 103–113.
- [44] A.G. Sánchez, C. You, M. Leering, D. Glaser, D. Furfari, M.E. Fitzpatrick, J. Wharton, P.A.S. Reed, Effects of Laser Shock Peening on the Mechanisms of Fatigue Short Crack Initiation and Propagation of AA7075-T651, *International Journal of Fatigue* 143 (2021) 106025.
- [45] M. Klesnil, P. Lukáš (1992). *Fatigue of Metallic Materials*. Materials Science Monographs 71 (2nd edition). Amsterdam, Netherlands: Elsevier.
- [46] C. Laird, D.J. Duquette (1972). *Corrosion Fatigue: Chemistry, Mechanics and Microstructure - Volume 2*. Houston, United States of America: National Association of Corrosion Engineers.
- [47] W.H. Kim, C. Laird, Crack nucleation and stage I propagation in high strain fatigue—I. Microscopic and interferometric observations, *Acta Metallurgica* 26 (1978) 777–787.
- [48] L. Ruiz de Lara de Luis, Desarrollo de métodos para la evaluación integrada de propiedades mecánicas y superficiales inducidas en materiales metálicos mediante tratamiento superficial por ondas de choque generadas por láser, Tesis de Doctorado, (Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales, Universidad Politécnica de Madrid, 2015).
- [49] A. Vinoth Jebaraj, T. Sampath Kumar, L. Ajay Kumar, C.R. Deepak, Influence of shot peening on surface quality of austenitic and duplex stainless steel, in 14th International Conference on Science, Engineering & Technology, 2017.
- [50] J.Z. Lu, K.Y. Luo, Y.K. Zhang, G.F. Sun, Y.Y. Gu, J.Z. Zhou, X.D. Ren, X.C. Zhang, L.F. Zhang, K.M. Chen, C.Y. Cui, Y.F. Jiang, A.X. Feng, L. Zhang, Grain refinement mechanism of multiple laser shock processing impacts on ANSI 304 stainless steel, *Acta Materialia* 58 (2010) 5354–5362.
- [51] S. Lou, Y. Li, L. Zhou, X. Nie, G. He, Y. Li, W. He, Surface nanocrystallization of metallic alloys with different stacking fault energy induced by laser shock processing, *Materials and Design* 104 (2016) 320–326.
- [52] M. Kumagai, K. Akita, Y. Itano, M. Imafuku, S. Ohya, X-ray diffraction study on microstructures of shot/laser-peened AISI316 stainless steel, *Journal of Nuclear Materials* 443 (2013) 107–111.

- [53] H. Lee, D. Kim, J. Jung, Y. Pyoun, K. Shin, Influence of peening on the corrosion properties of AISI 304 stainless steel, *Corrosion Science* 51 (2009) 2826–2830.
- [54] Y.F. Shen, X.X. Li, X. Sun, Y.D. Wang, L. Zuo, Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel, *Materials Science and Engineering A* 552 (2012) 514–522.
- [55] B.N. Mordyuk, Y.V. Milman, M.O. Iefimov, G.I. Prokopenko, V.V. Silberschmidt, M.I. Danylenko, A.V. Kotko, Characterization of ultrasonically peened and laser-shock peened surface layers of AISI 321 stainless steel, *Surface & Coatings Technology* 202 (2008) 4875–4883.
- [56] P.J. Ferreira, J.B. Vander Sande, M. Amaral Fortes, A. Kyrolainen, Microstructure Development during High-Velocity Deformation, *Metallurgical and Materials Transactions A* 35 (2004) 3091–3101.
- [57] K.H. Lo, C.H. Shek, J.K.L. Lai, Recent developments in stainless steels, *Materials Science and Engineering R* 65 (2009) 39–104.
- [58] X. An, S. Ni, M. Song, X. Liao, Deformation Twinning and Detwinning in Face-Centered Cubic Metallic Materials, *Advanced Engineering Materials* (2019) 1900479.
- [59] P. Peyre, X. Scherpereel, L. Berthe, C. Carboni, R. Fabbro, G. Béranger, C. Lemaitre, Surface modifications induced in 316L steel by laser peening and shot-peening. Influence on pitting corrosion resistance, *Materials Science and Engineering A* 280 (2000) 294–302.
- [60] M. Halilović, S. Issa, M. Wallin, H. Hallberg, M. Ristinmaa, Prediction of the residual state in 304 austenitic steel after laser shock peening – Effects of plastic deformation and martensitic phase transformation, *International Journal of Mechanical Sciences* 111–112 (2016) 24–34.
- [61] T.S. Wang, B. Lu, M. Zhang, R.J. Hou, F.C. Zhang, Nanocrystallization and α martensite formation in the surface layer of medium-manganese austenitic wear-resistant steel caused by shot peening, *Materials Science and Engineering A* 458 (2007) 249–252.
- [62] L. Singh, R.A. Khan, M.L. Aggarwal, Effect of shot peening on hardening and surface roughness of nitrogen austenitic stainless steel, *International Journal of Engineering Science and Technology* 2(5) (2010) 818–826.

