

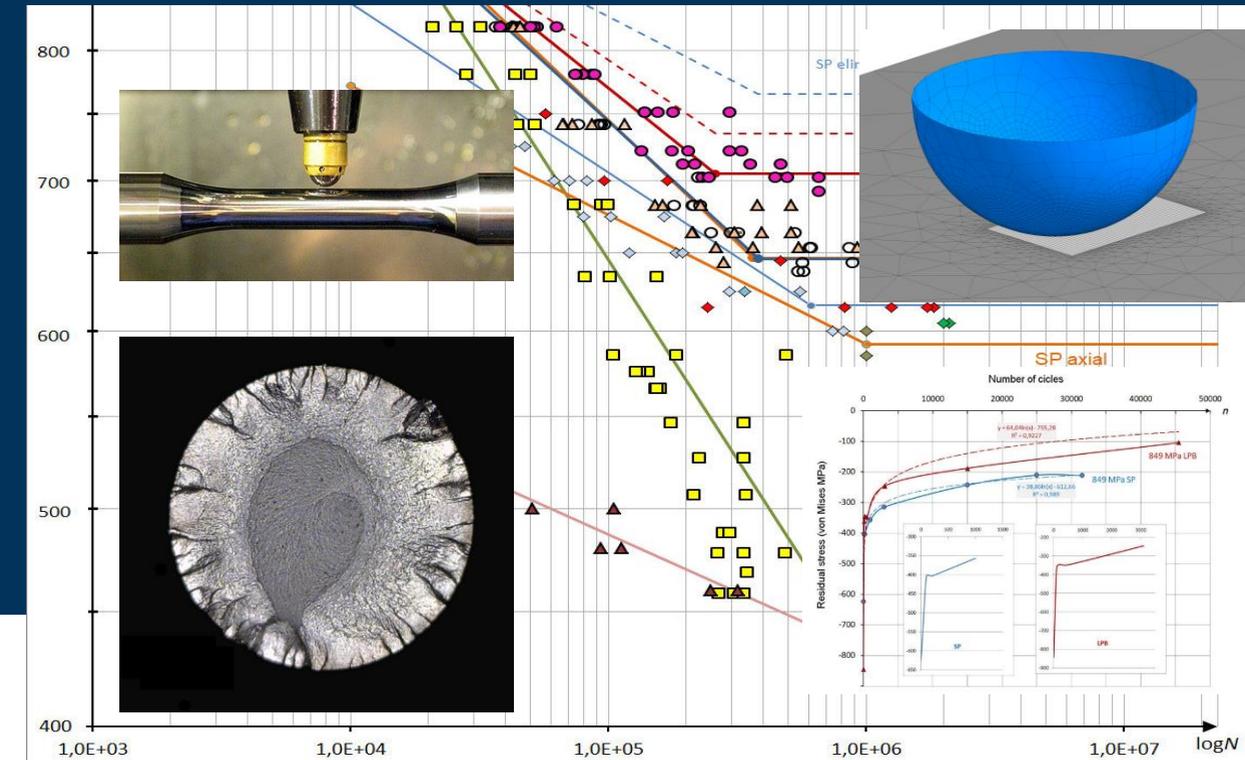
Modelos de predicción del comportamiento a fatiga de componentes sometidos a tratamientos mecánicos

Modelos de predicción del comportamiento a fatiga de componentes sometidos a tratamientos mecánicos

TESIS DOCTORAL

presentada para optar al título de **Doctor Ingeniero Industrial**

Alexander Avilés Ajuria



Alexander Avilés Ajuria

DIRECTOR

Dr. Joseba Albizuri Irigoyen

Dr. Rafael Avilés Gonzalez

Bilbao, junio 2018



Universidad del País Vasco Euskal Herriko Unibertsitatea

Departamento de Ingeniería Mecánica / Ingeniaritza Mekanikoa Saila



Universidad del País Vasco Euskal Herriko Unibertsitatea

INGENIARITZA MEKANIKOA SAILA DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA

Tesis Doctoral

MODELOS DE PREDICCIÓN DEL COMPORTAMIENTO A FATIGA DE COMPONENTES SOMETIDOS A TRATAMIENTOS MECÁNICOS

Presentada por:

Alexander Avilés Ajuria

en el

Departamento de Ingeniería Mecánica

perteneciente a la

Universidad del País Vasco

Euskal Herriko Unibertsitatea

Para la obtención del título de

Doctor Ingeniero Industrial

Dirigida por

Prof. Dr. Joseba Albizuri Irigoyen y Prof. Dr. Rafael Avilés González

Bilbao, _____ de _____ de _____

AGRADECIMIENTOS

Un trabajo de investigación como el que se recoge en esta Tesis no puede ser realizado por una persona sola, siendo imprescindible la colaboración y ayuda directa e indirecta de numerosas otras personas e instituciones. Por eso, siendo esa lista tan larga es seguro que olvidaré citar a algunos, les pido disculpas por ello y decirles que si he olvidado citarles no he olvidado su ayuda.

También debo decir que he tenido la suerte de nacer y crecer en el seno de una familia de ingenieros y además profesores universitarios, por lo creo que siempre he estado bien orientado y aconsejado en todos los temas referentes a mi formación, tanto desde el punto de vista cultural como profesional. Desde que puedo recordar siempre quise ser ingeniero y desde hace ya muchos años me planteé la meta de llegar a alcanzar el grado de Doctor; el ejemplo y atmósfera de mi familia seguro que ha tenido mucho que ver con todo esto.

Tengo un agradecimiento muy especial a los directores de mi Tesis, los profesores Albizuri y Avilés, que me permitieron integrarme y colaborar en su grupo de investigación: primero como alumno interno y posteriormente como doctorando. Debido a su gran experiencia y valía profesional, desde un principio tenían claras las ideas de los objetivos fundamentales a conseguir en este trabajo de investigación, así como las líneas generales a seguir y los medios que eran necesarios. Les agradezco también que me hayan admitido como doctorando de tiempo parcial, comprendiendo que tenía que compatibilizar mi dedicación a la Tesis con mi trabajo como ingeniero en la empresa IDOM. Por supuesto, mi agradecimiento a IDOM y al departamento ADA en el cual trabajo, por apoyarme y animarme a hacer este doctorado y

comprender que mis horarios de dedicación a la empresa durante este tiempo requerían una cierta flexibilidad.

Quiero mostrar mi agradecimiento también a todos los miembros del grupo de investigación ADM, por sus consejos y aportaciones a mi trabajo y singularmente al doctorando Luis Pallarés-Santasmartas, quien está desarrollando su Tesis en fatiga multiaxial y con quien he compartido datos, opiniones y publicaciones. Al Departamento de Ingeniería Mecánica en su conjunto por haberme admitido como doctorando y facilitado los medios, laboratorios y equipamientos sin los que no hubiera podido realizar esta Tesis.

Siendo una investigación relacionada con procesos y tratamientos mecánicos, ha sido muy importante la ayuda recibida desde los grupos de Fabricación de los profesores López de Lacalle, Sánchez y Lamikiz, especialmente por parte del doctor Adrián Rodríguez Ezquerro, y del resto del departamento al apoyar y contribuir decisivamente en la adquisición de las costosas máquinas de fatiga rotatoria y axial. Quiero mencionar también a los Servicios Generales de Investigación de la UPV/EHU (SGIker), especialmente al doctor Aitor Larrañaga por su interés y eficacia en realizar las numerosas medidas DRX que he necesitado, y al personal del taller y laboratorio del departamento. Mi agradecimiento también al profesor Carlos Angulo, director del Programa de Doctorado del departamento, que siempre se ha ocupado de mantenerme bien informado y aconsejado sobre las gestiones a realizar en cada momento.

RESUMEN

Esta Tesis presenta el estudio y comparación del efecto de los tratamientos mecánicos de shot-peening y bruñido de baja plasticidad en el comportamiento a fatiga de ciclos altos del acero 34CrNiMo6 de temple y revenido. Se han elegido dichos procesos por ser muy utilizados en la práctica de la industria para mejorar el comportamiento a fatiga de componentes (sobre todo el shot-peening) y porque, pese a perseguir la misma finalidad y ser ambos tratamientos superficiales de tipo mecánico, sin embargo presentan importantes diferencias en el tipo de campos de tensiones residuales generadas, rugosidad superficial resultante, trabajo en frío en la superficie y otras propiedades. En esta Tesis se obtienen datos cuantitativos, coeficientes y métodos útiles para el diseño y cálculo de fatiga de componentes sometidos a esos tratamientos: concretamente se aportan los coeficientes modificativos generalizados de estos procesos y se completa y generaliza el concepto de tensión media eficaz.

Este trabajo de investigación incluye una parte experimental de ensayos de fatiga rotatoria, a fin de obtener las curvas de fatiga tensión-duración de probetas mecanizadas, pulidas a espejo, sometidas a shot-peening y bruñidas. Se observa que, en comparación con las probetas mecanizadas, el límite de fatiga de las bruñidas se incrementa en un 52%, mientras el de las tratadas con shot-peening lo hace en un 39% y se analiza la contribución de las tensiones residuales de compresión: en superficie y en profundidad, del acabado superficial y de otros aspectos de integridad superficial en estos incrementos. También se han realizado ensayos de fatiga axial del material base sobre probetas pulidas a espejo, con diferentes relaciones de tensión, como resultado de los cuales se comprueba que el método de Dietmann para tener en cuenta el

efecto de las tensiones medias es el más adecuado para este material y por ello se utiliza a lo largo de la Tesis para los estudios y desarrollos de la tensión media eficaz (también el método de Morrow). Se han hecho ensayos de fatiga axial alterna de probetas tratadas con shot-peening para conocer la influencia del tipo de carga en la resistencia a la fatiga: flexión y axial, y compararlo con lo que sucede en el caso del material base.

A fin de tener una mejor comprensión del campo de tensiones residuales en el interior de las probetas bruñidas y completar la información de los ensayos experimentales, se ha realizado un modelo y estudio elasto-plástico, mediante elementos finitos, que proporciona resultados muy similares a los de las medidas experimentales. Este modelo ha permitido tener una información muy detallada de cómo varían todas las componentes de las tensiones residuales existentes en el interior de las probetas, y conocer aquéllas que no han podido ser medidas experimentalmente.

En esta Tesis se ha dedicado una atención especial al estudio de los fenómenos de relajación de tensiones residuales bajo carga, para lo cual se han realizado numerosos ensayos y medidas, obteniendo los tensores de tensiones residuales en probetas sometidas a shot-peening y bruñidas, mediante difracción de rayos X. Se han medido las tensiones residuales en la superficie de numerosas probetas una vez ensayadas a fatiga, así como en diferentes instantes a lo largo del tiempo durante ensayos a diferentes niveles de tensión. Como resultado del estudio de dichos resultados experimentales se proponen dos métodos alternativos para predecir la evolución de dichas tensiones en el tiempo y su relación con el comportamiento a fatiga. Se ha estudiado también la relación existente entre la relajación de las tensiones residuales y su valor inicial en la superficie y la resistencia a la fatiga.

La Tesis se compone de catorce Capítulos divididos en dos Secciones. La Sección I incluye los cinco primeros capítulos, dedicados a describir los antecedentes, objetivos y estado del arte, mientras la Sección II se dedica a presentar el trabajo de investigación y los resultados específicos de esta Tesis, así como las líneas futuras de investigación que pueden seguir utilizando los resultados de los ensayos y los datos y métodos aquí obtenidos.

ÍNDICE

Índice.....	19
Índice de figuras.....	23
Índice de tablas.....	33
Nomenclatura y acrónimos	35
Capítulo 1. Objetivos de la Tesis y Metodología	45
1.1. Contexto y antecedentes directos	45
1.2. Objetivos generales de la investigación y particulares de esta Tesis 48	
1.3. Metodología y planteamiento general de la investigación	55
Capítulo 2. Aspectos Generales de la Fatiga de Metales	63
2.1. Introducción.....	63
2.2. Curvas de fatiga	63
2.3. Análisis del fallo a fatiga	65
2.3.1. Mecanismos de fallo por fatiga.....	65
2.3.2. Propagación de grieta.....	67
2.3.3. Límite de fatiga	70
2.4. Métodos de Cálculo de Fatiga de Ciclos Altos: la curva S-N	71
2.4.1. Introducción	71
2.4.2. Obtención de la curva S-N según la norma ASTM	73
2.4.3. Métodos para el cálculo del límite de fatiga de las probetas	75
2.4.4. Métodos para el cálculo del límite de fatiga de piezas	78
Capítulo 3. Tratamientos mecánicos para mejora del comportamiento a fatiga de metales.....	89
3.1. Introducción.....	89
3.2. Proceso y tratamiento de granallado shot-peening (SP).....	91
3.2.1. Antecedentes y evolución	91
3.2.2. Descripción del proceso de shot-peening	93
3.2.3. Equipos de granallado.....	99
3.2.4. Parámetros principales	102
3.2.5. Evaluación del efecto del SP; Intensidad Almen.....	104
3.2.6. Obtención del perfil de tensiones residuales.....	107
3.2.7. Limitaciones del SP	110
3.2.8. Procesos derivados del SP	112
3.2.9. Métodos para simulación del SP	114

3.2.10.	Consideraciones sobre el efecto del Shot-Peening en fatiga	114
3.2.11.	Cambio en el codo de la curva de fatiga para distintas intensidades de shot-peening.	119
3.3.	Laser shock-peening (LSP)	120
3.3.1.	Introducción	120
3.3.2.	Proceso LSP	121
3.3.3.	Parámetros.....	124
3.3.4.	Tensiones residuales	127
3.4.	Bruñido de baja plasticidad o LPB	130
3.4.1.	Introducción	130
3.4.2.	Proceso.....	131
3.4.3.	Parámetros.....	134
3.4.4.	Cambios estructurales en la pieza	137
3.5.	Comparación SP, LSP, LPB	142
Capítulo 4. El temple y revenido para mejora del comportamiento resistente de metales		147
4.1.	Resumen.	147
4.2.	Templado	147
4.2.1.	Introducción	147
4.2.2.	Templabilidad	151
4.2.3.	Método de Grossman	153
4.2.4.	Curvas de Jominy.....	155
4.2.5.	Revenido	156
Capítulo 5. La difracción de rayos X para la medida de tensiones residuales		161
5.1.	Tensiones residuales, tipos y su medida.....	161
5.2.	Medida de tensiones residuales mediante difracción por rayos X	164
Capítulo 6. Probetas y propiedades mecánicas del acero 34CrNiMo6 de temple y revenido.		179
6.1.	Propiedades metalúrgicas básicas del 34CrNiMo6 utilizado.	179
6.2.	Propiedades monotónicas y cíclicas, curvas tensión-deformación.	185
6.2.1.	Propiedades monotónicas.....	185
6.2.2.	Propiedades cíclicas	189
6.3.	Estudios y ensayos de integridad superficial sobre las probetas de fatiga.	192
6.3.1.	Sobre la influencia de la superficie en el comportamiento a fatiga	192

6.3.2.	Probetas para los ensayos de fatiga.....	193
6.3.3.	Estudio de rugosidad y topografía superficial de las probetas.	198
6.3.4.	Procesos de pulido a espejo, SP y LPB de las probetas.....	207
Capítulo 7.	Tensiones Residuales.....	213
7.1.	Descripción, definiciones y métodos de medida	213
7.2.	Efecto de las tensiones residuales en fatiga.....	216
7.2.1.	Las tensiones residuales actúan como tensiones medias en fatiga 217	
7.2.2.	Iniciación de grieta en el interior de la superficie.....	219
7.3.	Medida experimental de las tensiones residuales.	222
7.3.1.	Medición de FWHM	236
Capítulo 8.	Modelización del proceso de LPB mediante Elementos Finitos	241
8.1.	Introducción.....	241
8.2.	Modelización mediante elementos finitos	242
8.3.	Resultados.....	246
8.4.	Conclusiones.....	251
Capítulo 9.	Ensayos HCF de tensión alterna y su análisis	255
9.1.	Planteamientos previos a la campaña de ensayos.....	255
9.2.	Estimaciones preliminares de la curva S-N para flexión alterna.	259
9.3.	Resultados de los ensayos en la máquina de probeta rotatoria....	263
9.4.	Interpretación de la dispersión observada en el límite de fatiga de las probetas mecanizadas:	279
9.5.	Ensayos axiales de tensión alterna.....	289
9.5.1.	Finalidad de los ensayos axiales	289
9.5.2.	Probetas sometidas a SP.....	291
9.5.3.	Probetas pulidas a espejo	292
Capítulo 10.	Ensayos HCF Axiales del material base y su Análisis	297
10.1.	Ensayos axiales en probetas pulidas	297
10.1.1.	Ensayos axiales R=0,05	297
10.1.2.	Ensayos axiales R=-1	299
10.1.3.	Ensayos axiales R=-2	300
10.1.4.	Ensayos axiales R=-0,5	302
10.2.	Resumen de resultados y criterio de tensión media.....	303
Capítulo 11.	Estudio fractográfico de las probetas de fatiga	309
11.1.	Finalidad y planteamiento del análisis fractográfico	309
11.2.	Probetas mecanizadas y pulidas.	316
11.3.	Probetas tratadas con SP.....	320

11.3.1.	Probeta SP1	322
11.3.2.	Probeta SP2	327
11.4.	Probetas tratadas con LPB	329
11.4.1.	Probeta LPB1	330
11.4.2.	Probeta LPB2	335
Capítulo 12. Análisis cuantitativo de los resultados de los ensayos de fatiga; Tensión Media Eficaz y su generalización		345
12.1.	Coefficientes modificativos de los procesos SP y LPB	345
12.2.	Tensión media eficaz	353
12.2.1.	Antecedentes, concepto y evolución	353
12.2.2.	Cálculo de la tensión eficaz media para SP y LPB	356
12.3.	Ampliación del concepto de tensión media eficaz	365
12.4.	Tensión eficaz media generalizada.....	370
Capítulo 13. El fenómeno de relajación de tensiones residuales		375
13.1.	Introducción.....	375
13.2.	Modelos de relajación de tensiones residuales.	380
13.3.	Resultados de ensayos de pseudo-relajación en SP.....	388
13.4.	Relajación de tensiones residuales en LPB y SP para el acero 34CrNiMo4, resultados de ensayos.....	400
13.4.1.	Estudio de relajación de tensiones residuales en LPB y SP.	400
13.4.2.	Estudio de relajación de tensiones residuales (ley alternativa)	411
13.5.	Estudio de la tensión media eficaz en probetas tratadas con LPB	424
Capítulo 14. Conclusiones de la Tesis y líneas futuras de investigación .		435
14.1.	Conclusiones de la Tesis.....	435
14.2.	Líneas futuras de investigación	443
BIBLIOGRAFÍA.....		447

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2-1. Datos típicos para la extensión total frente a vida de fatiga para el acero 4340 recocido, extraída de (Boyer, 1985)	64
Figura 2-2. Curva de fatiga con dos tramos en un diagrama logS-logN	75
Figura 2-3. Ejemplo de curvas de fatiga para probetas y pieza.....	80
Figura 2-4. Rugosidad superficial en superficie mecanizada (Avilés, et al., 2013) en un acero AISI 1045 normalizado	83
Figura 2-5. Curvas de fatiga en probetas de 34CrNiMo6 tratadas con SP, LPB y pulidas....	85
Figura 3-1. Efecto superficial del shot-peening	95
Figura 3-2. Tensiones residuales en IN718 para distintos grados de cobertura de SP (Cammett, et al., 2005)	96
Figura 3-3. Variación de la tensión residual tras repetidos impactos en el SP según (Kobayashi, et al., 1998).....	98
Figura 3-4. Ejemplo de máquina de granallado por turbina (imagen de http://blastsolution.com/1-14-shot-blasting-machine/179729).....	100
Figura 3-5. Máquina de granallado por aire (imagen de Progressive Surface™) http://www.progressivesurface.com/zoommachine.php?id=71	101
Figura 3-6. Concepto para medición de la intensidad de shot-peening (Almen, 1944).	105
Figura 3-7. Curva de saturación típica del proceso SP.	106
Figura 3-8. Tensión residual en profundidad para distintas intensidades de shot-peening en un acero 4340 (Torres & Voorwald, 2002)	109
Figura 3-9. Curvas de fatiga para distintas intensidades de SP (Torres & Voorwald, 2002)	116
Figura 3-10. Tensiones residuales locales en la superficie de un acero 1045 Q-T tratado con shot-peening (S330, p=3 bar) (Schulze, 2006)	119
Figura 3-11. Esquema del proceso de laser peening, ablación confinada (izquierda), ablación directa (derecha).....	122
Figura 3-12. Comparación de ablación directa y confinada en agua (Kruusing, 2007)	123
Figura 3-13. Tensiones residuales en SP y LSP en Inconel 718 (Gujba & Medraj, 2014)..	128
Figura 3-14. Distribución de tensiones residuales en USP, LSP y material base según (Wang, et al., 2013).....	129

Figura 3-15. Distribución de tensiones residuales en SP, USP y LSP en un Ti-2.5Cu (Abdullahi & Mamoun, 2014).....	129
Figura 3-16. Esquema del proceso de LPB (Prévey, 1998).....	133
Figura 3-17. Esquema y foto del proceso LPB (Avilés, et al., 2013)	133
Figura 3-18. Instalación para LPB de probetas cilíndricas.....	134
Figura 3-19. Efecto de la velocidad de herramienta en dureza y rugosidad sobre un acero 34CrNiMo6 según (Stalin, et al., 2012).	136
Figura 3-20. Rugosidad superficial en superficie mecanizada (Avilés, et al., 2013) en un acero AISI 1045 normalizado	138
Figura 3-21. Rugosidad superficial en superficie tras LPB (Avilés, et al., 2013) en un acero AISI 1045 normalizado.	138
Figura 3-22. Tensiones residuales en una pieza sin tratar, bruñida con rodillos y tras LPB (Hornbach, et al., 2006),.....	140
Figura 3-23. Tensiones residuales axiales en probetas de AISI 1045 antes y después de LPB (Avilés, et al., 2013).	141
Figura 3-24. Evolución bajo carga cíclica de las tensiones residuales superficiales anisótropas (relajación por tensión) (Avilés, 2015).	141
Figura 3-25. Medidas de tensiones residuales en profundidad tomadas de especímenes de cola de milano (Golden & Shepard, 2007).....	143
Figura 3-26. Tensiones residuales en IN 718 tratado por SP, LPB y LSP, extraído de (Zhuang & Halford, 2001).	143
Figura 3-27. Trabajo en frío en IN 718 tratado por SP, LPB y LSP, extraído de (Zhuang & Halford, 2001).	144
Figura 4-1. Diagrama Fe-C hasta el 2% C simplificado; basado en (Totten, et al., 1992)..	149
Figura 4-2. Ejemplo de diagrama IT, según (Totten, 2006).....	150
Figura 4-3. Ejemplo de diagrama CCT, según (Totten, 2006).....	151
Figura 4-4. Diámetro crítico, método Grossman (Totten, 2006)	153
Figura 4-5. Relación entre diámetro crítico ideal y diámetro crítico (Thelning, 1981).....	154
Figura 4-6. Configuración del ensayo Jominy y curva típica de dureza.....	155
Figura 4-7. Efecto de la temperatura de revenido en el acero 4340 (Campbell, 2008).....	156
Figura 4-8. Efecto del revenido en la curva tensión-extensión (Verhoeven, 2007).....	158

