

UNIVERSIDAD DE OVIEDO

Máster en Ciencia y Tecnología de los Materiales

**EFFECTO DE LA RUGOSIDAD SOBRE LAS PROPIEDADES DEL
ACERO INOXIDABLE 316L SOMETIDO A DISTINTOS
TRATAMIENTOS DE SHOT PEENING**

Trabajo Fin de Máster

**Autora: Itziar Buruchaga Lahera
Directora: Inés Fernández Pariente**

JULIO 2013

ÍNDICE

ÍNDICE

1. INTRODUCCIÓN	6
2. ESTADO DEL CONOCIMIENTO.....	9
2.1. Biomateriales.....	9
2.1.1. Historia.....	10
2.1.2. Clasificación de los biomateriales.....	12
2.1.3. Adhesión bacteriana.....	14
2.2. Aceros inoxidable. Uso en prótesis. Biocompatibilidad.....	15
2.3. Tratamiento superficial de shot peening (SP).....	16
2.3.1. El proceso shot peening.....	16
2.3.2. Parámetros del shot peening.....	18
2.3.2.1. Parámetros básicos.....	18
2.3.2.1.1. Tipos de proyectiles.....	18
2.3.2.1.2. Intensidad de Almen.....	20
2.3.2.1.3. Cobertura.....	22
2.3.2.2. Parámetros de proceso.....	24
2.3.2.2.1. Velocidad de impacto.....	24
2.3.2.2.2. Flujo de proyectiles.....	24
2.3.2.2.3. Ángulo de impacto.....	24
2.3.3. Efectos del shot peening.....	25
2.3.3.1. Tensiones residuales.....	25
2.3.3.1.1. Superposición de tensiones de servicio y residuales.....	26
2.3.3.2. Aumento de dureza.....	27
2.3.3.3. Rugosidad.....	28
2.4. Severe Shot Peening (SSP).....	29
3. MATERIAL.....	32
3.1. Propiedades mecánicas.....	33
3.2. Propiedades físicas.....	34
3.3. Propiedades superficiales.....	35
3.3.1. Resistencia a la corrosión.....	35
3.3.2. Resistencia a oxidación a altas temperaturas.....	35
3.4. Soldabilidad.....	35
3.5. Formabilidad.....	35

3.6. Microestructura.....	35
3.7. Aplicaciones.....	36
4. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL.....	38
4.1. Tratamiento de shot peening.....	38
4.2. Microscopía óptica.....	38
4.3. Microdureza.....	41
4.4. Tensiones residuales.....	41
4.4.1. Electropulido.....	44
4.5. Full Width at Half Maximun (FWHM).....	45
4.6. Rugosidad.....	46
4.7. Curvas de polarización.....	48
5. RESULTADOS.....	52
5.1. Observación microscópica.....	52
5.2. Microdureza.....	57
5.3. Tensiones residuales.....	57
5.4. Full Width at Half Maximun (FWHM).....	58
5.5. Rugosidad.....	59
5.6. Curvas de polarización.....	64
6. CONCLUSIONES.....	72
7. BIBLIOGRAFÍA.....	74

1. INTRODUCCIÓN



1. INTRODUCCIÓN

Se define biomaterial como aquel material sintético que se pretende que actúe interfacialmente con sistemas biológicos con el fin de evaluar, tratar o sustituir algún tejido, órgano o función del organismo.

Los biomateriales se distinguen de los demás materiales en que tienen una serie de propiedades químicas, físicas y biológicas, que les permiten mantenerse en un medio extremadamente hostil hacia ellos, como puede ser el plasma sanguíneo [1].

Entre estos materiales destaca el acero inoxidable ya que posee una gran resistencia a la corrosión en medios agresivos, como es el cuerpo humano, motivo por el que estas aleaciones tienen grandes aplicaciones en el campo de la medicina.

Las prótesis e implantes interaccionan con las células y el tejido vivo a través de su superficie, por lo que es muy importante para el éxito de cada aplicación un conocimiento y control de las propiedades superficiales que intervienen en la actividad celular deseada. Un desarrollo adecuado de un implante debe favorecer su colonización y la expansión celular.

Un tratamiento muy utilizado para la modificación de la superficie y propiedades de materiales es el shot peening. Este es un procedimiento de plastificación en frío que consiste en bombardear una superficie metálica con proyectiles esféricos de pequeñas dimensiones. El tratamiento confiere distintas propiedades al material de partida como un aumento de la rugosidad superficial, creación de un campo de tensiones residuales y aumento de la dureza de éste [2].

Con el fin de estudiar la variación que produce este tratamiento en el acero inoxidable 316L se someterán distintas muestras de dicho material a tratamientos de shot peening convencionales (CSP) y de altas energías (Severe Shot Peening (SSP)). La influencia de los distintos tratamientos será caracterizada mediante medidas de rugosidad superficial, perfil de microdurezas, tensiones residuales y FWHM (Full Width at Half Maximun), parámetro relacionado directamente con el endurecimiento por deformación.

Además se realizará un estudio microestructural mediante microscopía óptica.

Para conocer el comportamiento del material ante fenómenos como la corrosión también se realizarán curvas de resistencia a la polarización.

El proyecto se estructura en los siguientes capítulos:

1. Introducción. En este capítulo se justifica la idea del proyecto y se describe el procedimiento a seguir en su elaboración enumerando sus pasos.



2. Estado del conocimiento. Recoge información sobre la evolución y clasificación de los biomateriales a lo largo de la historia. Así mismo se detallan los tratamientos utilizados para la modificación de la superficie del material elegido (Shot Peening y Severe Shot Peening), y los distintos parámetros que caracterizan dichos tratamientos.
3. Material. En este apartado se describen las características mecánicas, composición, y aplicaciones generales del material utilizado en este proyecto.
4. Método experimental. Se describen los procedimientos llevados a cabo para realizar los distintos tratamientos, así como los ensayos realizados para la caracterización del material tratado.
5. Resultados. Se exponen los resultados obtenidos en los ensayos realizados.
6. Conclusiones. En este apartado se enumeran las conclusiones extraídas tras el análisis de los resultados obtenidos.
7. Bibliografía. Recoge todas las referencias (artículos, libros...) que se han consultado durante el desarrollo de este proyecto.

2. ESTADO DEL CONOCIMIENTO

2.1. BIOMATERIALES

Se define biomaterial como aquel material sintético que se pretende que actúe interfacialmente con sistemas biológicos con el fin de evaluar, tratar o sustituir algún tejido, órgano o función del organismo.

A cualquier material que vaya a estar en contacto permanente en el interior del cuerpo humano (implantes, prótesis...), se le exige que lleve a cabo una función adecuada y no ocasione ningún daño al organismo. Entre sus características es imprescindible que sea biocompatible, es decir, biológicamente aceptable, ya que estos materiales tienen que permanecer en contacto con los tejidos vivos, por lo que es imprescindible que posean una buena compatibilidad, es decir, que no se produzcan reacciones no deseadas entre el tejido y el material. Además deben mantener sus prestaciones durante el tiempo que tengan que estar en servicio [3].

Entre el organismo receptor y el biomaterial hay una doble acción, uno actúa sobre el otro y viceversa. En la *Figura 2.1* se representa la doble acción entre el organismo receptor y el biomaterial. El material da lugar a una respuesta biológica del organismo receptor, pudiendo crearse un rechazo del mismo. También puede darse el caso de que el material se degrade por fenómenos de corrosión debido al contacto con los fluidos corporales. El material pierde entonces sus propiedades mecánicas y su funcionamiento no es el óptimo. La corrosión es un problema general de los metales, más aún si están inmersos en un medio hostil como es el organismo humano, y a temperaturas del orden de 37 °C. Sin embargo, algunos metales se escapan, por lo menos en principio, a este problema, al formar una capa de óxido en su superficie, la pasivan, protegiendo el interior del metal al evitar que avance la corrosión [4].

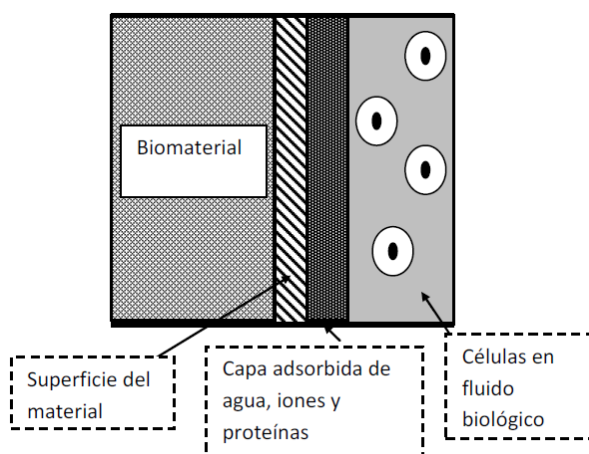


Figura 2.1. Reacción entre el material y el cuerpo humano.

Los biomateriales se utilizan para la reconstrucción del organismo y, muchas veces, para darle soporte. Las propiedades de un material implantable dependen de factores biológicos, mecánicos y cinéticos, obligando a considerar simultáneamente muchos factores.



Al igual que la biocompatibilidad, la toxicidad es un factor muy importante a tener en cuenta en los biomateriales. La toxicidad de cualquier sustancia en el organismo humano es función de la composición en la que se encuentra presente. Los biomateriales deben de tener una determinada composición para que cumpla las normas de no toxicidad. Definimos toxicidad de un material como la capacidad, real o potencial, que tiene dicho material de actuar como estímulo nocivo en contacto con un organismo vivo.

Sin embargo, hoy en día no es suficiente con que el material sea biocompatible y no tóxico. El aumento continuado de la esperanza de vida gracias a la gran disminución de la mortalidad en los últimos decenios tiene importantes consecuencias sanitarias y sociales. La tendencia actual hacia el envejecimiento de la sociedad es clara. Las intervenciones para colocar prótesis son frecuentes y el progresivo envejecimiento de la población hace prever que el uso de esta técnica aumentará de forma exponencial en los próximos años. Sin duda, la edad es un factor clave en el deterioro de las articulaciones y la artrosis es una enfermedad relacionada con el paso de los años. Por todo ello, los implantes deben durar cada vez más años, consiguiendo buenas propiedades mecánicas que aumenten la vida de las prótesis y eviten en la medida de lo posible su sustitución.

En resumen, es muy importante conocer o intentar predecir el comportamiento del material dentro del cuerpo, desde el punto de vista de su biocompatibilidad y de sus propiedades mecánicas.

2.1.1. Historia

La utilización de materiales preparados o fabricados por el hombre para suplir o reparar órganos o tejidos deteriorados del cuerpo humano se asocia a la historia de la humanidad desde tiempos remotos. Los primeros datos que tenemos sobre el uso de materiales en medicina se asocian al antiguo Egipto (3000 a.C). Se conocen intentos de reemplazar dientes perdidos por marfil o dentina animal en culturas tan antiguas como la egipcia o la inca. También durante las civilizaciones clásicas de Grecia y Roma (siglo VII a.C. a siglo IV d.C) se usaron metales y otros materiales naturales para el tratamiento de heridas y de algunas enfermedades [5].

Ya en la era moderna, en la Europa del siglo XVI, se empleó el oro y la plata para la reparación dental y, más tarde, hilos de hierro para la inmovilización de fracturas óseas. Los avances tecnológicos de finales del siglo XIX, en particular el desarrollo de la anestesia, de la cirugía en condiciones estériles y de los rayos X, dieron un fuerte impulso a la búsqueda de metales que pudieran ser utilizados en el interior del cuerpo. Sin embargo, aparecieron inconvenientes causados por la corrosión o porque los metales carecían de las propiedades mecánicas necesarias para que las partes cumplieran adecuadamente la función para la que fueron diseñadas.



Fue en la segunda mitad del siglo XX, cuando se han puesto a disposición del médico y del ingeniero métodos objetivos para la evaluación de las propiedades de los materiales a usar.

Para superar todos los inconvenientes que se habían ido encontrando, se investigaron nuevas aleaciones metálicas, entre las que cabe mencionar las de cromo-cobalto y los aceros inoxidable. Hacia 1940 se mejoró la resistencia a la corrosión de los aceros mediante el agregado de 2-4% de molibdeno. Posteriormente, la introducción del titanio y de sus aleaciones con niobio y tantalio, extendió el campo de aplicación de los metales.

Un factor que impulsó fuertemente el desarrollo de materiales implantables durante este siglo fue el enorme aumento de su demanda producida por la necesidad de rehabilitar a millones de inválidos de guerra.

Durante las décadas del 40 y el 50, la investigación y el desarrollo de los implantes fueron desarrollados por los cirujanos. Aún en la actualidad se utilizan implantes desarrollados en esas décadas, como es el implante de cadera Charnley, el cemento acrílico y las fibras Blakemore para injertos vasculares.

Es en la década de los 60 cuando aparece el término biocompatibilidad para definir el grado de tolerancia del material por parte de la materia viva, y se publican los primeros estudios sobre las lesiones provocadas por la presencia de un implante.

El primer simposio de Biomateriales celebrado en la Universidad de Clemson (EE.UU), en 1969, marca el punto de partida de la necesaria integración de las disciplinas complementarias a la ingeniería y a la medicina para el desarrollo de materiales biomédicos.

La influencia del ingreso de la ingeniería al campo de los biomateriales se evidenció en la aplicación de técnicas para caracterizar la estructura y la superficie de los materiales, a los efectos de correlacionarlos con las respuestas biológicas observadas. También, con la incorporación de los materiales cerámicos para el reemplazo de partes óseas y con el desarrollo de materiales compuestos.

En 1974 se fundan la Sociedad de Biomateriales (EE.UU) y la Sociedad Europea de Biomateriales, en las que se agrupaba la comunidad científica que desarrollaba tareas en este campo.

En 1978 se efectuó el primer Congreso Internacional sobre Biomateriales. Desde entonces se produjo un crecimiento notable en el número de trabajos presentados y en el número y nivel de los recursos humanos formados en el área.

La evolución de los biomateriales en los últimos 50 años ha sido espectacular. Se ha pasado de utilizar materiales inertes para la sustitución de tejidos vivos, al diseño de materiales bioactivos y biodegradables para reparación de los mismos, que han desembocado en la tercera generación de biomateriales donde el objetivo es su regeneración. En esta evolución, muy rápida en el tiempo, han cambiado muchos conceptos. El salto cualitativo en la concepción que implica pasar de sustituir a reparar ha sido ya superado con la idea de regenerar [6].

Los biomateriales de primera generación no estaban específicamente diseñados para interactuar con el mundo biológico, los de tercera generación, por el contrario, están diseñados teniendo en cuenta que van a estar en contacto con tejidos vivos y que las propiedades de la superficie de dichos materiales son fundamentales para una respuesta positiva cuando dicho material se ponga en contacto con los tejidos vivos.

La *Figura 2.2* muestra un esquema de los biomateriales y su influencia en la reparación del cuerpo humano.



Figura 2.2. Esquema biomateriales de 1ª, 2ª y 3ª generación.

2.1.2. Clasificación de los biomateriales

Actualmente los biomateriales tienen una gran variedad de aplicaciones dentro de la medicina. Por ello no podemos establecer una única clasificación. Se pueden agrupar bajo cuatro puntos de vista:

- Usos según el problema padecido:
 - ▶ reemplazo de partes dañadas (implantes de cadera,...)
 - ▶ mejorar una función (marcapasos,...)
 - ▶ roturas óseas (placas, tornillos...)



- Según el uso en los órganos del cuerpo humano:
 - ▶ corazón (válvulas,...)
 - ▶ pulmón(máquina oxigenadora),
 - ▶ ojos (lentes de contacto)
- Según el uso en los sistemas del cuerpo:
 - ▶ esqueleto (placas, tornillos,...)
 - ▶ circulatorio (válvulas para el corazón), etc.
- Según la naturaleza del material con el que se fabrica un implante:
 - ▶ materiales cerámicos
 - ▶ metálicos
 - ▶ poliméricos
 - ▶ materiales compuestos

En la *Tabla 2.1* se recogen las distintas familias de materiales biocompatibles utilizadas para fabricar implantes y se enumeran las distintas ventajas y desventajas características de cada uno de ellos.

Tabla 2.1. Tabla de materiales para implantación.

Materiales	Ventajas	Desventajas	Ejemplos
Polímeros. Silicón, teflón, dacrón, nylon	Elásticos, fáciles de fabricar, baja densidad	Baja resistencia mecánica, degradación con el tiempo	Suturas, arterias, venas, nariz, orejas, mandíbulas, dientes, tendones
Metales. 316, 316 L.S.S, aleaciones de titanio, aceros de bajo contenido de carbón	Resistencia a esfuerzos de alto impacto, alta resistencia al desgaste	Baja biocompatibilidad, corrosión en medios fisiológicos, alta densidad, pérdida de propiedades mecánicas con tejidos conectivos suaves	Fijación ortopédica, tornillos, clavos, alambres, placas, barras intermedulares, implantes dentales
Cerámicas. Óxidos de aluminio, aluminatos de calcio, óxidos de titanio, carbonos	Buena biocompatibilidad, resistencia a la corrosión, inerte, resistente a la alta corrosión	Factura ante esfuerzos de alto impacto, difícil fabricación, baja resistencia mecánica, inelásticos, alta densidad	Prótesis de cadera, dientes, dispositivos transcutáneos
Compuestos. Cerámica-metal, carbón-otro material	Buena compatibilidad, inerte, resistencia a la corrosión, alta resistencia a los esfuerzos	Carecen de consistencia en la fabricación del material	Válvulas cardíacas, uniones óseas, marcapasos



2.1.3. Adhesión bacteriana

Además del rechazo del paciente, la mayor complicación potencial de una prótesis es la infección. Puede ocurrir justo en la zona de la herida o en profundidad alrededor de la prótesis, durante el ingreso en el hospital o una vez el paciente se halla en su casa, e incluso años después de la intervención. Tanto las infecciones superficiales como las más profundas se tratan con antibióticos. El problema aparece cuando las bacterias llegan a la superficie de las prótesis; inmediatamente se forma una película (biofilm) que dificulta la penetración de los antibióticos, siendo necesaria la extracción de dichas prótesis. El inconveniente de la infección es que puede suponer un riesgo vital para el paciente y que, además, no permite el recambio protésico inmediato. Es decir, no se debe retirar una prótesis infectada y colocar otra. Hay que esperar a que la infección cure. Las infecciones en el hueso (osteomielitis) curan muy mal y además durante el tiempo que el paciente no puede hacer vida normal sufre atrofia y reabsorción ósea. Otro inconveniente de la retirada de prótesis es que ésta conlleva a la eliminación de mucha parte del hueso, lo que hace más difícil que el siguiente implante sobreviva muchos años [7].

Dada la relevancia de las infecciones en prótesis, parece interesante realizar estudios que puedan contribuir a minimizar dichas infecciones.

Diversos autores han realizado investigaciones en el campo de distintos materiales biocompatibles, no habiendo llegado aún a una conclusión que permita conocer con claridad cuál es o cuáles son los motivos que favorecen la adhesión bacteriana en la superficie de las prótesis implantadas [8], [9], [10], [11], [12].

Sin embargo, de todos los trabajos realizados en el campo de las infecciones en prótesis e implantes, se deduce que son tres los factores que minimizan la proliferación de bacterias, o lo que es lo mismo, minimizan el riesgo de infección. Estos son la rugosidad superficial de las prótesis, el grado de reactividad a nivel electroquímico con el medio que las rodea, y la dimensión del grano, encontrándose diferencias entre las prótesis con dimensiones de grano estándar y las formadas por nanocristales en superficie.

Teniendo en cuenta que todas estas propiedades se ven afectadas por la aplicación de tratamientos superficiales, en este trabajo se realizarán tratamientos de shot peening convencionales (SPC) y tratamientos de shot peening severos (SPS), con el fin de estudiar la alteración de las propiedades superficiales del acero inoxidable 316 L. Los tratamientos de SSP comunican mayores niveles de energía en el material, pudiendo llegar a producir alteraciones en las fases que constituyen la capa superficial; además de disminuir el tamaño de los cristales incluso hasta dimensiones nanométricas. Además aumentan la rugosidad, el nivel de tensiones residuales y dureza en la capa superficial respecto a los tratamientos convencionales.

2.2. ACEROS INOXIDABLES. USO EN PRÓTESIS. BIOCMPATIBILIDAD

La utilización de metales en implantes biomédicos ortopédicos y odontológicos se basa fundamentalmente en las sollicitaciones mecánicas extremas a las que éstos están sometidos en servicio [13]. Los materiales metálicos presentan buenas propiedades mecánicas (resistencia, tenacidad.....) respecto a otros materiales como los polímeros y cerámicos. Esto hace que sean los materiales más adecuados para ciertas aplicaciones estructurales, como las prótesis articulares, placas de osteosíntesis, tornillos de fijación ó implantes dentales, entre otras. Los metales y aleaciones que cumplen los requisitos anteriormente citados y que son por tanto los más comúnmente utilizados en aplicaciones clínicas como implantes, se muestran en la *Tabla 2.2* [20].

Tabla 2.2. Metales y aleaciones implantables.

MATERIAL	COMPOSICIÓN	CONDICION
A.c. Inox. Austenítico AISI 316	Fe-18Cr-14Ni-3Mo	Forjado
AISI 316 LVM	Fe-21Cr-9Ni-4Mn-3Mo-Nb-N.	Forjado
Aleaciones Cromo-Cobalto.	Co-28Cr-6Mo	Colado
	Co-28Cr-6Mo	Forjado
	Co-28Cr-6Mo	Pulvimetalurgia
	Co-35Ni-20Cr-10Mo	Forjado
Titanio comercialmente puro	Ti (> 99.9)	Forjado
Aleaciones de Titanio	Ti-6Al-4V	Forjado
	Ti-3Al-2.5V	Forjado
	Ti-6Al-7Nb	Forjado

Idealmente, un implante metálico debería ser completamente inerte en el cuerpo humano, sin embargo, rara vez sucede así. Los fluidos orgánicos son extremadamente hostiles a los materiales metálicos y su efecto sobre los implantes y de éstos sobre los tejidos circundantes, es de fundamental importancia. Estos materiales tienen tendencia termodinámica a corroerse, aunque sin embargo, poseen en común la formación de una película protectora que es capaz de mantener los niveles de corrosión en valores aceptables de manera que estos valores sean bajos para una aplicación concreta [14]. La eficacia de la película superficial depende de la resistencia de las capas de pasivación a la ruptura y de la capacidad de repasivación de los materiales bajo estudio en el medio de trabajo. El uso de metales en cirugía ortopédica está a su vez condicionado por la agresividad del medio fisiológico y puede originar la liberación de productos de degradación y/o desgaste no deseados en el organismo [15], [16], [17]. Los productos de corrosión pueden resultar tóxicos para los tejidos. El organismo busca desechar todo este material liberado a través de diferentes vías, entre ellas, a través de los riñones que en un plazo de 15 a 18 años se ven seriamente afectados por este proceso [18].