- [63] Y. He, K. Li, I.S. Cho, C.S. Lee, I.G. Park, J. Song, C.W. Yang, J.H. Lee, K. Shin, Microstructural Characterization of SS304 upon Various Shot Peening Treatments, *Applied Microscopy* 45(3) (2015) 155-169.
- [64] J. Talonen, H. Hänninen, Formation of shear bands and strain-induced martensite during plastic deformation of metastable austenitic stainless steels, *Acta Materialia* 55 (2007) 6108–6118.
- [65] A. Das, S. Sivaprasad, M. Ghosh, P.C. Chakraborti, S. Tarafder, Morphologies and characteristics of deformation induced martensite during tensile deformation of 304 LN stainless steel, *Materials Science and Engineering A* 486 (2008) 283–286.
- [66] A.Y. Chen, H.H. Ruan, J. Wang, H.L. Chan, Q. Wang, Q. Li, J. Lu, The influence of strain rate on the microstructure transition of 304 stainless steel, *Acta Materialia* 59 (2011) 3697–3709.
- [67] P. Peyre, R. Fabbro, P. Merrien, H.P. Lieurade, Laser shock processing of aluminium alloys. Application to high cycle fatigue behaviour, *Materials Science and Engineering A* 210 (1996) 102–113.
- [68] M.V. Nataraj, S. Swaroop, Deformation-induced phase transition and nanotwins in SS 304 steel during cryogenic laser shock peening without coating, *Journal of Materials Research and Technology* 19 (2022) 2611–2622.
- [69] M. Chen, C. Jiang, Z. Xu, K. Zhan, V. Ji, Experimental study on macro- and microstress state, microstructural evolution of austenitic and ferritic steel processed by shot peening, *Surface & Coatings Technology* 359 (2019) 511–519.
- [70] I. Nikitin, B. Scholtes, H.J. Maier, I. Altenberger, High temperature fatigue behavior and residual stress stability of laser-shock peened and deep rolled austenitic steel AISI 304, *Scripta Materialia* 50 (2004) 1345–1350.
- [71] I. Altenberger, R.K. Nalla, Y. Sano, L. Wagner, R.O. Ritchie, On the effect of deep-rolling and laser-peening on the stress-controlled low- and high-cycle fatigue behavior of Ti–6Al–4V at elevated temperatures up to 550 °C, *International Journal of Fatigue* 44 (2012) 292–302.
- [72] M.A. Meyers, K.K. Chawla, *Mechanical Behavior of Materials*, Cambridge University Press, 2009.
- [73] D.T. Pierce, J.A. Jiménez, J. Bentley, D. Raabe, J.E. Wittig, The influence of stacking fault energy on the microstructural and strain-hardening evolution of Fe-Mn-Al-Si steels during tensile deformation, *Acta Materialia* 100 (2015) 178–190.