Figura 5-1. Clasificación de métodos de medición de tensiones residuales (Rossini, et al., 2012).....	164
Figura 5-2. Representación gráfica de la ley de Bragg	166
Figura 5-3. Sistemas de coordenadas para la determinación de la tensión por difracción de rayos X (UNE, 2010).....	167
Figura 5-4. Resultado de medición de tensiones residuales generadas por LPB en un acero 4340	170
Figura 5-5. Representación gráfica del FWHM de la intensidad del pico de difracción.....	172
Figura 6-1. Estimación de la temperatura de tratamiento térmico del acero 4340 a partir de su resistencia según Hertzberg (Hertzberg, 1996).....	181
Figura 6-2. Relación entre resistencia y temperatura de revenido en el acero 4340 según Callister (Callister, 2003).....	182
Figura 6-3. Detalle del conjunto estructural del material 34CrNiMo6 utilizado	184
Figura 6-4. a. Dimensiones de la probeta de tracción según norma UNE-EN ISO 6892-1, b. foto probeta.....	185
Figura 6-5. Curvas tensión-deformación ingenieriles obtenidas en los ensayos de las 6 probetas.	187
Figura 6-6. Adaptación de datos de acero 34CrNiMo6 de características muy similares al de este trabajo (basado en la ref. (Bäumel & Seeger, 1990)).....	191
Figura 6-7. Dimensiones de la probeta de flexión según norma DIN 50113.	194
Figura 6-8. Foto probeta pulida.....	194
Figura 6-9. a. Dimensiones de las probetas “Hourglass” utilizadas en los ensayos axiales en la máquina Instron 8805 MTB. b. Foto de una probeta para tensión directa en la máquina Instron antes de ser pulida.....	195
Figura 6-10. dimensiones de la probeta para ensayos de tensión directa según norma ASTM E466-07 (para MTS).	197
Figura 6-11. foto de probeta para tensión directa en MTS (antes de SP).....	197
Figura 6-12. Textura superficial de la probeta 1, acabada a punta de cuchilla, topografía 3D y perfil 2D, imagen fotográfica.....	200
Figura 6-13. Textura superficial de la probeta 2, pulida o “lijada”, topografía 3D y perfil 2D, imagen fotográfica.	201

Figura 6-14. Textura superficial de la probeta 3, pulida repasada mediante “grit sand paper”, topografía 3D y perfil 2D, imagen fotográfica.....	202
Figura 6-15. Textura superficial de la probeta 4, bruñida por deformación, a. topografía 3D y perfil 2D, b. imagen fotográfica.....	203
Figura 6-16. Textura superficial de la probeta 5, acabada por bruñido hidrostático con bola, a. topografía 3D y perfil 2D, b. imagen fotográfica.	204
Figura 6-17. Textura superficial de la probeta 6, de shot-peening, a. topografía 3D y perfil 2D, b. imagen fotográfica.	205
Figura 6-18. Probeta pulida y repasada hasta acabado a espejo con “sand grit paper” de grado P4000	208
Figura 6-19. Probeta bruñida LPB	209
Figura 6-20. Fotografía de probeta sometida a shot-peening.	209
Figura 7-1. Punto y direcciones de medida de tensiones residuales en la superficie de las probetas de fatiga DIN 50113.....	225
Figura 7-2. Convenio de ejes x e y	226
Figura 7-3. Probeta al salir del horno y una vez pulida a mano.	227
Figura 7-4. Tensiones residuales con muy fuerte gradiente en la superficie de las probetas pulidas tras el tratamiento de relajación de tensiones residuales.	231
Figura 7-5. Tensiones residuales tras el proceso LPB.....	232
Figura 7-6. Tensiones residuales tras el proceso SP.	232
Figura 7-7. Comparación de las tensiones residuales de los procesos P2, LPB y SP.	233
Figura 7-8. Valores “promedio” de las tensiones residuales en los procesos LPB y SP.	234
Figura 7-9. Máquina Bruker de los servicios Sgiker midiendo las tensiones residuales en la superficie de una probeta SP.	235
Figura 7-10. Medición de FWHM en probetas pulidas, mecanizadas, LPB y SP	237
Figura 8-1. Vista general del modelo.....	244
Figura 8-3. Vista de la malla de la parte del sólido tratado ¡Error! Marcador no definido.	
Figura 8-2. Vista general de la malla	246
Figura 8-4. Campo de deformaciones plásticas en el plano medio de la zona tratada (escala de deformación $\times 10$)	247
Figura 8-5. Campo de deformaciones tensiones normales en dirección x en el plano medio de la zona tratada (escala de deformación $\times 10$).....	248

Figura 8-6. Campo de deformaciones tensiones normales en dirección y en el plano medio de la zona tratada (escala de deformación $\times 10$).....	248
Figura 8-7. Campo de deformaciones tensiones normales en dirección z en el plano medio de la zona tratada (escala de deformación $\times 10$).....	249
Figura 8-8. Perfil de tensiones residuales normales y cortantes en profundidad	250
Figura 8-9. Detalle del perfil de tensiones residuales normales en profundidad	251
Figura 9-1. Relación entre la resistencia a la fatiga R_{-1} axial y de flexión para el acero AISI 4340 en base al informe NRIIM (Nishijima, 1993).	257
Figura 9-2. Curvas R_{-1} estimadas para los ensayos de flexión y axial en acero 4340.	262
Figura 9-3. Curvas estimadas R_{-1} y R_0 de flexión, axial y torsión en el acero 34CrNiMo6 de esta Tesis (Pallarés, 2018).....	262
Figura 9-4. Resultados de los ensayos R-I y curvas S-N para el acero 34CrNiMo6.....	265
Figura 9-5. Datos de ensayos de fatiga y curva S-N según ASTM de las probetas LPB.....	268
Figura 9-6. Curva de fatiga de 34CrNiMo6 tratado con LPB	270
Figura 9-7. Curva de Basquin de las probetas pulidas en el ensayo de probeta rotatoria, coincidente con las de las probetas SP, en este caso particular, y probetas LPB	272
Figura 9-8. Relación casi lineal entre resistencias a la fatiga LPB y material base.	276
Figura 9-9. Curvas S-N R-I de flexión una vez ajustadas a valores ingenieriles.	278
Figura 9-10. Zonas de medida para el estudio de rugosidad.....	281
Figura 9-11. Probetas mecanizadas de la Tabla 9-9	284
Figura 9-12. Perfiles de rugosidad de todas las probetas en la zona 2.	285
Figura 9-13. Detalle de los perfiles de rugosidad de las probetas en la zona 2.	286
Figura 9-14. Tensiones residuales en la probeta mecanizada P2 de la Tabla 9-10.....	289
Figura 9-15. Conjunto completo de resultados de ensayos y curvas S-N para R-I.	294
Figura 10-1. Curva de fatiga para ensayo axial ($R_{0,05}$) en probeta pulida	298
Figura 10-2. Curva de fatiga para ensayo axial (R_{-1}) en probeta pulida.....	300
Figura 10-3. Curva de fatiga para ensayo axial (R_{-2}) en probeta pulida.....	301
Figura 10-4. Curva de fatiga para ensayo axial ($R_{-0.5}$) en probeta pulida.....	302
Figura 10-5. Curvas de fatiga para ensayos axiales ($R_{0,05}$, $R_{-0,5}$, R_{-1} , y R_{-2}) en probeta pulida	304
Figura 10-6. Criterio de Dietmann y Morrow (Morrow, 1968) en el diagrama de Haigh del acero 34CrNiMo6.....	306

Figura 11-1. Máquina Zwick-Roell UBM 200tc y detalle de la zona de ensayos de probetas.	311
Figura 11-2. Típica rotura de una probeta de acero 34CrNiMo6 templado y revenido en la máquina Zwick-Roell.	312
Figura 11-3. Máquina de ensayos axiales Instron 8805 MTB (Laboratorio del Dpt. I. Mecánica en la ETSI de Bilbao) y detalle de la sujeción de las probetas.	314
Figura 11-4. Probetas rotas en la máquina axial Instron 8805 MTB, arriba: Rotura por el hombro debido al defecto de diseño de las mordazas, abajo: Rotura correcta en la zona central.	315
Figura 11-5. Iniciación de grietas en la superficie en probetas de acero AISI 1045 normalizado sometidas a bruñido LPB (Avilés, et al., 2013).	316
Figura 11-6. Probeta de acero 34CrNiMo6 mecanizada rota, y detalle de la sección	317
Figura 11-7. Sección de rotura de una Probeta pulida a espejo, sometida a una tensión máxima de 1.040 MPa en un ensayo axial R0,05 (Pallarés, et al., 2018).	318
Figura 11-8. Iniciación en la superficie para:	319
Figura 11-9. Sección de probeta sometida a SP en un ensayo de flexión R-1	321
Figura 11-10. Iniciación en múltiples puntos en la superficie (perfil “almenado”) de probeta sometida a shot-peening, con una tensión de flexión R-1 de 937 MPa y rota en 12.179 ciclos; acero 34CrNiMo6.	321
Figura 11-11. Probeta SP1 (Obsérvese la sujeción a las mordazas en la máquina de ensayo utilizada en Azterlan es roscada).	323
Figura 11-12. Superficie de fractura y diferenciación de las áreas de fallo por fatiga y dúctil.	323
Figura 11-13. Frentes de progresión en la superficie de fractura.	324
Figura 11-14. Detalle de la zona de iniciación de uno de los frentes de fatiga	324
Figura 11-15. Transición entre la etapa de fatiga y la etapa final de desarrollo dúctil.	325
Figura 11-16. Caracteres observados en la etapa de fatiga (izquierda) y de rotura dúctil (derecha).	325
Figura 11-17. Sección secante a la superficie de fractura (izquierda) y detalle del perfil (derecha).	326
Figura 11-18. Conjunto estructural de la Probeta SP1 (izquierda) y detalle del perfil (derecha).	326

Figura 11-20. Superficie de fractura y diferenciación de las áreas de fallo por fatiga y dúctil.	327
Figura 11-21. Detalle del punto de iniciación	328
Figura 11-22. Transición entre la etapa de fatiga y la etapa final de desarrollo dúctil.	328
Figura 11-23. Caracteres observados en la etapa de fatiga (izquierda) y de rotura dúctil (derecha).....	329
Figura 11-24. Probeta LPB1 rota.	330
Figura 11-25. Probeta LPB1 detalle de la sección de rotura	331
Figura 11-26. Sección de rotura donde se presentan numerosos frentes de iniciación.	331
Figura 11-27. Detalle de la zona de inicio de uno de los frentes de rotura	332
Figura 11-28. Detalle de la zona de inicio de otro de los frentes de rotura	332
Figura 11-29. Caracteres de fatiga observados en la superficie de fractura (izquierda) y zona de rotura dúctil por coalescencia de micro-vacíos (derecha).....	333
Figura 11-30. Agrietamientos secundarios asociados a las marcas paralelas que presenta el acabado superficial de la probeta.....	334
Figura 11-31. Detalle del conjunto estructural compuesto por martensita revenida (izquierda), bandas de segregación (derecha).....	334
Figura 11-32. Discontinuidades secundarias en la sección metalográfica acondicionada. .	335
Figura 11-33. Sección de rotura de la probeta LPB2.	336
Figura 11-34. Superficie de fractura y detalle de la sección en torno al inicio de la rotura	336
Figura 11-35. Posición en la que se origina la rotura (izquierda), detalle donde se observa una inclusión asociada al inicio de la rotura (derecha)	337
Figura 11-36. Detalle de la inclusión detectada en el punto de iniciación.....	337
Figura 11-37. Espectro de la inclusión asociada al inicio de la rotura.....	338
Figura 11-38. Textura de la rotura en torno al inicio.....	338
Figura 11-39. Caracteres de fatiga observados en la superficie de fractura (izquierda) y zona de rotura dúctil por coalescencia de micro-vacíos (derecha).....	339
Figura 12-1. Coeficiente modificativo combinado cLPB, respecto de las probetas pulidas, dependiente de la duración N.	346
Figura 12-2. Coeficientes modificativos cmSP y cmLPB correspondientes a los tratamientos mecánicos SP y LPB.	350

Figura 12-3. Tensión media eficaz según el criterio de Dietmann de las probetas LPB (R_{-1}).	358
Figura 12-4. Tensiones medias eficaces para R_{-1} (o para $\sigma_m = 0$) de las probetas LPB según Dietmann y Morrow.....	359
Figura 12-5. Tensión media eficaz del proceso LPB en función de la amplitud de la tensión aplicada (R_{-1}).	360
Figura 12-6. Diferentes hipótesis de tensiones medias que se utilizan en cálculos de fatiga para considerar el efecto de un tratamiento (LPB en este caso).	362
Figura 12-7. Obtención de la “tensión eficaz media generalizada” para N_e ciclos.	366
Figura 12-8. Tensión eficaz media generalizada (Dietmann) en función de la componente media de la tensión para el número de ciclos del límite de fatiga en las probetas LPB.	368
Figura 12-9. Tensión eficaz media para una tensión media aplicada de 409 MPa.	369
Figura 12-10. Esquema del concepto de tensión eficaz media generalizada.	371
Figura 13-1. Esquema de ablandamiento/endurecimiento cíclico	376
Figura 13-2. Relajación del perfil de tensiones residuales en un acero 4340 bajo carga cíclica (Torres & Voorwald, 2002)	388
Figura 13-3. Relajación de las tensiones residuales en las probetas SP.	392
Figura 13-4. Tensiones residuales estabilizadas de von Mises.	394
Figura 13-5. Tensiones residuales de von Mises en un diagrama semilogarítmico.	398
Figura 13-6. Aproximación cuadrática, parabólica, con vértice en σ_{yp} , 0y logarítmica.....	399
Figura 13-7. Resultados de ensayos de relajación en SP y LPB (escala lineal)	401
Figura 13-8. Resultados de ensayos de relajación en SP y LPB (escala logarítmica).....	403
Figura 13-9. Aproximación logarítmica de los resultados de ensayos y obtención de σ_l	407
Figura 13-10. Aproximación logarítmica de los resultados de ensayos de LPB con $\sigma_a=849$ MPa.....	408
Figura 13-11. Aproximación logarítmica de los resultados de ensayos de LPB con $\sigma_a=703$ MPa.....	408
Figura 13-12. Aproximación logarítmica de los resultados de ensayos de SP con $\sigma_a=849$ MPa.....	409
Figura 13-13. Aproximación logarítmica de los resultados de ensayos de SP con $\sigma_a=703$ MPa.....	410
Figura 13-14. Criterios de fallo para el 34CrNiMo6.....	414

Figura 13-15. Relajación de tensiones residuales en SP	415
Figura 13-16. Relajación de tensiones residuales en LPB.....	416
Figura 13-17. Componentes principales y secundarias de las tensiones residuales para tensión alterna de amplitud 849 MPa.....	417
Figura 13-18. Componentes principales y secundarias de las tensiones residuales para tensión alterna de amplitud 703 MPa.....	418
Figura 13-19. Detalle primeros ciclos SP (izda) y LPB (dcha) (849 MPa)	418
Figura 13-20. Detalle primeros ciclos SP (izda) y LPB (dcha) (703 MPa)	419
Figura 13-21. Modelo de relajación de tensiones residuales (flexión rotatoria) para las probetas SP y LPB. Tensión aplicada $\sigma_a = 849$ MPa	422
Figura 13-22. Modelo de relajación de tensiones residuales (flexión rotatoria) para las probetas SP y LPB. Tensión aplicada $\sigma_a = 703$ MPa	422
Figura 13-23. Error del modelo de relajación para las probetas LPB y SP ensayadas a 849 y 703 MPa.....	423
Figura 13-24. Duraciones de las probetas de LPB en ensayos de pseudo-relajación (puntos naranjas) frente a la curva S-N de las probetas LPB	426
Figura 13-25. Tensión residual estabilizada según la ecuación (13-41) y tensión residual medida en probetas LPB a distintos niveles de tensión	428
Figura 13-26. Relación entre tensión residual estabilizada medida y tensión media eficaz. 430	
Figura 13-27. Relación entre tensión residual estabilizada medida y estimada y tensión media eficaz.....	430

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 6-1. Composición química según el certificado del acero 34CrNiMo6 de ThyssenKrupp y valores nominales de los AISI 4337 y 4340, en %	180
Tabla 6-2. Denominaciones equivalentes según UST.....	183
Tabla 6-3. Resultados del ensayo de tracción sobre 6 probetas 34CrNiMo6.	186
Tabla 6-4. Otras propiedades mecánicas del 34CrNiMo6, medidas y estimadas.	192
Tabla 6-5. Parámetros especificados para bruñido LPB.	208
Tabla 6-6. Parámetros especificados para shot-peening.	210
Tabla 7-1. Parámetros de medida (Setup Parameters) utilizados por “ASM Energy Measurements”	223
Tabla 7-2. Datos de calibración del sistema de medida según ASTM E 915 (ASTM, 2010); material: polvo Fe.....	224
Tabla 7-3. Resultados de las medidas experimentales en el centro de las probetas.....	225
Tabla 7-4. Resumen de rugosidades y tensiones superficiales en el acero 34CrNiMo6.	228
Tabla 7-5. Tensiones residuales en superficie y hacia el interior en las probetas con bruñido hidrostático con bola.	229
Tabla 7-6. Tensiones residuales en superficie y hacia el interior en las probetas sometidas a shot-peening.....	229
Tabla 7-7. Tensiones residuales en superficie y hacia el interior en las probetas tratadas en horno a 190 °C durante cuatro horas y posteriormente pulidas (P1) y en superficie en las sometidas a 200 °C doce horas (P2).	230
Tabla 7-8. FWHM measured values.	236
Tabla 8-1. Propiedades mecánicas del acero 34CrNiMo6.....	245
Tabla 9-1. Coeficientes modificativos estimados a partir de la bibliografía para tener en cuenta el efecto de gradiente en el ensayo R ₁ axial/flexión.	257
Tabla 9-2. Resultados de ensayos de fatiga en la zona de vida finita para probetas de 34CrNiMo6 tratadas con LPB.....	266
Tabla 9-3. Datos de curva de fatiga S-N para LPB según la norma ASTM.	268
Tabla 9-4. Datos de ensayos para aplicar el método de la escalera en las probetas LPB... ..	269
Tabla 9-5. Puntos que definen las curvas S-N de las probetas pulidas y SP.....	272
Tabla 9-6. Puntos que definen la curva S-N de las probetas LPB.....	273

Tabla 9-7. Puntos que definen la curva S-N de las probetas mecanizadas.	276
Tabla 9-8. Probetas mecanizadas para estudios de rugosidad y geometría.....	280
Tabla 9-9. Valores de Ra [μm] obtenidos en las mediciones realizadas.....	281
Tabla 9-10. Tensiones residuales en las probetas mecanizadas.....	288
Tabla 9-11. Puntos que definen la curva S-N de las probetas SP en el ensayo R_{-1} axial.	291
Tabla 10-1. Puntos que definen la curva S-N de las probetas pulidas en el ensayo $R_{0,05}$ axial.	298
Tabla 10-2. Puntos que definen la curva S-N de las probetas pulidas en el ensayo R_{-1} axial.	299
Tabla 10-3. Puntos que definen la curva S-N de las probetas pulidas en el ensayo R_{-2} axial.	300
Tabla 10-4. Puntos que definen la curva S-N de las probetas pulidas en el ensayo $R_{-0,5}$ axial.	302
Tabla 10-5. Límites de fatiga en ensayos axiales	304
Tabla 12-1 Coeficientes modificativos correspondientes al SP.....	351
Tabla 12-2 Coeficientes modificativos correspondientes al low-plasticity burnishing.	352
Tabla 13-1 Tensiones residuales estabilizadas de von Mises (en MPa) despreciando la tensión principal 3 e incluyéndola.....	393
Tabla 13-2 Datos de ensayos de relajación LPB y SP para tensión aplicada de 849 MPa y 703 MPa.....	402
Tabla 13-3 Tensión a $N=1$ estimada mediante extrapolación logarítmica	406
Tabla 13-4 Duración estimada y medida de las probetas LPB y SP	421
Tabla 13-5 Resultados de duración y tensión residual a rotura en función de la tensión aplicada en los ensayos de pseudo-relajación.....	425
Tabla 13-6 Estimación de la duración de los ensayos de probetas LPB a distintos niveles de tensión.....	426
Tabla 13-7 Estimación de la tensión residual estabilizada en probetas LPB.....	427
Tabla 13-8 Estimación de la tensión media eficaz en probetas LPB.....	429

NOMENCLATURA Y ACRÓNIMOS

A	generalmente designa un área
A_0	área nominal de la probeta del ensayo de tracción
A_f	área de la probeta del ensayo de tracción en la sección de rotura
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i> (USA)
AFNOR	<i>Association Française de Normalisation</i> (Francia)
ASM	<i>The Materials Information Society</i> (ant. <i>American Society for Metals</i>) (internacional)
ASME	<i>American Society of Mechanical Engineers</i> (USA)
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i> (USA)
$b()$	ecuación de Basquin del material base que proporciona la duración N en función de la tensión
$\bar{b}()$	ecuación de Basquin tras un tratamiento mecánico “m” que proporciona la duración N en función de la tensión
$b^{-1}()$	ecuación de Basquin del material base que proporciona la tensión en función de la duración N
$\bar{b}^{-1}()$	ecuación de Basquin tras un tratamiento mecánico “m” que proporciona la tensión en función de la duración N
BS	<i>British Standards</i> (UK)
c_{LPB}	coeficiente modificativo conjunto para <i>low-plasticity burnishing</i>
c_{LPB}^e, c_{LPB}^g	coeficiente modificativo conjunto para <i>low-plasticity burnishing</i> a N_e y N_g ciclos
c_{mLPB}^e, c_{mLPB}^g	coeficiente modificativo de “tratamiento mecánico” <i>low-plasticity burnishing</i> a N_e y N_g ciclos
c_{SLPB}^e, c_{SLPB}^g	coeficientes modificativos de rugosidad superficial para <i>low-plasticity burnishing</i> a N_e y N_g ciclos
c_m	coeficiente modificativo correspondiente al efecto de un tratamiento mecánico “m” genérico suprimiendo el efecto de la rugosidad
c_M	coeficiente modificativo “combinado”, es decir incluyendo todos los efectos, correspondiente a un tratamiento mecánico “m”
c_m^e, c_m^g	coeficiente modificativo de tratamiento mecánico para N_e y N_g ciclos
c_s	coeficiente modificativo de rugosidad superficial

c_s^e, c_s^g	coeficiente modificativo de rugosidad superficial para N_e y N_g ciclos
c_{SP}	coeficiente modificativo conjunto para <i>shot-peening</i>
c_{SP}^e, c_{SP}^g	coeficiente modificativo conjunto para <i>shot-peening</i> a N_e y N_g ciclos
c_{mSP}^e, c_{mSP}^g	coeficiente modificativo de “tratamiento mecánico” <i>shot-peening</i> a N_e y N_g ciclos
c_{SSP}^e, c_{SSP}^g	coeficientes modificativos de rugosidad superficial para <i>shot-peening</i> a N_e y N_g ciclos
c_{SSP}^N	coeficiente modificativo de N ciclos correspondiente a la rugosidad superficial del <i>shot-peening</i>
c_{mSP}^N	coeficiente modificativo de N ciclos correspondiente al tratamiento mecánico del <i>shot-peening</i>
c_{SP}^N	coeficiente modificativo de N ciclos correspondiente al proceso <i>shot-peening</i>
c_t	coeficiente modificativo de forma de trabajo
c_t^e, c_t^g	coeficiente modificativo de forma de trabajo para N_e y N_g ciclos
d, D	generalmente designa un diámetro
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i> (Alemania)
DRX	Difracción de rayos X
E	módulo de Young
EF	elementos finitos
ε_{ur}	deformación real en la fractura, ductilidad
ε_{ut}	deformación ingenieril en la rotura
$f()$	ecuación de un material base en el diagrama de Haigh
$\bar{f}()$	ecuación de un material sometido a un tratamiento “m” en el diagrama de Haigh
G	módulo de elasticidad transversal (cortadura)
GOST	<i>Gosudarstvenny Standart</i> (Rusia)
H	factor de Grossman (medida del enfriamiento en temple-revenido)
HAZ	zona afectada por el calor (<i>heat affected zone</i>)
HB	dureza Brinell
HCF	fatiga de ciclos altos (<i>high-cycle fatigue</i>)
HRC	dureza Rockwell-C
ISO	<i>International Organization for Standardization</i> (internacional)
JIS	<i>Japanese Industrial Standards</i> (Japón)
JSA	<i>Japanese Standards Association</i> (Japón)
l, L	generalmente designa una longitud o una distancia