A pesar de los numerosos avances realizados en cirugía ortopédica, las soluciones aceptadas distan mucho de ser perfectas, en especial en cuanto al material se refiere. En los países más desarrollados, el acero inoxidable es utilizado únicamente para implantes temporarios debido a que se sabe que su resistencia a la corrosión en medio fisiológico no es tan buena como la de otras aleaciones. Sin embargo, el empleo de

aleaciones de aceros inoxidable para implantes permanentes en países en vías de desarrollo es habitual [14].

La necesidad de reducción de costos en los servicios de salud pública en nuestro país ha redundado en el uso masivo del acero inoxidable como la opción más económica dentro de las aleaciones metálicas usadas en cirugía ortopédica. Sin embargo, se han encontrado respuestas adversas en los tejidos circundantes al implante mostrando encapsulación y membranas fibrosas en el entorno de la prótesis, además de numerosas fallas en la zona cabeza cuello de las prótesis de acople cónico [19].

El acero inoxidable forjado es el más ampliamente utilizado como aleación para implantes. El contenido total de níquel y cromo es de por lo menos un 23%. El Cromo forma el óxido que protege al resto del acero de la corrosión y el níquel es el elemento que le da la tenacidad. Se pueden trabajar fácilmente en caliente o en frío y no endurecen por tratamiento térmico.

El acero inoxidable 316L (16-18 % Cr, 10-14 % Ni y del 2 al 3 % Mo) es el resultado de reducir el contenido en carbono del acero inoxidable 316 de 0.08 % al 0.03 % para obtener mejor resistencia a la corrosión. Su aplicación está muy extendida, además de para prótesis de cadera, en aplicaciones de uso temporal, tales como placas de osteosíntesis, tornillos, clavos y fijadores, entre los más importantes [20].

Las principales desventajas de esta aleación son su susceptibilidad a la corrosión por aireación diferencial y por picaduras y su relativamente baja resistencia a la fatiga. Los implantes de acero son propensos a focos de corrosión y pérdida de los iones metálicos hacia los tejidos circundantes al implante. La técnica de fabricación puede influir de forma significativa en sus características. El acero 316L moldeado tiene típicamente malas propiedades mecánicas y una resistencia a la corrosión inadecuada. En consecuencia, los vástagos femorales protésicos son forjados o bien trabajados e frío. Además, el tratamiento térmico puede influir en las características del material y debe tenerse en cuenta. Normalmente el acero 316L es implantado en personas de más edad y menos activas [21].

2.3. TRATAMIENTO SUPERFICIAL DE SHOT PEENING (SP)

2.3.1. El proceso shot peening

El Shot Peening es un procedimiento de plastificación en frío que consiste en martillar la superficie de la pieza con pequeñas bolas esféricas [2]. (Figura 2.3).

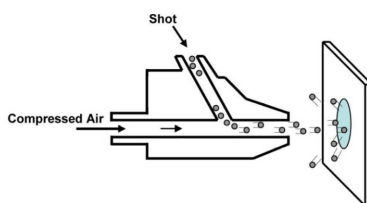


Figura 2.3. Esquema de funcionamiento SP.

Cada bola deja un impacto sobre la superficie de forma redondeada como si fuese un minúsculo martillo. (Figura 2.4).

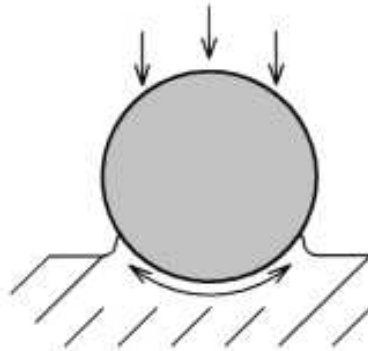


Figura 2.4. Deformación plástica al punto de impacto.

Bajo la superficie, el material comprimido intenta volver a su volumen inicial, viéndose impedido por las capas superiores deformadas plásticamente, creando así un campo de tensiones residuales de compresión de gran amplitud (Figura 2.5). El recubrimiento de la superficie por las huellas permite obtener una tensión residual de compresión isotrópica y uniforme.

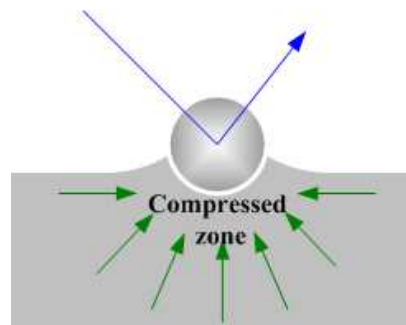


Figura 2.5. La compresión se opone a la fisuración.

Ya que la mayor parte de roturas por fatiga y corrosión bajo tensión tienen su origen en la superficie o la cercanía de la superficie, las tensiones residuales de compresión introducidas por shot peening aumentará sensiblemente la duración de vida de las piezas metálicas, ya que el campo de tensiones negativas dificulta el crecimiento de las grietas.

El denominador común de la mayoría de los modos de rotura a largo plazo es la tensión de tracción. Esas tensiones pueden resultar de las sollicitaciones externas o ser residuales, creadas por procesos de fabricación tal y como el soldeo, la rectificación y el mecanizado. Las tensiones de tracción tienden a estirar la superficie y pueden producir inicio de grietas (Figura 2.6). Las tensiones residuales de compresión aprietan las juntas de granos y retrasan o dificultan el inicio y propagación de la grieta. Ya que la propagación de las grietas se modera por la capa de compresión, aumentando la profundidad de la

compresión se aumenta la resistencia a la grieta. El shot peening es el método más económico y el más práctico para introducir tensiones residuales de compresión.

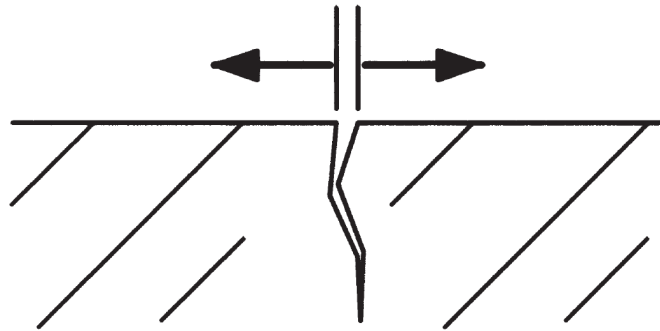


Figura 2.6. Iniciación de grieta y propagación bajo tensión de tracción.

2.3.2. Parámetros del shot peening

A la hora de realizar tratamientos de shot peening hay que prestar especial atención a dos tipos de parámetros fundamentales. Podemos diferenciar entre parámetros de proceso y parámetros básicos. La *Tabla 2.3* recoge los parámetros que engloban estas dos categorías.

Tabla 2.3. Parámetros del shot peening.

Parámetros de proceso		
Velocidad de impacto	Flujo de proyectiles	Ángulo de impacto
Parámetros básicos		
Intensidad de Almen	Proyectiles	Cobertura

2.3.2.1. Parámetros básicos

Distinguimos tres parámetros básicos que deben ser controlados minuciosamente para que los resultados sean fiables y repetitivos: la intensidad de Almen, el tipo proyectiles y la cobertura.

2.3.2.1.1. Tipos de proyectiles

Los proyectiles utilizados en el tratamiento de shot peening son pequeñas bolas esféricas principalmente de acero colado y redondeado (*Figura 2.7*), de cerámica o de vidrio (*Figura 2.8*). La mayoría de las veces, se emplean bolas de acero colado o de alambre cortado y redondeado. Esta última es cada vez más utilizada por la uniformidad de su diámetro, de su estado de forjado, su longevidad y su granulometría más fina que la bola de acero colado.

Cuando es necesario evitar la contaminación superficial de algún material se utiliza el acero inoxidable o el vidrio, como en el caso del titanio y del aluminio. Generalmente, las bolas de vidrio son más pequeñas y más ligeras que otro tipo de bolas y se pueden utilizar para tratar piezas delicadas para las cuales se preconiza intensidades bajas.



Figura 2.7. *Proyectiles de acero.*



Figura 2.8. *Proyectiles de vidrio.*

Las principales características que definen cualquier tipo de proyectil son: el tamaño, la forma, la dureza, la densidad y la durabilidad.

El tamaño y la forma cambian durante el uso de los proyectiles. Cuando la bola se quiebra tras el impacto, los residuos deben de ser eliminados para procurar que la superficie no se estropee. El diámetro de las bolas debe de ser uniforme. La energía del impacto transmitida por la bola es función de su masa y de su velocidad. Una bola más gruesa tiene una masa y una energía de impacto más importante. Si se utiliza para el shot peening una mezcla de bolas de tamaños diferentes, las más gruesas crearán zonas de tensión residual mucho más profundas, no dando lugar a tratamientos homogéneos.

Las Figuras 2.9 y 2.10 muestran las formas aceptables y no aceptables de proyectiles a la hora de realizar el tratamiento de shot peening. Los proyectiles rotos o con formas angulosas pueden estropear las superficies a tratar, por lo que las máquinas de shot peening tienen un ciclón que, por diferencia de masas, separa las bolas rotas de las no rotas, desechando las primeras y permitiendo recircular a las segundas.



Figura 2.9. *Formas aceptables de proyectiles.*



Figura 2.10. *Formas no aceptables de proyectiles.*

Por otro lado, la dureza de las bolas debe de ser por lo menos equivalente a la de las piezas que se tratan. Para la mayoría de las piezas de acero y de metal sin hierro, se respeta este criterio con bola de acero de dureza normal (45-52 HRC).

Otra de las características relevantes de los proyectiles es su densidad. La granalla de mayor densidad tiene habitualmente una mayor vida útil y mayor resistencia a la fractura. Además, produce mayores intensidades, menores daños superficiales y, en general, un proceso más estable y fiable.

Por último, la durabilidad se define como la capacidad que tiene un determinado tipo de proyectiles para mantener su tamaño y su forma durante su uso. Se debe analizar desde dos puntos de vista:

- a) Vida útil: cuántos ciclos de trabajo son capaces de soportar los proyectiles antes de deformarse hasta adoptar una forma inaceptable.
- b) Resistencia a la fractura: cuánto tiempo resiste antes de romperse, originando aristas afiladas, que perjudican el tratamiento de shot peening.

2.3.2.1.2. Intensidad de Almen

La intensidad del shot peening es la medida de la energía del flujo de bolas. Se mide la intensidad utilizando probetas Almen, que son unas placas de acero de muelle SAE1070 sometidas a shot peening solamente por un lado [56], [57]. La tensión residual de compresión del shot peening curvará la probeta Almen formando un arco convexo con respecto a la superficie tratada. La altura de la flecha de la probeta Almen depende de la energía del chorro de las bolas y su medida es muy fiable. Existen tres tipos de probetas utilizadas según la aplicación de shot peening. Cuanto más intenso es el tratamiento, más espesa es la probeta. En la *Tabla 2.4* se indica el grosor de cada tipo de probeta, así como las flechas que se podrían medir con cada una de ellas.

Tabla 2.4. Tabla características placas Almen.

Placa Almen	Grosor (mm)	Flecha (mm)
N	0,79	< 0,10
A	1,29	0,10 – 0,61
C	2,39	> 0,61

La curvatura generada depende del tipo de proyectil utilizado, del tipo de placa Almen y de las condiciones de exposición al chorro de proyectiles y se utiliza para determinar la intensidad del tratamiento de shot peening.

Para determinar la intensidad Almen es necesario trazar la curva de saturación. Dicha curva se obtiene experimentalmente sometiendo varias placas Almen al chorro de proyectiles durante distintos tiempos de exposición. De esta manera, se obtienen diferentes curvaturas que se miden con el medidor Almen. Con estos puntos se traza la curva de saturación en un gráfico que representa la flecha medida frente a la duración del tratamiento.

En la *Figura 2.11* se representa un esquema del procedimiento para calcular la intensidad de Almen [22].

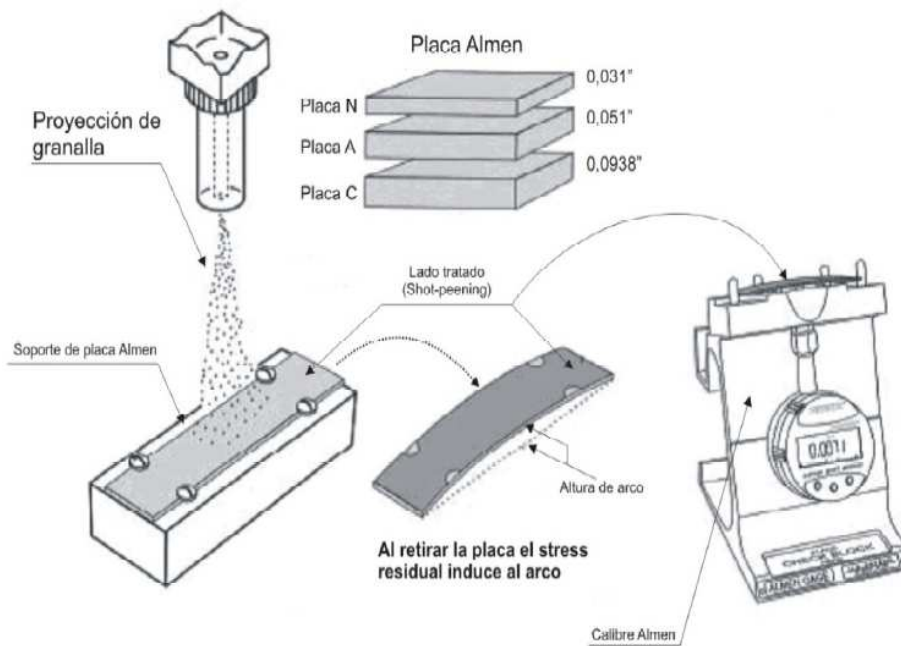


Figura 2.11. Esquema del proceso para la determinación de la intensidad de Almen.

El tiempo de saturación está definido en el primer punto de la curva a partir del cual, duplicando el tiempo de exposición, la altura de arco aumentará sólo de un 10%.

La *Figura 2.12* muestra una gráfica de ensayo Almen en la que se puede observar el tiempo de saturación mencionado [22].

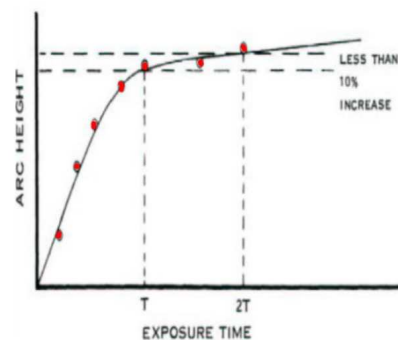


Figura 2.12. Gráfica ensayo Almen (Curvatura del arco en función del tiempo de exposición).



2.3.2.1.3. Cobertura

Definimos cobertura como la relación entre la superficie inicial y la superficie cubierta por las huellas del shot peening. Es importante que no se confunda la saturación con la cobertura. Se utiliza la saturación para calcular el tiempo de exposición que define la intensidad. La saturación y la cobertura no se producen necesariamente al mismo tiempo. Eso es debido a que la cobertura está determinada sobre la superficie de la pieza real siendo más o menos dura.

La cobertura no debe nunca ser inferior a un 100% porque sino las grietas de corrosión bajo tensión y de fatiga pueden desarrollarse en una zona sin shot peening.

Para estimar la cobertura obtenida, se utiliza un software de análisis de imagen para identificar las zonas superficiales afectadas por el SP.

De manera aleatoria, moviendo el microscopio por la superficie de la probeta en todas las direcciones, se toman diversas fotos, a varios aumentos por medio de un equipo de microscopio y un equipo informático conectado a él usando un programa aportado de la empresa Buehler.

A continuación, estas fotos se acondicionan con el software Corel Paint Shop Pro Photo XI (pintando de negro las zonas afectadas y en blanco las no impactadas) y posteriormente, se aplica la rutina del procesador de imágenes que permite determinar la cobertura.

Una vez pasadas las fotos por el programa de análisis de imagen este nos da la cobertura de cada una, y, seguidamente, mediante el programa Microsoft Excel se realiza la media aritmética de las coberturas obtenidas.

Sabiendo la cobertura media (C_{medida}) y el tiempo de exposición (t) del tratamiento se determina el parámetro AR según la siguiente expresión:

$$AR = \frac{\ln\left(1 - \frac{C_{medida}}{100}\right)}{-t}$$

Para determinar el tiempo necesario para obtener una cobertura del 100% se utiliza la ecuación de Avrami:

$$C = 100 \times (1 - e^{-ARt})$$

donde C sería la cobertura al 100%, AR el coeficiente ya calculado a partir de los ensayos previos, dependiente del tiempo de exposición y de la cobertura obtenida, y t el tiempo que se tardaría en conseguir una cobertura completa.

Es muy difícil conseguir una cobertura al 100% en la superficie total del material metálico a tratar. Se considera que una superficie está totalmente recubierta cuando sólo el 2%, o menos, está sin huellas de impactos. Esto es el 98% de recubrimiento aunque se considera como el 100%, ya que el campo de tensiones bajo la superficie cubrirá el total de la sección.

En las *Figuras 2.13 y 2.14* puede observarse a simple vista la diferencia física existente entre un material tratado con una cobertura media del 39,36% y el mismo tratado con una del 100%.

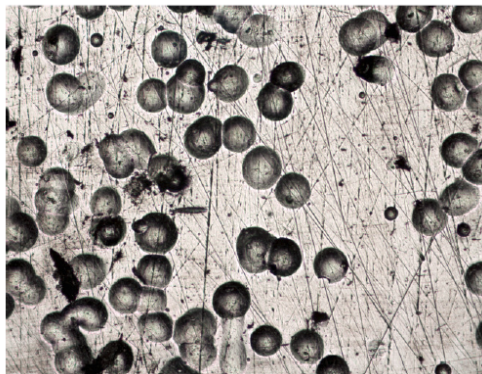


Figura 2.13. Cobertura estimada 39,36 %.

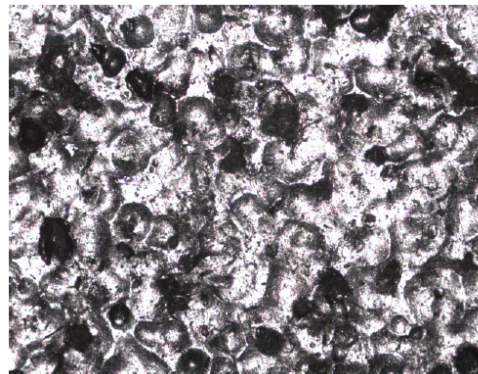


Figura 2.14. Cobertura estimada 100 %.

Además se pueden conseguir coberturas mayores, multiplicando el tiempo de exposición que ha salido en la ecuación de Avrami por el número de veces que se desee aumentar la cobertura. Por ejemplo para un tratamiento de 5000% habrá que multiplicar el tiempo de cobertura obtenido para 100% por 50. En la *Figura 2.15* se muestra la imagen del material tratado con una cobertura del 5000%.



Figura 2.15. Superficie tratada con el 5000% de cobertura.



2.3.2.2. Parámetros de proceso

Además de los parámetros básicos, existen otras variables que afectan al proceso y que igualmente deben de ser controladas para que el tratamiento de shot peening se lleve a cabo adecuadamente. Todas estas variables están relacionadas entre sí.

Distinguimos tres parámetros de proceso: la velocidad de disparo, ángulo de incidencia y flujo másico de proyectiles.

2.3.2.2.1. Velocidad de impacto

La velocidad de disparo establece la cantidad de energía entregada con cada impacto, que a su vez controla el perfil de la superficie y la profundidad que alcanza la capa de tensiones residuales de compresión. La energía de la partícula disparada es un medio de la masa por la velocidad al cuadrado. Por lo que desde el punto de vista energético, al aumentar la velocidad de la partícula, aumenta su energía cinética y por lo tanto aumentará con ella la intensidad del shot peening. Así mismo, a mayor velocidad de impacto, mayor es la tensión máxima de compresión alcanzada y la profundidad de la capa afectada.

2.3.2.2.2. Flujo de proyectiles

El control del flujo másico de proyectiles es un parámetro muy importante para poder obtener resultados fiables. En todo tratamiento de shot peening se busca inducir una capa de tensiones residuales de compresión. Un flujo irregular puede causar un campo de tensiones residuales no uniforme. Por consiguiente, es necesario trabajar con una presión y un flujo constante durante el tratamiento.

Estudios realizados para evaluar la influencia que tiene el flujo de proyectiles utilizados, establecen que al aumentar el flujo de proyectiles aumenta la probabilidad de que estos choquen entre sí en el interior de la boquilla o la manguera. De este modo, la velocidad se reduce provocando un descenso de la energía cinética, lo que se traduce en una menor penetración de las tensiones residuales de compresión.

2.3.2.2.3. Ángulo de impacto

Es el ángulo formado entre la superficie y la dirección del flujo de partículas (90° en la vertical y disminuye hacia ambos lados). El ángulo de impacto condiciona la intensidad Almen y la energía absorbida por la superficie de la pieza en los impactos. Al reducirse el ángulo de proyección disminuye la intensidad del shot peening. Investigaciones han demostrado que variando el ángulo (90° ó $0^\circ < 90^\circ$), la dureza y rugosidad superficial, la profundidad que alcanzan las tensiones residuales de compresión, así como el valor de las mismas, varía de manera notable.