- [74] S. Taheri, A. Hauet, L. Taleb, C. Kpodekon, Micro–macro investigations about the fatigue behavior of pre-hardened 304 L steel, *International Journal of Plasticity* 27 (2011) 1981–2004.
- [75] W. Seok Choi, S. Sandlöbes, N.V. Malyar, C. Kirchlechner, S. Korte-Kerzel, G. Dehm, P.P. Choi, D. Raabe, On the nature of twin boundary-associated strengthening in Fe-Mn-C steel, *Scripta Materialia* 156 (2018) 27–31.
- [76] T. Yuxu, R. Liping, L. Gang, Paling effect of substructure and fatigue strength of alloys, *International Journal of Fatigue* 12 (1990) 131–134.
- [77] J.Y. Wang, Y.X. Tan, R.H. Zhu, Transmission electron microscopy analysis of shot peening strengthened layer for some industrial alloys, in *4th International Conferences on Shot Peening*, 1990, 191–197.
- [78] L. Wagner, *Surface Performance of Titanium Alloys*, The Minerals, Metals & Materials Society (1997).
- [79] X. Xie, D. Ning, J. Sun, Strain-controlled fatigue behavior of cold-drawn type 316 austenitic stainless steel at room temperature, *Materials Characterization* 120 (2016) 195–202.
- [80] H. Stamm, U. Holzwarth, D.J. Boerman, F. Dos Santos Marques, A. Olchini, R. Zausch, Effect of laser surface treatment on high cycle fatigue of AISI316 stainless steel, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 19 (1996) 985–995.
- [81] P. Prev  y, D. Hornbach, P. Mason, Thermal residual stress relaxation and distortion in surface enhanced gas turbine engine components, *Proceedings of the 17th Heat Treating Society Conference and Exposition and the 1st International Induction Heat Treating Symposium* (1998) 3–12.
- [82] R.K. Nalla, I. Altenberger, U. Noster, G.Y. Liu, B. Scholtes, R.O. Ritchie, On the influence of mechanical surface treatments—deep rolling and laser shock peening—on the fatigue behavior of Ti-6Al-4V at ambient and elevated temperatures, *Materials Science and Engineering A355* (2003) 216–230.

CAPÍTULO IV

Conclusiones

Esta tesis tuvo como objetivo abordar el efecto del LSPwC, con diferentes densidades de pulso, en el comportamiento a fatiga de dos tipos de aceros inoxidable (ferrítico y austenítico). Las conclusiones del estudio se pueden resumir como sigue:

4.1. Acero inoxidable superferrítico UNS S44600

- La dureza y rugosidad en la superficie del acero tratado con LSPwC son más altas que en la condición AR, siendo más pronunciado este efecto con el aumento de la densidad de pulso. En regiones cercanas a la superficie el LSPwC causa corrosión intergranular y un aumento en la densidad de dislocaciones. Independientemente de la densidad pulso, el LSPwC induce: en regiones cercanas a la superficie TRS y a partir de 0.2 mm de profundidad CRS. Estas CRS son de mayor magnitud que las existentes en el material AR. Además, a medida que aumenta la densidad de pulso, el valor máximo de CRS se alcanza más cerca de la superficie.
- El LSPwC no es eficaz para mejorar la vida a fatiga en LCF. Para rangos de deformación plástica altos, el LSPwC deteriora las propiedades a fatiga debido a la corrosión intergranular. Para rangos de deformación plástica más bajos, la ventaja de la estabilidad de las CRS compensa los efectos de la corrosión intergranular llevando a que el material tratado alcance la misma vida a fatiga que el material AR.
- El tratamiento de LSPwC demostró ser una técnica eficaz para mejorar la vida a HCF. La diferencia con LCF se atribuye al papel más destacado de la no relajación de las CRS. Las CRS llevan al retraso de la nucleación de grietas intergranulares y a la disminución de la velocidad de propagación de las mismas. Este hecho se corrobora a través de una mayor área de propagación de grietas y un espaciado de estrías más estrecho en la superficie de fractura. La vida a fatiga en HCF aumenta con la densidad de pulso de LSPwC debido a las CRS más cercanas a la superficie.