L_0	longitud de referencia en el ensayo de tracción (5 veces el diámetro de la probeta)
LCF	fatiga de ciclos bajos (<i>low-cycle fatigue</i>)
LP	pulido láser en aire (<i>laser polishing</i>)
LPN	pulido láser en atmósfera inerte
LPB	bruñido hidrostático con bola (<i>low plasticity burnishing</i>)
LSP	<i>laser shock peening</i>
m	con frecuencia designa un tratamiento mecánico genérico
MEF	método de los elementos finitos
μ	coeficiente de Poisson
N	duración en número de ciclos. Newton cuando se refiere a fuerzas
N_f	número de ciclos del límite de fatiga de las probetas
N_e	número de ciclos del límite de fatiga de una pieza o de probetas tras un tratamiento mecánico (SP o LPB)
N_g	número de ciclos inferior para la curva S-N
N_h	número de ciclos inferior corregido para la curva S-N
N_t	número de ciclos de transición
NRIM	<i>National Research Institute for Metals</i> (Japón)
p	frecuentemente se refiere al proceso mecánico de pulido a espejo
P1, P2	frecuentemente, probetas 1 y 2
r	generalmente designa un radio o una distancia
R	en general relación de carga o relación de tensión; algunas veces radio y parámetro de desviación en Excel
$R_{0,1}$	relación de carga $R = 0,1$
R_{-1}	relación de carga $R = -1$, tensión alterna
$R_{p0,2}$	tensión para una deformación plástica monotónica del 0,2%
$R'_{p0,2}$	tensión para una deformación plástica cíclica del 0,2%
R_a	rugosidad media
r_f	relación de fatiga
R_m	resistencia a la rotura en el ensayo de tracción (σ_{ut})
<i>run-out</i>	número de ciclos al que se interrumpe un ensayo en caso de no haberse producido la rotura de la probeta con anterioridad
R_z	rugosidad media en profundidad
SAE	<i>Society of Automotive Engineers</i>
SEM	microscopio electrónico (<i>scanning electron microscope</i>)
SP	<i>shot-peening</i> , una tecnología particular en el campo del granallado

S_y	<i>monotonic yield stress</i> (σ_{yp})
S'_y	<i>cyclic yield stress</i> (σ'_{yp})
σ	en general designa tensión
σ_{-1}	límite de fatiga de las probetas pulidas con tensión axial alterna, R_{-1}
$\sigma_{-1}(N)$	resistencia a la fatiga de las probetas pulidas a espejo en el ensayo R_{-1} axial
σ'_{-1}	límite de fatiga de las probetas pulidas en el ensayo de probeta rotatoria, R_{-1}
$\sigma'_{-1}(N)$	resistencia a la fatiga de las probetas pulidas a espejo en el ensayo de probeta rotatoria
σ_{-1LPB}	límite de fatiga tras bruñido LPB en el ensayo axial R_{-1}
$\sigma_{-1LPB}(N)$	resistencia a la fatiga de las probetas LPB en el ensayo axial R_{-1}
σ'_{-1LPB}	límite de fatiga tras bruñido LPB en el ensayo de probeta rotatoria, R_{-1}
$\sigma'_{-1LPB}(N)$	resistencia a la fatiga de las probetas LPB en el ensayo de probeta rotatoria
σ_{-1m}	límite de fatiga tras un tratamiento mecánico “m” en el ensayo axial R_{-1}
σ'_{-1m}	límite de fatiga tras un tratamiento mecánico “m” en el ensayo de probeta rotatoria, R_{-1}
σ'_{-1mec}	límite de fatiga en el ensayo de probeta rotatoria R_{-1} de las probetas mecanizadas
σ_{-1SP}	límite de fatiga tras shot-peening en el ensayo axial R_{-1}
σ'_{-1SP}	límite de fatiga tras shot-peening en el ensayo de probeta rotatoria, R_{-1}
σ_a	componente alterna de una tensión variable, tensión variable
$\bar{\sigma}_a$	a veces, tensión variable aplicada a un material sometido a un tratamiento “m”
σ_e	límite de fatiga R_{-1} de una pieza
$\bar{\sigma}_e$	límite de fatiga de una pieza tras un tratamiento mecánico “m”
σ_{est}^{VM}	tensión residual estabilizada de von Mises
σ_g	resistencia a la fatiga R_{-1} axial para N_g ciclos
σ'_g	resistencia a la fatiga R_{-1} de flexión para N_g ciclos
σ_h	tensión barrera de algunos tratamientos
σ_m	componente media de una tensión variable
$\bar{\sigma}_m$	a veces, tensión media aplicada a un material sometido a un tratamiento “m”
σ_m^{ef}	tensión media eficaz en general

σ_{max}	tensión máxima
σ_{min}	tensión mínima
σ_{mp}	tensión media para una σ_a obtenida en el diagrama de Haigh de las probetas pulidas
σ_N	tensión alterna equivalente en duración
$\bar{\sigma}_N$	tensión alterna equivalente en duración tras un tratamiento “m”
σ_{res}	en general designa tensión residual
σ_{res}^{vM}	tensión residual de von Mises
σ_{res1}	tensión residual principal 1
σ_{res2}	tensión residual principal 2
σ_{resxx}	componente x de la tensión residual
σ_{resyy}	componente y de la tensión residual
σ_{reszz}	componente z de la tensión residual
σ_{ur}	resistencia a la fractura, tensión de rotura real
σ_{ut}	resistencia a la rotura ingenieril
σ_{yp}	tensión de fluencia
σ'_{yp}	tensión de fluencia cíclica
τ	en general denota tensión cortante
τ_{resxy}	componente o tensión cortante xy del tensor de tensiones residuales
τ_{resxz}	componente o tensión cortante xz del tensor de tensiones residuales
τ_{resyz}	componente o tensión cortante yz del tensor de tensiones residuales
UNE	Una Norma Española (España)
Z	reducción de área

SECCIÓN I

Antecedentes, aspectos generales,
introducción

Capítulo 1:

OBJETIVOS DE LA TESIS Y METODOLOGÍA

CAPÍTULO 1. OBJETIVOS DE LA TESIS Y METODOLOGÍA

1.1. Contexto y antecedentes directos

El tema y el trabajo realizado en esta Tesis forman parte de las líneas de investigación del grupo ADM (Análisis y Diseño Mecánico) del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU. Este es un Grupo de Investigación consolidado dirigido por el profesor Avilés, reconocido y financiado como tal por el Gobierno Vasco desde hace más de diez años y hasta 2021 (convocatoria de 2015) y cuyos antecedentes se remontan a su existencia anterior como Grupo de Investigación de la UPV/EHU a partir de 1998. La temática general de investigación es muy amplia y trata sobre métodos de cálculo para diseño de máquinas y por ello incluye también el desarrollo de métodos de análisis de fatiga, especialmente en dos líneas: una la multiaxialidad y la otra sobre el efecto de diversos tratamientos superficiales en el comportamiento a fatiga de metales, que es en concreto donde se incluye esta Tesis.

Los tratamientos superficiales que hasta ahora han sido estudiados en profundidad en el grupo son el pulido láser (*laser polishing*) en atmósferas ambiente e inerte (LP y LPN) de acero AISI 1045 normalizado (Avilés, et al., 2011), (Avilés, et al., 2014) , el bruñido con bola (*ball burnishing* o *low-plasticity burnishing*, LPB) también del acero 1045 normalizado (Avilés, et al., 2013), y la electroerosión por hilo (*wire electrical discharge machining* o WEDM) en Inconel 718 (Ayesta, et al., 2016). También se ha iniciado a partir de 2016 una investigación en colaboración con el centro IK4-LORTEK de

Ordizia sobre el efecto de diversos tratamientos térmicos y mecánicos en probetas de fabricación aditiva de aleaciones de titanio y también desde 2016 se colabora con TecNALIA en el estudio de aleaciones de alta entropía.

Los antecedentes del trabajo presentado en esta Tesis se remontan a 2006, cuando en el grupo ADM se comenzó a plantear el estudio del pulido láser. Es en ese momento cuando el autor de la Tesis comenzó su colaboración como alumno interno, dedicado fundamentalmente al estudio del efecto del pulido láser en el comportamiento a fatiga; los ensayos se realizaron en una máquina axial del centro IK4-Azterlan con una relación de carga $R_{0,1}$ y una frecuencia de 20 Hz. Se comprobó que la calidad del acabado superficial, en combinación con las tensiones residuales resultantes del proceso, eran las principales causas que afectan al diferente comportamiento a fatiga de las probetas tratadas y sin tratar. Existe una bibliografía abundante sobre el efecto de la rugosidad superficial en el comportamiento a fatiga, pero sin embargo en aquella época existían aun pocos trabajos que trataran cuantitativamente y en profundidad el efecto de las tensiones residuales. Las probetas tratadas mediante pulido láser en atmósfera ambiente tenían una tensión residual en dirección axial de unos -330 MPa (compresión) en la superficie, que pasan a ser de tracción a partir de aproximadamente 0,1 mm de profundidad. Pese a esa tensión residual compresiva, el comportamiento de las probetas tratadas era peor que el del material base pues la calidad del acabado superficial no es buena, no tanto por los valores de la rugosidad R_a y R_z sino debido a los defectos superficiales (microgrietas, fina capa de óxido, porosidad, inclusiones) inherentes al proceso, aunque se comprobó la existencia de una “rugosidad umbral” por encima de la cual el comportamiento a fatiga de las probetas LP es mejor que

el de las originales mecanizadas. En el trabajo realizado, publicado en 2011 en la referencia (Avilés, et al., 2011), en la cual el autor de esta Tesis es firmante, se obtuvieron los coeficientes modificativos para la ecuación de Marin generalizada (Marin, 1962), (Avilés, 2015) y la rugosidad umbral, pero también se obtuvo una tensión media de +100 MPa que según el criterio de Goodman (Goodman, 1899) produciría un efecto equivalente a esos coeficientes modificativos y por ello al tratamiento láser LP; ese trabajo se puede considerar como un antecedente directo de esta Tesis.

Posteriormente se profundizó algo más en este tema en la referencia (Avilés, et al., 2013) sobre LPB, en el cual no participó directamente el autor de esta Tesis por haber dejado de colaborar temporalmente en el grupo debido a haber comenzado en octubre de 2010 su trabajo como ingeniero en la empresa IDOM, reincorporándose a principios de 2013 para iniciar esta Tesis y retomando el tema de trabajo ahora sobre el pulido láser en atmósfera inerte de N₂ o LPN. Se comprobó que el comportamiento a fatiga en este caso no es tan problemático como en el LP, se obtuvieron también coeficientes modificativos, rugosidad umbral y una tensión media equivalente de +80 MPa (Avilés, et al., 2014).

Fue en este momento cuando se decidió que el objetivo fundamental de esta Tesis sería profundizar en el estudio del efecto de las tensiones residuales en el comportamiento a fatiga, obteniendo procedimientos de cálculo que tengan en cuenta los fenómenos de relajación, fuerte gradiente y multiaxialidad que caracterizan a los tratamientos mecánicos superficiales utilizados en la industria para la mejora del comportamiento a fatiga de componentes mecánicos. Se decidió también entonces elegir dos tratamientos en concreto,

uno el granallado *shot-peening* o SP y el otro el LPB, pues aun pudiendo producir unos valores medios de tensiones residuales en la superficie similares (dependiendo de los parámetros de granallado y de bruñido elegidos) sin embargo son bien diferentes, ya que el SP deja un acabado superficial con una rugosidad relativamente elevada y tensiones residuales cuasi-isótropas, mientras el LPB produce una superficie prácticamente con rugosidad de pulido a espejo (pero con diferente topografía) y unas tensiones residuales claramente anisótropas.

La elección del acero 34CrNiMo6 de temple y revenido fue hecha tener mejores características mecánicas que el AISI 1045 normalizado utilizado hasta entonces en el grupo, muy utilizado en la industria para componentes sometidos a fuertes cargas, y porque su estructura y propiedades son muy diferentes del 1045, con lo cual se ampliaba el campo de estudio a otros tipos de aceros. También se tuvo en cuenta que presentaba ventajas para otra Tesis sobre métodos de fatiga con tensiones multiaxiales que se inició en el grupo ADM en esa misma época ([Pallarés, 2018](#)) (fecha de defensa prevista Octubre 2018).

1.2. Objetivos generales de la investigación y particulares de esta Tesis

Para poder incluir el efecto de algunos tratamientos mecánicos superficiales en el comportamiento a fatiga de componentes, se recurre habitualmente a la aplicación de coeficientes modificativos en la ecuación de Marin ([Marin, 1962](#)), como hacen las referencias clásicas de diseño de máquinas como

(Deutschmann, et al., 1975), (Faupel & Fisher, 1981), (Juvinall & Marshek, 2000), (Shigley, et al., 2004), (Norton, 2006). En estas se pueden encontrar algunas recomendaciones poco concretas y dispersas sobre valores cuantitativos de coeficientes modificativos, por ejemplo, para *shot-peening* y laminado superficial, y además casi sólo para afectar al valor del límite de fatiga, quedando sin definir lo que sucede en la zona de vida finita. En bibliografía más especializada sobre fatiga se suelen incluir las tensiones residuales como una tensión media más que se superpone con las aplicadas, sin tener en cuenta el efecto de la multiaxialidad ni del fuerte gradiente en la capa superficial, y sólo con algunos comentarios sobre el efecto del fenómeno de relajación (Stephens, et al., 2001). La bibliografía específica sobre tratamientos térmicos y mecánicos sí incluye algún tipo de estudio para la relajación por tensión y el gradiente, y en menor medida de la multiaxialidad, como se comentará más en detalle en apartados posteriores de esta Tesis.

Las razones de esta escasez de datos son varias, pero la principal es la dificultad práctica de medida de las tensiones residuales: en superficie y profundidad y de su variación con el tiempo. Eso ha conducido a que en la bibliografía de diseño de máquinas más antigua no se hable prácticamente sobre tensiones residuales, y apenas nada sobre su efecto en la fatiga, quedando incluido en el coeficiente de seguridad o como un factor desconocido más que contribuye a la dispersión estadística asociada a la fatiga. Cuando se consultan referencias antiguas, siempre cabe la duda de si en los resultados de comportamiento a fatiga que presentan tienen mayor o menor influencia las tensiones residuales, que con toda probabilidad existían en las probetas utilizadas y que eran ignoradas por desconocidas.

Aunque las buenas prácticas experimentales de fatiga siempre han tratado de incluir algún tipo de proceso térmico suave para relajar en lo posible las tensiones residuales de los procesos de fabricación de las probetas, nunca se puede tener la seguridad de haberlas eliminado (o reducido hasta niveles muy bajos) a menos que se midan experimentalmente. Es bien conocido que por ejemplo los procesos de mecanizado y de pulido en máquina dejan valores elevados de tensiones residuales, como se presenta en (Javidi, et al., 2008) y en capítulos posteriores de esta Tesis para el acero 34CrNiMo6. Hoy día, la obtención de tensiones residuales es más asequible y precisa que años atrás, pero sigue siendo un tema complicado y costoso de medir y estudiar, sobre todo si se quieren incluir medidas en profundidad, multiaxialidad y relajación en el tiempo por tensión.

El objetivo final que persigue el grupo ADM en esta línea de investigación es disponer de un método de simulación que permita predecir el efecto en el comportamiento a fatiga de un tratamiento mecánico superficial directamente a partir de sus parámetros, de las propiedades resistentes básicas del material y de su curva S-N (obtenida sobre probetas pulidas a espejo sin tensiones residuales).

En la práctica de la industria, incluso para el diseño de piezas de acero muy exigentes, sigue siendo habitual utilizar la curva S-N en un diagrama S-logN, o más frecuentemente como varias rectas en un diagrama logS-logN según la aproximación de Basquin (Basquin, 1910). Por ello, buscando la utilidad práctica de los desarrollos y métodos, en esta investigación se ha optado por seguir utilizando rectas en un diagrama logarítmico, con un tramo horizontal a partir del número de ciclos del “codo” (N_f para las probetas o N_e para las

piezas) al que aparece, según esta interpretación, el límite de fatiga. Los tratamientos mecánicos pueden afectar tanto al valor del límite de fatiga (o mejor, de los límites de fatiga para diferentes relaciones de carga R), como al propio número de ciclos N_f o N_e del límite de fatiga y a la duración finita, es decir a la resistencia a la fatiga para N_g ciclos (habitualmente 10^3 ó 10^4 ciclos) o a la tensión barrera σ_h hasta la que ese tratamiento tiene efecto y que hace que N_g cambie a un valor superior N_h (ver el apartado 4.6. de la ref. (Avilés, 2015)).

Se trataría entonces de obtener los tramos rectos correspondientes a las probetas tratadas a partir de los del material base y los parámetros del tratamiento. Si en el futuro se pasara a utilizar otro tipo de líneas de resistencia a la fatiga, los aspectos más conceptuales de esta investigación y muchos valores cuantitativos seguirían siendo útiles, pero el método de cálculo basado en coeficientes modificativos debería ser adaptado; se piensa que estas modificaciones serían más sencillas de hacer si el método de cálculo se basa en el “concepto generalizado de tensiones medias equivalentes” que se presenta en esta Tesis. Como habitualmente estos tratamientos se aplican a las piezas como procesos de acabado se suele suponer que no interactúan con otros procesos previos en un planteamiento racional de fabricación (Avilés, 2015), no obstante también este es un tema a considerar o confirmar en estos objetivos finales ideales; el tema de la rugosidad umbral para los tratamientos láser antes citados es un ejemplo en el que se comprueba que sí puede existir esta interacción en ocasiones.

La investigación planteada en los párrafos anteriores va a requerir un esfuerzo y número de años considerable, por lo que en esta Tesis se ha planteado un

objetivo menos amplio, que se convierte en el objetivo general para esta Tesis, que se centra en obtener métodos que permitan realizar la predicción de las curvas S-N de las probetas tratadas a partir de las del material original, sus propiedades mecánicas básicas y el conocimiento del estado de tensiones residuales en la superficie exterior.

Medir estas tensiones es mucho menos costoso que realizar medidas en profundidad y además, por ejemplo en el caso de utilizar técnicas de difracción de rayos X, se trata de un proceso no destructivo, lo que facilita la aplicación de los métodos presentados en esta Tesis en aplicaciones prácticas sobre piezas de aceros similares al aquí utilizado.

Todo esto requiere de una serie de fases, teóricas y experimentales, que pueden considerarse como objetivos parciales y que se detallan seguidamente:

- Caracterizar a fatiga el acero 34CrNiMo6 de temple y revenido en ensayos de flexión *R-1*. Estos ensayos se realizan sobre probetas mecanizadas, pulidas a espejo, SP y LPB obteniendo las curvas S-N de esos cuatro casos; los ensayos se realizan fijando el *run-out* en varios millones de ciclos, que es suficientemente más elevado que aquél al que aparece el codo del límite de fatiga. A fin de poder comparar adecuadamente unas curvas con otras, es preciso un estudio de rugosidad y topografía superficial de cada caso. También se habrán obtenido en ensayos aparte las curvas tensión-deformación monotónicas ingenieriles de este material y a partir de estos resultados y de los datos de la bibliografía se estimarán los valores más importantes de las curvas monotónica real y cíclica.

- Es necesario también obtener las curvas S-N de las probetas pulidas R_{-1} en una máquina axial, y al menos de uno de los casos de tratamiento mecánico (en esta Tesis se optó por elegir el SP para este fin). Comparando las curvas axiales y de flexión se obtienen algunos parámetros de cálculo necesarios para los procedimientos de cálculo.
- Determinar la influencia de la tensión media en la resistencia a la fatiga a fin de definir la teoría de tensión media adecuada en el diagrama de Haigh (Haigh, 1915) para este material, especialmente en la zona de tensiones de compresión ya que ese dato se utiliza en la definición de la tensión eficaz media. Dadas las propiedades resistentes de este material, sobre todo sus valores de tensión de fluencia y de rotura, se ha optado por ensayar para obtener las curvas S-N con las relaciones de carga $R_{0,05}$, $R_{-0,05}$, R_{-1} y R_{-2} .

Mediante los ensayos y estudios planteados en estos objetivos parciales, junto con los estudios de fractografía que sean precisos, se pretende conseguir un conocimiento profundo del comportamiento a fatiga del acero 34CrNiMo6, tanto en su estado de material base como sometido a tratamientos particulares SP y LPB.

- También es necesario medir las tensiones residuales en las probetas pulidas a fin de garantizar que se mantienen en valores suficientemente pequeños en la superficie exterior y en el interior. Los procesos SP y LPB serán caracterizados mediante sus tensiones residuales, obteniéndose éstas también en la superficie y en profundidad.
- Un objetivo parcial muy importante de esta Tesis es avanzar en el conocimiento del fenómeno de relajación de las tensiones residuales,

para lo que se realizarán medidas de tensiones residuales a lo largo del tiempo (con el número de ciclos) y para distintos valores de la tensión aplicada, tanto en probetas SP como LPB. Para ello se utilizan tanto probetas específicas para obtener las leyes de relajación de un proceso isótropo como el SP y uno anisótropo como el LPB, como medidas realizadas sobre probetas ensayadas a diferentes niveles de tensión (lo que se ha denominado como “estudio de pseudo-relajación”). A partir de los resultados y utilizando técnicas de ajuste, se obtendrán leyes de relajación para estados de tensiones R_1 en los procesos SP y LPB de este acero.