En aquellos casos en los cuales el ángulo (por necesidades prácticas) debe ser inferior a los 90°, para mantener un valor de intensidad deseado debe incrementarse el tamaño de la partícula y/o la velocidad. En cuanto a la distancia, la intensidad disminuye al disminuir ésta.

Todos los parámetros del proceso influyen de alguna manera en la curvatura de las probetas Almen en función del tiempo, por lo que todos ellos están reflejados en la intensidad Almen.

2.3.3. Efectos del shot peening

2.3.3.1. Tensiones residuales

Las tensiones residuales introducidas por shot peening son tensiones de compresión. Esas tensiones se substraen de las tensiones aplicadas y pueden hasta anularlas. De modo sencillo, mientras menos tensiones de tracción tenga el componente, mayor es su duración. Un perfil típico de tensión residual de shot peening está representado en la *Figura 2.16*.

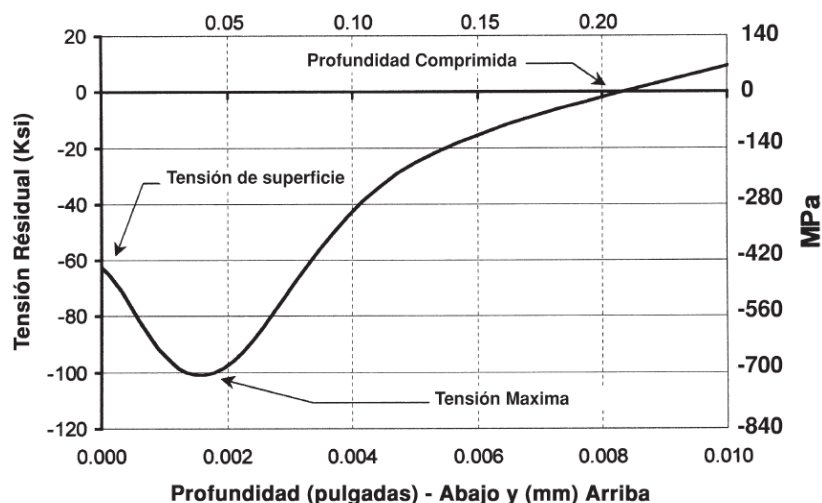


Figura 2.16. Perfil típico de tensiones residuales de shot peening.

En el gráfico se pueden observar los valores representativos del campo de tensiones:

Tensión Máxima – Es el valor de la amplitud de la tensión residual de compresión máxima. Generalmente se encuentra cerca de la superficie. Mientras más aumenta la tensión máxima, más resistente es el material al avance de la grieta.

Profundidad de capa comprimida – Es la profundidad de la capa de compresión resistente a la propagación de grietas. La profundidad de la capa puede aumentar cuando se aumenta la energía del impacto de las bolas. Se busca en general una capa más profunda para una mejor resistencia a la propagación.

Tensión de superficie – En general su amplitud es más baja que la tensión máxima.

La selección de los parámetros del shot peening y la dureza del material influyen sobre la profundidad de las tensiones residuales. La *Figura 2.17* muestra la relación entre la profundidad de la superficie comprimida y la intensidad del shot peening sobre 5 tipos de materiales.

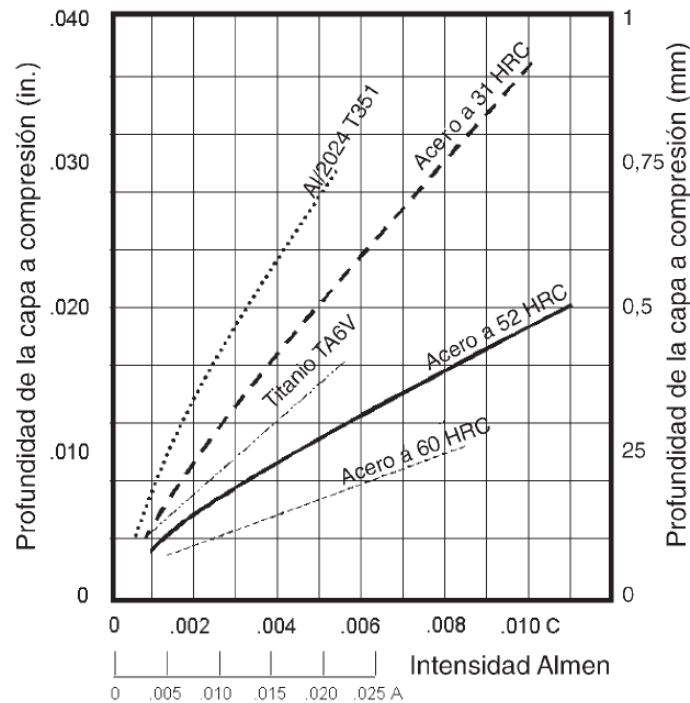


Figura 2.17. Profundidad de la compresión en función de la Intensidad Almen.

2.3.3.1.1. Superposición de tensiones de servicio y residuales

Cuando se realiza el shot peening sobre una pieza sometida a sollicitaciones exteriores, la superficie de esta pieza soporta solamente la resultante de la suma de la tensión residual y de la tensión aplicada. La *Figura 2.18* presenta una barra en flexión sobre tres puntos lo que crea un momento de flexión cuyo máximo está en la superficie.

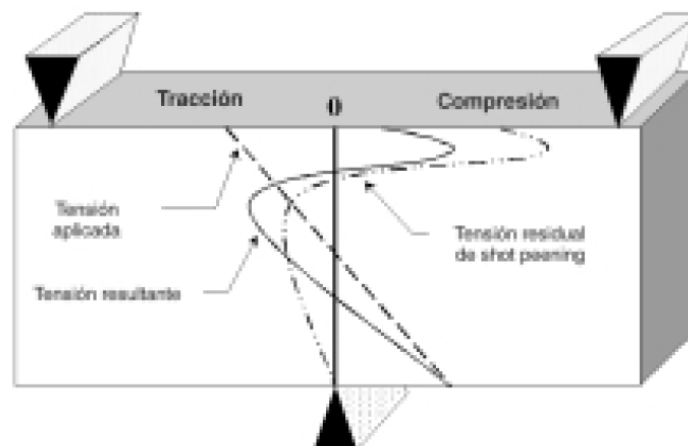


Figura 2.18. Tensión resultante sobre una barra shot peenizada con una carga externa.

La diagonal de punteados representa la tensión de tracción producida por el cargamento exterior. La curva de rayas mixtas representa la tensión residual de compresión del shot peening. La curva continua, que es la curva resultando de las dos primeras, muestra una disminución sensible de la tensión de tracción en superficie.

El shot peening es muy efectivo en los siguientes casos:

- Componentes con elementos concentradores de tensión.
- Materiales de altas características.

Las concentraciones de tensiones están localizadas en los radios, entalladuras, agujeros, intersección de agujeros, estriado, ranuras de chaveta, etc. El shot peening introduce una tensión local de compresión de gran amplitud para oponerse al factor de concentración de tensión que resultan de esos accidentes geométricos.

El shot peening es idóneo cuando se trata de materiales de altas características ya que la tensión de compresión depende directamente de la resistencia mecánica del material. Cuanto mayor sea el límite elástico, mayor será la amplitud de la tensión residual, resistiendo elevados niveles de tensión.

2.3.3.2. Aumento de dureza

Al deformar plásticamente un material, se produce un endurecimiento por deformación. Las capas superficiales de las piezas sometidas a tratamiento de shot peening sufren un incremento de dureza debido a la deformación que producen los proyectiles en la capa superficial. Este efecto es también responsable de la mejora en el comportamiento a fatiga [23] y a desgaste [24] de los componentes tratados.

En la *Figura 2.19* se observa el endurecimiento de la capa superficial tras el tratamiento de shot peening convencional y severo de una fundición nodular. Se aprecia un endurecimiento de las capas superficiales tras ambos tratamientos, siendo este endurecimiento superior en el caso de las probetas sometidas a tratamiento severo.

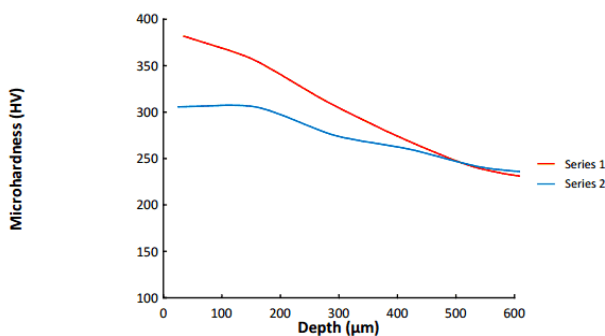


Figura 2.19. Perfil de microdurezas de una fundición nodular sometida a CSP y SSP.

La *Tabla 2.5* recoge el aumento de la dureza superficial en diferentes materiales tras haber sido sometidos a tratamiento de shot peening.

<i>Material</i>	<i>Antes Shot Peening</i>	<i>Después Shot Peening</i>	<i>Mejora en %</i>
Latón	50 HRB	175 HRB	250
Inox 304	243 HV	423 HV	74
Inox 316 L	283 HV	398 HV	41
Inox (Manganeso)	23 HRC	55 HRC	139
Inconel 625	300 HV	500 HV	67
Estilita	42 HRC	54 HRC	29
Hastalloy C	18 HRC	40 HRC	122 *
Hastalloy C	25 HRC	45 HRC	80 **

* Estado forjado ** Estado moldeado

Tabla 2.5. Aumento de dureza de superficie por shot peening.

2.3.3.3. Rugosidad

La rugosidad superficial es el conjunto de irregularidades o imperfecciones de la superficie real, definidas en una sección donde los errores de forma (consecuencia de las deformaciones de las bancadas de las máquinas) y las ondulaciones (consecuencia de vibraciones producidas por desequilibrios, flexiones de las herramientas, falta de homogeneidad del material, máquinas o paso de vehículos próximos, etc) han sido eliminados. En la *Figura 2.20* se muestran las imperfecciones superficiales que puede presentar una superficie.



Figura 2.20. Imperfecciones superficiales.

El proceso de shot peening también modifica el acabado superficial del material tratado, efecto que unas veces juega a favor y otras en contra del incremento de la vida a fatiga, pero aún no está claro si puede ser un factor importante para la adhesión bacteriana en el caso de materiales de prótesis.

En 2010 Miao et al. [25] analiza la rugosidad superficial generada tras los sucesivos impactos. Como parámetro representativo utilizan la distancia entre el pico más alto y el valle más profundo (*PV*) dentro de la longitud de muestra. Al analizar la evolución de la rugosidad superficial generada por el tratamiento los autores identifican tres etapas. Durante la primera etapa la rugosidad crece muy rápido pues cada impacto

crea una huella aislada con nuevos picos y valles. Durante la segunda etapa, muchas huellas se han solapado por lo que la rugosidad crece a un ritmo mucho más lento. Hay que citar también el trabajo de Dai et al. [26] destinado a analizar la rugosidad superficial de una aleación de aluminio sujeta a un proceso de deformación plástica severa producida por múltiples impactos de proyectiles esféricos a alta velocidad. En este caso los autores identifican 3 etapas en la evolución de la rugosidad generada, según se recoge en la *Figura 2.21*. En la etapa I (etapa de incremento de rugosidad) se producen huellas separadas, y cada una de ellas genera un par pico-valle. En la etapa II (caída de rugosidad) toda la superficie ha sufrido algún impacto, y algunas zonas han sufrido varios impactos. Así no hay superficie lisa para generar nuevas huellas. La altura de los picos se va reduciendo continuamente mientras que la profundidad de los valles no se ve muy afectada por los sucesivos impactos. Como resultado, los valores de PV disminuyen. En la etapa III (etapa de equilibrio) los valores de PV no sufren cambios significativos debido a que el ritmo de generación de picos y valles está en equilibrio dinámico con el ritmo de reducción de altura de los picos.

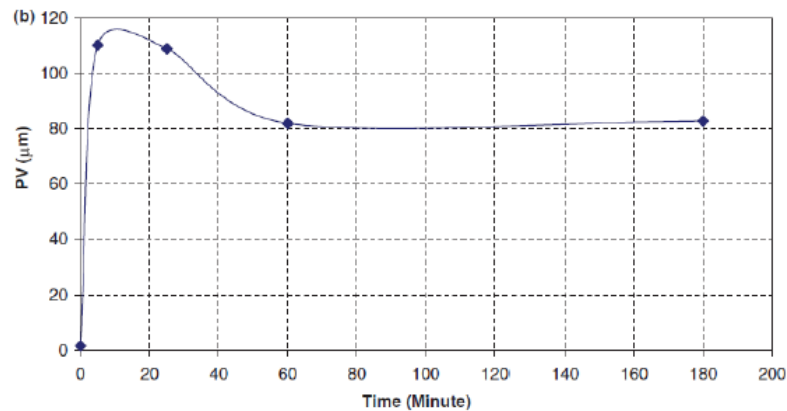


Figura 2.21. Evolución de la rugosidad superficial (R_t) propuesta por Dai.

2.4. SEVERE SHOT PEENING (SSP)

Recientemente varios investigadores proponen en sus trabajos utilizar la maquinaria convencional del tratamiento de SP pero aplicando parámetros no convencionales, es decir, aumentando la cantidad de energía para obtener capas de nanocristales (tamaño de grano menor de 100 nm) en la superficie del componentes [27]. Las mayores cantidades de energía introducidas se consiguen aumentando los tiempos de exposición lo que se traduce en mayores niveles de cobertura. A este tipo de tratamientos se les conoce con el nombre de SP severo (SSP, Severe Shot Peening) ó SP de altas energías (HESP, High Energy Shot Peening).

El tamaño de grano nanométrico, no solo mejora las propiedades de fatiga sino que Wang and Li, Tong et al, Raja et al., Jiang et al., Wang et al., aseguran que mejoran de manera considerable el comportamiento ante fenómenos de corrosión.



Otros investigadores en cambio reflejan en sus artículos la importancia de las características superficiales del biomaterial como la rugosidad y la formación de nanocristales en la adhesión bacteriana, sin llegar a ponerse de acuerdo sobre los efectos positivos o negativos a este respecto [8] [11] [12].

3. MATERIAL

3. MATERIAL

El grado 316L es un acero inoxidable cromo-níquel-molibdeno con bajos contenidos de carbono para minimizar la precipitación de carburos de cromo. Su composición química se recoge en la *Tabla 3.1*.

Tabla 3.1. Composición química del acero 316L (% en peso)

	AISI 316 L UNS S31603 ASTM A240
Carbono	0,030 max.
Manganeso	2,0 max.
Fósforo	0,045 max.
Azufre	0,030 max.
Silicio	0,75 max.
Cromo	16,0 – 18,0
Níquel	10,0 – 14,0
Molibdeno	2,00 – 3,00
Nitrógeno	0,10 max.
Cobre	---
Hierro	Balance

La adición de un 2-3% de molibdeno a esta aleación, incrementa la resistencia a la corrosión general y mejora la resistencia a la corrosión por picaduras en solución clorada. La resistencia a la corrosión es mejor, particularmente ante el ácido sulfúrico, hidrociorhídrico, acético, fórmico y tartárico, sulfatafos ácidos y cloruros alcalinos. Los bajos contenidos de carbono presentes en el acero 316 L previenen la sensibilización (precipitación de carburos de cromo en los límites de grano) y por consiguiente, la corrosión intergranular. Es por esto, que el grado 316 L es ampliamente utilizado para soldar componentes de grueso espesor [36].

El acero 316 L es no magnético en condiciones de recocido. Sin embargo, puede llegar a adquirir un ligero magnetismo cuando es deformado en frío.

El tipo 316 L puede ser embutido, estampado y troquelado sin dificultad alguna. Como todos los inoxidables austeníticos, el tipo 316 L tiende a endurecerse por el trabajo en frío. Por tal motivo, cuando es severamente deformado, un tratamiento de recocido posterior puede ser necesario en algunas ocasiones. La microestructura austenítica proporciona a este acero una muy buena resistencia, incluso a temperaturas criogénicas.



En resumen, debido a sus excelentes características de resistencia a la corrosión y propiedades mecánicas, el tipo 316 L proporciona muy buenas características de formabilidad y fabricación, típicas de los aceros inoxidables austeníticos. Algunas ventajas se enumeran a continuación.

- Superior a aleaciones austeníticas 301 y 304.
- Excelente resistencia a la corrosión general e intergranular.
- Muy buena soldabilidad.
- Buena resistencia a la corrosión por picaduras y hendiduras.
- Buena formabilidad.
- Facilidad de limpieza.
- Buena resistencia a temperaturas criogénicas.
- Buena resistencia a temperaturas elevadas.

3.1. PROPIEDADES MECÁNICAS

El comportamiento tensión-deformación del acero inoxidable difiere del comportamiento del acero al carbono en varios aspectos. La diferencia más importante reside en la forma de la curva tensión-deformación. Mientras el acero al carbono exhibe un comportamiento elástico lineal hasta su límite elástico y una zona plana antes del endurecimiento por deformación, el acero inoxidable presenta una curva tensión-deformación con forma más redondeada sin límite elástico definido. Por ello, el "límite elástico" del acero inoxidable se expresa, en general, en términos de una resistencia de prueba definida para un determinado valor de deformación remanente (convencionalmente la deformación del 0,2%), tal y como se muestra en la *Tabla 3.2*.

Tabla 3.2. Propiedades mecánicas del acero 316L.

	AISI 316 L UNS S31603 ASTM A240
Resistencia Máxima a la Tensión, ksi (Mpa)	70 (485) min
Límite Elástico o Esfuerzo de Cadencia al 0.2%, ksi (Mpa)	25 (170) min
Alargamiento, % a 2" (50,8 mm)	40,0 min
Dureza, Rockwell	B95 max

Debe señalarse que el acero inoxidable puede absorber impactos considerables sin que sobrevenga la fractura, gracias a su excelente ductilidad (especialmente los grados austeníticos) y a sus características de endurecimiento por deformación.



Los niveles de resistencia de los aceros inoxidables austeníticos aumentan con el trabajado en frío. Asociado a esta mejora de los niveles de resistencia se produce una reducción de la ductilidad, aunque generalmente tiene poca consecuencia gracias a los altos valores iniciales de ductilidad [37].

3.2. PROPIEDADES FÍSICAS

Una propiedad física es una característica que puede ser estudiada usando los sentidos o algún instrumento específico de medida. Éstas se manifiestan básicamente en los procesos físicos como cambios de estado, cambios de temperatura, cambios de presión, etc. Pueden variar con el tiempo (durabilidad y envejecimiento) o por las condiciones ambientales.

Por ejemplo, color, dureza, densidad, punto de ebullición, punto de fusión.

Las propiedades físicas pueden ser generales o específicas.

Se dice que son generales cuando un mismo valor puede ser aplicado a diferentes sustancias. Por ejemplo, la masa, el volumen, el color, textura, etc.

Se dice que son específicas cuando cada sustancia posee un valor particular. Ejemplo: la densidad, peso específico, punto de ebullición, punto de fusión, etc.

Las propiedades se pueden determinar mediante ensayos de caracterización.

El comportamiento de los materiales frente a acciones de tipo físico está ligado a su microestructura.

En la *Tabla 3.3.* se muestran las propiedades físicas del acero 316L [36].

Tabla 3.3. Propiedades físicas del acero 316L.

Propiedad física	Valor
Densidad g/cm ³ (lb/in ³)	8,0 (0,29)
Módulo elástico GPa (10 ⁶ Psi)	193 (28,0)
Resistencia eléctrica n m	740
Calor específico J/kg*°K (Btu/lb*°F)	500 (0,12)
Conductividad térmica a 100°C (212 °F) W/m*K (Btu/ft*h*°F)	16,2 (9,4)
Rango de fusión °C (°F)	1375-1400 (2500-2550)



3.3. PROPIEDADES SUPERFICIALES

3.3.1. Resistencia a la corrosión

El tipo 316 L proporciona una mayor resistencia a la corrosión general y por picaduras/hendiduras que el tipo 304. La adición de molibdeno a esta aleación, también proporciona una mejor resistencia en una gran variedad de ambientes. Su bajo contenido de carbono retarda notablemente la precipitación del carburo de cromo y, por lo tanto, muestra una menor vulnerabilidad al ataque intergranular en medios corrosivos. Este grado es recomendado para la fabricación de piezas soldadas que no pueden ser recocidas posteriormente [36].

3.3.2. Resistencia a oxidación a altas temperaturas

Para servicio continuo a temperaturas elevadas el acero 316 L exhibe una buena resistencia a la oxidación hasta cerca de los 927 °C (1700 °F). En servicio intermitente, la temperatura máxima de exposición es alrededor de los 870 °C (1600°F).

3.4. SOLDABILIDAD

El acero inoxidable tipo 316 L es fácilmente soldable por todas las técnicas convencionales de soldadura por fusión y resistencia (GTAW, TIG, GMAW, MIG, SAW), excepto el gas oxiacetilénico. El grado 316 L generalmente es considerado a tener menor soldabilidad que los aceros 304 y 304 L. El elevado contenido de níquel de esta aleación requiere consideraciones especiales durante la soldadura con el fin de evitar el agrietamiento en caliente por la formación de ferrita en el depósito de soldadura. Cuando un material de aporte es requerido, los tipos 316 L y 317 L son satisfactorios, los cuales conservan la resistencia a la corrosión.