4.2. Acero inoxidable austenítico 253 MA (UNS S30815)

En este acero los resultados de la vida a fatiga con tratamientos de LSPwC y SP fueron comparados:

- El LSPwC y el SP incrementan significativamente la dureza cerca de la superficie, siendo la generada por el SP mayor que la generada por el LSPwC. Sólo el LSPwC con la mayor densidad de pulso causa un aumento de la rugosidad. En los materiales con LSPwC y SP se observa una gran densidad de maclas mecánicas y dislocaciones en comparación con el material AR. El LSPwC produce TRS en la superficie y elevadas CRS que alcanzan una penetración mayor que las generadas por SP. Además, cuanto mayor es la densidad de pulso, mayores son las CRS.
- El LSPwC y el SP mejoran la vida a fatiga en LCF. Esta mejora se atribuye a la no relajación de las CRS durante la fatiga, reflejada en la estabilidad de la microestructura endurecida por deformación. Con el aumento de la densidad de pulso disminuye la vida a fatiga. Este hecho podría explicarse por la mayor rugosidad superficial a pesar de su mejores CRS. Las muestras SP presentan la mayor vida a fatiga entre las muestras tratadas. Este hecho podría racionalizarse considerando la mayor densidad de dislocaciones y maclas inducidas por este tratamiento y la ausencia de TRS en la superficie.
- El tratamiento térmico posterior al LSPwC, a 500 °C durante 8 horas, no causa cambios en el tamaño de grano, ni en rugosidad superficial, ni modifica demasiado la microdureza, mientras que relaja parcialmente tanto las TRS como las CRS. Cabe notar que aún después del tratamiento térmico se encuentran apreciables CRS. Esto se evidencia con la conservación parcial de la estructura de dislocaciones y la permanencia de las maclas luego del tratamiento térmico.

4.3. Resumen de las conclusiones

<u>El tratamiento de LSPwC:</u>	
Acero inoxidable superferrítico UNS S44600	Acero inoxidable austenítico 253 MA
* No causa cambios en el tamaño de grano.	
* Provoca corrosión intergranular.	* No provoca corrosión intergranular.
* Aumenta la dureza superficial.	
* Aumenta la rugosidad con el aumento de la densidad de pulso.	* Aumenta la rugosidad superficial sólo para la mayor densidad de pulso.
* Genera TRS en la superficie por la ausencia de capa protectora.	
* Genera CRS.	
* Cerca de la superficie, a mayor densidad de pulso, mayores CRS.	
* Aumenta la densidad de dislocaciones con la densidad de pulso.	* Aumenta la densidad de dislocaciones e induce maclas mecánicas.
* No mejora la vida a LCF.	* Mejora la vida a LCF.
* Mejora la vida a HCF, aumentando con la densidad de pulso.	

Acero inoxidable austenítico 253 MA	
<u>El tratamiento de LSPwC:</u>	<u>El tratamiento de SP:</u>
* No causa cambios en el tamaño de grano.	
* Induce maclas mecánicas.	
* No induce martensita por deformación.	* Induce martensita por deformación.
* Aumenta la dureza superficial.	* Aumenta la dureza superficial más que el LSPwC.
* Aumenta la rugosidad superficial sólo para la mayor densidad de pulso.	* No aumenta la rugosidad.
* Genera CRS.	* Genera CRS.
* Cerca de la superficie, a mayor densidad de pulso, mayores CRS.	* Las CRS alcanzan menor penetración que con LSPwC.
* Mejora la vida a LCF.	