Tal y como se ha comentado anteriormente, el concepto de tensión eficaz media se ha mostrado interesante para cuantificar el efecto de las tensiones residuales, por lo que se dedica en esta Tesis un esfuerzo especial a darle una forma más rigurosa, estudiarlo en mayor profundidad, generalizarlo para casos de tensiones aplicadas no alternas y definir procedimientos para su utilización práctica en cálculos de ingeniería. Los resultados de los ensayos y de los estudios realizados en los objetivos parciales anteriores serán utilizados como base (cualitativa y cuantitativa) para esta formalización del concepto de tensión media eficaz y para el estudio de su relación y comparación con otros procedimientos de cálculo, como los basados en la utilización de coeficientes modificativos. Para aumentar la generalidad del método y facilitar su aplicación, es interesante encontrar las leyes que relacionan la tensión eficaz media con las tensiones residuales iniciales y la tensión aplicada, utilizando para ello las leyes de relajación obtenidas.

Finalmente, se pretende determinar el campo de aplicación y las limitaciones del método de predicción desarrollado, tanto en lo que se refiere al material como al tipo de solicitaciones, lo cual permitirá fijar las líneas de continuación y desarrollo futuro dentro del objetivo general a medio y largo plazo planteado en el grupo ADM.

1.3. Metodología y planteamiento general de la investigación

Al describir los objetivos de la Tesis se han presentado, al menos en parte, las líneas generales de la metodología que se ha utilizado para conseguirlos, pero se van a añadir aquí algunos aspectos particulares de la investigación realizada.

La revisión bibliográfica inicial estaba actualizada ya que los trabajos del grupo ADM en esta línea se han seguido ininterrumpidamente desde el año 2002 aproximadamente. Para esta Tesis se ha continuado esa revisión, fundamentalmente en revistas internacionales de diseño mecánico, materiales, fatiga y en menor grado de fabricación. También se ha buscado información de empresas sobre tratamientos mecánicos, de la cual es relativamente sencillo encontrar para aplicaciones de SP, pero en mucho menor grado de LPB.

Para conseguir los objetivos principales de este trabajo se requiere disponer de datos experimentales precisos y abundantes, que no se pueden encontrar en la bibliografía disponible, y por ello se han realizado campañas de ensayos para caracterizar las propiedades mecánicas, estáticas y de fatiga, del material y del efecto de los diferentes tratamientos y procesos de fabricación de interés. Del

mismo modo se han realizado campañas de medida de tensiones residuales en superficie y profundidad en probetas tanto antes de ser cargadas como a lo largo del tiempo bajo carga a fin de determinar las características de relajación por tensión del 34CrNiMo6 tratado mediante SP y LPB. Al comenzar el trabajo de esta Tesis, el grupo ADM en el Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU sólo disponía de una máquina de ensayos de fatiga de probeta rotatoria Zwick-Roell (se describe más en detalle posteriormente), por lo que los ensayos $R-I$ axiales se encargaron en esa época al centro IK-4Azterlan. Posteriormente se consiguió una máquina Instron axial (también descrita en mayor detalle posteriormente) lo cual facilitó mucho la ejecución del resto de ensayos axiales para caracterizar el material con diferentes relaciones de carga y obtener la teoría del efecto de tensiones medias en el diagrama de Haigh.

Inicialmente, las medidas de tensiones residuales se realizaban en los laboratorios “ASM Energy Measurements” en Las Rozas (Madrid), lo que resultaba lento y costoso, pero desde 2015 fue posible hacer las medidas de tensiones en la superficie en el servicio Sgiker de la UPV/EHU de forma más cómoda, rápida y económica, lo que ha hecho posible el realizar casi un centenar de medidas sobre probetas en diferentes situaciones de tratamientos, tensionales, etc. Las medidas en profundidad se continuaron haciendo en ASM ya que SGIKER no dispone de momento de esa capacidad.

En resumen, la investigación realizada para esta Tesis se compone de dos partes fundamentales: la primera experimental y de tratamiento directo de los resultados y la segunda de estudio crítico e interpretación de los resultados y

obtención de métodos y criterios de cálculo, abarcando los siguientes aspectos principales:

- Decisión de tipos de probetas normalizadas para ensayos en la máquina de flexión rotatoria Zwick-Roell y en la Instron axial.
- Adquisición del material 34CrNiMo6 de temple y revenido del grupo Thyssen-Krupp.
- Construcción de las probetas en estado de mecanizado fino para la máquina de flexión, la axial y para los ensayos de tracción para la curva monotónica ingenieril (tarea contratada a los Talleres Ronay Precisión, en Derio).
- Revisión bibliográfica de las principales propiedades mecánicas estáticas y de fatiga de este material y de otros similares, a fin de usarlas como referencia y de compararlas con las que se vayan obteniendo en los ensayos que se realicen para este trabajo de investigación.
- Estudio de la estructura metalúrgica del material y obtención de su curva tensión-deformación monotónica (en los laboratorios IK4-Azterlan).
- Estimación de la curva monotónica real y de la curva cíclica.
- Tratamiento térmico de relajación de tensiones en las probetas mecanizadas que van a ser finalmente pulidas a espejo (es un tratamiento suave en horno que no afecta a las propiedades mecánicas ni a la estructura metalúrgica del material) y pulido a espejo de unas 100 probetas.

- Estudio de la rugosidad y topografía superficial de las probetas mecanizadas y de las pulidas mediante el perfilómetro Leica en los talleres del Departamento.
- Medida de tensiones residuales en la superficie de las probetas mecanizadas y de las pulidas (ASM Energy Measurements y servicios Sgiker).
- Curva S-N en ensayos R_{-1} de flexión sobre las probetas mecanizadas.
- Obtención de la curva S-N en ensayos R_{-1} de flexión sobre probetas pulidas a espejo con un *run-out* situado inicialmente en $2 \cdot 10^7$ ciclos.
- Comparación con los resultados encontrados en la bibliografía para este material y otros similares.
- Definición de los parámetros de los procesos SP y LPB para que produzcan unos niveles de tensiones residuales comparables.
- Tratamiento de granallado SP con los parámetros elegidos (tarea contratada a los Talleres Iparblast, en Eibar) sobre un lote de 60 probetas para la máquina de flexión y 30 para los ensayos axiales R_{-1} .
- Tratamiento LPB, en los talleres del Departamento de Ingeniería Mecánica de la ESI de Bilbao, con los parámetros elegidos sobre 60 probetas para la máquina de flexión.
- Estudio de la rugosidad y topografía superficial de las probetas SP y LPB mediante el perfilómetro Leica en los talleres del Departamento.
- Medida de tensiones residuales en la superficie y en profundidad de las probetas SP y LPB (ASM Energy Measurements y servicios Sgiker).
- Curvas S-N en ensayos R_{-1} de flexión sobre las probetas sometidas a SP y LPB.

- Estudio del efecto de la influencia de la rugosidad superficial en las curvas obtenidas.
- Curva S-N en ensayos R_{-1} axial sobre las probetas sometidas a SP (en los laboratorios IK4-Azterlan).
- Curvas S-N en ensayos $R_{0,05}$, $R_{-0,5}$, R_{-1} y R_{-2} de probetas pulidas (en la máquina Instron).
- Obtención del criterio específico para este material para influencia de las tensiones medias.
- Estudios de fractografía sobre diferentes probetas de las ensayadas.
- Obtención de coeficientes modificativos, en el sentido de la ecuación de Marin generalizada, de los distintos procesos.
- Comparación de los resultados obtenidos en los ensayos de fatiga realizados con diferentes tratamientos superficiales, y diferentes relaciones de carga R , con los disponibles en la bibliografía para este material y otros similares.
- Selección de varias probetas SP y otras tantas LPB de las ensayadas a diferentes niveles de tensión en la máquina de fatiga rotatoria, para el estudio de las tensiones residuales en la superficie (Sgiker) y obtención de la ley de “pseudo-relajación”.
- Selección de dos probetas SP y dos LPB para los estudios de relajación por tensión y del nivel de tensión a los que cada una de ellas será sometida en la máquina de fatiga rotatoria.
- Medida de las tensiones residuales iniciales en la superficie de las cuatro probetas (Sgiker)
- Ensayar cada probeta anterior a su nivel de tensión, parando el ensayo cada cierto número de ciclos y midiendo las tensiones residuales en la

superficie (Sgiker) para obtener la forma en que se relajan las tensiones residuales.

- Estudio en profundidad de los resultados, obtención de criterios y de leyes de relajación y comparación con las de pseudo-relajación.
- Profundizar en el concepto de tensión media eficaz y dejarlo fijado formalmente, así como obtener la tensión media eficaz generalizada.
- Comparar la utilización de la tensión media eficaz con los procedimientos habituales alternativos en la bibliografía, como pueden ser la aplicación de los coeficientes modificativos (para la fórmula de Marin generalizada) y los basados en métodos multiaxiales.
- Obtener un procedimiento para estimar la tensión media eficaz a partir de las tensiones residuales producidas en la superficie por diferentes tratamientos mecánicos en este tipo de acero y similares.
- Obtener leyes de relajación de las tensiones residuales y relacionarlas con la tensión media eficaz y por ello con la resistencia a fatiga.

Con este trabajo se pretende avanzar en el conocimiento del efecto de diferentes tratamientos mecánicos en la fatiga de metales y en el desarrollo métodos de cálculo adecuados, pero aun quedarán numerosas tareas para continuar en este campo, que serán descritas en el apartado de Líneas Futuras de Investigación que se presenta al final de esta Tesis.

Capítulo 2:

ASPECTOS GENERALES DE LA FATIGA DE METALES

CAPÍTULO 2. ASPECTOS GENERALES DE LA FATIGA DE METALES

2.1. Introducción.

Esta es la primera Tesis Doctoral desarrollada en el grupo de investigación ADM que trata sobre cálculos de fatiga aplicados a componentes mecánicos, por lo que se ha decidido incluir una serie de consideraciones generales sobre aspectos bien conocidos del campo de la fatiga, a fin de que en sucesivos trabajos queden establecidas las ideas de partida, nomenclatura y enfoque general que en este grupo se da la investigación en fatiga.

2.2. Curvas de fatiga

Los primeros ensayos sistemáticos sobre la resistencia de materiales ante cargas cíclicas fueron llevados a cabo por primera vez por August Wöhler a mediados del siglo XIX. Si bien para ese entonces ya era conocido el fenómeno por el cual ciertas piezas fallaban repentinamente bajo cargas cíclicas y que fue acuñado con el nombre de “fatiga” (Rankine, 1843) (Braithwaite, 1854). Los datos obtenidos de los ensayos de Wöhler se representaron de forma gráfica en curvas; en las abscisas representaban el número de ciclos al fallo y las ordenadas la tensión variable aplicada. Más adelante Olin Hanson Basquin propuso utilizar escalas logarítmicas para representar los datos de ensayos de modo que la curva pasaba a ser una recta, y derivó una ecuación para ajustar dichos datos (ecuación (2-1)) que relaciona la

duración (número de ciclos) con la tensión variable aplicada a través de dos constantes k_1 y k_2 .

$$\sigma_a = k_1 \cdot N^{k_2} \quad (2-1)$$

Las curvas de fatiga como la que se presenta en la Figura 2-1 (denominada “*strain-based Wöhler diagram*”) están típicamente compuestas, al menos por dos zonas, la primera es la llamada zona de ciclos bajos y la segunda es la llamada zona de ciclos altos (LCF de *Low-Cycle Fatigue* y HCF de *High-Cycle Fatigue*).

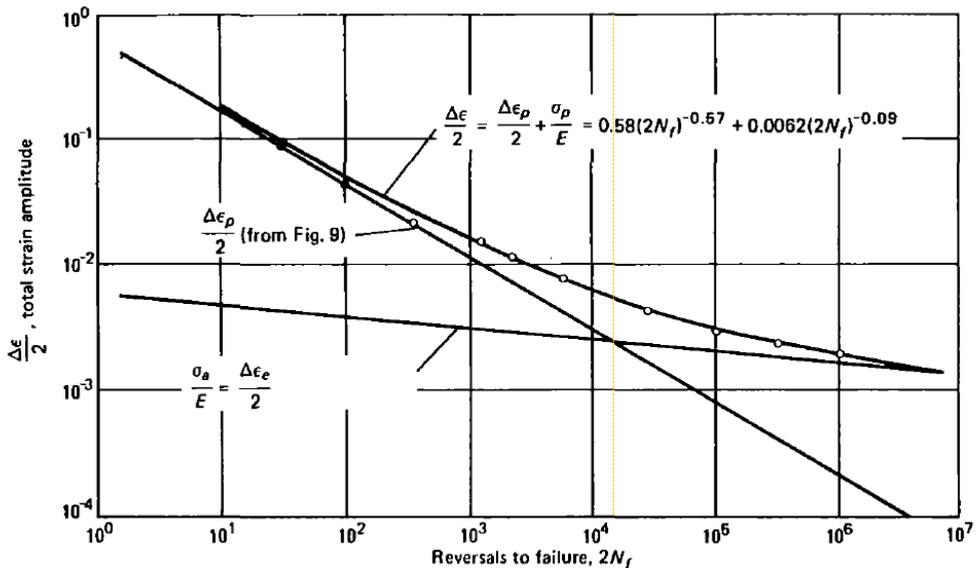


Figura 2-1. Datos típicos para la extensión total frente a vida de fatiga para el acero 4340 recocido, extraída de (Boyer, 1985)

La zona de ciclos bajos se extiende típicamente desde un ciclo hasta unos miles o decenas de miles de ciclos. En ese rango la fatiga está, en gran parte,

dominada por efectos de plastificación debido a las elevadas tensiones aplicadas. Ciertos aspectos de la caracterización a fatiga en este rango de tensiones, como el modo de ensayo (extensión controlada) y la representación de los resultados de los ensayos (diagramas $\log \varepsilon$ - $\log N$), difieren de los utilizados en la caracterización de la fatiga de ciclos altos.

En la Figura 2-1 se observa que, por debajo de aproximadamente 10.000 ciclos, con tensiones aplicadas altas (comparadas con la tensión última y de fluencia), la componente plástica ($\Delta \varepsilon_p$) domina frente a la componente elástica ($\Delta \varepsilon_e$). En el otro extremo del diagrama, a mayor número de ciclos, y por lo tanto menor tensión, la componente elástica se vuelve dominante. La transición entre ciclos altos y bajos, si bien es típico que suceda en el rango de miles o decenas de miles de ciclos no tiene por qué estar perfectamente definida y puede asumirse que existe un estado intermedio de transición entre ambas zonas.

2.3. Análisis del fallo a fatiga

2.3.1. Mecanismos de fallo por fatiga

El proceso de fatiga comienza con la acumulación de daños en una región local, o múltiples regiones, debido a cargas alternas, que finalmente conduce a la formación de grietas y su posterior propagación. Cuando las grietas han crecido hasta tal punto que la sección neta resistente es insuficiente para llevar la carga aplicada, se produce una fractura, generalmente repentina.

Cuando se observa la superficie de una pieza que ha fallado por fatiga es común diferenciar tres características:

- Punto (o puntos) de iniciación/nucleación.
- Una superficie afectada por crecimiento de grietas.
- La superficie afectada por la fractura final.

En ausencia de defectos internos importantes (inclusiones, grietas y poros), la grietas por fatiga se suelen iniciar en la superficie de la pieza y su crecimiento inicial generalmente es en la dirección correspondiente a la tensión cortante máxima. Comúnmente se detectan las zonas más propensas para la nucleación de grietas como aquellas en las que el campo de tensiones existente es elevado por ejemplo entallas, muescas, inclusiones en la superficie y discontinuidades debidas al deslizamiento entre planos cristalinos.

Desde un punto de vista microscópico, el proceso de fatiga se puede dividir en dos etapas principales (Avilés, 2015). En una etapa inicial, se producen cambios microestructurales debido a la deformación cíclica, que finalmente conduce a alguna forma de concentración de tensiones/deformaciones. El mecanismo básico en esta etapa, en materiales metálicos, es causado por el movimiento irreversible de dislocaciones bajo carga cíclica. Una dislocación es un defecto en la red cristalina del material que puede causar un deslizamiento a lo largo de los planos cristalográficos cuando se aplica una tensión. Estas dislocaciones tienden a aglomerarse creando bandas de deslizamiento persistentes (*persistent slip bands*) que a su vez generan crestas y valles en la superficie que actúan como concentradores de tensión. Las bandas de deslizamiento persistentes son importantes sitios de nucleación para

grietas en materiales macroscópicamente isotrópicos. Las grietas tienden a formarse en la interfaz de las bandas de deslizamiento y el material “base”.

2.3.2. Propagación de grieta

Una vez que se han iniciado las grietas, estas pueden crecer como resultado de la aplicación continuada de una carga cíclica. En policristales, los límites de grano a menudo actúan como una barrera para crecimiento de las microgrietas, por ello los materiales con tamaño de grano fino tienden a tener mayor resistencia a la propagación de grieta y por tanto a fatiga, aunque en casos de ambientes corrosivos o temperaturas altas las grietas pueden tender a propagarse a través de los límites de granos. En una carga uniaxial, la tensión cortante máxima está en el plano cuya normal forma un ángulo de 45° con la dirección de la tensión aplicada. Por lo tanto, las microgrietas (grietas a nivel cristalográfico) pueden iniciarse a lo largo de bandas de deslizamiento con un ángulo de aproximadamente 45° .

A medida que se aplica la carga cíclica algunas de las grietas iniciadas crecerán primero a lo largo de las bandas de deslizamiento hasta que gradualmente se genera una grieta dominante (en la distancia ocupada por unos pocos granos, aunque depende del material y de la carga aplicada) que cambia de dirección para convertirse en perpendicular al eje de carga.

Los factores que afectan la vida de fatiga se pueden agrupar en las siguientes categorías:

- Microestructura del material.
- Integridad superficial y proceso de fabricación.

- Espectro de carga (signo, magnitud, historia).
- Medio ambiente (temperatura, medio corrosivo).
- Geometría del componente.

La definición de inicio de una grieta depende de la escala de longitud que se considere. Básicamente, se puede definir la iniciación de una grieta como el punto en el que se excede localmente la fuerza de cohesión interatómica, y por lo tanto el razonamiento debería realizarse a nivel atómico. Sin embargo, el alcance de esta breve descripción se enfoca más en una escala mesoscópica, en la que las grietas alcanzan un tamaño técnicamente relevante, es decir, grietas de la misma escala de longitud que las de las características microestructurales, por ejemplo, el tamaño de grano, o el diámetro medio de precipitados o poros.

En la mayoría de las aplicaciones, la capa superficial de una pieza presenta el mayor nivel de tensión, lo que se combina con la falta de restricción a la deformación en dirección normal a la superficie. Este tipo de condición, facilita la iniciación de la “microplasticidad” en la superficie, promovida principalmente por concentradores de tensión adicionales. Ello hace que, durante la carga de fatiga, la iniciación de grietas generalmente ocurra en la superficie de la muestra, y generalmente es causada por concentradores de tensión, dando lugar a la deformación plástica local o agrietamiento y desprendimiento de precipitados frágiles.

La concentración de tensión local puede atribuirse a una variedad de inhomogeneidades microestructurales. Las más destacadas de estas son:

- Rugosidad superficial (debido al proceso de fabricación) o muescas
- Protuberancias superficiales debido a la formación de bandas de deslizamiento pronunciadas (persistentes)
- Inclusiones no metálicas
- Segundas fases, precipitados o poros
- Límites de grano y fase.

Si bien este comportamiento es comúnmente observado no se descarta que las grietas puedan iniciarse en el interior del componente, por ejemplo, en casos en los que existan tensiones residuales de tracción internas elevadas o precipitados o poros particularmente grandes dentro del material.

En particular, para la fatiga de ciclos altos (*high cycle fatigue* o *HCF*) y en materiales de alta resistencia, hasta el 90% de la vida de fatiga de un componente está dominado por la fase de iniciación y propagación de grietas microestructuralmente cortas (grietas cuyo tamaño es comparable a las características microestructurales del material). La problemática de este tipo de grietas es que dado su reducido tamaño, no pueden detectarse por métodos convencionales de ensayos no destructivos, como pruebas ultrasónicas o análisis de rayos X, que poseen, típicamente, de una resolución del orden de 0,5 mm. Cuando el tamaño o la longitud de la grieta supera considerablemente al de las características microestructurales, la predicción de las tasas de propagación se realiza sobre las bases de la mecánica de fractura, por ejemplo, la ley de Paris ([Paris, et al., 1961](#)) para grietas “largas” bajo cargas cíclicas. El estudio de este tipo de propagación de grietas largas no entra dentro del objeto de la presente Tesis.

2.3.3. Límite de fatiga

Los mecanismos de inicio de grietas de fatiga son de particular importancia para la discusión del límite de fatiga de metales y aleaciones. Por consiguiente, el límite de fatiga se puede definir como el nivel de carga debajo del cual las grietas no pueden crecer. A partir de un punto de vista práctico, esto significa que un componente o un espécimen debe sobrevivir al menos unos $N = 2 \times 10^6$ ciclos sin fallar. Estrictamente hablando, esta suposición es para el límite de fatiga del acero al carbono de sistema cristalino bcc (*Body-centered cubic*). La mayoría de los materiales de sistema cristalino fcc (*Face-centered cubic*) no exhiben un límite de fatiga de este tipo, la plasticidad no puede suprimirse por completo, de modo que incluso para un número muy elevado de ciclos la acumulación de deslizamientos causa iniciación de grieta. Por lo tanto, el pseudo-límite práctico de fatiga para aleaciones de Al y aceros austeníticos se toma en $N = 10^7$ a 10^9 ciclos, Probablemente, la iniciación de grieta nunca se suprime por completo, pero todas las grietas son detenidas en alguna barrera microestructural (Miller, et al., 1986), por ejemplo, un límite de grano o de fase. La variación en la resistencia de la barrera se puede considerar como una de las razones para la dispersión así como para la sensibilidad del límite de fatiga. De acuerdo con (Radhakrishnan & Mutoh, 1986), las grietas pueden crecer hasta una longitud de 10 a 15 diámetros de grano dentro del rango del límite de fatiga.