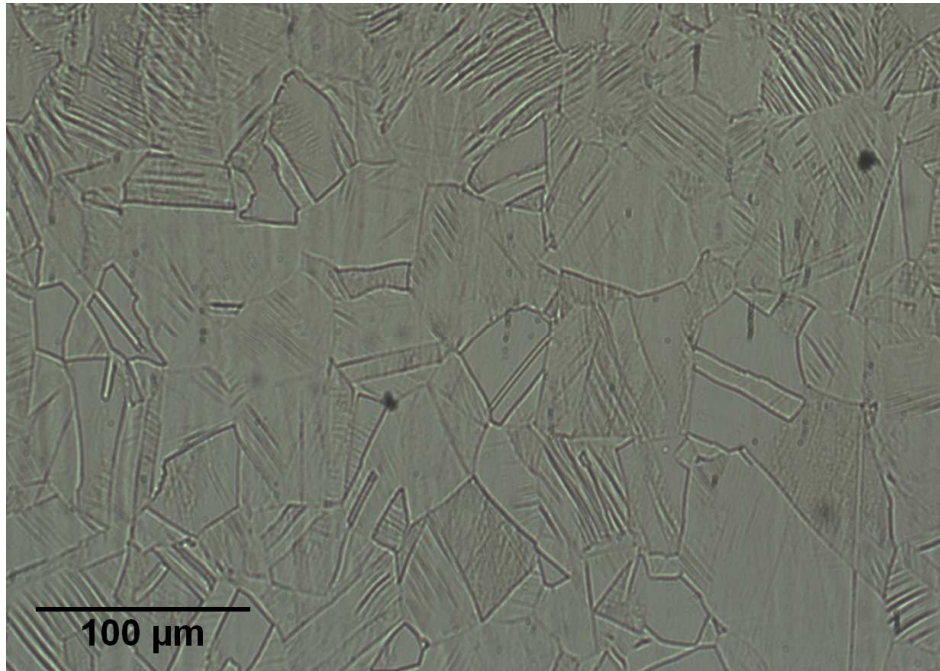
3.5. FORMABILIDAD

El tipo 316 L puede ser fácilmente formado por los métodos más comunes, como: embutición, troquelado, doblado, etc. Su combinación de baja resistencia a la fluencia y elevado porcentaje de alargamiento son factores importantes en la optimización de las operaciones de embutido.

3.6. MICROESTRUCTURA

Las características deseadas en un producto dependen de su fabricación, esto es, tanto del material utilizado como de los procesos aplicados al material; ambos aspectos determinan las propiedades mecánicas de la pieza, las cuales a su vez dependen de la constitución o microestructura del material.

El acero inoxidable 316L se caracteriza por una sola fase de austenita, con un tamaño de grano de 35 a 70 µm uniformemente equiaxiado. En la micrografía se observan las fronteras de grano bien definidas.



Grado 316 L. Microestructura típica, 200X. Ataque químico electrolítico con ácido oxálico.

3.7. APLICACIONES

- Equipo procesador de alimentos.
- Implantes médicos.
- Equipos para refinerías de petróleo.
- Equipo procesador de medicamentos.
- Aplicaciones marinas.
- Utensilios de cocina y aplicaciones en electrodomésticos.
- Contenedores para transportación de químicos.
- Intercambiadores de calor.

4. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL



4. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

En este proyecto se ha sometido un acero inoxidable 316L a tratamientos de CSP y SSP. Tras los tratamientos se ha realizado un estudio microestructural mediante microscopía óptica en una sección transversal a las superficie del tratamiento.

También se ha caracterizado el material mediante medidas de rugosidad superficial, perfil de microdureza, tensiones residuales y FWHM (Full Width at Half Maximun), parámetro relacionado directamente con el endurecimiento por deformación. Para conocer cuál sería el comportamiento del material ante fenómenos como la corrosión se llevaron a cabo curvas de polarización lineales.

Con el fin de evaluar el efecto de la rugosidad ante fenómenos de corrosión, algunas de las muestras fueron lijadas manualmente con el fin de disminuir los picos más sobresalientes generados durante los tratamientos de shot peening o para disminuir las inusuales irregularidades de las probetas mecanizadas.

4.1. TRATAMIENTO DE SHOT PEENING

Los tratamientos de shot peening fueron realizados en una máquina neumática con los parámetros que recoge la *Tabla 4.1*. El tratamiento de 1500% de cobertura se realiza con una intensidad Almen superior.

Tabla 4.1. Parámetros de los dos tratamientos de shot peening realizados.

	Proyectil	Intensidad	Cobertura
CSP	MI 230R	15A	100%
SSP	MI 230R	7C	1500%

En la *Tabla 4.2* se presenta la composición química de los proyectiles empleados en el tratamiento shot peening. Este dato es importante para justificar los resultados de corrosión que se presentan en el *Capítulo 5*.

Tabla 4.2. Composición química de los proyectiles (%en peso).

C	Si	Mn	S	P
0,87	0,60	0,70	0,027	0,014

4.2. MICROSCOPIA ÓPTICA

Para estudiar la microestructura de la capa superficial es necesaria una preparación metalográfica de las muestras.

Para ello se cortaron las probetas por su sección media mediante una cortadora Buehler IsoMet 4000 (Figura 4.4) para posteriormente embutir las muestras en una embutidora Buehler SimpliMet 1000 (Figura 4.5).



Figura 4.4. Cortadora Buehler IsoMet 4000



Figura 4.5. Embutidora Buehler SimpliMet 1000

El proceso de embutición consiste, configurados los parámetros necesarios, en colocar las muestras junto a una resina en polvo en una cavidad ubicada en la parte superior de máquina. Una vez situadas, la embutidora las comprime y procede a aumentar la presión y la temperatura en la cavidad para fundir y solidificar la resina alrededor de la muestra.

En la Figura 4.6 se esquematiza el proceso de preparación de la muestra.



Figura 4.6. Preparación de la probeta.

Tras embutir las muestras, se desbastaron y pulieron utilizando lijadoras manuales con papeles abrasivos, y pulidoras manuales utilizando alúmina de 1 y 0,5 μm como abrasivo.

Para revelar la microestructura se procedió al ataque de las muestras.

El grabado o ataque metalográfico se basa en un proceso de corrosión controlada resultante de la acción electrolítica entre las áreas de la superficie con diferente potencial. Las diferencias de potencial se corresponden con distintas fases dentro de una muestra. Con metales puros y aleación con una sola fase,

la diferencia de potencial se produce entre granos con diferente orientación, entre el borde de grano y el interior del mismo y entre impurezas y la matriz. Estas variaciones de potencial provocan un comportamiento electrolítico diferente, de tal forma que bajo unas mismas condiciones específicas de ataque las zonas se verán atacadas en distinta medida. Se diferencian dos zonas dentro de las muestras, denominadas anódicas o catódicas. Se denominan anódicas a las fases con mayor potencial, son las fases que antes van a reaccionar y las fases catódicas, son las fases más nobles, las más difíciles de atacar dentro de una muestra [28].

En nuestro caso, se realizó un ataque electrolítico para revelar la microestructura de las muestras. En un ataque electrolítico, el potencial eléctrico es aplicado a la muestra usando un circuito externo (*Figura 4.7*). La muestra es introducida a una disolución electrolítica, que contienen un reactivo en disolución acuosa. Un extremo o varilla se pone en contacto con la muestra y el otro extremo se sumerge. El ánodo es la muestra y el cátodo será el otro extremo.

El potencial aplicado es el agente oxidante. Por lo tanto las disoluciones electrolíticas son más sencillas en composición que en el caso de las disoluciones en los ataques por inmersión. Estas disoluciones pueden ser ácidas, alcalinas o salinas. El proceso de ataque puede ser controlado por la variación del voltaje y tiempo. Otra característica importante es, a diferencia de los ataques por inmersión, la posibilidad de observar una muestra y aumentar el grabado si es necesario sin necesidad de pulir.

Los ataques electrolíticos son empleados comúnmente para grabar fases específicas o bordes de grano. Son sencillos de usar, son generalmente seguros y generalmente producen mejores resultados que los ataques por inmersión debido a su superior repetibilidad.

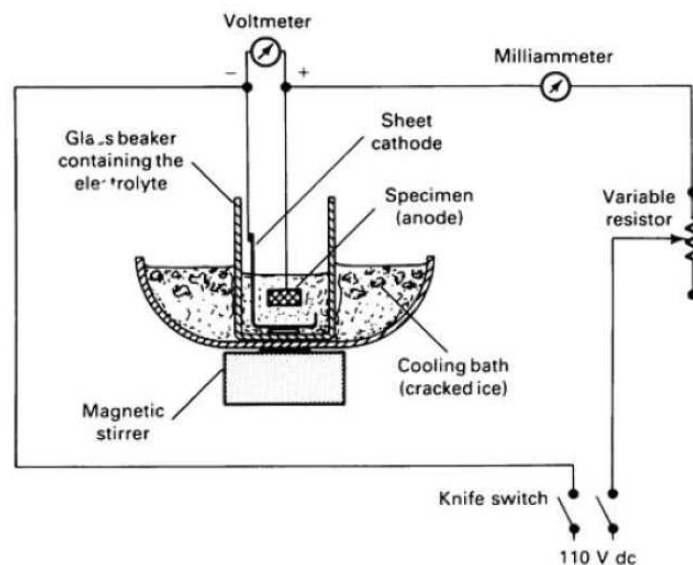


Figura 4.7. Esquema de método electrolítico.



Para nuestro caso concreto, el potencial actúa como agente oxidante y el ácido oxálico actúa como agente corrosivo.

Una vez lista la muestra para su observación microscópica, se empleó un microscopio Nikon Epiphot 200 y el software Buehler Omnimet 9.0.

4.3.MICRODUREZA

Una vez realizado el estudio metalográfico de las muestras se procedió a realizar un perfil de microdurezas con el fin de evaluar el endurecimiento.

Los ensayos de microdurezas se realizaron con un microdurómetro Struers Duramin (Figura 4.8) aplicando una carga de 200 gf durante 15 segundos. Las huellas se realizaron desde la superficie siguiendo una trayectoria hacia el interior con el fin de obtener un perfil. Se ha dejado una distancia prudencial entre cada huella para evitar falsear los resultados.



Figura 4.8. Microdurómetro Struers Duramin.

4.4.TENSIONES RESIDUALES

Para medir el nivel de tensiones residuales inducidas por los tratamientos de *shot peening* se utilizó un difractómetro de rayos X modelo Stresstech G3R (Figura 4.9) con los siguientes parámetros: radiación Cr α_1 , colimador de 3 mm, método $\text{sen}^2 \varphi$, tiempo de exposición de 20 segundos y medida en 3 direcciones.



Figura 4.9. Difractómetro de rayos X modelo Stresstech G3R

Antes de comenzar a medir con el equipo es necesario realizar una correcta calibración en función del material que se va a medir. El equipo se calibra con un patrón de polvos del componente puro del material que se pretende medir. En este caso, se ha llevado a cabo con polvo de austenita, con un ángulo de difracción de 128,8 grados en el plano {220}.

La difracción de rayos X se basa en la reflexión de las ondas electromagnéticas incidentes por planos sucesivos de átomos en un cristal. Al incidir un haz de rayos X según un ángulo θ , parte de la radiación se refleja y parte sigue su camino. Esta situación se repetirá en las sucesivas capas.

Todas las ondas reflejadas en un plano cristalino estarán en concordancia de fase y, sólo en ciertas condiciones lo estarán con las ondas difractadas por dos planos sucesivos. Para ello, es necesario que la diferencia de recorridos entre las ondas difractadas por dos planos sucesivos sea un número entero de longitudes de onda ($n\lambda$).

Como se muestra en la *Figura 4.10* para dos ondas reflejadas en un punto P la diferencia de recorridos en los dos primeros planos resulta ser $\delta = AB + BC$. Como por simetría $AB = \delta - BC$ y $\delta = 2 \cdot AB$, resulta $\delta = 2d \sin(\theta)$, siendo 'd' la separación entre dos planos consecutivos (espaciado reticular).

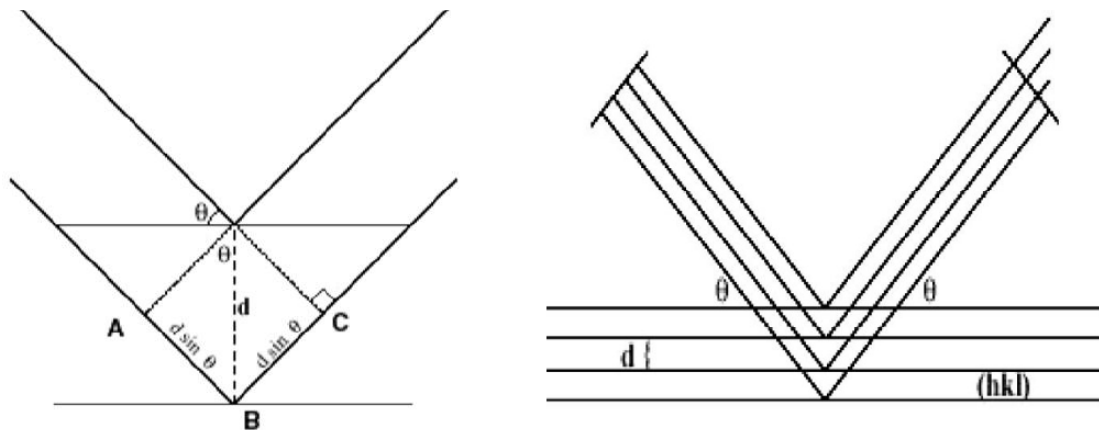


Figura 4.10. Haz incidente difractado por dos planos sucesivos hkl con espacio interplanar $dhkl$.

La condición de reflexión elaborada por W. Bragg y W. L. Bragg indica que la diferencia de caminos recorridos es un múltiplo entero de la longitud de onda [30]:

$$n\lambda = 2d\sin\theta$$

Las distancias entre los diferentes planos que definen la red cristalina determinan el valor del ángulo de Bragg. De esta manera, los patrones de difracción suministran información inequívoca de la estructura cristalina. La posición angular de los máximos de difracción se relaciona con los parámetros de la celda unidad (la celda repetida en el cristal), mientras que las intensidades reflejan la simetría de la red y la densidad electrónica dentro de la celda unidad. Cada sustancia cristalina produce un difractograma único.

El difractómetro consiste en un tubo de rayos X, un portamuestras plano con la muestra centrada en el centro óptico de un goniómetro y un detector (contador de radiaciones) ubicado sobre el borde del sistema angular. El número de cuentas obtenidas por unidad de tiempo es proporcional a la intensidad de radiación incidente sobre el detector. Se representa dicha intensidad gráficamente en función del ángulo 2θ .

Para calcular los esfuerzos residuales, el software se basa en la técnica de precisión del parámetro de red. En esta técnica se asume que el esfuerzo, σ , es isotrópico, que hay un estado biaxial de esfuerzos en el plano y que los dos esfuerzos principales son iguales.

Los esfuerzos residuales se obtienen de la ecuación:

$$\sigma = \left(\frac{E}{2\nu} \right) \left(\frac{a_0 - a}{a_0} \right)$$

Donde E es el módulo de Young, ν es el coeficiente de Poisson y a_0 y a son las medidas del parámetro de red del patrón libre de esfuerzos y de la muestra tratada con shot peening respectivamente. Los cálculos se realizaron utilizando los valores de $E/(1C\nu)=84100$ tomados del programa del difractor.

Para conocer el perfil de tensiones en profundidad es necesario eliminar capas del material, pero sin alterar el estado tensional. Esto se consigue mediante electropulido.

4.4.1. Electropulido

El proceso de shot peening provoca en las piezas tratadas un estado superficial de tensiones residuales de compresión. Dicho estado tensional se genera en la superficie y en una cierta profundidad bajo la superficie de la pieza. Para poder determinar las tensiones residuales en profundidad y conocer el perfil de tensiones se debe eliminar material de la probeta sin generar un estado tensional. Para ello, se recurre al electropulido.

El electropulido es una técnica que elimina material de una pieza mediante la aplicación de una corriente eléctrica con la pieza sumergida en un electrolito de composición específica. En el presente estudio, se busca eliminar capas de un cierto espesor (en μm) para definir el perfil de tensiones mediante la difracción por rayos X.

Como electrolito de pulido se ha utilizado una disolución de ácido acético (94%) y perclórico (6%). Las probetas planas se colocan en la celda electrolítica (*Figura 4.11*) con la superficie a electropulir sobre el agujero de la misma, de modo que se permite el contacto con el electrolito. Seguidamente se fija firmemente la varilla metálica que cierra el circuito eléctrico.



Figura 4.11. Fuente de alimentación y celda electrolítica.

Previamente a atacar la probeta, para tener una referencia y poder medir la profundidad del material eliminado, se mide con un micrómetro de alta precisión Mitutoyo IDCH0530/0560 (*Figura 4.12*) el espesor

de la probeta antes y después del electropulido, obteniendo de la diferencia entre las dos medidas la profundidad de material eliminado.



Figura 4.12. Medidor Mitutoyo ID-H0530/0560

4.5. FULL WIDTH AT HALF MAXIMUM (FWHM)

Otro parámetro que se obtiene mediante difracción de rayos X es la anchura del pico de difracción a la mitad del valor de difracción máximo (parámetro FWHM: Full Width at Half Maximum) (Figura 4.13). Este parámetro está relacionado con la distorsión de los granos, con la densidad de dislocación y con las microtensiones residuales. Se suele considerar que este parámetro es un índice del endurecimiento del material, de modo que cuanto mayor es el parámetro FWHM, mayor es el endurecimiento de la superficie [31].

En la Figura 4.13 se observa un pico de difracción y se señala el parámetro FWHM. Este parámetro es importante para poder estimar la dimensión del grano a partir de la ecuación de Scherrer.

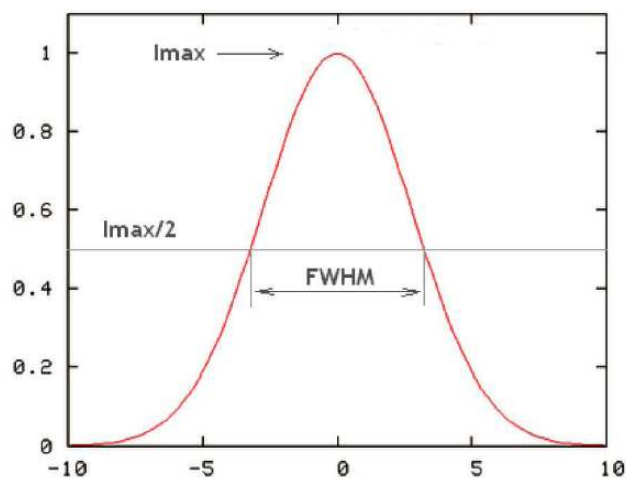


Figura 4.13. FWHM. Ancho del pico de máxima intensidad a la mitad de altura.

4.6.RUGOSIDAD

Para evaluar las diferencias de rugosidad entre las diferentes probetas se utilizó un microscopio confocal (Microscope Leica DCM 3D) situado en el Campus de Mieres y perteneciente al Departamento de Mecánica de la Universidad de Oviedo (*Figura 4.1*).

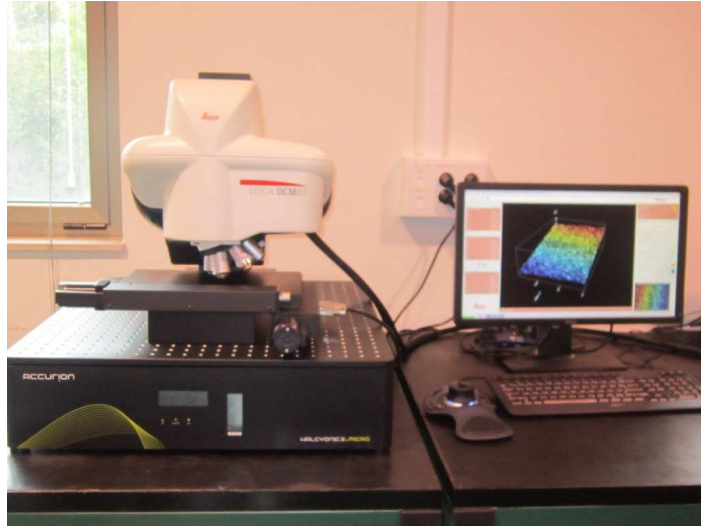


Figura 4.1. Microscopio Leica DCM 3D

La distinción fundamental entre la microscopía óptica convencional y la microscopía óptica confocal es la manera en la cual se produce la imagen.

- Microscopía óptica convencional
 - Interacción de la radiación con la muestra en una región extensa.
 - Imágenes degradadas por toda la información óptica que se origina en esa extensa iluminación, así como por la información óptica contenida en planos que no son el plano enfocado.

- Microscopía óptica confocal
 - Las imágenes se producen punto a punto en el plano imagen a partir de los correspondientes puntos de iluminación del plano de la muestra.
 - La fuente de iluminación puntual ilumina una región del objeto y el detector puntual recibe la radiación de esta área objeto.
 - La calidad de las imágenes resultantes se debe a la omisión de toda la información óptica fuera de foco que degrada la imagen en la microscopía convencional. Esto es gracias al pinhole. El pinhole es una apertura localizada delante del fotomultiplicador que evita el pasaje de fluorescencia de las regiones de la muestra que no están en foco, la luz que proviene de

regiones localizadas por encima o por debajo del plano focal no converge en el pinhole y no es detectada por el fotomultiplicador.

- Puesto que sólo se ilumina un punto cada vez en el microscopio confocal, se requiere una exploración (barrido) sincronizado de la fuente y el detector.

En la *Figura 4.2* se esquematiza el principio de confocalidad que emplea el microscopio óptico confocal empleado para obtener la rugosidad de nuestro material.

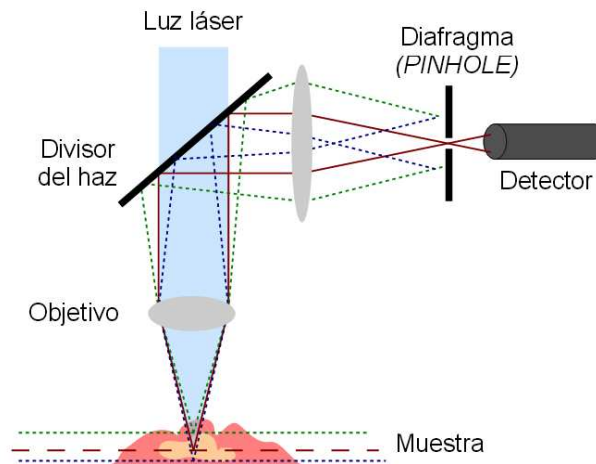


Figura 4.2. Principio de confocalidad.

Este avance en el campo de la microscopía posibilita el estudio tridimensional de las muestras, incluyendo su interior, y en determinados materiales permite la obtención de imágenes de su superficie mediante reflexión [31].