<u>El tratamiento térmico de recocido después del LSPwC:</u>
Acero inoxidable austenítico 253 MA
* No causa cambios en el tamaño de grano.
* Disminuye la densidad de dislocaciones, pero no causa cambios en la estructura de maclas mecánicas.
* No modifica demasiado la microdureza.
* No modifica la rugosidad.
* Relaja parcialmente las TRS y las CRS.
* Se conservan apreciables CRS.

CAPÍTULO V

Perspectivas a futuro

Como se ha mencionado anteriormente, el LSP ofrece ventajas comparativas al tratamiento superficial convencional de SP en cuanto a los valores y a la profundidad de las CRS. En particular, el LSPwC se realiza a baja energía, pulso corto, sin capa protectora, con una superposición programada de pulsos en contraste con el LSP convencional [1]. Las ventajas del LSPwC sobre el LSP es que durante el tratamiento la capa protectora se daña severamente, y por esto requiere un reemplazo frecuente, lo que hace que el LSP sea más lento, menos eficiente y más costoso en aplicaciones industriales [2]. Además, el LSPwC es más práctico en ambientes hostiles que requieren una operación completamente remota, como por ejemplo en instalaciones nucleares [3]. Sin embargo, los efectos térmicos del LSPwC producen en la superficie una capa fundida y resolidificada, de entre 5 a 10 micrones, que puede provocar TRS y un aumento de rugosidad perjudicando la vida a fatiga. En esta tesis, en el régimen de LCF en el acero inoxidable austenítico 253 MA estos efectos adversos del LSPwC llevan a una menor vida a fatiga que el SP. Por otro lado, más allá de los efectos adversos antes citados en el acero inoxidable ferrítico UNS S44600, los efectos térmicos causados por la ausencia de capa protectora han dado lugar a corrosión intergranular por sensibilización no mejorando la vida a fatiga en LCF en relación con la condición AR. Algunos autores a fin de evitar la influencia negativa de estos efectos sobre el comportamiento en fatiga han implementado técnicas de posprocesamiento [4,5]. En este sentido, Sun y col. [4] remueven una capa superficial muy fina por mecanizado para mejorar el acabado superficial de la superaleación GH4169 tratada con LSPwC. Luego de este proceso de posmecanizado la CRS máxima es mayor que la del material con LSPwC, mientras que la profundidad que alcanzan las CRS es menor. Sin embargo, dicho posmecanizado aumenta la vida en fatiga en relación con el material con tratamiento de LSPwC. Por otro lado, una de las técnicas de posprocesamiento de materiales industriales más utilizada es el electropulido. La ventaja adicional de esta técnica sobre el mecanizado es que la distribución de las tensiones residuales debajo de la capa removida no se ve afectada

significativamente [5-7]. En este sentido, Yong y col. [8] han utilizado la técnica de electropulido como posprocesamiento al tratamiento de LSPwC con el fin de evaluar su efecto sobre la vida a HCF en un acero 32CrNi. Estos autores reportaron que dicho posprocesamiento elimina la capa ablativa y las TRS inducidas por el LSPwC, aumentando significativamente la vida a fatiga. Teniendo en cuenta lo expuesto anteriormente, una tarea propuesta para el futuro sería el posprocesamiento de aceros tratados con LSPwC y la posterior evaluación de su vida a fatiga. En el caso del acero UNS S44600, con corrosión intergranular, se utilizaría la técnica de mecanizado. A pesar de que esta técnica modificaría las CRS inducidas por LSPwC se corre el riesgo que el electropulido copie la irregular textura superficial de la corrosión intergranular. De este modo, no se lograría eliminar el principal efecto adverso en la vida a fatiga de este material. Por otro lado, en el caso del acero 253 MA se emplearía la técnica de electropulido con el propósito de atenuar los adversos efectos térmicos del LSPwC a fin de lograr una mayor vida a fatiga que con el tratamiento de SP.