2.4. Métodos de Cálculo de Fatiga de Ciclos Altos: la curva S-N

2.4.1. Introducción

En líneas generales, los estudios de fatiga pueden dividirse en función de la escala de longitud en la que se realiza el análisis, la menor de ellas siendo la fatiga a escala microscópica, donde se estudia el comportamiento de los materiales a nivel atómico. Posteriormente se puede diferenciar la fatiga a un nivel similar al mesoscópico donde se estudian los materiales a nivel cristalino, este enfoque es típico de la ingeniería de materiales. Finalmente está la fatiga a nivel macroscópico, que es el enfoque típicamente utilizado en ingeniería mecánica para el diseño de componentes. Existen, por lo tanto, distintos niveles a la hora de analizar el comportamiento a fatiga de los materiales, centrándose cada uno de ellos en unos aspectos completamente distintos si bien todos estudian el mismo fenómeno. Este último enfoque “ingenieril” de fatiga a escala “macroscópica” es el que se utiliza en esta Tesis ya que las conclusiones y métodos derivados tienen como objetivo poder ser utilizados en la actividad diaria del ingeniero de diseño y análisis.

Este apartado se centra en presentar un breve resumen de los métodos de cálculo de fatiga de ciclos altos introduciendo conceptos como el de la curva de Basquin o los coeficientes modificativos y la fórmula de Marin ([Marin, 1962](#)) y su versión generalizada ([Avilés, 2015](#)). Posteriormente estos se utilizarán para obtener las curvas del material 34CrNiMo6 en bruto y de las probetas tratadas con LPB y SP, así como las probetas mecanizadas y pulidas, para realizar el análisis del comportamiento a fatiga del material tratado.

Como se ha descrito anteriormente, para el análisis de fatiga de ciclos altos se utiliza la curva S-N obtenida como resultado de ensayos en probetas a distintos niveles de tensión. A partir de los datos de ensayos se obtiene una banda de fallo en el diagrama S-N con la que es posible obtener una ley que relacione la tensión aplicada con el número de ciclos para la rotura. Y por lo tanto permite definir la resistencia a fatiga del material bajo esas condiciones de carga y para una probabilidad de fallo dada. Esto último, si bien puede parecer trivial, es una información de vital importancia, especialmente cuando se intentan comparar resultados con otros estudios, ya que variaciones en un parámetro como la relación de carga, denominada R , hace que el comportamiento a fatiga de un mismo material sea diferente. Esto conlleva que, si no se realizan las correcciones apropiadas a los resultados obtenidos por ejemplo con distintas relaciones de carga, no es posible compararlos.

En ciertos materiales, como los aceros, suele aparecer un nivel de tensión por debajo del cual no se produce fallo a fatiga y por lo tanto la vida es teóricamente ilimitada. A esta tensión se la denomina “límite de fatiga”, es una propiedad del material y para un tipo de probeta dada depende de la relación de carga y de la probabilidad de fallo para la curva de fatiga. Se observa que por lo general el límite de fatiga suele aparecer en alrededor de 10^6 – 10^7 ciclos si bien no hay una regla fija, pudiendo aparecer a mayor o menor número de ciclos. Cabe destacar que el considerar vida ilimitada por debajo de una tensión umbral, en ciertos materiales, no deja de ser una aproximación ya que si los ensayos de fatiga se extienden a las regiones de 10^9 – 10^{10} ciclos sí se observa una caída en el límite de fatiga.

2.4.2. Obtención de la curva S-N según la norma ASTM

Existen diversos métodos para la obtención de la curva de fatiga en la zona de vida finita (Avilés, 2015), en esta Tesis se ha usado la norma ASTM E 739-91, que se describe brevemente a continuación. Esta norma es aplicable para materiales en los cuales la curva de fatiga se puede aproximar como un tramo recto en las coordenadas apropiadas. Para ello se define la variable dependiente como el número de ciclos, N , y la variable independiente como el nivel de tensión. Como se ha comentado anteriormente, en un ensayo de fatiga de ciclos altos la variable controlada es el nivel de tensión. En la norma se utiliza la variable dependiente, Y , que corresponde al $\log N$, mientras que la variable independiente, X , se corresponde con la tensión, extensión, o logaritmo de tensión, logaritmo de extensión en función de cuál de ellos produzca un tramo recto en el correspondiente diagrama S-N. Para los aceros generalmente se utiliza la curva $\log S$ - $\log N$ para representar tramos rectos, por lo cual se definen las siguientes ecuaciones.

$$\log(N) = A + B \cdot \log(S) \quad (2-2)$$

$$Y = A + B \cdot X \quad (2-3)$$

En el caso en el que se supone que el logaritmo de la vida a fatiga sigue una distribución normal, que la varianza en el logaritmo de la vida a fatiga es constante en todo el rango de ensayo, que no ha habido probetas no rotas (denominado “*runout*”) o ensayos suspendidos y que se ha diseñado una campaña de ensayos aleatoria, entonces los estimadores más probables de los parámetros A y B son:

$$\hat{A} = \bar{Y} - \hat{B} \cdot \bar{X} \quad (2-4)$$

$$\hat{B} = \frac{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})(Y_i - \bar{Y})}{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})^2} \quad (2-5)$$

Donde k es el número total de especímenes y \bar{X} e \bar{Y} (valores medios de X e Y respectivamente) vienen dados por:

$$\bar{X} = \frac{\sum_{i=1}^k X_i}{k} \quad (2-6)$$

$$\bar{Y} = \frac{\sum_{i=1}^k Y_i}{k} \quad (2-7)$$

Como se ha comentado anteriormente Y es igual a $\log N$ y para los aceros se supone que X es igual a $\log S$, por lo tanto, las ecuaciones anteriores quedan de la forma:

$$\bar{X} = \frac{\sum_{i=1}^k \log(S_i)}{k} \quad (2-8)$$

$$\bar{Y} = \frac{\sum_{i=1}^k \log(N_i)}{k} \quad (2-9)$$

Siendo S_i el nivel de tensión para la probeta i y N_i el número de ciclos a los que se produce el fallo.

Adicionalmente la norma también provee herramientas para realizar un análisis estadístico del ajuste realizado a los parámetros \hat{A} y \hat{B} así como métodos para verificar la hipótesis de linealidad. Finalmente, si durante la campaña de ensayos ha habido *runouts* o si se considera más adecuado usar la distribución de Weibull, la norma dirige a documentos específicos ya que entonces el análisis estadístico aumenta en complejidad.

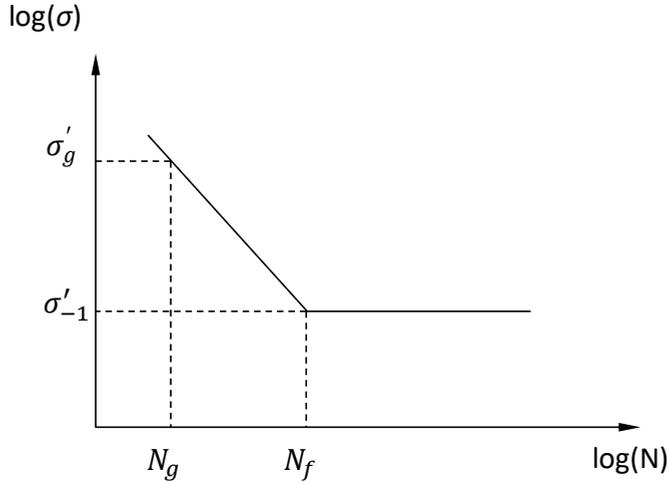


Figura 2-2. Curva de fatiga con dos tramos en un diagrama $\log S\text{-}\log N$

Reordenando los parámetros de la ecuación (2-2) se obtiene para la zona de vida finita la llamada ecuación de Basquin (Avilés, 2015):

$$\log(\sigma) = \alpha + \beta \cdot \log(N) \quad (2-10)$$

Donde usando los puntos $\{\sigma'_g; N_g\}$ y $\{\sigma'_{-1}; N_f\}$, tal y como se muestran en la Figura 2-2, se obtiene

$$\alpha = \log(\sigma'_g) - \beta \log(N_g) \quad (2-11)$$

$$\beta = \frac{\log(\sigma'_g) - \log(\sigma'_{-1})}{\log(N_g) - \log(N_f)} \quad (2-12)$$

2.4.3. Métodos para el cálculo del límite de fatiga de las probetas

Mediante el método de ASTM E 739-91 es posible estimar la curva de fatiga en la zona de vida finita a partir de los resultados de ensayos a distintos niveles de tensión. Falta entonces estimar el valor del límite de fatiga, y por tanto, por

intersección con la curva de vida finita, el número de ciclos a los que aparece el límite de fatiga, para poder tener la curva completa del material. Existen diversos métodos para estimar el límite de fatiga (Avilés, 2015), el utilizado en la presente Tesis es el denominado Método de la Escalera (“*staircase method*”) (Dixon & Mood, 1948).

El primer paso consiste en fijar, de forma orientativa basada en experiencia previa o datos disponibles para ese acero o similar, tanto el límite de fatiga como el número de ciclos que se van a ensayar. El límite de fatiga de probetas pulidas para aceros cuya σ_{ut} sea menor de 1.400 MPa puede tomarse como aproximadamente $0,5 \cdot \sigma_{ut}$ mientras que para aceros con σ_{ut} mayor que 1.400 MPa puede tomarse como 700 MPa (Avilés, 2015). De esta manera es posible obtener un valor inicial orientativo para comenzar los ensayos. De la misma forma, a la hora de elegir el número de ciclos para los que se van a realizar los ensayos se asume que para los aceros el límite de fatiga suele aparecer en el rango de 10^6 - 10^7 ciclos. Los ensayos comienzan a la tensión que se ha estimado como límite de fatiga, si la probeta rompe antes de alcanzar el número de ciclos fijado se baja el nivel de tensión aplicada para la siguiente probeta en un incremento ΔS . Si por el contrario, tras el número de ciclos fijado la probeta no rompe, se aumenta el nivel de tensión, un incremento ΔS , hasta que la probeta rompe. En cuanto la primera probeta rompe, se empiezan a registrar los datos de los ensayos que continúan aumentando o disminuyendo los niveles de tensión a medida que las probetas no rompen o rompen respectivamente. Una vez se ha ensayado un número suficiente de probetas, entre 5 y 30 (Avilés, 2015), se procede a realizar el análisis estadístico de los resultados.

El método de la escalera permite obtener el valor medio del límite de fatiga, S_m , para el número de probetas ensayadas, mediante las siguientes formulas (Dixon & Mood, 1948) (Avilés, 2015) (Pollak, 2005):

$$A = \sum_{i=0}^{imax} m_i \quad (2-13)$$

$$B = \sum_{i=0}^{imax} i \cdot m_i \quad (2-14)$$

$$C = \sum_{i=0}^{imax} i^2 m_i \quad (2-15)$$

$$S_m = S_0 + \Delta S \left(\frac{B}{A} \pm \frac{1}{2} \right) \quad (2-16)$$

Donde i es un marcador que identifica cada nivel de tensión empezando desde 0 e $imax$ es el marcador del máximo nivel de tensión. Si la mayoría de las probetas fallan entonces el nivel de tensión más bajo en el que se ha producido un “runout” se denota con el marcador $i=0$ y m_i es el número de especímenes que han sobrevivido en cada nivel de tensión y se usa el signo positivo. Si por el contrario sobreviven más probetas de las que fallan entonces el nivel más bajo de tensión en el que se ha producido un fallo se marca con $i=0$ y m_i es el número de probetas que fallan por cada nivel de tensión y se usa el signo negativo. S_0 es el nivel de tensión que corresponde a $i=0$. Es posible obtener también la desviación estándar según las siguientes formulas:

$$\left\{ \begin{array}{l} \text{si } \frac{A \cdot C - B^2}{A^2} < 0.3 \rightarrow S_f = 0.53 \cdot \Delta S \\ \text{si } \frac{A \cdot C - B^2}{A^2} \geq 0.3 \rightarrow S_f = 1.62 \cdot \Delta S \left(\frac{A \cdot C - B^2}{A^2} + 0.029 \right) \end{array} \right. \quad (2-17)$$

Por último, ha de tenerse en cuenta que el tamaño de paso no es una variable aleatoria, sino que está relacionada con la desviación estándar logarítmica. Este parámetro no se conoce hasta que no se han realizado los ensayos por lo que se requiere de experiencia o de datos bibliográficos en materiales similares para poder estimarla.

Con los datos del límite de fatiga obtenidos en este apartado y el tramo de vida finita obtenido según el apartado anterior sería posible representar la curva de fatiga de, por ejemplo, un acero. Para la completa definición de la curva falta por definir su rango de validez en la zona de ciclos bajos, que se puede definir como la zona en la que las tensiones plásticas predominan sobre las elásticas en el comportamiento a fatiga. Por norma general, y así se va a hacer en esta Tesis, se define la frontera entre la zona de ciclos bajos y la de ciclos altos en 10.000 ciclos (Avilés, 2015). Este número si bien no es universal, es una buena aproximación, especialmente en este tipo de aceros.

2.4.4. Métodos para el cálculo del límite de fatiga de piezas

Hasta el momento se ha descrito cómo obtener la curva de fatiga completa del material, es decir el tramo de vida finita y el límite de fatiga, a partir de los resultados de ensayos en probetas. A la hora de aplicar los datos obtenidos mediante ensayos a una pieza real, ha de tenerse en cuenta que dichos ensayos se han realizado sobre probetas de un tamaño determinado, pulidas a espejo

para reducir al máximo el efecto de la rugosidad, en un ambiente y temperatura controlados, con cargas controladas que varían de forma sencilla, etc. Esto hace que sea necesario aplicar correcciones a la curva de fatiga obtenida para la probeta de ensayos antes de poder usarla para el análisis de un componente mecánico. Estas correcciones se aplican, generalmente, en la forma de coeficientes modificativos que no solo afectan al límite de fatiga, sino que también afectan a la zona de vida finita. Estos coeficientes tienen, generalmente, un valor menor que la unidad y por tanto tienden a minorar la resistencia a fatiga de la pieza en comparación con la resistencia a fatiga de la probeta. Existen diversos coeficientes modificativos, aquí se van a describir los más relevantes para el trabajo de esta Tesis, pudiendo encontrarse una descripción más detallada en la literatura (Avilés, 2015) (Budynas & Nisbett, 2014).

La Figura 2-3 esquematiza la curva de fatiga para las probetas y una pieza del mismo material. En ella se ve que el límite de fatiga, así como el tramo de vida finita de la pieza han cambiado respecto a los de las probetas y adicionalmente el número de ciclos al que aparece el límite de fatiga ha variado. Tal y como se muestra a continuación, esta corrección de las curvas de fatiga se puede realizar mediante coeficientes modificativos (Avilés, 2015):

$$\sigma_e = C_{mod}^e \cdot \sigma'_{-1} \quad (2-18)$$

$$\sigma_g = C_{mod}^g \cdot \sigma'_g \quad (2-19)$$

$$N_e = C_{mod}^N \cdot N_f \quad (2-20)$$

Donde se define C_{mod}^e y C_{mod}^g como

$$C_{mod}^e = \prod_{i=1}^d c_i^e \quad (2-21)$$

$$C_{mod}^g = \prod_{i=1}^d c_i^g \quad (2-22)$$

Para el caso de C_{mod}^N no hay apenas información disponible para estimarlo, por lo tanto, la práctica habitual con este coeficiente modificativo es asimilarlo como la unidad de modo que $N_e = N_f$.

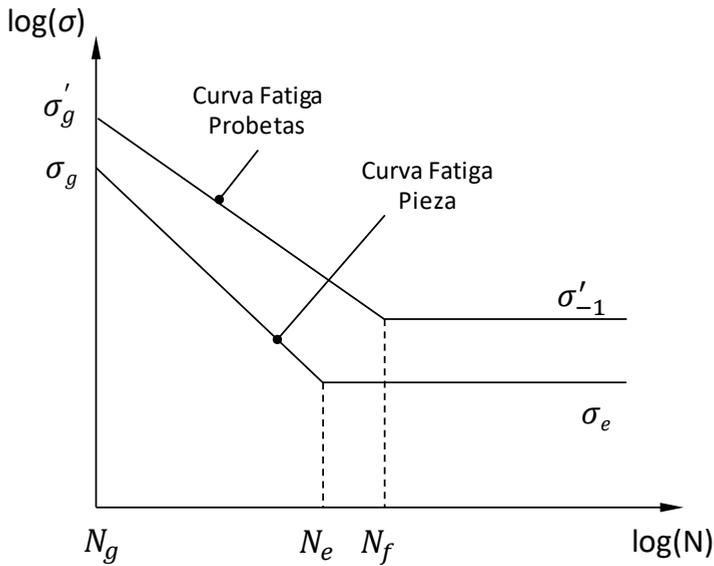


Figura 2-3. Ejemplo de curvas de fatiga para probetas y pieza

A continuación, van a describirse los principales coeficientes modificativos, definidos más arriba como $c_i^{e,g}$, con especial atención en los de rugosidad y

tratamientos mecánicos que son los que tienen especial relevancia en esta Tesis.

1. Coeficiente modificativo de acabado superficial:

Antes de definir las condiciones de rugosidad superficial, su evaluación y efecto en la vida a fatiga, es conveniente definir un concepto más general que abarca esta y otras características superficiales: la “integridad superficial”. La integridad superficial de la pieza se refiere a la condición superficial tras el proceso de fabricación, y depende principalmente de la topografía en la zona de interés y de las propiedades de la capa superficial (tensiones residuales, dureza, características metalúrgicas) (Gao, et al., 2014) (Griffiths, 2001). Este apartado se va a centrar en el efecto de la topografía de la pieza (rugosidad, defectos, desviaciones geométricas, etc.), y más adelante se describirá el efecto de las propiedades de la capa superficial.

La rugosidad superficial tiene un efecto determinante en la resistencia a fatiga ya que cualquier irregularidad superficial como marcas de mecanizado, ralladuras generadas durante la manipulación de la pieza, defectos superficiales, etc. actúa como concentrador de tensión y son, por lo tanto, potenciales iniciadores de grieta.

Por ello, y para desacoplar este y otros efectos de la resistencia a fatiga del material, las probetas normalizadas para ensayos de fatiga poseen unos requerimientos determinados de fabricación e inspección. En cuanto a la rugosidad superficial, las probetas se fabrican con acabado pulido a espejo,

buscando siempre que la superficie esté libre de marcas u otros defectos que puedan afectar a la resistencia a fatiga.

Por el contrario, un componente mecánico raramente se fabrica con un acabado superficial a espejo, o cercano a este, no está sometido a las mismas inspecciones para asegurar su integridad superficial ya que el coste y tiempo de fabricación de cada pieza se verían fuertemente incrementados. Ese peor acabado superficial, comparado con el de las probetas pulidas a espejo, hará que, en primera instancia y sin tener en cuenta otros factores como las tensiones residuales que se puedan inducir, la resistencia a fatiga sea menor que la de la probeta pulida. Por lo tanto, si se desean usar los datos obtenidos con probetas normalizadas es necesario corregirlos, ya que si no se estaría sobreestimando la resistencia a fatiga de la pieza. Para ello se define un coeficiente de acabado superficial, c_s , cuyo valor es unidad para la zona de ciclos bajos ya que la rugosidad superficial no afecta a las propiedades estáticas del material, y cuyo valor es, por lo general, menor a la unidad en la zona de ciclos altos. Para poder clasificar dicho coeficiente en función de la rugosidad es necesario medirla, para ello existen distintas herramientas por ejemplo el perfilómetro óptico (ver Figura 2-4), con el que se obtiene en un tramo dado el perfil de rugosidad.

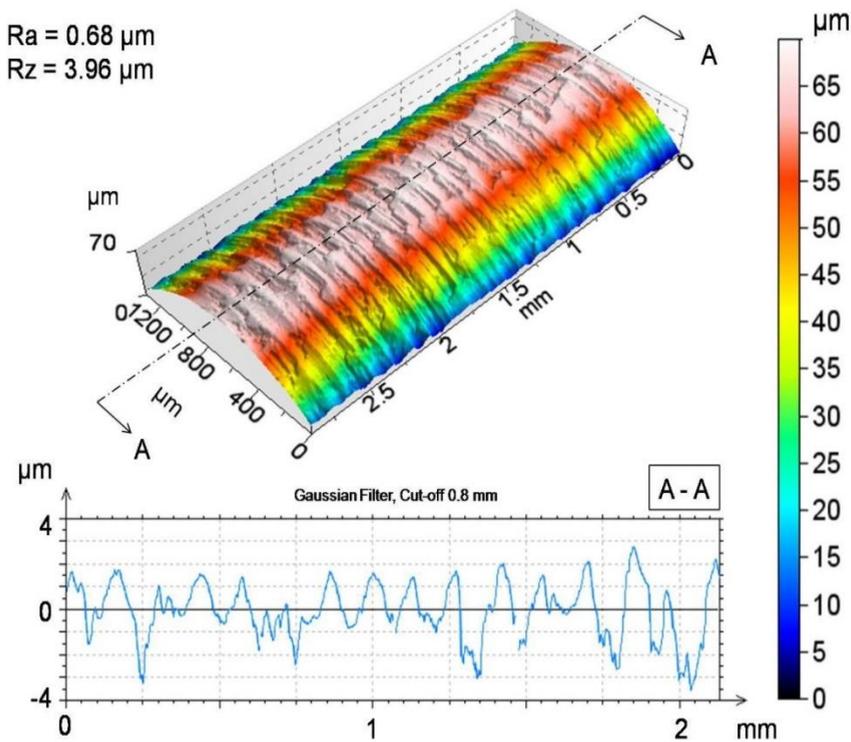


Figura 2-4. Rugosidad superficial en superficie mecanizada (Avilés, et al., 2013) en un acero AISI 1045 normalizado

Los parámetros más utilizados para cuantificar la rugosidad de una pieza son la rugosidad media, R_a , y la rugosidad media en profundidad, R_z (UNE, 1986) (JSA, 2013) (Gao, et al., 2014). Estos parámetros se utilizan por ejemplo en (Johnson, 1973) y (Haibach, 2003) para definir el coeficiente de acabado superficial en función de R_a o R_z y de la resistencia a tracción del material. Estos diagramas o datos similares son de gran utilidad para el analista a la hora de calcular componentes a fatiga, ya que partiendo de los datos de probetas pulidas es posible estudiar que rugosidad superficial sería necesaria para que la pieza cumpla sus funciones, y esta dependerá de la aplicación del componente,

las incertidumbres y coeficientes de seguridad, el coste, etc. Una vez definida la rugosidad de una pieza, esta queda especificada para su posterior fabricación y por lo tanto queda fijada dentro de un rango en función de los procedimientos de calidad que apliquen al componente.

2. Coeficiente modificativo de tratamientos mecánicos

El coeficiente modificativo de tratamientos mecánicos está también relacionado con la integridad superficial de la pieza y su obtención para los procesos específicos de LPB y SP es parte del objeto de esta Tesis. Los procesos de fabricación no sólo tienden a modificar el acabado superficial de las piezas, sino que además generan tensiones residuales en la zona superficial. Estas tensiones residuales pueden ser de tracción o de compresión, dependiendo del proceso, siendo las primeras desfavorables desde un punto de vista de la vida a fatiga de la pieza, mientras que las segundas son generalmente deseables. Los efectos beneficiosos de las tensiones residuales de compresión han llevado a la creación de distintos procesos de tratamiento superficial (mecánicos y térmicos) para generarlas, como el granallado (*shot peening*), y sus derivados (*warm shot-peening*, *ultrasonis peening*, *hammer peening*, etc.), el LPB, *laser shock peening*, entre otros. A modo de ejemplo se muestran en la Figura 2-5 las curvas de fatiga, obtenidas en esta Tesis y detenidamente descritas en un capítulo posterior, para probetas de acero 34CrNiMo6 tratadas con LPB, con SP y pulidas a espejo respectivamente.