Los datos obtenidos por el rugosímetro se rigen por la norma ISO 4287. Los parámetros de amplitud que recoge el dispositivo son los siguientes:

Rp: máxima altura del pico del perfil rugosidad.

Rv: máxima profundidad del valle del perfil rugosidad.

Rz: altura máxima del perfil rugosidad.

Rc: altura media de los elementos del perfil rugosidad.

Rt: altura total del perfil rugosidad.

Ra: desviación media aritmética del perfil rugosidad.

Rq: desviación Raíz-Media-Cuadrática (RMS) del perfil rugosidad.

Se prestó especial atención a Ra y Rz debido a que para describir el acabado superficial de una superficie que ha sido sometida a SP resulta más interesante utilizar los parámetros de rugosidad que tengan más sensibilidad a los cambios pronunciados en las características topográficas. En la *Figura 4.3* se representa la máxima altura del perfil (Rz) en un perfil de rugosidad.

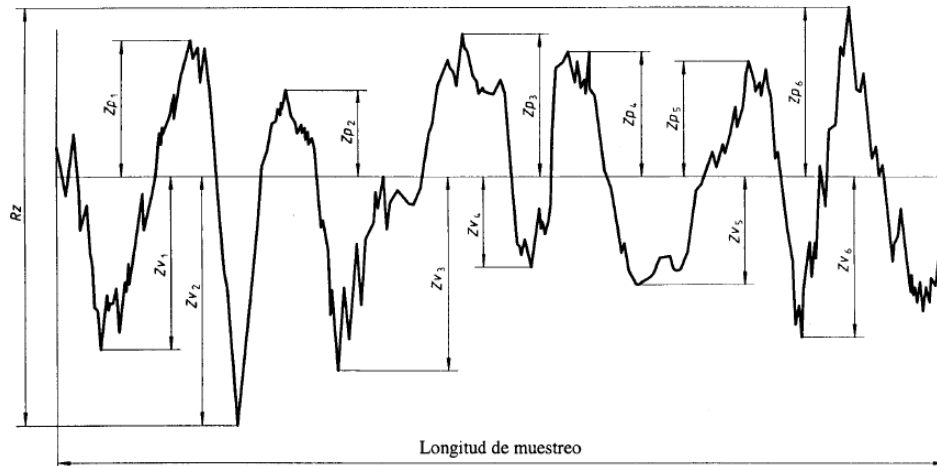


Figura 4.3. Máxima altura del perfil (Rz)

4.7. CURVAS DE POLARIZACIÓN

La corrosión es el ataque destructivo de un metal por reacción química o electroquímica con su medio ambiente.

Los fluidos corporales contienen agua, oxígeno disuelto, proteínas y diferentes iones como el ión cloro. Como resultado el cuerpo humano resulta un entorno de trabajo adverso para los materiales. El medio fisiológico es altamente agresivo, tiene una elevada actividad química y un alto rango de sollicitaciones mecánicas. Como consecuencia de la corrosión se liberan iones metálicos al cuerpo lo que puede provocar reacciones adversas del organismo, locales si es cerca del material, o remotas si la repercusión es en otro órgano.

La resistencia a la corrosión de un biomaterial es consecuencia de su biocompatibilidad. Por lo tanto, si el material es destinado a la industria en general, como si tiene aplicaciones médicas, la corrosión es un factor a tener muy en cuenta. Una selección errónea del material o no estudiar el entorno donde va a trabajar puede tener consecuencias catastróficas, ya sea pérdidas económicas o importantes molestias para las personas [14].

Para conocer el comportamiento de nuestra aleación ante la corrosión se han realizado curvas de polarización lineal utilizando un electrolito que simula los fluidos corporales (Ringer Lactato).



La resistencia a la polarización lineal (RPL) es un método que se emplea para determinar la velocidad de corrosión. El método consiste en la aplicación de un sobrepotencial, respecto del potencial de equilibrio, lo suficientemente pequeño como para no alterar el sistema pero suficiente como para poder conocer cuál es el comportamiento del electrodo en ese medio frente a las reacciones de oxidación y de reducción. De esta forma, se puede seguir la evolución del proceso de corrosión con el tiempo. Este método asume que la corrosión electroquímica se predice de forma correcta por la ecuación clásica de Stern-Geary [18]:

$$i_{corr} = \frac{b_a b_c}{Rp 2.3(b_a + b_c)}$$

donde: i_{corr} es la densidad de corriente de corrosión, Rp es la resistencia a la polarización y b_a y b_c son constantes para el metal.

La principal ventaja de la polarización lineal es que es un método no destructivo. Otra ventaja es que pueden estimarse valores de resistencia a la corrosión y ésta convertirse a velocidades de corrosión, permitiendo determinar la rapidez con la que se corroerá el metal o estimar la vida útil del mismo. Mediante la ecuación de Stern-Geary se pueden relacionar la resistencia a la corrosión y la corriente de corrosión para polarización lineal, pudiéndose transformar ésta última en velocidad de corrosión. Entre las desventajas que presenta este método se encuentran el que únicamente mide corrosión general, además de que resulta complicado obtener los datos para metales que presentan índices de corrosión bajos [32].

En este proyecto se pretende estudiar la resistencia a la corrosión del acero inoxidable 316L sometido a tratamiento de CSP y SSP con el fin de evaluar si dichos tratamientos influyen en la corrosión del material. Para evaluar si el efecto de la rugosidad superficial puede influir en este comportamiento, se procedió a eliminar manualmente mediante una lija de grano fino los picos de las superficies de las probetas sometidas a los tratamientos de shot peening.

Para la realización de las curvas de polarización lineal se utilizó un potenciostato de barrido EG&G INSTRUMENTS y código: MAT 820A (*Figura 4.14*) conectado a un programa informático 352 SOFTCORR III (*Figura 4.15*). Se utilizó como electrodo de referencia Ag/AgCl. Las muestras fueron ensayadas empleando Ringer Lactato, una solución que simula a la del cuerpo humano. En la *Tabla 4.3* se muestra la composición de la solución Ringer Lactato.



Figura 4.14. Potenciostato de barrido EG&G INSTRUMENTS

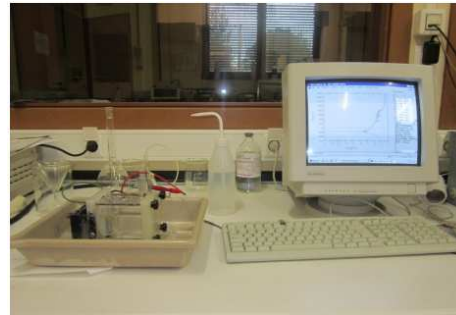


Figura 4.15. Potenciostato conectado al programa informático 352 SOFTCORR III

Tabla 4.3. Composición química de la solución Ringer-Lactato

Componentes en la solución	NaCl	KCl	CaCl ₂ 2H ₂ O	Lactato sódico
Concentración (g/l)	6	0,3	0,219	3,1

5. RESULTADOS



5. RESULTADOS

Una vez realizados los ensayos de caracterización de las muestras sometidas a tratamientos shot peening convencionales y severos, en este capítulo se exponen los resultados obtenidos. Los parámetros utilizados en los diferentes tratamientos se recogen en la *Tabla 5.1*.

Tabla 5.1. Parámetros de los dos tratamientos de shot peening realizados.

	Proyectil	Intensidad	Cobertura
CSP	MI 230R	15A	100%
SSP	MI 230R	7C	1500%

En primer lugar se presentan las observaciones realizadas mediante microscopía óptica. Seguidamente se analizan los resultados obtenidos en las medidas de rugosidad, perfil de microdurezas, tensiones residuales y FWHM (Full Width at Half Maximun), parámetro relacionado directamente con el endurecimiento por deformación. Por último se muestran los resultados extraídos de curvas de polarización, que dan información del comportamiento del material ante fenómenos de corrosión, relacionado directamente con el carácter biocompatible del material, dando información sobre el nivel de iones metálicos que pasarían al cuerpo humano.

5.1. OBSERVACIÓN MICROSCÓPICA

Una vez preparadas las muestras metalográficamente (lijado, pulido y ataque con ácido oxálico), se procedió a estudiar su microestructura en zonas próximas a las superficies tratadas de las probetas, con un microscopio óptico Nikon EPIPHOY 200 a diferentes aumentos.

Las siguientes figuras (5.1-5.24) muestran la microestructura en una sección transversal a la superficie de las muestras tratadas mediante CSP y SSP. Las micrografías muestran una estructura austenítica constituida por granos equiaxiales. En la capa superficial se observa un aplastamiento de la estructura, de unos 40 micrómetros en el caso de las muestras sometidas a CSP, siendo algo superior este espesor en el caso de las muestras sometidas a los tratamientos severos.

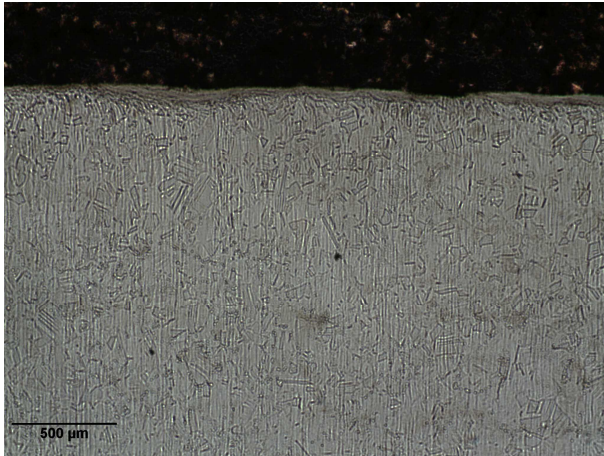


Figura 5.1. Acero 316L tratado mediante CSP (50x)

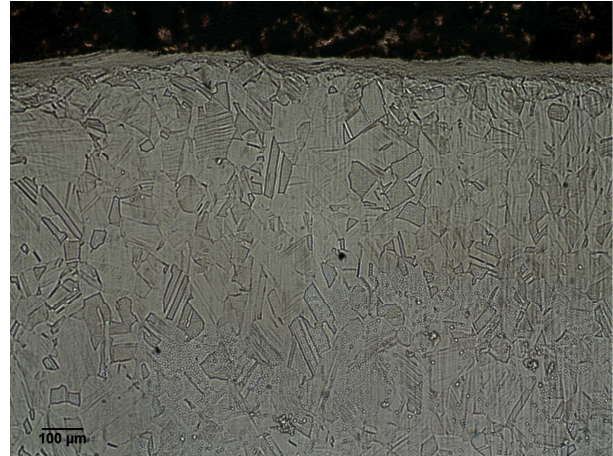


Figura 5.2. Acero 316L tratado mediante CSP (100x)

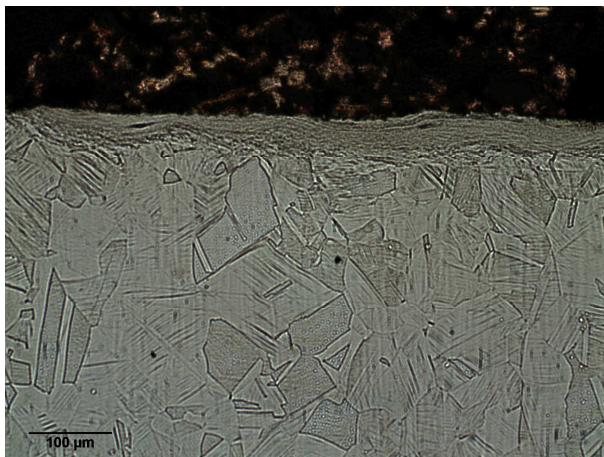


Figura 5.3. Acero 316L tratado mediante CSP (200x)

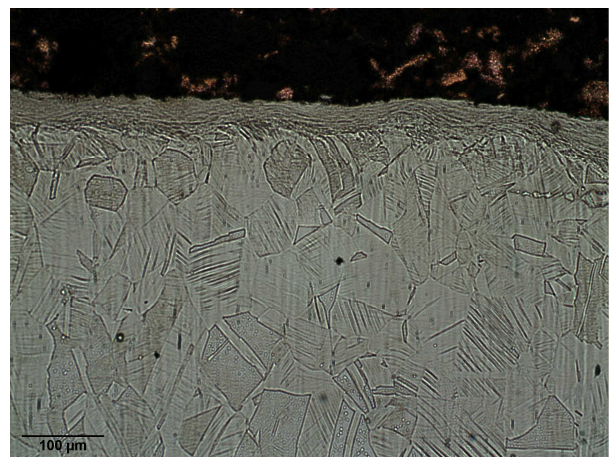


Figura 5.4. Acero 316L tratado mediante CSP (200x)

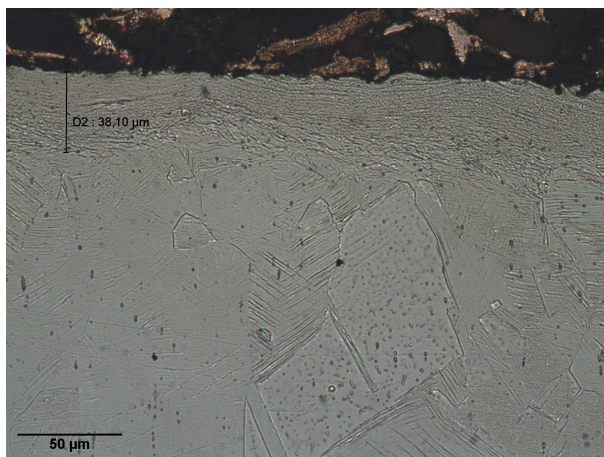


Figura 5.5. Acero 316L tratado mediante CSP (500x)

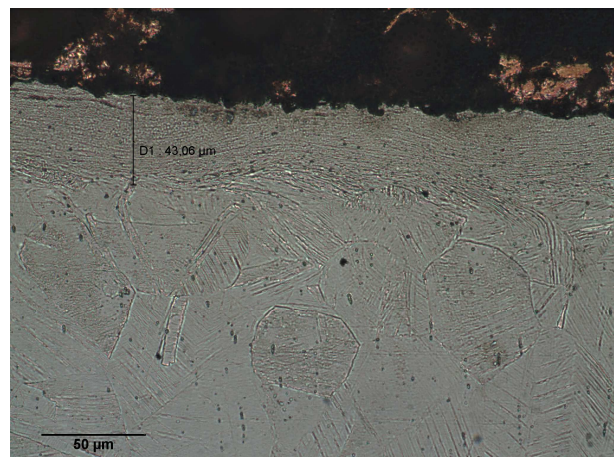


Figura 5.6. Acero 316L tratado mediante CSP (500x)

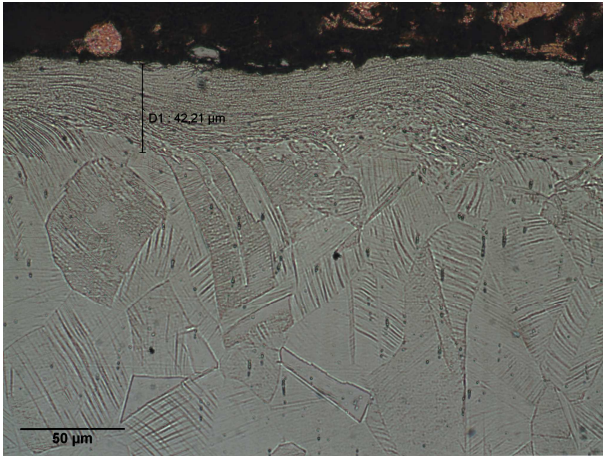


Figura 5.7. Acero 316L tratado mediante CSP (500x)

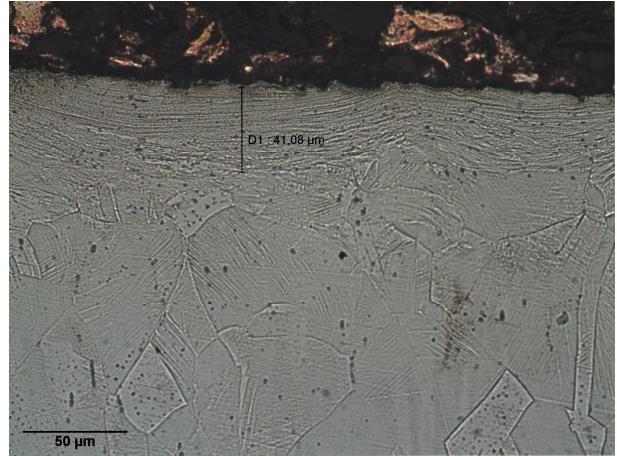


Figura 5.8. Acero 316L tratado mediante CSP (500x)

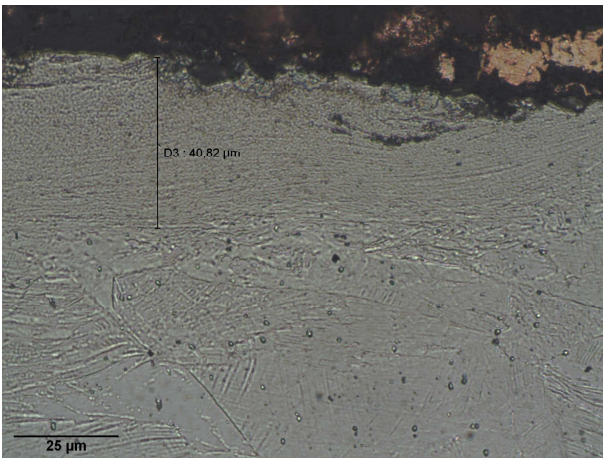


Figura 5.9. Acero 316L tratado mediante CSP (1000x)

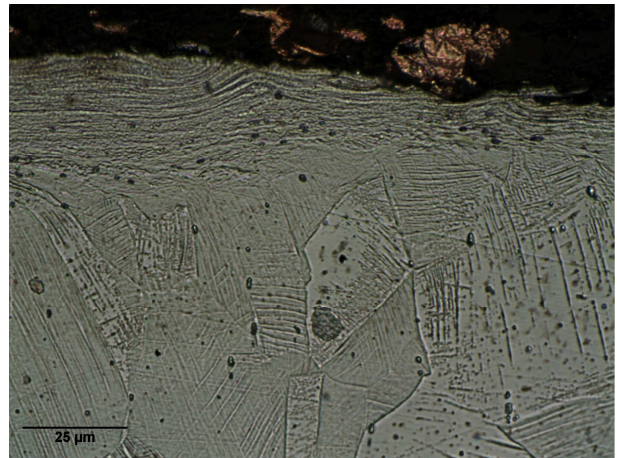


Figura 5.10. Acero 316L tratado mediante CSP (1000x)

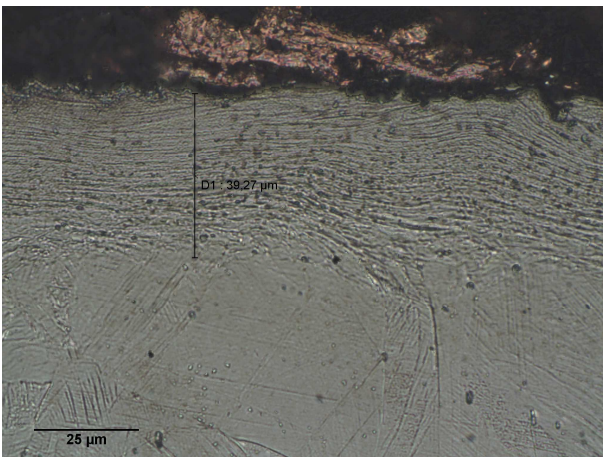


Figura 5.11. Acero 316L tratado mediante CSP (1000x)

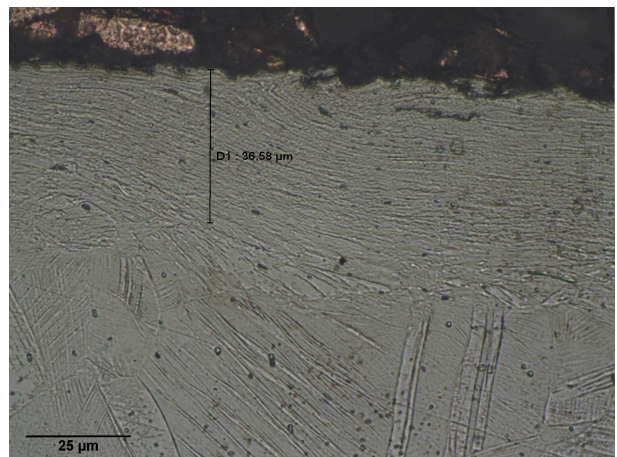


Figura 5.12. Acero 316L tratado mediante CSP (1000x)

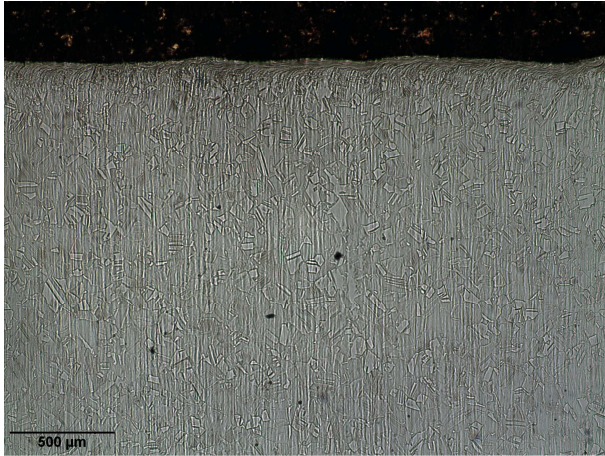


Figura 5.13. Acero 316L tratado mediante SSP (50x)