En la tesis se ha reportado que en el acero 253 MA tratado con LSPwC las CRS, reflejadas en el endurecimiento por deformación, son estables durante la fatiga llevando a una mejora de la vida a fatiga. Además, durante el tratamiento térmico posterior al LSPwC se ha observado que, aunque las CRS se relajan en una cierta proporción aún conservan valores apreciables. Se planea en el futuro la realización de ensayos de fatiga en el régimen de LCF a temperaturas de entre 200 °C y 500 °C a fin de evaluar el efecto conjunto de temperatura y fatiga. Se estudiará la relajación de las CRS cuando ambos mecanismos operan conjuntamente considerando también la posible ocurrencia de manifestaciones de envejecimiento por deformación dinámico (DSA). Los únicos trabajos encontrados en la literatura que relacionan el DSA y el LSP se refieren a la realización de LSP en sustratos que se calientan a ciertas temperaturas, WLSP (warm laser shock peening) [9,10]. El WLSP es una técnica de procesamiento de superficie termomecánica que integra las ventajas del LSP, el DSA y la precipitación dinámica (DP) para generar microestructuras únicas con una alta estabilidad. En este sentido, no se ha reportado investigaciones sobre la influencia del DSA en materiales tratados con LSPwC fatigados a temperaturas intermedias.

5.1. Referencias

- [1] D. Karthik, S. Swaroop, Laser peening without coating—an advanced surface treatment: A review, *Materials and Manufacturing Processes* 32 (2017) 1565–1572.
- [2] A.S. Gill, A. Telang, V.K. Vasudevan, Characteristics of surface layers formed on inconel 718 by laser shock peening with and without a protective coating, *Journal of Materials Processing Technology* 225 (2015) 463–472.
- [3] Y. Sano, N. Mukai, M. Obata, M. Yoda, T. Kubo, I. Chida, T. Uehara, H. Kato, S. Shima, Laser peening without protective coating as a surface enhancement technology, *Proceedings of the 15th International Conference on Nuclear Engineering* (2007) 1–8.
- [4] J. Sun, A. Su, T. Wang, W. Chen, W. Guo, Effect of laser shock processing with post-machining and deep cryogenic treatment on fatigue life of GH4169 super alloy, *International Journal of Fatigue* 119 (2019) 261–267.
- [5] Rodger Industries Inc.
<<https://www.rodgerindustries.com/knowledge-center/~67-Clean-and-Smooth>>.
- [6] Best Technology Inc.
<<https://www.besttechnologyinc.com/electropolishing-equipment/how-does-electropolishing-work/>>
- [7] New England Electropolishing.
<<https://neelectropolishing.com/much-will-electropolishing-improve-surface-finish-part/>>
- [8] W. Yong, W. Xibin, L. Zhibing, L. Shuyao, C. Hui, P. Xiaoyu, C. Hongtao, Effects of laser shock peening in different processes on fatigue life of 32CrNi steel, *Materials Science & Engineering A* 796 (2020) 139933.
- [9] G. Tani, L. Orazi, A. Fortunato, A. Ascari, G. Campana, Warm Laser Shock Peening: New developments and process optimization, *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 60 (2011) 219–222.
- [10] Y. Liao, C. Ye, G.J. Cheng, A review: Warm laser shock peening and related laser processing technique, *Optics & Laser Technology* 78 (2016) 15–24.

ANEXO I

Producción científica

Trabajos publicados en revistas

1. S. HEREÑÚ, R. STRUBBIA, C. RUBIO-GONZÁLEZ, L. SPADARO, R. BOLMARO, G. GÓMEZ-ROSAS, High cycle fatigue life improvement of superferritic stainless steel by laser shock peening without coating, Optics and Laser Technology 152 (2022) 108083.
2. L. SPADARO, S. HEREÑÚ, R. STRUBBIA, G. GÓMEZ ROSAS, R. BOLMARO, C. RUBIO GONZÁLEZ, Effects of laser shock processing and shot peening on 253 MA austenitic stainless steel and their consequences on fatigue properties, Optics and Laser Technology 122 (2020) 105892.
3. L. SPADARO, G. GÓMEZ-ROSAS, C. RUBIO-GONZÁLEZ, R. BOLMARO, A. CHÁVEZ-CHÁVEZ, S. HEREÑÚ, Fatigue behavior of superferritic stainless steel laser shock treated without protective coating, Optics and Laser Technology 93 (2017) 208–215.