A partir de datos como este es posible calcular los coeficientes modificativos aplicables a vida finita e infinita, incluso relacionarlos con el número de ciclos. Por ejemplo, en este caso el coeficiente modificativo del límite de

fatiga para el LPB sería $705/645= 1.1$ que es mayor que la unidad ya que el comportamiento a fatiga de las probetas tratadas con LPB es superior al de las probetas pulidas.

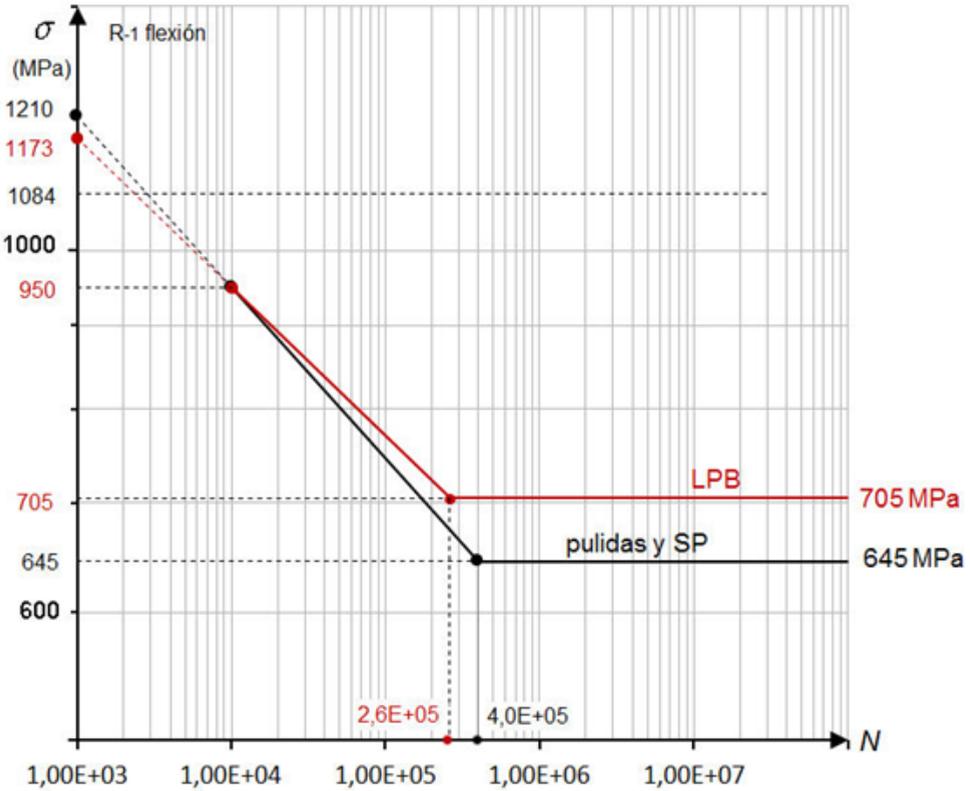


Figura 2-5. Curvas de fatiga en probetas de 34CrNiMo6 tratadas con SP, LPB y pulidas

3. Otros coeficientes modificativos

Se han presentado los principales coeficientes modificativos de interés para esta Tesis si bien existen otros muchos que deben tenerse en cuenta para el

cálculo de fatiga, y de los que se listan a continuación los principales (Avilés, 2015):

- Forma de trabajo.
- Dimensiones de la pieza.
- Fiabilidad.
- Temperatura.
- Soldadura.
- Choque.
- Fretting.
- Varios.

Capítulo 3:

TRATAMIENTOS MECÁNICOS PARA MEJORA DEL COMPORTAMIENTO A FATIGA DE METALES

CAPÍTULO 3. TRATAMIENTOS MECÁNICOS PARA MEJORA DEL COMPORTAMIENTO A FATIGA DE METALES

3.1. Introducción.

Los fallos por fatiga y por *stress corrosion* en metales se originan en la mayoría de los casos en la superficie de las piezas, donde los granos exteriores pueden deformarse plásticamente con niveles más bajos de tensión que los granos interiores, ya que están sujetos a menos restricciones. Adicionalmente, es bien conocido que los defectos e irregularidades superficiales actúan como iniciadores de grietas (Avilés, 2015), (Chan, 2009), (Suresh, 2004), (Stephens, et al., 2001). Un denominador común en prácticamente todos los casos de iniciación y propagación de grietas de fatiga es la presencia de tensiones de tracción, que ayudan a la aparición y favorecen la propagación de estas; mientras que las tensiones de compresión dificultan el proceso de crecimiento de grieta en la mayoría de materiales metálicos.

Por ello, el uso de tratamientos que reduzcan o anulen completamente las tensiones de tracción en las zonas superficiales, generando tensiones de compresión que se superponen a las de las cargas aplicadas, se ha utilizado desde hace tiempo como medio para mejorar el comportamiento a fatiga de componentes estructurales, y ha sido y sigue siendo objeto de activa investigación. Los principales procedimientos generalmente utilizados para modificar las condiciones superficiales de una pieza, eliminando o reduciendo, por ejemplo, las tensiones residuales que hayan podido generarse durante los

procesos de fabricación se pueden clasificar en dos categorías; tratamientos térmicos y mecánicos. Los térmicos tratan de producir una mejoría en el comportamiento a fatiga mediante cambios metalúrgicos que conduzcan a un aumento de la resistencia (generalmente estática) en la zona superficial combinada con la generación de tensiones residuales en la superficie, que, si son de tracción, reducen o pueden llegar a anular el efecto beneficioso para fatiga del aumento de resistencia. Los tratamientos mecánicos por su parte no alteran la estructura metalúrgica, sino que tienen como objeto introducir tensiones de compresión y cambios de dureza y tamaño de grano en la zona cercana a la superficie. Esta Tesis no se ocupa de los tratamientos térmicos, y se centra en el estudio de tratamientos mecánicos enfocados a producir estados de tensiones residuales superficiales de compresión (isótropas y anisótropas).

A lo largo del tiempo se han desarrollado numerosos procesos mecánicos con ese objetivo, siendo uno de los más usados desde ya hace largo tiempo el granallado (*shot-peening* o SP) (Mylonas & Labeas, 2011), (Chaise, et al., 2012) y más recientemente hay que destacar el bruñido con bola o bruñido de baja plasticidad (*low plasticity burnishing* o LPB) , (Telesman, et al., 1999), (Prévey, et al., 2000), (Prévey & Cammett, 2004), el *laser shock-peening* (LSP) (Guo, et al., 2012) y otros menos frecuentes pero que pueden ser incluidos en el mismo grupo como el *cavitation shotless peening* (Odhiambo & Sorayama, 2003), (Sorayama, 2011), *ultrasonic surface rolling* (Liu, et al., 2011), *spherical motion burnishing* (Maximov, et al., 2009), *machine hammer peening* (Bleicher, et al., 2012), *knurling* (Awan, 2008) y otros procesos de bruñido asistido (Meyer, 2012), (Tian & Shin, 2007). Algunos de estos procesos producen además superficies de muy baja rugosidad, incluso

cercanas al acabado a espejo, lo que también colabora en la mejora del comportamiento a fatiga (López de Lacalle, et al., 2011), (Avilés, et al., 2013). Algunos de esos procesos, como el SP, LSP etc. generan estados de tensiones residuales prácticamente isótropos (es decir similares tensiones residuales en dirección longitudinal y transversal) en la superficie de las piezas, mientras que el LPB produce un estado anisótropo; por ello, en esta Tesis se ha elegido el SP como proceso isótropo y el LPB como anisótropo.

Las referencias (Zhuang & Wicks, 2003), (McClung, 2007), (Wagner, et al., 2011) entre otras, presentan comparaciones detalladas de los principales tratamientos mecánicos utilizados para la mejoría del comportamiento a fatiga mediante la introducción de tensiones residuales de compresión en la zona superficial, pero teniendo en cuenta que esta Tesis se centra en los procesos SP y LPB, se van a describir detalladamente estos a continuación, junto con el LSP que presenta muchas analogías con el SP.

3.2. Proceso y tratamiento de granallado shot-peening (SP)

3.2.1. Antecedentes y evolución

El granallado (*shot-peening* o SP) es un proceso de trabajo en frío que consiste en el bombardeo de la superficie de una pieza metálica con granalla a alta velocidad. Por su efecto en la superficie puede clasificarse como un tratamiento superficial cuyo objetivo es aumentar la vida a fatiga, fatiga por corrosión y *stress corrosion* (Al-Obaid, 1995) de los componentes tratados. Esto se consigue induciendo tensiones residuales de compresión en la

superficie de la pieza, así como aumentando su dureza, impidiendo o retrasando la formación y propagación de grietas superficiales (Kobayashi, et al., 1998).

El granallado empezó a investigarse como un posible proceso industrial a principios del siglo XX para mejorar la resistencia de los aceros entonces existentes. En torno a 1920, en Estados Unidos y Alemania independientemente, se observó que las piezas de automóvil que habían sido limpiadas mediante granallado con arena (chorreado) tenían una vida más larga que las piezas sin tratar. Aún sin entender las causas reales de esta mejoría, el granallado empezó a aplicarse como un proceso adicional en determinadas piezas utilizando “perdigones” de metal en lugar de arena. Cabe destacar el trabajo de investigadores como F.P. Zimmerly, O. Foppl, E.E. Weibel y otros que comenzaron a estudiar este proceso a inicios del siglo XX con vistas a su posible aplicación industrial (Hawkinson, 1962). Durante la Segunda Guerra Mundial, el uso del granallado en la fabricación de piezas saltó de la industria automovilística a la industria aeronáutica, armamentística y otras.

Más tarde, en torno a 1950, John Almen y su grupo (Almen, 1951) propusieron que la causa de esa mejoría eran las tensiones residuales de compresión que aparecen en la superficie tras el granallado. Este efecto rápidamente se vio como una forma relativamente sencilla y económica de aumentar la resistencia a la fatiga de los materiales metálicos existentes en la época.

Desde entonces se ha llevado a cabo una extensa investigación para entender en detalle y normalizar el proceso de granallado, así como para predecir su efecto en la vida a fatiga de las piezas. Relacionado con esto último, se ha dedicado gran esfuerzo al estudio de su influencia en la fatiga y a establecer métodos (por ejemplo, mediante coeficientes modificativos de la fórmula de Marin (Marin, 1962)) para estimar en las etapas de diseño y análisis el efecto que tiene este proceso en la vida a fatiga de las piezas.

3.2.2. Descripción del proceso de *shot-peening*

El SP es un proceso de trabajo en frío en el que se “bombardea” la superficie de una pieza con un flujo de granalla para así inducir tensiones residuales de compresión. El flujo de granalla (alambre de acero cortado, partículas metálicas, cerámicas o de vidrio) se aplica a alta velocidad (entre 20 y 100 m/s) y se realiza en condiciones controladas, controlando variables como la superficie granallada, tamaño de granalla (SAE, 1993), porcentaje de cobertura, intensidad y otras.

Aunque similares y relacionados históricamente, el *shot-peening* se diferencia en varios aspectos del granallado/chorreado con arena (*sand-blasting*), usado normalmente para limpiar la superficie de las piezas:

- El objetivo de ambos procesos es diferente: el chorreado con arena tiene como objetivo limpiar la superficie de la pieza mientras que el SP tiene como objetivo crear tensiones residuales de compresión en la superficie (aunque también produce ese efecto de limpieza superficial).

- El *shot-peening* se realiza en condiciones cuidadosamente controladas y reproducibles, mientras que el chorreado es aplicado de forma menos sistemática y controlada.

El proceso SP, debido a la creación de tensiones residuales de compresión, tiene como principal característica la reducción o desaparición de las tensiones residuales de tracción que se crean en muchos procesos de fabricación como la soldadura, el mecanizado, mecanizado por descarga eléctrica, esmerilado, etc. Como se ha comentado anteriormente, la presencia de tensiones residuales de tracción en la superficie de una pieza promueve la iniciación y propagación de grietas superficiales, reduciendo su vida en servicio. Por lo tanto, la reducción de dichas tensiones de tracción, o incluso su inversión a tensiones de compresión, aumentará la vida a fatiga respecto de la del material base. Por otro lado, las tensiones de compresión en la superficie también permiten una aplicación más efectiva de recubrimientos, por ejemplo, los PVD (*Physical Vapor Deposition*) (Loersch & Neal, 1985).

Una interpretación comúnmente aceptada del proceso por el cual el shot-peening, y otros tratamientos superficiales, generan tensiones residuales de compresión se basa en que al aplicar una carga (múltiples impactos de granalla en la superficie) se deforma plásticamente la superficie de la pieza, mientras que hacia el interior únicamente se generan deformaciones elásticas. Tras la aplicación de la carga, la recuperación elástica de las capas internas hace que, por compatibilidad de deformaciones, y dado que las capas externas han sufrido una deformación plástica, y por tanto un aumento de dimensiones, la capa superficial quede con tensiones residuales de compresión. La principal

diferencia entre los distintos procesos es la forma en la que se aplican las cargas que permiten deformar plásticamente las capas superficiales.

En el caso del SP, cuando las partículas a alta velocidad impactan contra la superficie de la pieza generan valles en forma de pequeños cráteres, y por tanto un flujo plástico del material superficial en dirección radial, mientras que las capas más internas (por debajo de unos 0.25-0.75 mm) sufren únicamente deformaciones elásticas. Al finalizar la aplicación de la carga, la capa interna con deformaciones elásticas tiende a volver a su estado inicial pero la capa de material más exterior, deformada plásticamente, se lo impide. El efecto final es que, tras repetidos impactos en toda la superficie (ver la Figura 3-1), ésta queda con tensiones residuales de compresión en la zona superficial y, por equilibrio de fuerzas, tendrá tensiones residuales de tracción a una profundidad dada, en función de los parámetros del proceso (diámetro de bola, velocidad, etc.) y la geometría y material de la pieza (Kobayashi, et al., 1998).

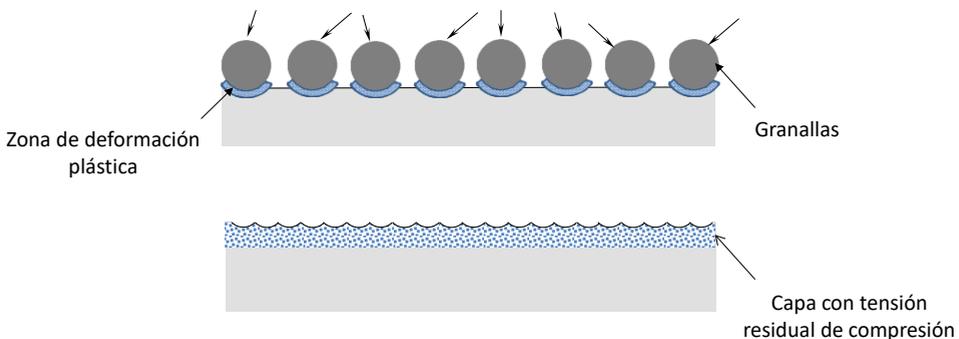


Figura 3-1. Efecto superficial del shot-peening

Pese a que aparecen tensiones de tracción sub-superficiales, estas son habitualmente notablemente menores en magnitud que las tensiones de

compresión generadas (Menig, et al., 2001), como se puede observar en la Figura 3-2. Esto se debe a que las tensiones de tracción aparecen para autoequilibrar las tensiones de compresión que se generan en las capas superficiales de la pieza, y generalmente afectan en profundidades inferiores al milímetro. Por lo tanto, la sección de la pieza disponible para equilibrar la fuerza de compresión superficial es mucho mayor que la sección comprimida y por tanto, por equilibrio de fuerzas, la tensión final de tracción será menor que la de compresión.

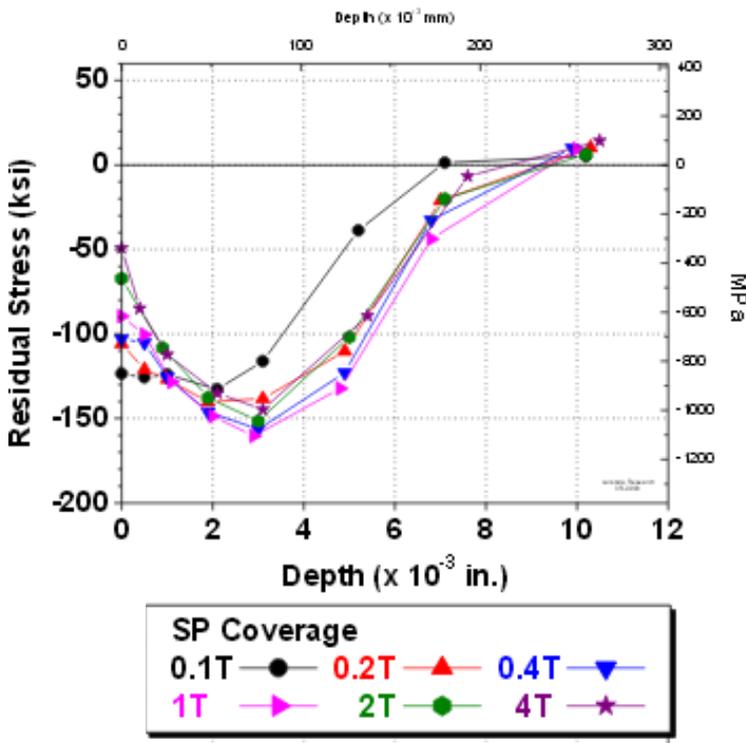


Figura 3-2. Tensiones residuales en IN718 para distintos grados de cobertura de SP (Cammatt, et al., 2005)

Adicionalmente las tensiones de tracción internas son menos perjudiciales para el comportamiento a fatiga ya que la mayor parte de las grietas se inician en la superficie de las piezas. Ha de tenerse en cuenta que el impacto de las bolas sobre la superficie provoca una superficie rugosa, lo que reduce la resistencia a la fatiga respecto de otros procesos que, dejando similares tensiones residuales, produzcan un mejor acabado superficial, como por ejemplo el LPB.

Si bien la descripción del proceso de generación de tensiones residuales por SP presentada es útil, y comúnmente utilizada, para entender el proceso en general, en cierto punto es incompleta, o requiere que se maten ciertos aspectos. Hay dos puntos que requieren especial atención, ya que afectan directamente al proceso físico subyacente sobre la generación de tensiones residuales por shot-peening. Estos puntos son por un lado el efecto de las cargas dinámicas aplicadas en el material y por otro la interacción de la granalla y la pieza tras uno y múltiples impactos, así como su efecto en el campo de tensiones residuales final. En (Kobayashi, et al., 1998) se realiza una revisión detallada y un estudio del efecto que tiene la aplicación de un único impacto e impactos sucesivos en el campo de tensiones residuales superficiales, las conclusiones obtenidas son importantes para la correcta comprensión del proceso. En dicho estudio se analizó el mecanismo de creación de tensiones residuales mediante ensayos dinámicos que se realizaron dejando caer sucesivamente bolas de metal sobre una pieza de acero S48C. Se observó que tras un único impacto las tensiones residuales en el centro del hoyo (punto de impacto) eran de tracción mientras que a una distancia se volvían de compresión, lo cual es contrario al proceso general de creación de tensiones residuales en SP. Pero a su vez se observó, que tras sucesivos

impactos y mediciones de tensiones residuales (ver Figura 3-3) el perfil de tensiones residuales en el centro del punto de impacto inicial evolucionaba, como resultado de los impactos circundantes, hasta que llegaban a aparecer tensiones residuales de compresión. Es decir que el campo de tensiones residuales final, en una pieza tratada con shot-peening, es la resultante de la superposición de las tensiones residuales generadas por múltiples impactos circundantes. Adicionalmente, esto hace que se plantee la hipótesis de que este efecto puede hacer que en la interfaz de una pieza que separa la zona granallada del material base puedan aparecer tensiones residuales de tracción.

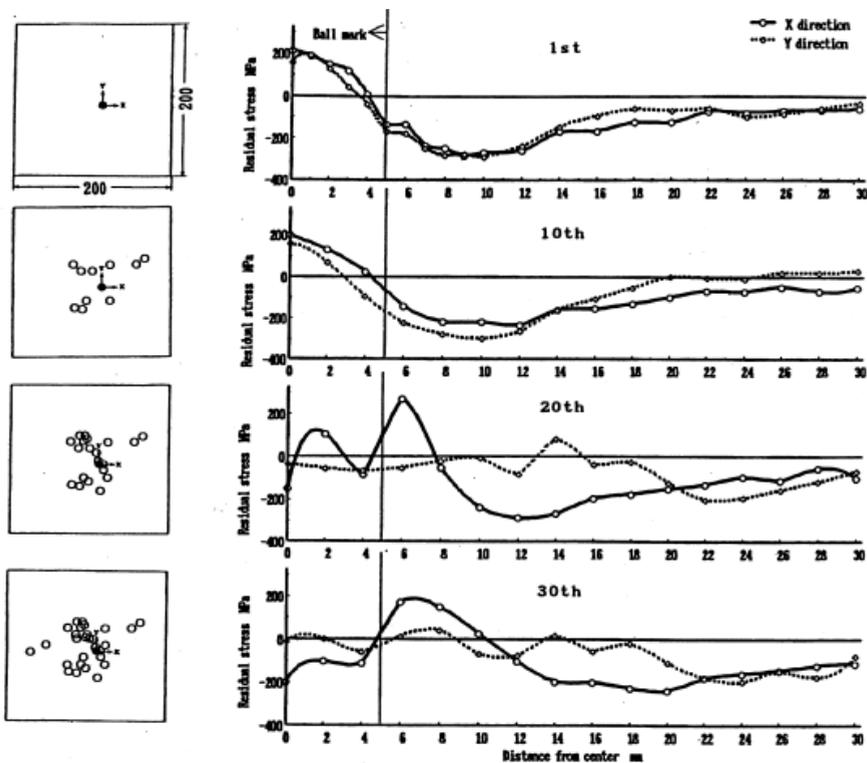


Figura 3-3. Variación de la tensión residual tras repetidos impactos en el SP según (Kobayashi, et al., 1998).