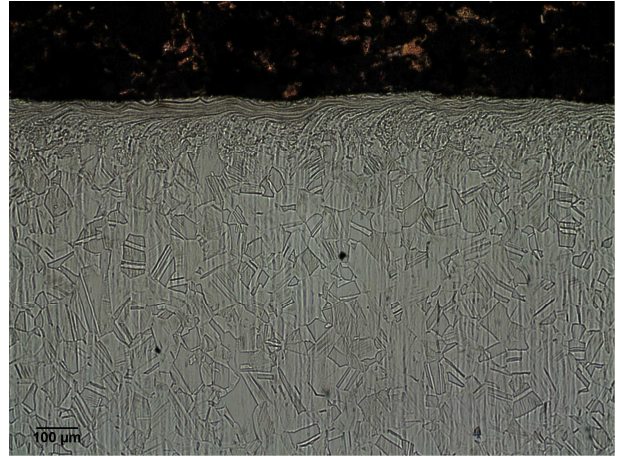


Figura 5.14. Acero 316L tratado mediante SSP (100x)

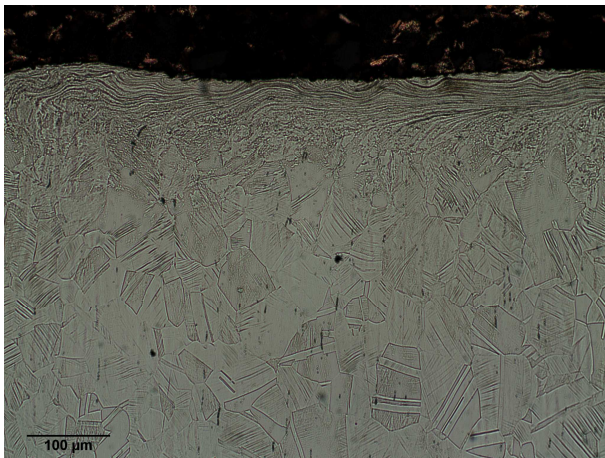


Figura 5.15. Acero 316L tratado mediante SSP (200x)

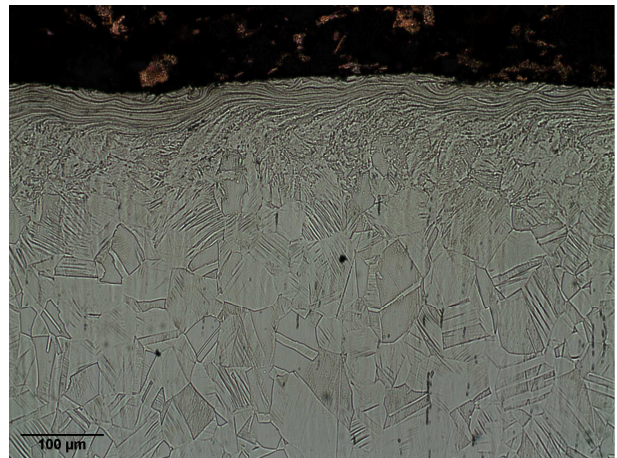


Figura 5.16. Acero 316L tratado mediante SSP (200x)

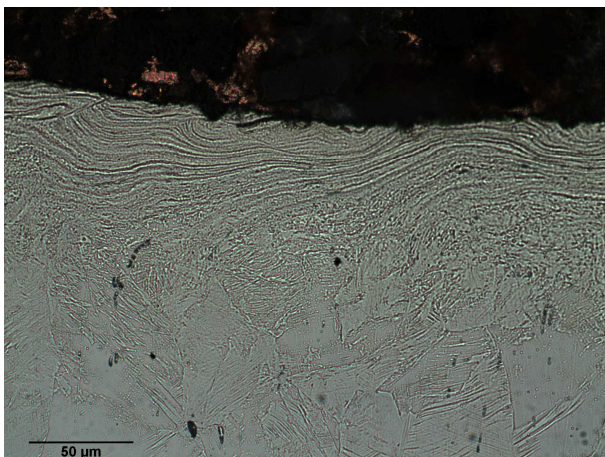


Figura 5.17. Acero 316L tratado mediante SSP (500x)

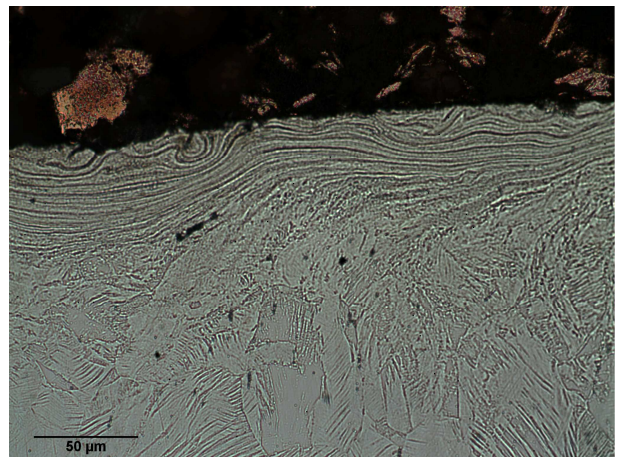


Figura 5.18. Acero 316L tratado mediante SSP (500x)

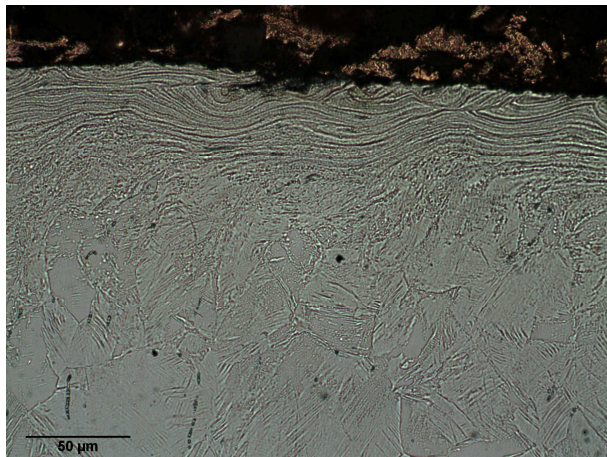


Figura 5.19. Acero 316L tratado mediante SSP (500x)

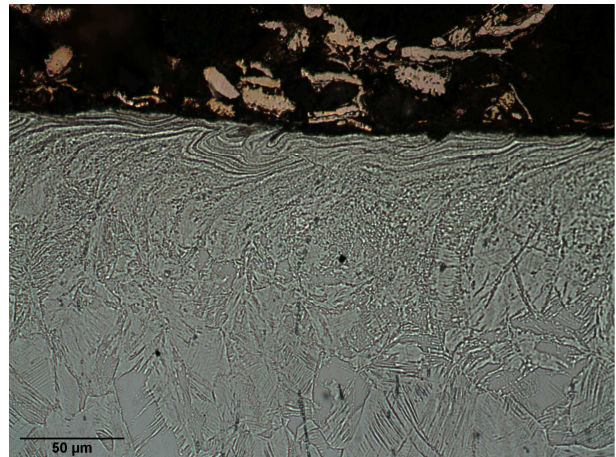


Figura 5.20. Acero 316L tratado mediante SSP (500x)

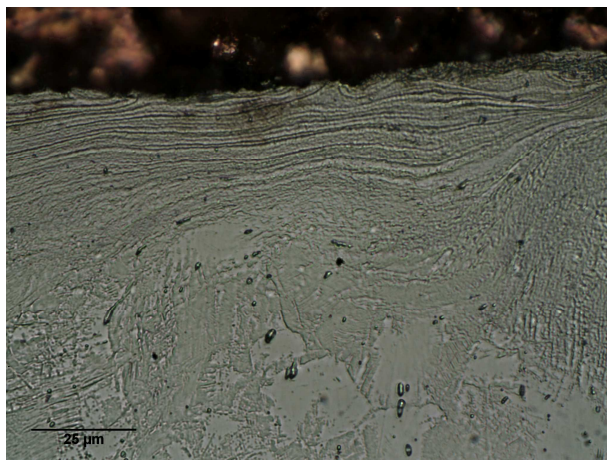


Figura 5.21. Acero 316L tratado mediante SSP (1000x)

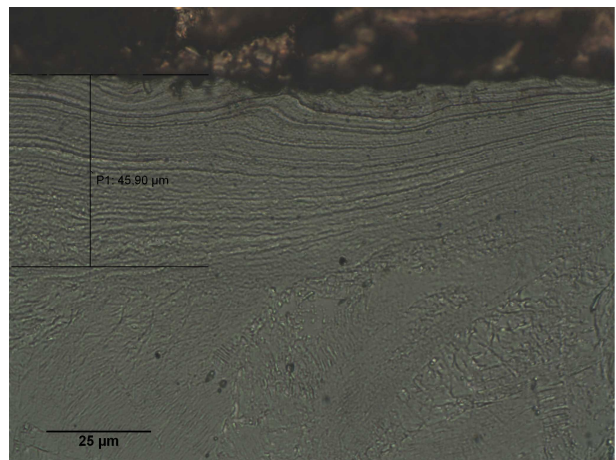


Figura 5.22. Acero 316L tratado mediante SSP (1000x)

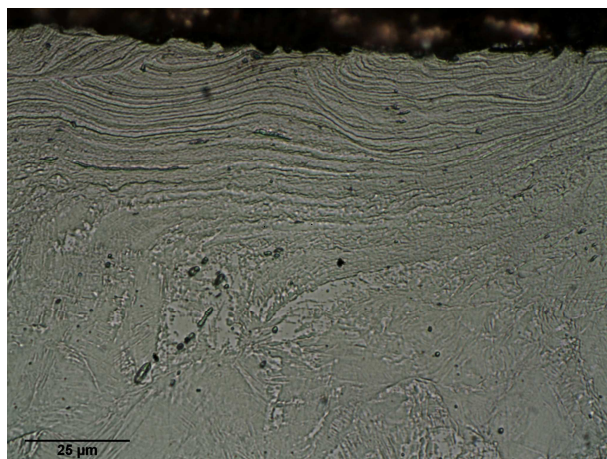


Figura 5.23. Acero 316L tratado mediante SSP (1000x)

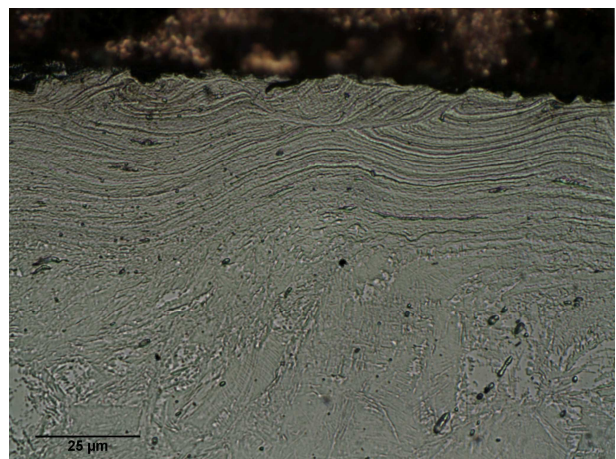


Figura 5.24. Acero 316L tratado mediante SSP (1000x)

5.2. MICRODUREZA

Tras preparar metalográficamente una sección transversal de las muestras, se procedió a realizar medidas de microdureza desde la superficie hacia el interior de las muestras con el fin de obtener un perfil. Las medidas se realizaron con un microdurómetro Struers Duramin aplicando una carga de 200 gf durante 15 segundos.

A la vista de los perfiles de microdureza (*Figura 5.25*) se observa que el Shot Peening Convencional (CSP) y el Severe Shot Peening (SSP) incrementan la dureza de la capa superficial del material, y que dicho incremento es mayor en los tratamientos de SSP alcanzando los 450 HV frente a los 350 HV obtenidos con el tratamiento convencional. La zona afectada por el tratamiento alcanza un espesor de 250-300 μm aproximadamente en todas las muestras. A partir de esta profundidad la dureza se estabiliza, alcanzando los 300 HV que se obtendrían en el material sin tratamiento shot peening.

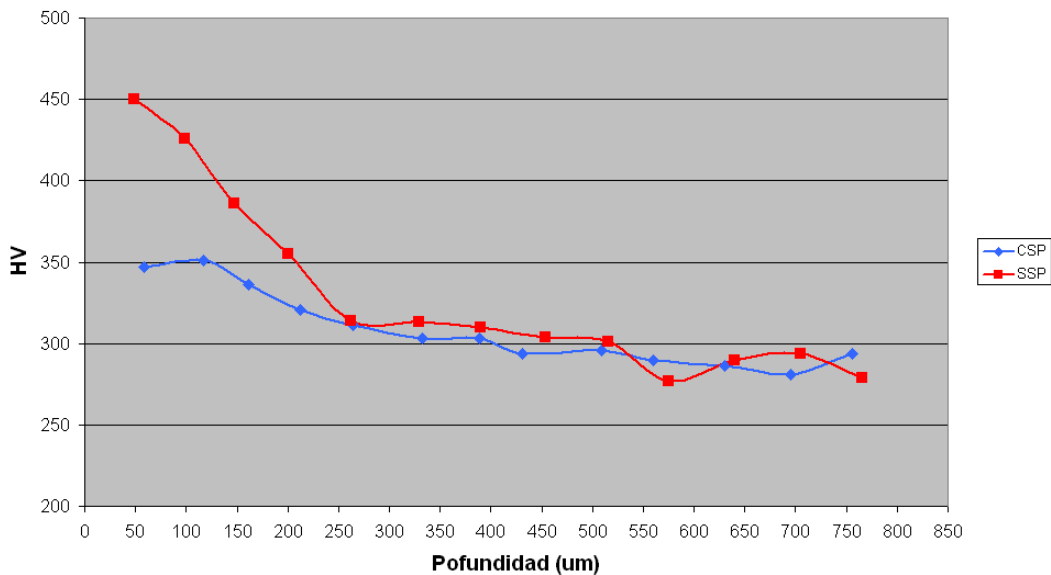


Figura 5.25. Evolución de la dureza en función de la profundidad tras los tratamientos de CSP y SSP

5.3. TENSIONES RESIDUALES

El campo de tensiones residuales generado bajo la superficie tras los tratamientos de shot peening se caracterizó mediante la técnica de difracción de rayos X. Para ello se utilizó un difractómetro de rayos X modelo Stresstech G3R con los parámetros: radiación Cr $K\alpha$, colimador de 3 mm, método $\text{sen}^2\psi$ y tiempo de exposición de 20 segundos. Para la realización de las medidas en profundidad, se eliminaron las sucesivas capas de material superficial mediante un proceso de pulido electrolítico, con objeto de no alterar el estado tensional de la probeta. El reactivo de trabajo utilizado consistió en una mezcla de ácido acético (94%) y perclórico (6%).

Se obtuvieron medidas en tres direcciones radiales (-45° , 0° , 45°), aunque debido al tipo de muestras, en este caso la dirección de medida es irrelevante.

En la *Figura 5.26* se representan los perfiles de tensiones residuales obtenidos para las probetas sometidas a CSP y SSP. En el caso del acero 316L tratado mediante CSP se obtiene una tensión residual en la superficie de -785 MPa, alcanzándose una tensión máxima de -897 MPa a una profundidad de $17 \mu\text{m}$. Como se puede observar, las mayores tensiones coinciden con los tratamientos de SSP siendo la tensión máxima -943 MPa a una profundidad de $38,5 \mu\text{m}$ mientras que la tensión en superficie es de -695 MPa, algo menor que la tratada mediante CSP. La profundidad de material afectado por el tratamiento alcanza las $185 \mu\text{m}$ en el caso de CSP, mientras que en el caso de SSP supera las $242 \mu\text{m}$.

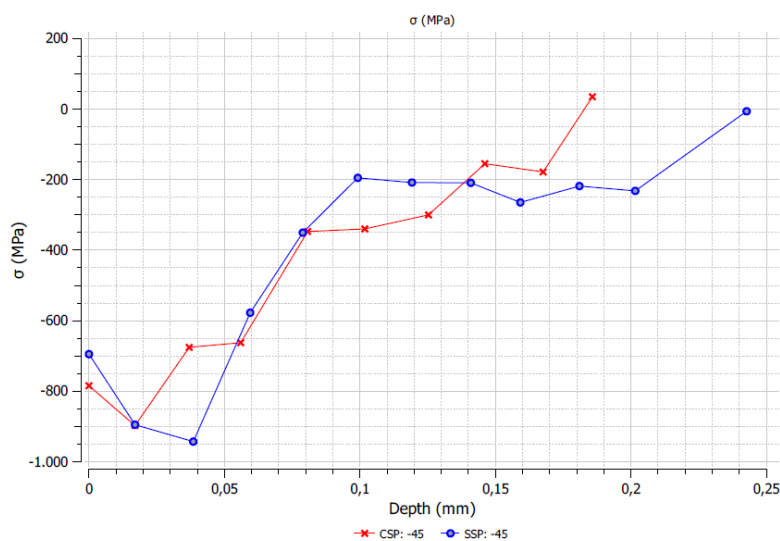


Figura 5.26. Perfil de tensiones residuales.

5.4. Full Width at Half Maximun (FWHM)

Otro parámetro obtenido mediante difracción de rayos X es el FWHM. Este parámetro está relacionado con la distorsión de los granos, con la densidad de dislocaciones y con las microtensiones residuales. Se suele considerar que este parámetro es un índice del endurecimiento del material, de modo que cuanto mayor es el parámetro FWHM, mayor es el endurecimiento por deformación [23].

La *Figura 5.27* muestra el perfil de este parámetro en profundidad en las distintas probetas. En esta figura se observa como las probetas sometidas a tratamientos de SSP alcanzan valores superiores en la superficie ($3,3^\circ$) que en el caso de las muestras sometidas a CSP ($3,1^\circ$ en la superficie). Esto da idea del mayor endurecimiento por deformación inducido al aumentar la cobertura del tratamiento.

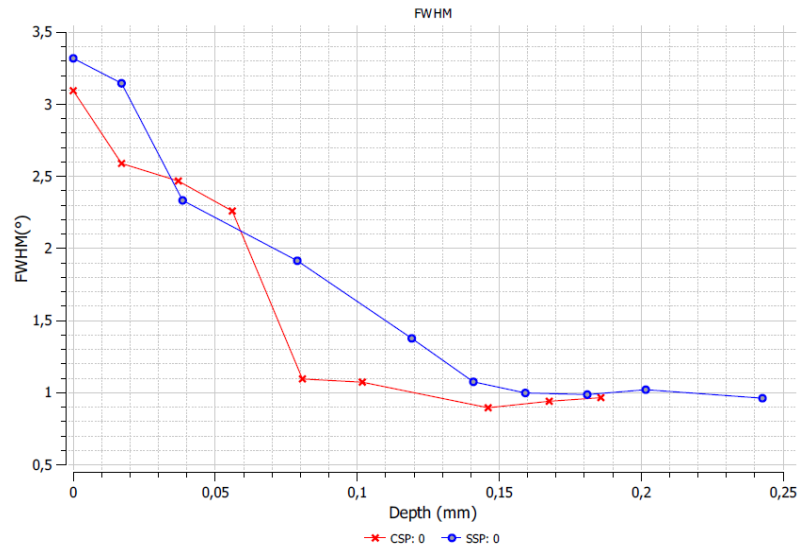


Figura 5.27. FWHM en función de la profundidad.

5.5. RUGOSIDAD

Tras los tratamientos de CSP y SSP se procedió a medir las rugosidades superficiales de las muestras con un microscopio confocal (Microscope Leica DCM 3D). Debido al mal acabado superficial de las muestras suministradas en estado bruto, se realizaron también medidas de rugosidad de las muestras iniciales (NP; not peened). Se realizaron barridos en la superficie de las distintas muestras. La topografía superficial de las muestras NP, CSP y SSP puede observarse en las Figuras 5.28, 5.29 y 5.30 respectivamente.

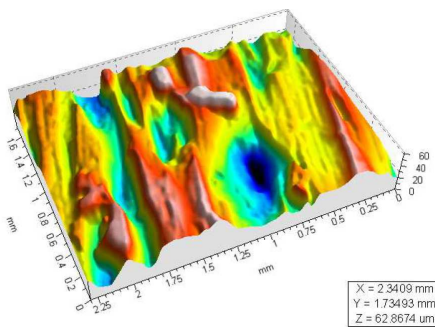


Figura 5.28. Topografía probeta NP

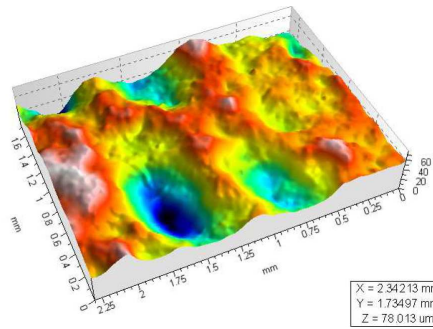


Figura 5.29. Topografía probeta CSP

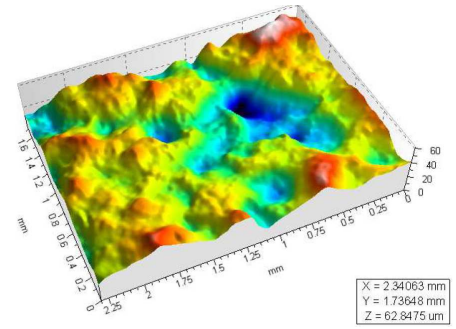


Figura 5.30. Topografía probeta SSP

Debido al basto acabado superficial que mostraban las probetas sin tratar, tras los procesos de shot peening (CSP y SSP) la topografía superficial va haciéndose más homogéneas. Incluso se podría decir que el aspecto general de la superficie se vuelve más uniforme al aumentar la cobertura, a la vez que va disminuyendo progresivamente la rugosidad. Esto se aprecia al observar los perfiles lineales de rugosidad de las muestras, expuestos en las Figuras 5.31, 5.32, 5.33. En las Tablas 5.2, 5.3 y 5.4 se recogen los valores promedios de los parámetros más representativos de la rugosidad de cada serie.