Conferencias dictadas y/o Ponencias presentadas y publicadas en Actas de Reuniones Científicas con referato

1. L. SPADARO, S. HEREÑÚ, R. STRUBBIA, G. GÓMEZ ROSAS, R. BOLMARO, C. RUBIO GONZÁLEZ.
Efectos del láser shock processing y el shot peening en el acero inoxidable austenítico 253MA y sus consecuencias en las propiedades de fatiga.
7° Encuentro de Jóvenes Investigadores en Ciencia y Tecnología de Materiales - JIM 2019. Rosario, Argentina. 5 y 6 de septiembre de 2019. Resumen extendido.
2. L. SPADARO, S. HEREÑÚ, R. STRUBBIA, G. GOMÉZ-ROSAS, C. RUBIO-GONZÁLEZ, A. CHÁVEZ-CHAVÉZ.
Influence of shot peening versus laser peening on the fatigue behavior of superferritic stainless steel.

- XXV International Materials Research Congress (IMRC 2016). Cancún, México. 14 al 19 de agosto de 2016. Resumen.
3. **L. SPADARO**, R. STRUBBIA, G. GÓMEZ-ROSAS, C. RUBIO-GONZÁLEZ, S. HEREÑÚ.
Cambios microestructurales en un acero austenítico inducidos por el proceso de impactos láser (LSP).
16° Congreso Internacional de Metalurgia y Materiales SAM-CONAMET 2016. Córdoba, Argentina. 22 al 25 de noviembre de 2016. Resumen.
4. **L. SPADARO**, S. HEREÑÚ, R. STRUBBIA, G. GÓMEZ-ROSAS, C. RUBIO-GONZÁLEZ, O. BLANCO-ALONSO.
Fatigue behavior of austenitic stainless steel with different peening treatments.
IX Iberoamerican Optics Meeting (RIO) / XII Latinoamerican Meeting of Optics, Lasers and Applications (OPTILAS). Pucón, Chile. 21 al 25 de noviembre de 2016. Resumen.
5. **L. SPADARO**, S. HEREÑÚ, R. BOLMARO, G. GÓMEZ-ROSAS, A. CHÁVEZ-CHÁVEZ, C. RUBIO-GONZÁLEZ.
Ciclado de un acero inoxidable superferrítico con y sin procesos superficiales de impactos con láser.
5to Encuentro de Jóvenes Investigadores en Ciencia y Tecnología de Materiales - JIM 2015. Tandil, Buenos Aires. 1 y 2 de octubre de 2015. Trabajo completo.
6. F.D. FARÍAS, F.N. DI RINO, S. HEREÑÚ, I. ÁLVAREZ- ARMAS, **L. SPADARO**, G. GÓMEZ-ROSAS, S. ROSALES-DE LOS SANTOS.
Modificaciones microestructurales y de microdureza generadas por el proceso de impactos láser (LSP).
5to Encuentro de Jóvenes Investigadores en Ciencia y Tecnología de Materiales - JIM 2015. Tandil, Buenos Aires. 1 y 2 de octubre de 2015. Trabajo completo.
7. S. HEREÑÚ, **L. SPADARO**, R. BOLMARO, G. GÓMEZ-ROSAS, A. CHÁVEZ-CHÁVEZ, C. RUBIO-GONZÁLEZ.
The effect of laser shock peening on the low cycle fatigue behavior of superferritic stainless steel.
5th International Conference on Laser Peening and Related Phenomena (5th ICLPRP), Cincinnati, USA. 10 al 12 de mayo de 2015. Resumen.