En el mismo estudio se citan a su vez estudios como el de (Hasegawa, et al., 1996) en el que se comprobó que el material, y por tanto las tensiones residuales resultantes, se comporta de forma diferente ante cargas dinámicas o cargas estáticas. La propia forma de la marca en el punto de impacto varía entre cargas estáticas y dinámicas, y por tanto el perfil de tensiones residuales. Esto es debido a que la tensión de fluencia dinámica, ante todo en aceros, es superior, pudiendo llegar a ser el doble, a la tensión de fluencia estática (Kobayashi, et al., 1998). Estos resultados tienen una alta relevancia no solo para entender el proceso físico de generación de tensiones residuales de compresión por shot-peening sino también para la estrategia de simulación (analítica o numérica) del proceso. Los dos puntos principales que resaltar son:

- El shot-peening es un proceso dinámico en el que es necesario tener en cuenta el comportamiento de los materiales ante cargas dinámicas, que generan a su vez deformaciones plásticas.
- Es un proceso en el que se requieren múltiples impactos en una zona para desarrollar el campo de tensiones residuales de compresión deseado.

3.2.3. *Equipos de granallado*

Existen principalmente dos métodos para acelerar la granalla hasta la velocidad de impacto deseada, estos son el “granallado por turbina” y el “granallado por aire”. Las ventajas y desventajas, así como el campo de aplicación de cada uno de ellos se presentan a continuación:

- Granallado por turbina: en este tipo de máquina una rueda con álabes que giran a alta velocidad se alimenta, comúnmente por gravedad, con las partículas de modo que son proyectadas por los álabes sobre la pieza. La Figura 3-4 muestra un ejemplo de este tipo de máquina.



Figura 3-4. Ejemplo de máquina de granallado por turbina (imagen de <http://blastsolution.com/1-14-shot-blasting-machine/179729>).

Estas máquinas tienen la ventaja de que permiten cubrir un área muy amplia, reduciendo por tanto los tiempos de granallado, lo cual resulta útil tanto para piezas grandes como para largos lotes de piezas pequeñas, por ejemplo, en la producción de muelles de suspensiones.

Por otro lado, tiene la desventaja de que deben estar encerradas en una cabina, dado el alto flujo de partículas, y a su vez el desgaste que sufren tanto los álabes como la cabina y resto de equipos puede no resultar rentable.

- Granallado por aire: consiste en alimentar las partículas en un chorro de aire a presión para ser proyectadas a través de una boquilla (ver la

Figura 3-5). El área efectiva es por tanto inferior al de las máquinas de granallado por turbina, pero por otro lado pueden no requerir su empleo en una cabina cerrada. Esta configuración tiene como ventaja la versatilidad de poder dirigir la boquilla con precisión hacia la zona a trabajar, algo que no es posible con la configuración anterior. Estas máquinas producen una mayor rentabilidad en el granallado de piezas individuales o de pequeños lotes.



Figura 3-5. Máquina de granallado por aire (imagen de Progressive Surface™) <http://www.progressivesurface.com/zoommachine.php?id=71>

3.2.4. Parámetros principales

A continuación, se enumeran los principales parámetros del proceso de shot-peening:

- Flujo de partículas (número de partículas por unidad de tiempo): dado que el granallado consiste en bombardear la superficie a tratar asegurando una cobertura determinada, y que por lo tanto el tiempo total del proceso es inversamente proporcional al flujo, a mayor flujo de partículas menor tiempo de proceso.
- Velocidad media de las partículas: la presión de aire, o velocidad de giro en el caso de granallado por turbina, regula la velocidad de las partículas (la energía con la que impactan en la superficie), y por tanto, como se describirá más adelante, la intensidad del proceso, mientras no se produzca un deterioro excesivo de las partículas por el uso repetido.
- Tamaño de las partículas: depende de la forma de las piezas, el tamaño de los detalles a tratar, como radios de acuerdo (el tamaño de partícula debe ser como máximo 1/2 del radio) ([AMS-S-13165, 1997](#)), la intensidad deseada (mayores partículas tendrán menos intensidad en una misma máquina) o el acabado superficial deseado.
- Ángulo de impacto: en primera instancia un ángulo de impacto cercano a 90 grados debería ser óptimo, ya que a medida que se reduce este ángulo se reduce la intensidad de la operación, y la profundidad máxima que alcanza el perfil de tensiones residuales disminuye ([Schulze, 2006](#)). Por otro lado, a medida que el ángulo de impacto disminuye, se aumenta la componente tangencial de las fuerzas de

impacto y eso resulta en desviaciones en el valor de las tensiones residuales en distintas posiciones de la pieza en las que el ángulo de impacto sea diferente (Schulze, 2006). Adicionalmente, si se tiene en cuenta la interacción entre el flujo de granalla y la granalla que rebota de la superficie de la pieza se observa que ángulos de 60 grados, por ejemplo, generan mejores resultados que ángulos de 90 grados. Esto se debe a que la granalla que rebota de la superficie de la pieza interactúa con el flujo de granalla, frenándola (Zimmermann, et al., 2010).

- Distancia de la boquilla o la rueda de la pieza: influye en el área efectiva cubierta. Como puede verse en la Figura 3-4, el área cubierta aumenta con la distancia entre la salida de granalla y la pieza.
- Dureza de las partículas: afecta al perfil de tensiones residuales. Para piezas metálicas se suele utilizar una dureza alrededor de los 40-55 RC (Niku-Lari, 1996). Para aceros de alta resistencia se utilizan durezas aún mayores en el rango de los 55-62 HRC (Metal Improvement Company, 2005). Por lo general, se recomienda que la dureza del material de la granalla sea por lo menos igual o mayor al de la pieza a tratar, a menos que el acabado superficial sea crítico (Metal Improvement Company, 2005).

La elección de los parámetros depende del efecto deseado, pero ha de tenerse en cuenta que una incorrecta combinación de parámetros puede producir el efecto contrario al deseado (Gangaraj & Farrahi, 2011).

3.2.5. Evaluación del efecto del SP; Intensidad Almen

La efectividad del proceso de SP para producir una capa de tensiones residuales de compresión depende, en gran parte, de la energía cinética de la granalla, y por tanto de su velocidad y diámetro, y del número de impactos producidos.

A la hora de clasificar y categorizar los procesos de shot-peening así como a la hora de realizar, por ejemplo, una especificación para una cadena de producción de una pieza que va a ser tratada y poder realizar el control del proceso, surgió la necesidad de un parámetro que permitiese identificar y definir el proceso especificado. A este parámetro se le denomina “intensidad” y junto con la cobertura son dos de los parámetros comúnmente utilizados para definir el proceso y para evaluar tanto su repetitividad como su efectividad.

J. O. Almen diseñó un instrumento ([Almen, 1944](#)) que permite medir, o cuantificar, la intensidad del granallado ya sea para realizar la configuración inicial de la máquina o certificar a posteriori la intensidad utilizada, de forma rápida y sencilla.

Este instrumento consiste en un soporte y una placa delgada de acero (SAE 1070) de dimensiones normalizadas en la que una de sus caras es sometida al mismo proceso de granallado que la pieza a tratar. Las tensiones residuales generadas en dicha superficie producirán un arqueado de la placa que depende de la magnitud de estas. El proceso de medición de intensidad consiste en medir el radio de curvatura de la placa en un soporte especialmente ideado para ello, y de esa manera evaluar la intensidad del proceso.

La Figura 3-6, extraída de (Almen, 1944), muestra una vista del soporte y la placa ideados por Almen.

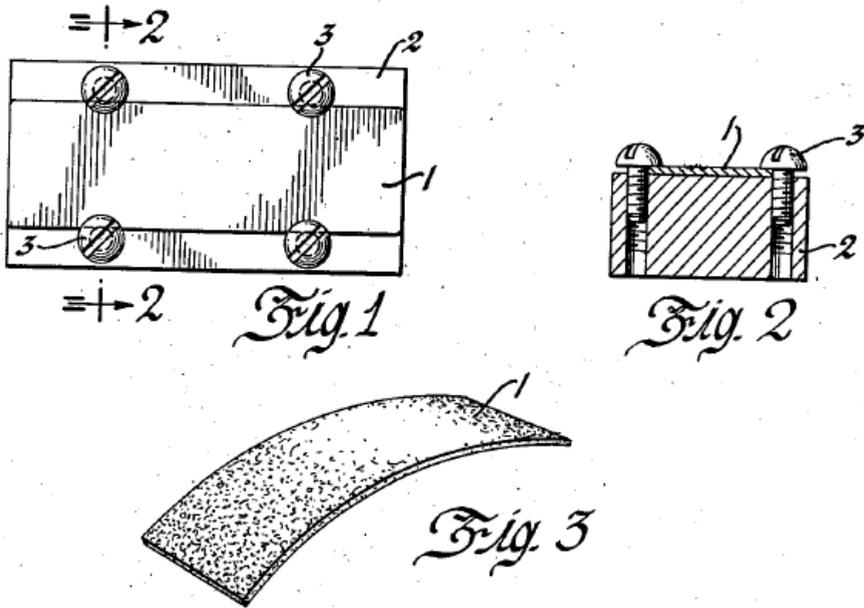


Figura 3-6. Concepto para medición de la intensidad de shot-peening (Almen, 1944).

El instrumento se coloca en la estación de granallado en lugar de, o junto a, la pieza en la que se quiere aplicar el proceso y lo más cercano posible a las zonas consideradas críticas. Para estimar la intensidad hay que someter una serie de placas a distintos tiempos de granallado, generando una curva de saturación con los datos obtenidos (ver la Figura 3-7). Esta curva representa la altura del arco en función del tiempo de exposición, la saturación se alcanza cuando el cambio de altura al doblar el tiempo de exposición es inferior al 10%; se considera que se ha llegado a la saturación ya que un mayor tiempo de

exposición no genera cambios notables en la deformación de la placa. La intensidad Almen es la altura del arco cuando se ha llegado a la saturación.

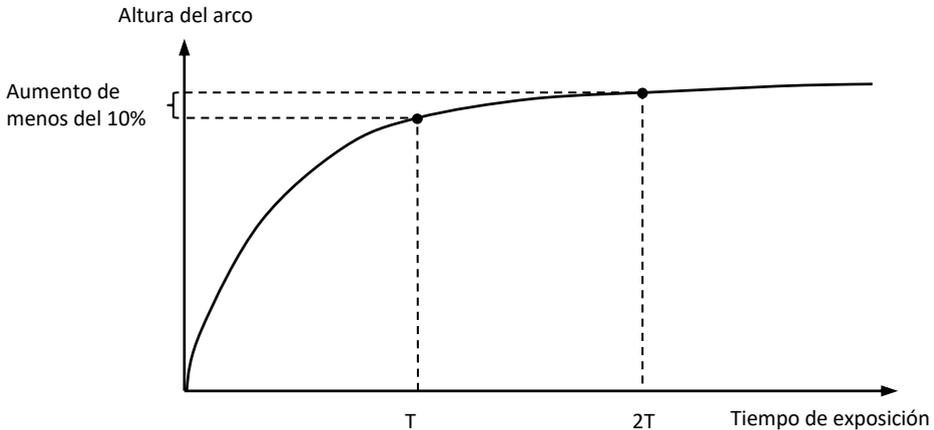


Figura 3-7. Curva de saturación típica del proceso SP.

La cobertura suele inspeccionarse de forma visual mediante el uso de lupa de diez aumentos, para facilitar el proceso puede aplicarse una pintura fluorescente antes de granallar la pieza de modo que, al finalizar el proceso de SP, es más sencillo ver con luz UV las zonas que no han sido cubiertas (O'Hara, 1983). Según la norma SAE J2277, se considera que una cobertura del 98 % es una cobertura completa. Si bien incluso con coberturas menores del 98 % se pueden obtener mejoras en la vida a fatiga, por ejemplo en (Prevey & Cammett, 2006) se obtuvieron mejoras a fatiga, en ensayos $R=0.1$, en un acero 4340, de 38 HRC, granallado con una intensidad de 0,22 mmA con coberturas de incluso 20 %.

3.2.6. *Obtención del perfil de tensiones residuales*

Las tensiones residuales generadas por procesos como el SP o el LPB tienen un gradiente en el espesor de la pieza y forman perfiles en profundidad como el de la Figura 3-8. Existen diversos métodos para obtener las tensiones residuales en la superficie y en profundidad, algunos de estos se describen en el Capítulo 5. Dicho perfil puede caracterizarse de forma general según las siguientes variables:

- La profundidad de la zona con tensiones de compresión.
- La profundidad a la que se genera la tensión de compresión máxima.
- El valor de la tensión de compresión máxima.
- La tensión residual superficial.

La forma del perfil de tensiones residuales depende de los parámetros del proceso y de las propiedades del material de la pieza. Durante el shot-peening hay dos procesos de deformación plástica simultáneos, los debidos a la presión de Hertz y los debidos a las deformaciones plásticas en la superficie; y dependiendo de cuál sea el dominante la tensión residual máxima podrá aparecer en la superficie o en el interior (Schulze, 2006). En piezas de baja dureza, la deformación plástica de las capas externas es dominante y las tensiones residuales máximas aparecen generalmente en la superficie. En piezas de dureza media, las deformaciones plásticas en las capas superficiales y el efecto de la presión de Hertz son equivalentes de modo que aparecen elevadas tensiones superficiales junto con el máximo de tensión debajo de la superficie. En piezas de dureza elevada, el efecto de la presión de Hertz

domina de modo que en la superficie aparecen tensiones residuales relativamente bajas mientras que en el interior de la pieza aparece el máximo de mucha más magnitud (Schulze, 2006).

En primera instancia la última variable, la tensión residual en la superficie, puede parecer la más importante a la hora de caracterizar el tratamiento superficial y relacionarlo con la vida a fatiga, ya que es en la superficie donde suelen iniciarse las grietas. Pero como se ha descrito anteriormente esto último es cierto para materiales sin tratar superficialmente, cuando existe una capa de tensiones residuales de compresión la iniciación de la grieta puede retardarse o incluso moverse hacia el interior de la pieza, en la zona a tracción. Adicionalmente se ha observado que las tensiones residuales superficiales generadas por shot-peening, a distintas intensidades, son muy similares, mientras que la profundidad de la capa a compresión y el valor de la tensión máxima varían a medida que se incrementa la intensidad del tratamiento. La Figura 3-8, extraída de (Torres & Voorwald, 2002), muestra, a modo de ejemplo, el perfil de tensiones residuales en profundidad para distintas intensidades de shot-peening, en un acero 4340, donde puede observarse lo anteriormente comentado.

Resultados similares pueden verse en (Wang, et al., 1998) y (Hashimoto, et al., 1989). Por otro lado, en (Llaneza & Belzunce, 2015) se obtienen ecuaciones para calcular la tensión residual superficial y la tensión residual máxima en función de las propiedades del material (se utilizó un acero 4340 sometido a diferentes tratamientos térmicos) y se concluyó que cuando la cobertura del

proceso de shot-peening es completa, esas tensiones sólo dependen de las propiedades del material.

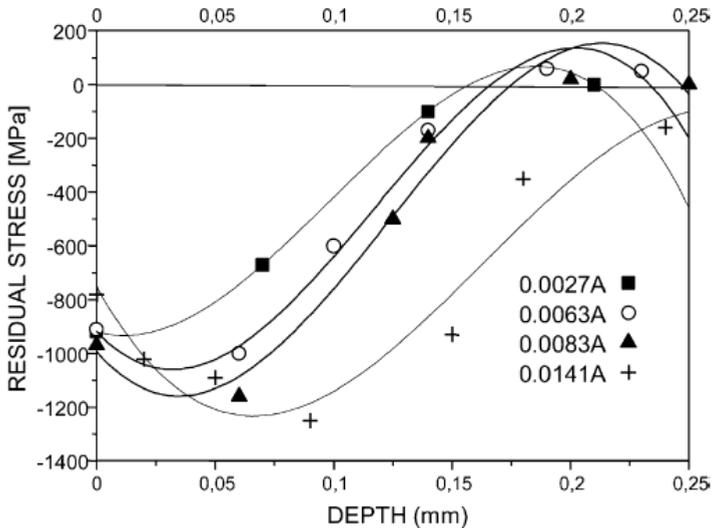


Figura 3-8. Tensión residual en profundidad para distintas intensidades de shot-peening en un acero 4340 (Torres & Voorwald, 2002)

Para caracterizar de forma detallada cualquiera de estos procedimientos de tratamiento superficial, el proceso ideal sería por tanto necesario medir las tensiones residuales en profundidad, ya que se pueden generar distintos perfiles de tensiones residuales para una misma tensión residual superficial. Esto en la práctica es costoso debido a que las técnicas actuales para medición de tensiones residuales (Rayos X es comúnmente la más utilizada) no tienen capacidad de penetrar más que unas decenas de micras en el material. Para poder medir en profundidad las tensiones es necesario ir eliminando capas de material paulatinamente, por ejemplo, mediante electropulido, y realizar mediciones sucesivas de tensiones residuales. Si bien este método puede

realizarse para una única probeta, el estudio del perfil completo de tensiones residuales y su evolución bajo la aplicación de cargas cíclicas se vuelve prácticamente intratable debido al coste y tiempo necesarios para realizar dichas mediciones y ensayos. Todo esto ha de tenerse en cuenta a la hora de extrapolar resultados, ecuaciones y conclusiones extraídas en unos materiales tratados con un tratamiento superficial determinado y bajo unos parámetros dados para usarlos en el mismo material tratado con parámetros distintos. Ya que, pese a que las tensiones residuales superficiales pueden ser similares, el perfil en profundidad y por tanto el comportamiento de la pieza a fatiga puede variar.

3.2.7. *Limitaciones del SP*

El proceso de granallado tiene también limitaciones, entre las que destacan:

- Tamaño y forma de la pieza a trabajar: el tamaño de la pieza afecta principalmente al tamaño de la cabina requerida para la operación, esto a veces puede resolverse usando un equipo portátil. La forma de la pieza tampoco suele ser mayor problema siempre y cuando la superficie a granallar esté visible para el chorro. Una limitación aparece por ejemplo en el granallado de radios de acuerdo muy pequeños que limitan el tamaño de las partículas necesarias. Otro ejemplo es el de las superficies helicoidales como los muelles ([Artaraz & Beitia, 1991](#)), donde se pueden generar tensiones residuales no homogéneas si no se controla correctamente el proceso.
- Calidad del acabado superficial: dependiendo del campo de aplicación de la pieza tratada el acabado superficial final resultante tras el

granallado puede tener ventajas y desventajas. Para piezas sometidas a fatiga por ejemplo interesa una pieza con la menor rugosidad superficial posible. Por el contrario, para reducir el *fretting* puede resultar positivo que una de las piezas posea una mayor dureza y rugosidad, ya que así se reduce el deslizamiento entre caras (Waterhouse & Saunders, 1978).

- Temperatura de trabajo: una elevada temperatura de trabajo (por encima de la temperatura de normalizado del material) producirá una rápida relajación de las tensiones residuales de compresión, perdiendo por tanto el efecto beneficioso del proceso (Zhan, et al., 2012), (Prevéy, et al., 1998) pero dejando el posible efecto negativo de un peor acabado superficial.
- Deformaciones permanentes en placas delgadas debido a las tensiones residuales: las tensiones residuales y la compatibilidad de deformaciones entre la zona plastificada y las capas internas hacen que la pieza tienda a distorsionarse tras ser tratada con SP. En piezas grandes, de elevado espesor, este efecto es despreciable, pero en piezas de pared delgada este efecto induce deformaciones permanentes, del mismo modo que sucede con la placa que se usa para evaluar la intensidad Almen. Estas distorsiones inducidas pueden suponer no alcanzar las tolerancias dimensionales establecidas en el diseño. Por otro lado, este efecto puede utilizarse para imponer, de forma controlada, deformaciones en piezas de bajo espesor. A este proceso se le llama “*Peen Forming*” (Gariépy, et al., 2014) (Miao, et al., 2010) (Schulze, 2006) y surgió en los años 50 para facilitar la fabricación de

paneles curvos para alas de aeronaves (Borger, 1955), (Baughman & Carpenter, 1972) (Baughman, 1970).

- Relajación de tensiones residuales debido a la aplicación de cargas variables: el granallado es un proceso de tratamiento superficial que genera una cantidad considerable de trabajo en frío debido a que la superficie es bombardeada (plastificada) repetidamente para conseguir una cobertura adecuada. Para piezas sometidas a cargas variables es un hecho comprobado que las tensiones tienden a relajarse con el tiempo debido a la aplicación de carga; siendo precisamente éste uno de los objetivos que se estudian en esta Tesis. La magnitud de la relajación depende de la cantidad de trabajo en frío producida, de la magnitud de las cargas, tiempo de aplicación y del tipo de material entre otras causas (Löhe & Vöhringer, 2002).

3.2.8. Procesos derivados del SP

Hay otros procesos que presentan numerosas analogías con el *shot-peening*, como el más reciente *laser shock-peening* o LSP, que se describe brevemente a continuación. Además del método tradicional se han desarrollado otros tipos de granallado que pueden considerarse como variantes, o alternativas, del *shot-peening* convencional, entre ellos:

- *Dual-peening*: consiste en bombardear una segunda vez la superficie tratada, pero con partículas de menor tamaño y, generalmente, con menor intensidad para aumentar las tensiones residuales de compresión en la superficie y mejorar la rugosidad superficial, y por tanto el

comportamiento a fatiga (Davis, 2002) (Jeffus, 2012) (Molzen & Hornbach, 2000)

- *Stress-peening*: este método consiste en precargar la superficie a una tensión cercana a la de fluencia y realizar el proceso habitual. De esta manera se obtienen mayores tensiones residuales de compresión al finalizar el proceso de granallado tras liberar la precarga. Puede realizarse tanto a temperatura ambiente como a alta temperatura (Schilling, 1952) (Wick, et al., 1999). En (Schulze, 2006) se presenta una descripción detallada del proceso incluyendo parámetros, efecto en tensiones residuales, vida a fatiga, etc.
- *Warm-Peening*: este método consiste en realizar el shot-peening a altas temperaturas, entre 100 y 300 °C. Por ejemplo, en acero de muelles SAE 5160 se ha conseguido mejorar la vida a fatiga al realizar el proceso a 200 °C en vez de a temperatura ambiente. Por otro lado, también se ha observado que al aumentar más aún la temperatura la vida a fatiga vuelve a bajar (Ruy M, et al., 2005). En el caso de un acero 4140 templado y revenido se obtuvieron progresivas mejoras a fatiga hasta una temperatura de 310 °C (Menig, et al., 2006). Este proceso requiere, como complemento adicional a la máquina de shot-peening, un medio para poder calentar la pieza o la zona a tratar, sin calentar la granalla ya que eso afectaría a sus propiedades mecánicas. En (Schulze, 2006) se presenta una descripción detallada del proceso incluyendo parámetros, efecto en tensiones residuales, vida a fatiga, etc.