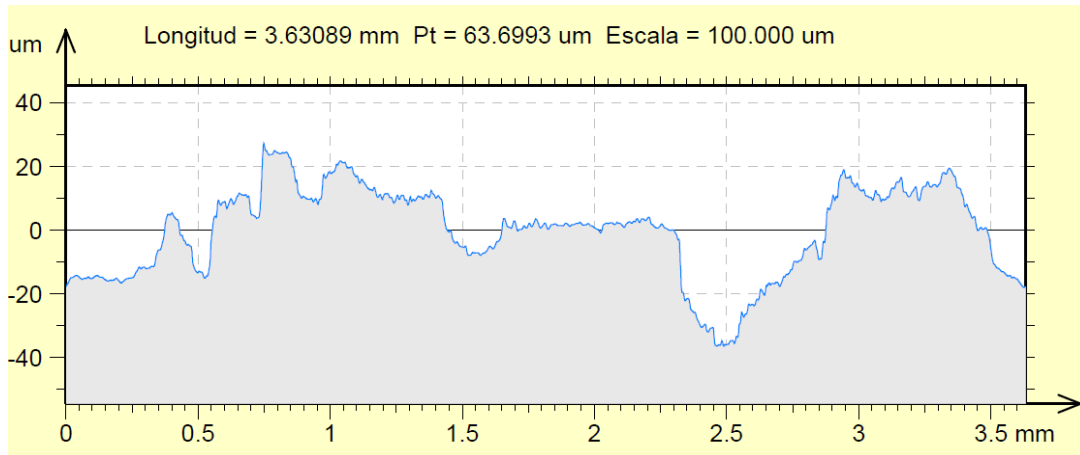


Figura 5.31. Perfil de la probeta sin tratamiento shot peening (NP)

Tabla 5.2. Parámetros de rugosidad en la probeta sin tratamiento shot peening (NP).

ISO 4287				
Parámetros de amplitud – Perfil de rugosidad				
Rp	10.9929	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Máxima Altura Pico Perfil rugosidad
Rv	12.8358	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Máxima Profundidad Valle Perfil rugosidad
Rz	23.8287	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Altura Máxima del Perfil rugosidad
Rc	10.2427	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Altura media de los elementos del perfil rugosidad.
Rt	30.3743	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Altura Total Perfil rugosidad
Ra	4.54690	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Desviación Media Aritmética del Perfil rugosidad
Rq	5.78083	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Desviación Raiz-Media-Cuadrática (RMS) Perfil rugosidad



Figura 5.32. Perfil de la probeta tras el tratamiento CSP.

Tabla 5.3. Parámetros de rugosidad tras el tratamiento de CSP.

ISO 4287				
Parámetros de amplitud – Perfil de rugosidad				
Rp	10.5694	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Máxima Altura Pico Perfil rugosidad
Rv	10.3202	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Máxima Profundidad Valle Perfil rugosidad
Rz	20.8895	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Altura Máxima del Perfil rugosidad
Rc	12.6366	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Altura media de los elementos del perfil rugosidad.
Rt	26.9155	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Altura Total Perfil rugosidad
Ra	4.42384	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Desviación Media Aritmética del Perfil rugosidad
Rq	5.17635	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Desviación Raiz-Media-Cuadrática (RMS) Perfil rugosidad



Figura 5.33. Perfil de la probeta tras el tratamiento SSP.

Tabla 5.4. Parámetros de rugosidad tras el tratamiento SSP.

ISO 4287				
Parámetros de amplitud – Perfil de rugosidad				
Rp	7.66242	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Máxima Altura Pico Perfil rugosidad
Rv	9.04671	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Máxima Profundidad Valle Perfil rugosidad
Rz	16.7091	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Altura Máxima del Perfil rugosidad
Rc	11.7741	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Altura media de los elementos del perfil rugosidad.
Rt	18.5360	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Altura Total Perfil rugosidad
Ra	3.72956	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Desviación Media Aritmética del Perfil rugosidad
Rq	4.37102	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Desviación Raiz-Media-Cuadrática (RMS) Perfil rugosidad

Como se puede apreciar, en el caso de nuestras muestras todos los parámetros de rugosidad siguen una tendencia decreciente al aumentar el grado de cobertura. Debido al basto acabado superficial de las muestras sin tratamiento de shot peening, con irregularidades inusuales, la rugosidad va disminuyendo ante los sucesivos impactos, ayudando a alisar las irregularidades superficiales presentes en las muestras de partida. A pesar de que lo normal es que la rugosidad vaya aumentando con la cobertura hasta llegar a un

máximo (saturación), según Dai et al., [26] en materiales con elevadas irregularidades superficiales, el shot peening hace que la altura de los picos se vaya reduciendo continuamente.

Con el fin de aislar el efecto de la rugosidad superficial sobre el comportamiento a la corrosión del material se realizó lijado manual superficial sobre alguna de las probetas NP, y tratadas mediante CSP y SSP. De este modo, se pretende evaluar el efecto de la rugosidad en la resistencia a la corrosión.

Las imágenes obtenidas con el microscopio confocal de las probetas sometidas a CSP y SSP tras el lijado manual se pueden observar en las *Figuras 5.34 y 5.35*. En ellas se puede apreciar que la topografía de las probetas lijadas superficialmente es mucho más uniforme que las demás, habiendo eliminado los picos más sobresalientes.

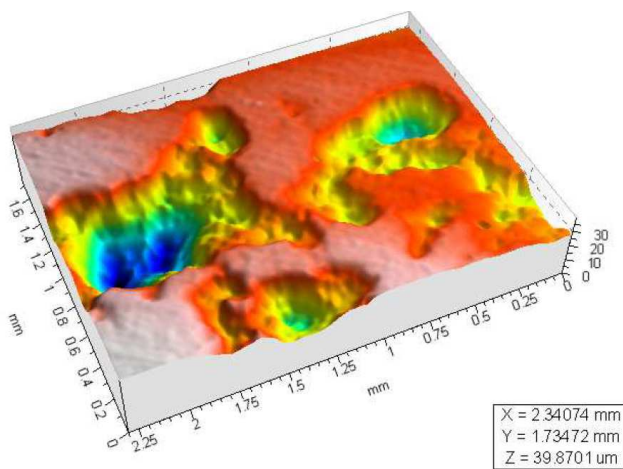


Figura 5.34. Topografía probeta CSP lijada.

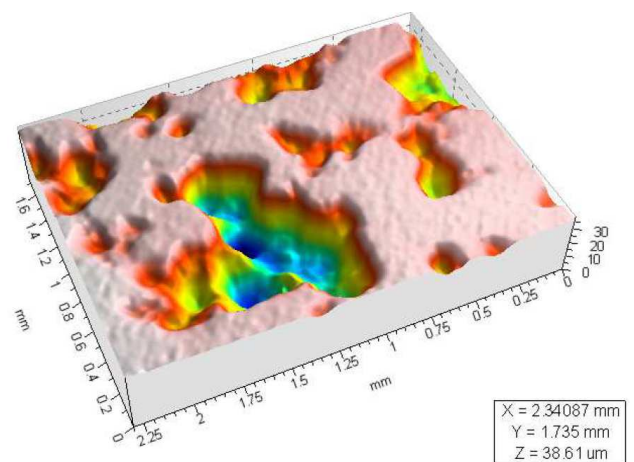


Figura 5.35. Topografía probeta SSP lijada.

En las *Tablas 5.5 y 5.6* se muestran los valores obtenidos para los parámetros más representativos de la rugosidad de las muestras sometidas a lijado superficial. En las *Figuras 5.36 y 5.37* se representan los perfiles de rugosidad de estas mismas probetas.

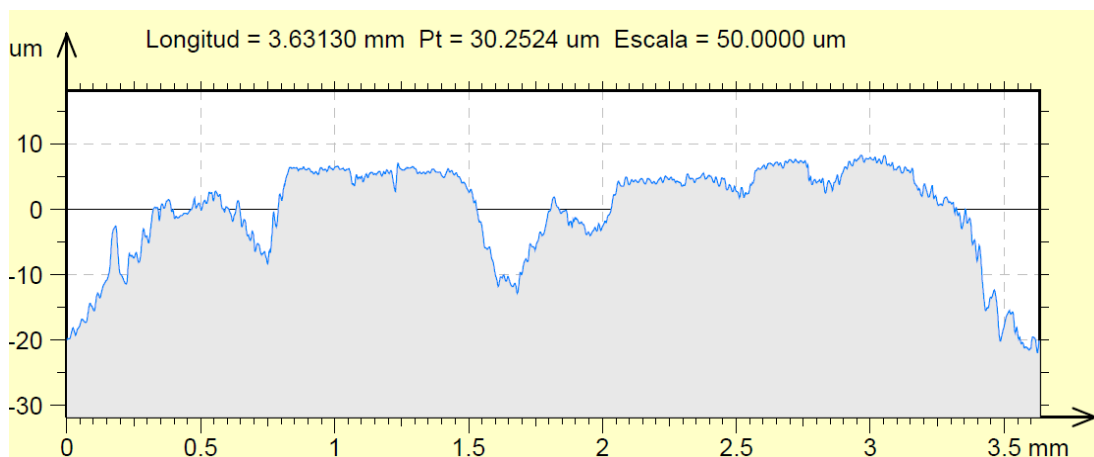


Figura 5.36. Perfil de la probeta CSP tras lijado superficial.

Tabla 5.5. Parámetros de rugosidad de la probeta CSP tras lijado superficial.

ISO 4287				
Parámetros de amplitud – Perfil de rugosidad				
Rp	3.94433	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Máxima Altura Pico Perfil rugosidad
Rv	7.03815	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Máxima Profundidad Valle Perfil rugosidad
Rz	10.9825	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Altura Máxima del Perfil rugosidad
Rc	4.41625	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Altura media de los elementos del perfil rugosidad.
Rt	14.0911	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Altura Total Perfil rugosidad
Ra	1.98871	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Desviación Media Aritmética del Perfil rugosidad
Rq	2.55361	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Desviación Raiz-Media-Cuadrática (RMS) Perfil rugosidad

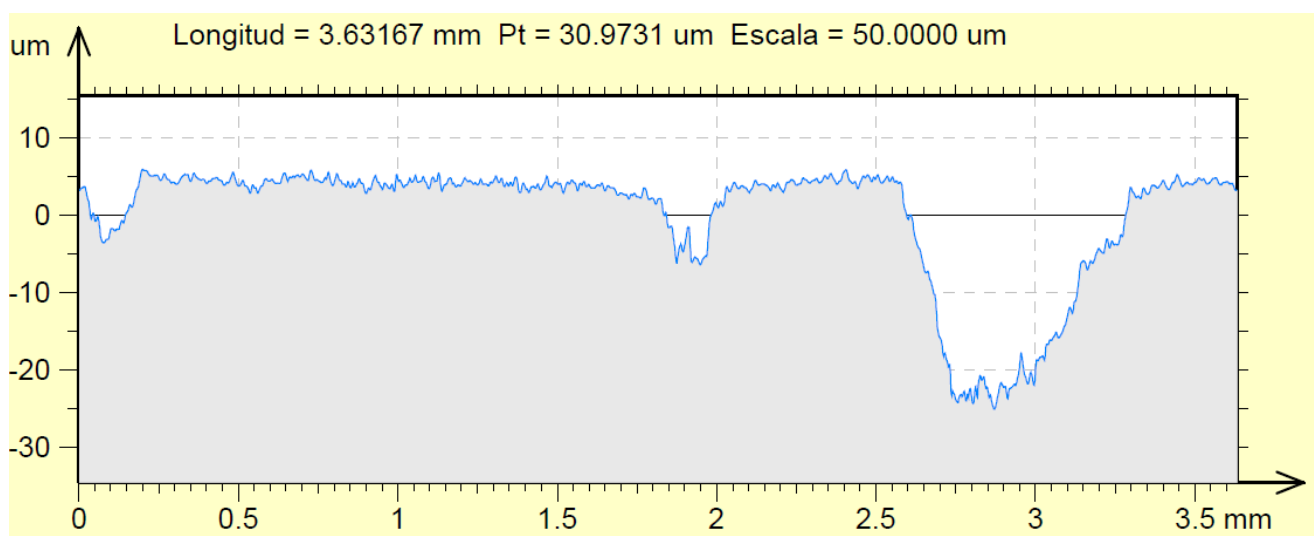


Figura 5.37. Perfil de la probeta SSP tras el lijado superficial.

Tabla 5.6. Parámetros de rugosidad de la probeta SSP tras lijado superficial.

ISO 4287				
Parámetros de amplitud – Perfil de rugosidad				
Rp	4.00135	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Máxima Altura Pico Perfil rugosidad
Rv	5.75465	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Máxima Profundidad Valle Perfil rugosidad
Rz	9.75601	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Altura Máxima del Perfil rugosidad
Rc	7.32653	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Altura media de los elementos del perfil rugosidad.
Rt	17.2974	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Altura Total Perfil rugosidad
Ra	1.59022	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Desviación Media Aritmética del Perfil rugosidad
Rq	2.16459	um	Filtro gaussiano, 0.8 mm	Desviación Raiz-Media-Cuadrática (RMS) Perfil rugosidad

Como cabía esperar, la rugosidad de estas muestras ha decrecido en comparación con las muestras sin pulido superficial. Más adelante veremos que este hecho tiene beneficios en términos de corrosión del material.

La rugosidad de las muestras NP lijadas manualmente con el fin de disminuir su rugosidad fue medida con un perfilómetro modelo Diavite DH-6 (Figura 5.38).



Figura 5.38. Perfilómetro modelo Diavite DH-6.

En la Tabla 5.7 se muestran los resultados obtenidos con el perfilómetro.

Tabla 5.7. Parámetros de rugosidad de la probeta NP tras lijado superficial.

	Ra (μm)	Rz (μm)
NP lijada	1,64	9,72

5.6. CURVAS DE POLARIZACIÓN

Como se ha comentado con anterioridad, tanto si un material es destinado a la industria en general, como si va a ser utilizado para aplicaciones médicas, la corrosión es un factor a tener muy en cuenta.

La compatibilidad biológica de un implante metálico está íntimamente vinculada a la respuesta tisular tolerante o intolerante, desencadenada por la alteración química que supone la inclusión y permanencia en el interior del organismo del implante y/o los productos de corrosión [33]. Es por ello que la presente investigación tiene como objetivo estudiar el comportamiento a la corrosión del acero 316L bajo condiciones que simulen al cuerpo humano, con la finalidad de predecir la biocompatibilidad y la velocidad de corrosión en estas condiciones. Lo antes expuesto ha motivado la realización de diversos estudios (Pérez, 2004 [34]; Williams, 1990 [35]) en soluciones que simulan fluidos corporales, utilizando ensayos electroquímicos y los resultados han indicado que la resistencia a la corrosión se relaciona con la formación de una película pasiva estable.

En este proyecto se realizaron ensayos de corrosión sobre un acero inoxidable 316L sometidos a tratamientos de CSP y SSP, con superficies más o menos rugosas, con el fin de evaluar el efecto de la rugosidad y de los diferentes tratamientos en el comportamiento a la corrosión de dicho acero.

Para conocer el comportamiento de nuestro material ante la corrosión se han realizado pruebas de resistencia a la polarización lineal (R_p) referida al potencial de corrosión E_{corr} aplicando 30 mV catódicos y



30 mV anódicos con una velocidad de barrido de 0,166 mV/s. Como electrolito que simula los fluidos corporales se emplea el Ringer Lactato.

Para la realización de las curvas pruebas de resistencia a la polarización lineal (R_p) se utilizó un potenciostato de barrido EG&G INSTRUMENTS y código: MAT 820A conectado a un programa informático 352 SOFTCORR III, empleando un electrodo de plata-cloruro de plata (Ag/AgCl) como referencia.

En las Figuras 5.39-5.45 se muestran las curvas obtenidas tras los ensayos de resistencia a la polarización de todas las muestras estudiadas en este trabajo: muestras sin tratamiento de shot peening (NP), muestras sin tratamiento shot peening lijada manualmente para eliminar las irregularidades superficiales (NP_L), muestras sin tratamiento shot peening lijadas y pulidas para obtener una superficie de espejo (NP_P), muestras sometidas a CSP, muestras sometidas a CSP lijadas manualmente (CSP_L), muestras sometidas a SSP y muestras sometidas a SSP lijadas manualmente (SSP_L).

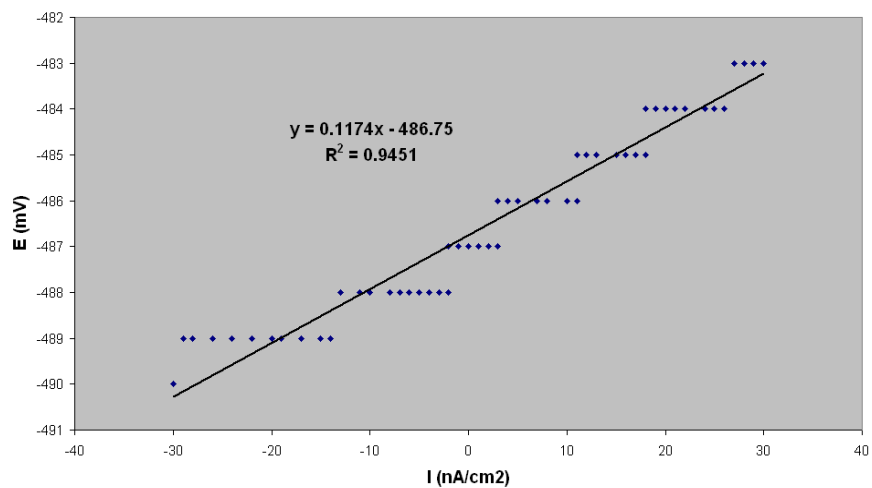


Figura 5.39. Curva de resistencia a la polarización lineal del acero 316L sin tratamiento (NP)

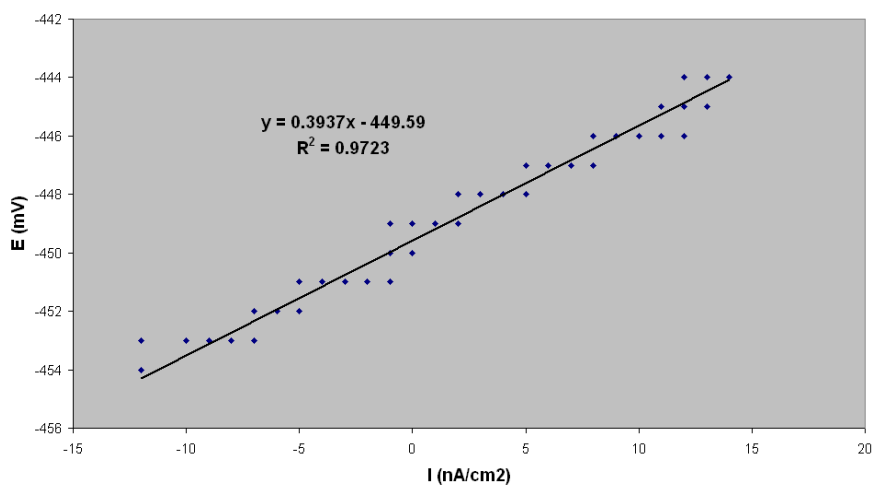


Figura 5.40. Curva de resistencia a la polarización lineal del acero 316L sin tratamiento y lijada (NP_L)

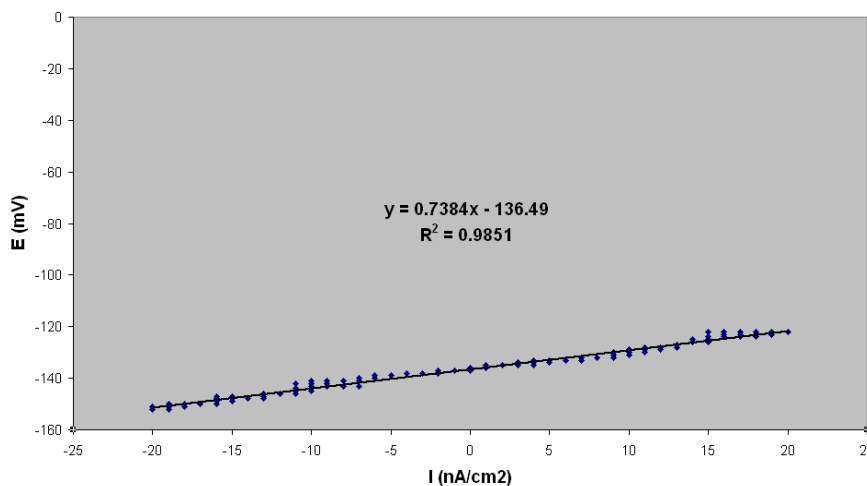


Figura 5.41. Curva de resistencia a la polarización lineal del acero 316L sin tratamiento y acabado espejo (NP_P)

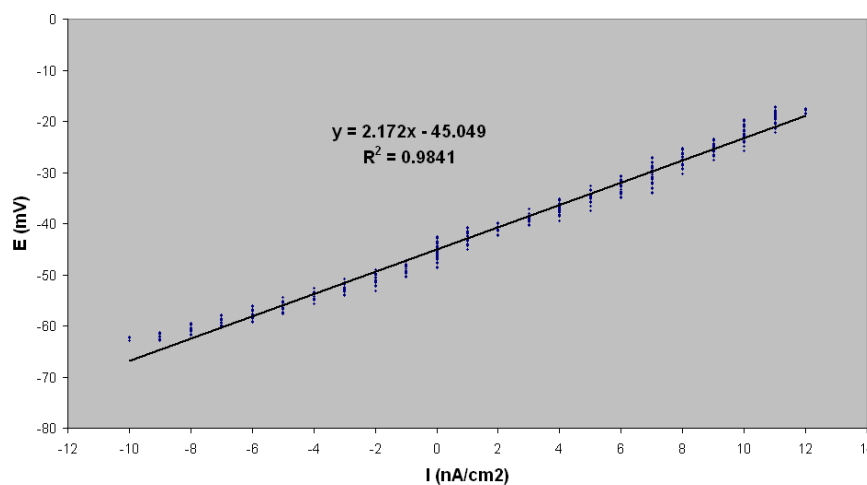


Figura 5.42. Curva de resistencia a la polarización lineal del acero 316L con tratamiento CSP

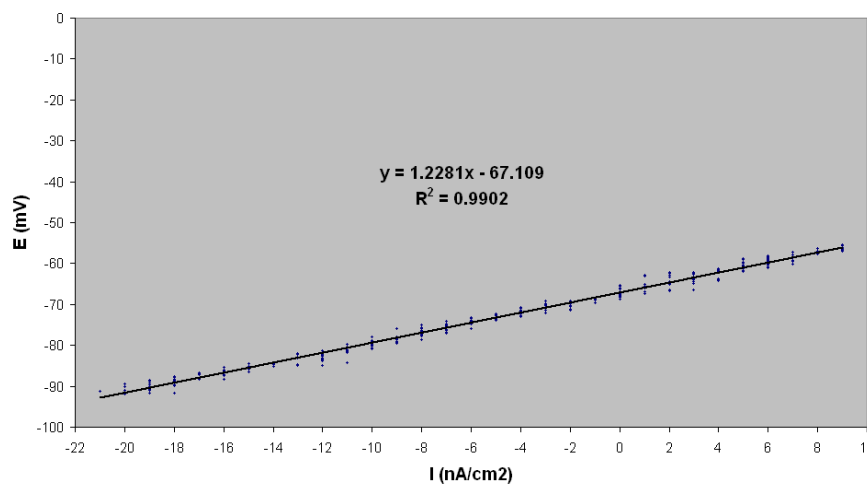


Figura 5.43. Curva de resistencia a la polarización lineal del acero 316L con tratamiento SSP

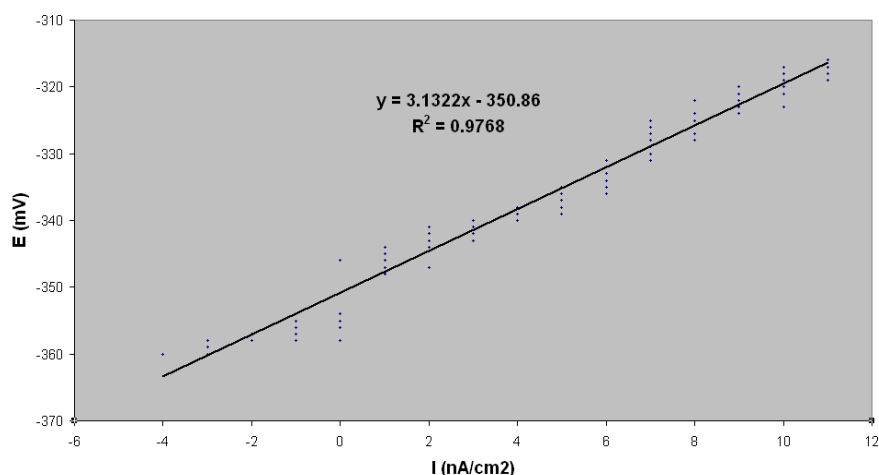


Figura 5.44. Curva de resistencia a la polarización lineal del acero 316L lijada después de tratamiento CSP_L

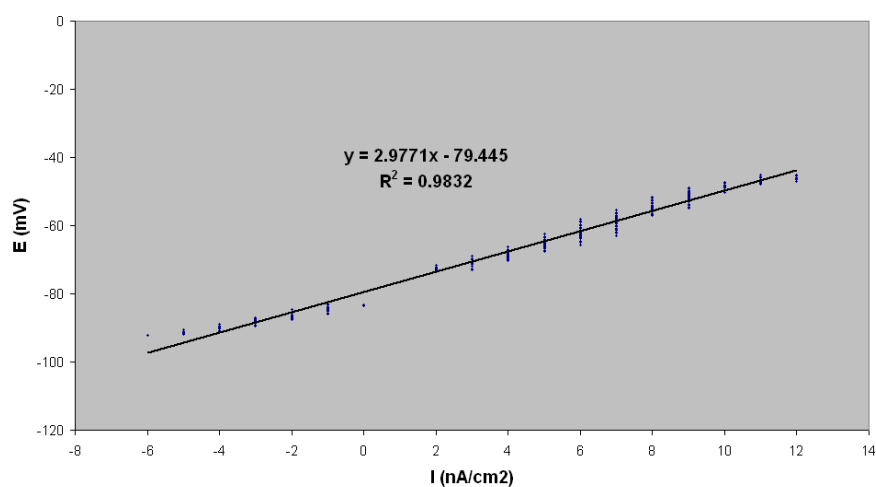


Figura 5.45. Curva de resistencia a la polarización lineal del acero 316L lijada después de tratamiento SSP_L

La determinación de la corriente de corrosión (i_{corr}), permite hacer estimaciones de la velocidad de corrosión del material en el medio utilizado. La resistencia a la polarización (R_p) corresponde al valor de la pendiente de las recta. Una vez obtenido ese valor, se puede calcular la i_{corr} mediante la ecuación de Stern Geary:

$$R_p = \frac{b_a b_c}{2.303(b_a + b_c) i_{corr}}$$

donde b_a y b_c son las pendientes de Tafel anódica y catódica, respectivamente; i_{corr} es la densidad de corriente de corrosión y R_p es la resistencia a la polarización [18]. Si se considera b_a y b_c igual a 100 mV/dec, entonces se puede obtener la V_{corr} en mm/año que figura en la *Tabla 5.8*.

Tabla 5.8. Valores de resistencia a la polarización (R_p), densidad de corriente (i_{corr}) y velocidad de corrosión (V_{corr}) para probetas sin tratamiento (NP), sin tratamiento y lijada (NPp), sin tratamiento y acabado espejo (NP_e), CSP, SSP, CSP_L y SSP_L.

	R_p (MOhms x cm²)	i_{corr} (nA/cm²)	V_{corr} (mm/año)
NP	0,117	185,56	47,13E -3
NPp	0,394	55,1	13,99E -3
NPe	0,738	29,42	7,47E -3
CSP	2,172	9,99	2,54E -3
SSP	1,228	17,68	4,49E -3
CSPp	3,132	6,93	1,76E -3
SSPp	2,977	7,29	1,85E -3

A la vista de los resultados parece demostrarse que los cambios introducidos en el material con los tratamientos de shot peening mejoran el comportamiento a la corrosión del material.

Los resultados también demuestran un mejor comportamiento a la corrosión a medida que disminuye la rugosidad de las muestras, a excepción de las probetas sometidas a SSP. Este dato resulta sorprendente y se achaca al tipo de proyectil con el que han sido tratadas las muestras, cuya composición química se muestra en la *Tabla 5.9*. Debido a la alta cobertura del tratamiento denominado severo, el número de impactos en la superficie de las muestras es mucho mayor, y los proyectiles llegan con mucha más energía, lo que hace que algunos se fragmenten, quedando incrustados en la superficie del material en los sucesivos impactos. Al ser la calidad de los proyectiles un acero al carbono, sus restos contribuyen a favorecer la corrosión de las muestras sometidas a dichos tratamientos.

Tabla 5.9. Composición química de los proyectiles (%en peso).

C	Si	Mn	S	P
0,87	0,60	0,70	0,027	0,014

A continuación, en las *Figuras 5.46, 5.47, 5.48, 5.49, 5.50, y 5.51* se realiza una comparación de los resultados obtenidos.

Para saber si influye la rugosidad en la corrosión, comparo probetas con el mismo tratamiento y distinta rugosidad:

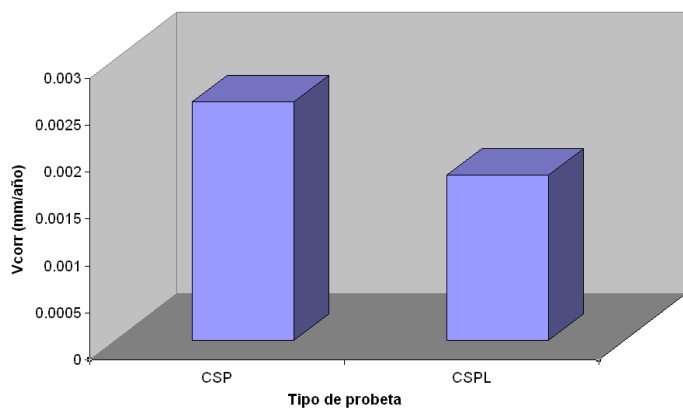


Figura 5.46. Gráfico comparación CSP y CSP_L.

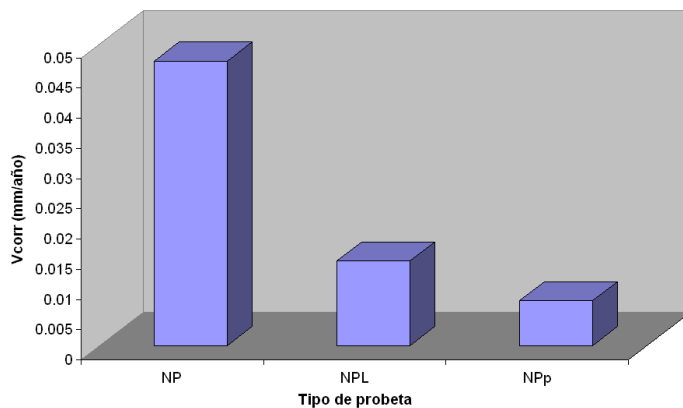


Figura 5.47. Gráfico comparación NP, NP_L y NP_p.

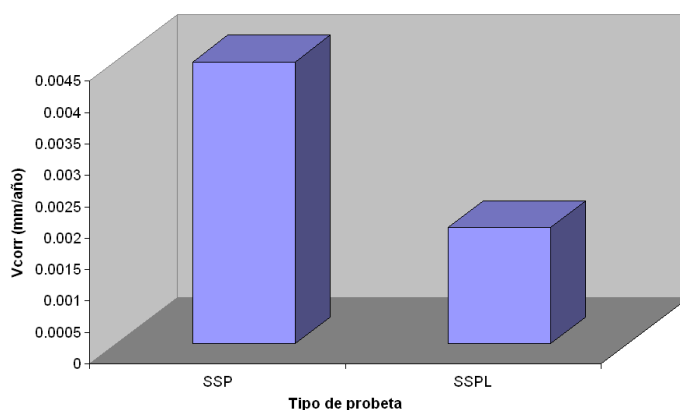


Figura 5.48. Gráfico comparación SSP y SSP_L.

Según los resultados, podemos afirmar que la rugosidad es un factor influyente en la corrosión, comportándose mejor las probetas que presentan menor rugosidad.

Para saber si influye el SP tengo que comparar probetas de rugosidad similar pero con distintos tratamientos SP:

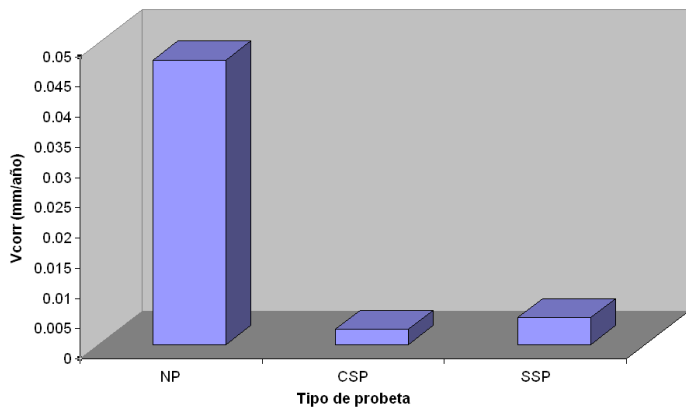


Figura 5.49. Gráfico comparación NP, CSP y SSP.

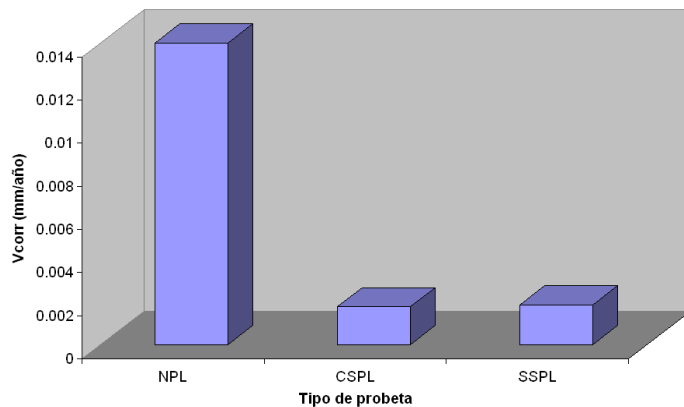


Figura 5.50. Gráfico comparación NP_L, CSP_L y SSP_L.

Con estos resultados se puede decir que el shot peening mejora notablemente el comportamiento frente a la corrosión. La probeta de SSP que debiera ser la que mejor comportamiento debería de tener (menor velocidad de corrosión) no lo es por lo comentado anteriormente.

Para saber cuál de las 2 propiedades influye más en la corrosión (rugosidad o shot peening) comparamos las probetas NP lijada superficialmente y la de acabado en espejo, con las probetas con SP:

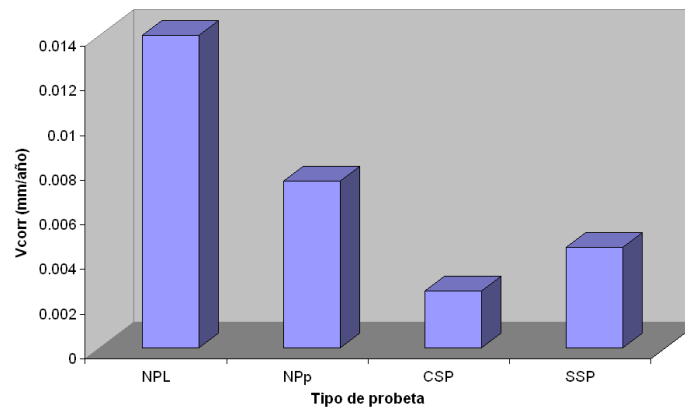


Figura 5.51. Gráfico comparación NP_L , NP_P , CSP y SSP.

En vista de estos resultados parece evidente pensar que los cambios introducidos en el material con los tratamientos de shot peening influyen de manera más notoria en el comportamiento a la corrosión.

La rugosidad juega además un papel muy determinante puesto que al disminuir la rugosidad de las muestras tras los tratamientos de shot peening, la mejora en el comportamiento a corrosión es aún mayor.

6. CONCLUSIONES



1. CONCLUSIONES

Tras someter el acero inoxidable biológico 316L a los diferentes tratamientos de Shot Peening Convencional (CSP) y Severe Shot Peening (SSP), se estudió la influencia de dichos tratamientos y de la rugosidad superficial en el comportamiento a la corrosión. Los tratamientos fueron caracterizados mediante medidas de rugosidad, microdurezas, tensiones residuales y FWHM (Full Width at Half Maximun), parámetro relacionado directamente con el endurecimiento por deformación. Además se realizó un estudio microestructural mediante microscopía óptica. A la vista de los resultados se pueden enumerar las siguientes conclusiones:

- Debido al basto acabado de las probetas suministradas, tras los tratamientos de CSP y SSP se aprecia una disminución de los parámetros de rugosidad en función la cobertura.
- Tras los tratamientos de SP se aprecia un aplastamiento de la estructura del acero en las capas superficiales, siendo el espesor de dicha capa de unos 40 micrómetros en el caso de las muestras sometidas a CSP, y algo superior en el caso de las probetas sometidas a SSP.
- Tras los tratamientos de CSP y SSP se aprecia un endurecimiento en la zona superficial de las muestras hasta una profundidad de 300 μm . Se observa un endurecimiento en superficie mayor en las muestras sometidas a altas energías, 450 HV, frente a los 350 HV del tratamiento convencional.
- El nivel de tensiones residuales inducidas en las probetas sometidas a tratamientos de SSP es mayor que en las sometidas a tratamientos convencionales. Las tensiones máximas están alrededor de los -943MPa para coberturas de 1.500% frente a los -897 MPa del tratamiento convencional. El espesor afectado por el campo de tensiones es mayor en las probetas sometidas a SSP (242 μm frente a los 185 μm conseguidos con el CSP).
- El parámetro Full Width at Half Maximun revela que el endurecimiento por deformación inducido por los tratamientos severos es superior en el caso de los tratamientos de SSP que el observado en los tratamientos convencionales (en torno a 3,3° en superficie para el SSP frente a los 3,1° en la superficie para el CSP).
- Los resultados de los ensayos de resistencia a la corrosión indican que los tratamientos de shot peening disminuyen la velocidad de corrosión en comparación con el material sin tratamiento, aún presentando rugosidades mayores.
- La rugosidad es otro factor influyente en la corrosión; mayores rugosidades presentan peores comportamientos ante esta propiedad.

7. BIBLIOGRAFÍA



[1] Teresa Calvo-Fernández Babiano “Comportamiento biológico de formulaciones bioactivas para aplicación en traumatología”. Madrid, 2010.

[2] ”Metal Improvement Company, INC. “Shot peening. Aplicaciones.”

[3] María Vallet Regí. “Biomateriales para sustitución y reparación de tejidos”.

[4] G. Fabregat Arnal, 2007. “Mejora de la resistencia a la corrosión del titanio mediante el proceso de sellado”.

[5] “La evolución del campo de los biomateriales”. Ciencia hoy. Volumen 9 Nº49 Noviembre/Diciembre 1998

[6] María Vallet Regí. “Tendencias en biomateriales”.

[7] “Prótesis total de rodilla”. Sociedad Española de Cirugía Ortopédica y Traumatología.

[8] Ábalos C. “Adhesión bacteriana a biomateriales”. Av. Odontoestomatol2005; 21-1: 347-353.

[9] Álvaro Pascual. “Aspectos microbiológicos de las infecciones asociadas a biomateriales”. Departamento de Microbiología. Facultad de Medicina. Sevilla.

[10] I. Lasa¹, J. L. del Pozo², J. R. Penadés³, J. Leiva² “Biofilms bacterianos e infección”.

[11] “Efecto de la topografía, composición y características fisicoquímicas de los sustratos sobre la adhesión y organización espacial de *P. fluorescens*”.

[12] Schumacher, J. F., Carman, M. L., Estes, T. G., Feinberg, A. W., Wilson, L. H., Callow, M. E., Callow, J. A., Finlay, J. A., y Brennan, A. B. (2007) “Engineered antifouling microtopographies -effect of feature size, geometry, and roughness on settlement of zoospores of the green alga *Ulva*, *Biofouling*” 23, 55-62.

[13] J.B. Park, “Biomaterials Science and Engineering”, Plenum Press, New York, 1984.

[14] López, D.A., Durán, A. y Ceré, S., “Caracterización superficial de acero inoxidable AISI 316L en contacto con solución fisiológica simulada”, Actas del Congreso CONAMET/SAM, 256-260, La Serena, Chile, 3 al 5 de Noviembre (2004).

[15] J. Woodman, J. Black, D. Nunamaker, J.Biomed. Mater. Res., 17, 1983, pp. 655-658



- [16] J. Jacobs, C. Silverton, N. Hallab, A. Skipor, L. Patterson, J. Black and J. Galante, *Clinical Orthopaedics and Related Research*, 358, 1999, pp. 173-180.
- [17] R. Venugopalan and J. Gaydon, "A Review of Corrosion Behaviour of Surgical Implant Alloys", *Perkin Elmer Instruments: Princeton*, 2001, pp. 99-107.
- [18] González Rodríguez C. A., Ortiz Prado A., Chávez Mejía J. I., Alvarez Lozano G. "Evaluación de biomateriales metálicos usados en prótesis de cadera mediante técnicas electroquímicas".
- [19] Jacobs, Gilbert and Urban, J. *Of Joint and Bone Surg.*, 80 A, 1998, p. 2.
- [20] F.J. GIL, M.P. GINEBRA, J.A. PLANELL. "Metales y aleaciones para la substitución de tejidos duros".
- [21] William D. Callister. "Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales"
- [22] MPAblast. "Productos y equipos para medición y control de shot peening".
- [23] Fernández Pariente I., Gaugliano M. "About the role of residual stresses and surface work hardening on fatigue ΔK_{th} of a nitrated and shot peened low-alloy steel" *Surface and Coatings Technology*, 202, pp. 3072–3080, 2008.
- [24] M. Palacios, et al., "Wear behavior of an aluminium alloy subjected to conventional and severe shot peening", 3rd International Conference of Engineering Against Failure (ICEAF III), June 2013, Kos, Greece.
- [25] Miao H.Y., Larose S., Perron C., Lévesque M. "On the potencial applications of a 3D random finite element model for the simulation of shot peening" *Advances in Engineering Software* 40 (2009) 1023-1038.
- [26] Dai k., Villegas J., Stone Z., Shaw L. "Finite element modeling of the surface roughness of 5052 Al alloy subjected to a surface plastic deformation process". *Acta Materialia* 52, pp 5771-5782, 2004.
- [27] S. Bagherifard, R. Ghelichi, M. Guagliano. "A numerical model of severe shot peening (SSP) to predict the generation of a nanostructured surface layer of material"
- [28] Iosu Mutilva Martínez de Morentin. Javier Fernández Carrasquilla. "Análisis de imagen sobre aceros austeníticos carburizados". Pamplona, 18/04/2011. ESCUELA TÉCNICA SUPERIOR DE INGENIEROS INDUSTRIALES Y DE TELECOMUNICACIÓN



- [29] Jenkins, R.; Snyder, R. L. "Introduction to X-ray powder diffractometry", Jon Wiley & Sons Inc.: New York, 1996.
- [30] J.D.O. Barceinas Sánchez y A. Juárez Hernández. "Ciencia e Ingeniería de los Materiales –Capítulo 3: Ordenamiento atómico de los sólidos"
- [31] "Fundamentos de la microscopía confocal espectral". Servicios técnicos de investigación. Universidad de Alicante.
- [32] "Estudio de corrosión de acero al carbono en plantas de endulzamiento de gas natural. Capítulo 3. Métodos de prueba y evaluación de corrosión".
- [33] Sonia Camero, Iván Talavera, Gema González, Roberto Réquíz, Adalberto Rosales, Maribel Suárez, José León, Wilfredo González. "Estudio de la corrosión de una aleación Ti6Al4V utilizada como biomaterial" 2008.
- [34] Pérez, N. (2004). "Electrochemistry and Corrosion Science". Kluwer Academic Publisher. Boston. 27-40, 167-185.
- [35] Williams, D. (1990). "Concise encyclopedia of medical and dental materials". 1ª ed., Pergamon Press, New York.
- [36] ThyssenKrupp. "Acero inoxidable 316L. Ficha técnica".
- [37] L. Medina Romero. "Propiedades del acero inoxidable". 2011.