3.2.9. Métodos para simulación del SP

El campo de tensiones residuales final, y por tanto el comportamiento a fatiga, de una pieza tratada con SP es altamente dependiente de los parámetros utilizados durante el proceso. Esto hace que para el estudio y optimización de un proceso SP, para un material dado y bajo unas condiciones dadas, sea necesario realizar, por lo general, un elevado número de pruebas. Adicionalmente para obtener una correcta caracterización del proceso es necesario medir el campo de tensiones residuales superficial, e idealmente también en profundidad, lo cual es costoso y sujeto a ciertas limitaciones, como se comentará en el Capítulo 5. Por ello, disponer de métodos, ya sean analíticos o numéricos, para la predicción del efecto final de un tratamiento de SP, posibilita la elaboración de estudios paramétricos y de optimización de forma económica. En especial los métodos numéricos no sólo sirven para la predicción del campo de tensiones residuales y el estado general de la zona tratada, sino que además pueden permitir entender mejor los mecanismos que actúan durante el proceso. Dado que existen trabajos en los que se describe en detalle la modelización del proceso como (Zimmermann, et al., 2010) (Cheng, 2007) (Soady, 2013) (Meo & Vignjevic, 2003) entre otros, basta con señalar que hay acuerdo en que es de muy elevada dificultad poder obtener resultados satisfactorios con los métodos de simulación y medios técnicos y computacionales actualmente disponibles.

3.2.10. Consideraciones sobre el efecto del Shot-Peening en fatiga

En los apartados anteriores se han descrito los principales parámetros del proceso SP y a su vez se ha introducido el concepto de intensidad y su uso

para clasificar procesos de shot-peening. Por lo general, puede considerarse que, a mayor intensidad, mayores serán las tensiones residuales obtenidas y se obtendrá una mayor profundidad de la capa a compresión, y por tanto en primera instancia puede considerarse que el proceso final dará resultados superiores en cuanto a vida a fatiga. Pero es necesario tener en cuenta que la intensidad Almen por sí sola no es una variable biunívoca para definir el proceso SP, y que aumentar la intensidad Almen no necesariamente conlleva siempre una mejora del límite de fatiga. Esto último se observa por ejemplo en los estudios de (Torres & Voorwald, 2002) en los que se sometió a shot-peening a probetas de acero 4340 (similar al acero usado en la presente Tesis) a distintas intensidades Almen crecientes (0,0027A, 0,0063A, 0,0083A, 0,0141A). Posteriormente se obtuvieron las curvas de fatiga, para probeta rotatoria (R_r), para cada nivel de intensidad ensayado, los resultados se muestran en la Figura 3-9. En esta figura puede verse como a intensidades entre 0,0027A y 0,0063A el límite de fatiga aumenta con la intensidad. Pero cuando la intensidad sube a 0,0083A y 0,0141A el límite de fatiga vuelve a bajar, quedando, pese a ello, por encima del límite de fatiga del material base para todos los casos de shot-peening.

Este comportamiento puede deberse a una serie de efectos, por un lado, como se comenta más adelante, puede ser que las piezas con mayor intensidad estén sufriendo un efecto denominado “*over-peening*”. Esto sucede dado que al realizar el shot-peening además de generar tensiones de compresión en la zona superficial y subsuperficial, también se modifica la rugosidad superficial; estos dos efectos son contrapuestos en cuanto a la mejora del límite de fatiga. Lo que se observa en estos resultados es que al aumentar la intensidad es probable

que la rugosidad superficial aumente progresivamente, mientras que, como se explicará más adelante, las tensiones residuales superficiales son prácticamente constantes. Esto hace que a intensidades excesivamente elevadas el efecto de la rugosidad superficial empiece a dominar sobre el efecto de las tensiones residuales de compresión, reduciendo el límite de fatiga. En cualquier caso, todos los tratamientos SP ensayados supusieron una mejora frente al comportamiento del material base, pero puede verse cómo existe una intensidad umbral u óptima, a partir de la cual la vida a fatiga comienza a degradarse.

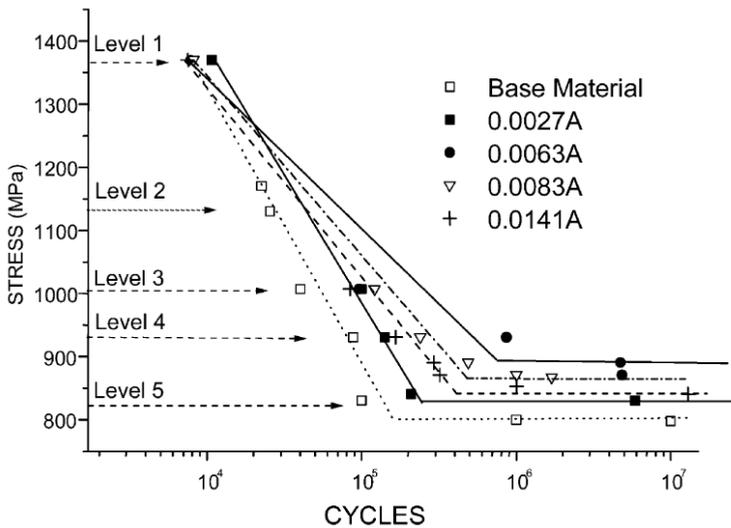


Figura 3-9. Curvas de fatiga para distintas intensidades de SP (Torres & Voorwald, 2002)

Para evaluar la mejora en el comportamiento a fatiga de un material para distintas intensidades de shot peening es necesario tener en cuenta no sólo la tensión residual superficial sino también el perfil completo de tensiones

residuales de compresión. En (Farrahi, et al., 1995) se encontró una relación entre el área bajo la curva y la mejora de la vida a fatiga para un acero de muelles AFNOR 60SC7 ensayado a torsión (R_{-1}). En (Jinxiang & Ming, 2012) se llegó a una conclusión similar de que es necesario evaluar la distribución de tensiones residuales en profundidad para poder comparar distintos procesos de shot-peening.

En las curvas de la Figura 3-9 también pueden observarse otros efectos como por ejemplo a tensiones altas no hay mejoría por aplicar shot-peening. Esto es debido a la fuerte relajación de tensiones residuales a tensiones altas y que bajo cargas altas los efectos negativos de la rugosidad generada por el SP no son tan relevantes.

Esto también se reporta en (Dalei, et al., 2010), donde se ensayó un acero perlítico bajo carga axial variable (R_0) con extensión controlada, y a amplitudes altas no obtuvieron mucha diferencia entre las probetas tratadas con SP y las probetas sin tratar. Mientras que a extensiones bajas las probetas tratadas duraban hasta cinco veces más que las probetas sin tratar.

Otro concepto que ha de señalarse respecto a la intensidad Almen es que no es una variable biunívoca para definir un proceso SP. Esto quiere decir que mediante distintas combinaciones de parámetros de shot-peening (diámetro de bola, velocidad, etc.) pueden obtenerse las mismas intensidades Almen, pero no necesariamente los mismos perfiles de tensiones residuales. Esto se observa por ejemplo en (Guagliano & Vergani, 2004) donde se sometieron probetas de acero 39NiCrMo3, templado y revenido, a dos procesos de shot-peening distintos, ambos con intensidad 12A pero con distinto diámetro de bola. Unos

ensayos se realizaron con bolas de 0.6 mm y otros con bolas de 0.3 mm, ambas de 50HRC y lanzadas a 90°. Los resultados de mediciones de tensiones residuales por difracción de Rayos X mostraron un perfil con mayores tensiones de compresión en las probetas tratadas con granalla de 0.6 mm.

Adicionalmente en (Zinn & Scholtes, 2005) se ensayaron más de 150 probetas de acero 42CrMo4 con distintos tamaños de granalla, combinados con distintos flujos, diámetros de tobera y distancia de tobera. De los resultados obtenidos, comparando los perfiles de tensiones residuales en profundidad, se concluyó que la intensidad Almen no está correlacionada biunívocamente con el perfil final de tensiones residuales.

Todo lo anteriormente comentado es importante a la hora de comparar, por ejemplo, datos de ensayos de SP, o curvas de fatiga, de distintas fuentes bibliográficas o propias, basándose únicamente en la intensidad Almen. Ensayos con una misma intensidad no tienen necesariamente porque resultar en el mismo perfil de tensiones residuales y por tanto en el mismo comportamiento a fatiga, por ello es necesario disponer de datos adicionales como la velocidad, tamaño de granalla, ángulo de impacto, dureza de la granalla, etc.

Otro aspecto que ha de considerarse cuando se miden las tensiones residuales en una pieza tratada con SP, y que es muestra de la naturaleza aleatoria del proceso de impacto de granalla contra la pieza, es la variabilidad de dichas tensiones residuales a lo largo de la superficie. En (Schulze, 2006) se muestra cómo el resultado de medir las tensiones residuales a lo largo de una línea es muy dispar punto a punto, pudiendo haber diferencias de 300 MPa puntos

separados menos de 1 mm, ver Figura 3-10. Este fenómeno de “no homogeneidad de las tensiones residuales superficiales” puede tener un efecto muy marcado a la hora de estudiar el proceso de relajación de tensiones residuales y obtener leyes de comportamiento del material tratado.

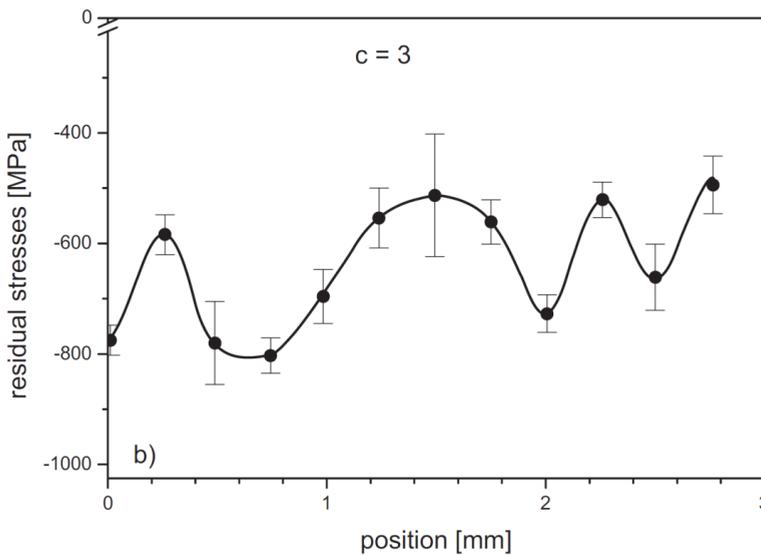


Figura 3-10. Tensiones residuales locales en la superficie de un acero 1045 Q-T tratado con shot-peening (S330, $p=3$ bar) (Schulze, 2006)

3.2.11. Cambio en el codo de la curva de fatiga para distintas intensidades de shot-peening.

Como se ha comentado anteriormente, distintas intensidades de shot-peening pueden generar similares tensiones residuales en la superficie, pero distintas distribuciones de tensión en profundidad y por lo tanto distinto comportamiento a fatiga. Esto puede verse por ejemplo en los ensayos reportados en (Torres & Voorwald, 2002) para un acero 4340 en la Figura 3-9.

En dicha figura se observa también que a distintas intensidades de shot-peening, no sólo se modifica el límite de fatiga, sino que además se modifica el número de ciclos a los que aparece, es decir se modifica el “codo” de la curva de fatiga. Este efecto se observa también en los resultados obtenidos por Kodama (Kodama, 1973).

En (Haynes, 1967) se ensayó a torsión un acero EN 45 templado y revenido, y tratado con shot-peening. Tras el tratamiento superficial se sometieron a las probetas a un tratamiento térmico de 220 °C durante 30 min y finalmente se pulió la superficie de las probetas. En este caso se observó que estos tratamientos, junto con el shot-peening, permitían elevar el límite de fatiga. Adicionalmente se observó que, a mayor dureza superficial, relacionada con una mayor intensidad de shot-peening, se movía el “codo” de la curva de fatiga (denominado “*knee*” en el artículo) hacia la derecha, reduciendo por lo tanto la pendiente de la curva de fatiga.

3.3. Laser shock-peening (LSP)

3.3.1. Introducción

Este tratamiento se describe aquí ya que presenta grandes analogías con el SP, en el fundamento básico del proceso, pero sobre todo en lo que se refiere a niveles de tensiones residuales resultantes y sus características de isotropía y cierta falta de homogeneidad. También presenta algunas características semejantes a los resultados del bruñido de baja plasticidad que se describe posteriormente, lo que lleva a pensar que los desarrollos que en esta Tesis se

hacen para el SP y LPB también podrán ser adaptados al LSP, aunque esta es una línea futura de investigación a plantear en el Grupo ADM en el futuro próximo.

Con el desarrollo del láser a partir de 1960, comenzó a investigarse el efecto que tiene sobre las propiedades mecánicas de los materiales la aplicación de pulsos láser, en un proceso denominado “ablación láser”. Se observó que la interacción del láser con la pieza vaporiza una fina capa de material y genera altas presiones debido al rápido calentamiento, por el láser, del material vaporizado (Askar'yan & Moroz, 1963). Una década más tarde se presentaron los primeros estudios mostrando la mejora que producía este tratamiento en el comportamiento mecánico de aleaciones de aluminio (Ding & Ye, 2006). El proceso continuó desarrollándose, pero limitado por la tecnología láser de la época.

3.3.2. *Proceso LSP*

Para modificar las propiedades superficiales del material se aplica a la pieza un pulso láser (1 a 50 ns, típicamente de potencia mayor a 10^9 W/cm²) que vaporiza una fina capa de material, la aplicación de calor calienta el vapor generado hasta crear un plasma que tiende a expandirse rápidamente (velocidades de 1.500 m/s) (Kruusing, 2007), produciendo una onda de choque que genera presiones de entre 1 GPa y 1 TPa (Dahotre & Harimkar, 2008) en la superficie la pieza. Existen dos variantes del proceso, la ablación directa y la ablación confinada (ver Figura 3-11). En la directa se expone la superficie de la pieza al pulso láser, ya sea en aire o vacío, y debido a la rápida expansión del plasma la duración total de la presión aplicada es del orden de magnitud de

la duración del pulso láser (Fabbro, et al., 1990) es decir de nanosegundos. Con el objeto de aumentar el tiempo en el cual la superficie tratada está bajo presión, y por lo tanto aumentar la intensidad del proceso, se desarrolló la “ablación confinada” cuyo esquema se representa en la Figura 3-11.

Esta variante del proceso se realiza recubriendo la pieza con un material opaco al láser, encima del cual se coloca un material transparente a este. La capa de material opaco puede ser cinta adhesiva, pintura u otros, y su objetivo es generar el plasma y proteger la superficie de la pieza del láser, evitando que se funda. Para la capa más externa de material transparente al láser suele utilizarse agua dado que es barata y fácil de aplicar, también puede usarse cuarzo u otro cristal, pero este último está limitado a piezas planas.

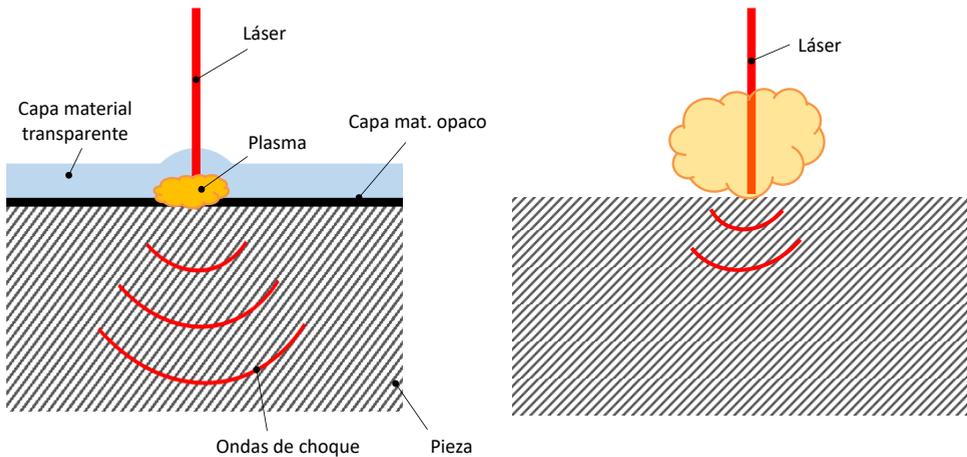


Figura 3-11. Esquema del proceso de laser peening, ablación confinada (izquierda), ablación directa (derecha)

Cuando se aplica el pulso láser a la pieza, este atraviesa la capa transparente sin apenas absorción de energía e impacta contra la capa opaca vaporizándola.

El vapor generado queda atrapado entre la pieza y la capa transparente, calentándose debido a la aplicación continuada de energía durante el pulso láser, hasta generar un plasma. La rápida expansión del plasma genera una onda de presión que pasa a la pieza como una onda de choque. Si dicho plasma no hubiera estado confinado por el agua gran parte de la energía se habría disipado en la libre expansión del plasma al aire.

En la Figura 3-12 extraída de (Kruusing, 2007) se muestra la presión generada durante la ablación directa (denominada “*in air*”) y confinada (denominada “*in water*”). Puede observarse como al usar agua para confinar el plasma la presión y la duración del pico es notablemente mayor a la presión obtenida en ablación directa.

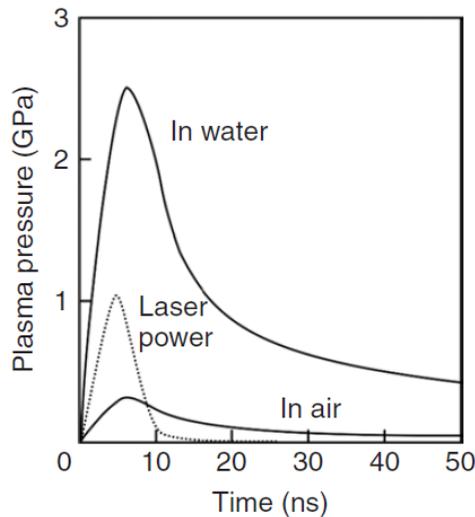


Figura 3-12. Comparación de ablación directa y confinada en agua (Kruusing, 2007) .

El efecto buscado por este proceso es, al igual que en el *shot-peening*, generar tensiones residuales de compresión, esto se consigue cuando la amplitud de tensión de la onda de choque es mayor que el Límite Elástico de Hugoniot (Asay & Shahinpoor, 1992), definido como (Hiermaier, 2008) (Ding & Ye, 2006):

$$\sigma_{HEL} = \frac{1 - \mu}{1 - 2\mu} \sigma_{y-1D} \quad (3-1)$$

Donde σ_{y-1D} es la tensión de fluencia dinámica (Campbell, 1953) (Abdullahi & Mamoun, 2014) y μ es el módulo de Poisson.

Cuando esto sucede, el material se deforma plásticamente al paso de la onda de choque, una vez la onda se ha disipado la deformación residual genera tensiones residuales de compresión. Esto sucede, al igual que en el *shot-peening*, dado que las capas más internas sólo se deforman elásticamente mientras que una capa superficial se deforma plásticamente. Cuando la zona deformada elásticamente trata de recuperarse genera tensiones de compresión en las capas más superficiales que han sufrido deformación plástica.

3.3.3. Parámetros

En (Gujba & Medraj, 2014) y en (Montross, et al., 2002) se realiza un análisis detallado del efecto que los principales parámetros del proceso tienen en el campo de tensiones residuales resultante, así como en la calidad de la pieza. A continuación, se presenta un resumen enfocado a los puntos más relevantes.

- Intensidad del láser: los niveles de intensidad suelen clasificarse en bajo, intermedio y alto. En el caso de la ablación confinada con agua,

por ejemplo, las intensidades intermedias están en el rango de 0,5 GW/cm² y 30 GW/cm², intensidades menores entran en el nivel bajo e intensidades mayores entran en el nivel alto. El pico de presión que puede generarse tiene un máximo a partir del cual puede considerarse que se alcanza una saturación de modo que un incremento en intensidad no va a conllevar un incremento en presión (Devaux, et al., 1993).

- Duración del pulso: generalmente los pulsos láser suelen durar entre 1 y 50 ns. La duración del pulso de presión y la presión máxima obtenida en el proceso (y por tanto la tensión residual finalmente obtenida) están ligados a la duración del pulso láser. En ablación directa la duración del pulso de presión es del orden de magnitud de la duración del pulso, pero en modo confinado es mayor (unas tres a cuatro veces mayor). Así pues, es posible obtener mayores presiones con pulsos más cortos usando el modo confinado. Por otro lado, la duración del pulso afecta al resultado final, por ejemplo, en aleaciones de aluminio 2024-T62 pulsos excesivamente cortos, 13 ns, no generan suficiente presión mientras que pulsos demasiado largos, 50 ns, funden y dañan la superficie (Montross, et al., 2002).
- Longitud de onda del láser: este parámetro afecta directamente a la presión máxima y la duración del pulso. Aun así, según (Gujba & Medraj, 2014), es un efecto que no se ha estudiado en detalle.
- Tamaño y forma del puntero láser: es posible usar distintas formas del puntero laser, comúnmente se usan circulares, elípticas y cuadradas. Según (Cao, et al., 2011) el uso de un puntero cuadrado permite

obtener un perfil de tensiones residuales óptimo comparado con el puntero redondo (Gujba & Medraj, 2014), aunque esto depende de factores como el tamaño del puntero láser. La propagación y atenuación de las ondas de choque también está influenciado por el tamaño del puntero, en (Montross, et al., 2002) se muestra como a medida que se aumenta el tamaño del puntero de 1,2 mm a 5 mm la onda de choque tiende a propagarse como una onda plana en vez de esférica con mucha menos atenuación, resultando en un perfil de tensiones residuales más profundo. Adicionalmente, el solapamiento entre pasadas de laser es mínimo en el caso de utilizarse un puntero cuadrado (Cao, et al., 2011), aunque el efecto que esto puede tener en el perfil de tensiones residuales es aún objeto de estudio (Gujba & Medraj, 2014).

- Material de recubrimiento: la ablación confinada permite obtener unos mayores tiempos de pulsos de presión y por tanto mayores presiones pico, esto se consigue usando un medio de confinamiento y usando un recubrimiento superficial (Montross, et al., 2002). El recubrimiento de la pieza puede hacerse con una fina capa (el espesor es un parámetro importante que afecta a la calidad de los resultados finales (Peyre, et al., 1998)) metálica de aluminio, zinc, u otros metales, pintura negra, cintas adhesivas, etc. Pero el recubrimiento superficial tiene un objetivo adicional que es el de proteger la superficie de efectos térmicos indeseados. Durante el tratamiento térmico, y dada la densidad de energía que se deposita sobre la superficie, en piezas sin recubrir se puede producir ablación de parte del material y resultar en

tensiones residuales de tracción superficiales (Peyre, et al., 1998) (Montross, et al., 2002). Por lo tanto, el uso de un recubrimiento superficial protege a la pieza del contacto directo con el láser.

- Medio de confinamiento: el plasma que se forma debido a la vaporización del material de recubrimiento se confina para así aumentar la intensidad del shock laser aplicado. El medio de confinamiento más utilizado es el agua, aunque también se usan cristal, cuarzo y otros materiales transparentes al láser.

3.3.4. Tensiones residuales

La Figura 3-13 muestra una comparación en la distribución de tensiones residuales en una muestra de Inconel 718 tratada mediante *shot-peening* y *laser-shock-peening* (Gujba & Medraj, 2014). Pueden observarse diversas diferencias entre ambos perfiles de tensiones residuales, retomando los principales parámetros que sirven para definir dichos perfiles, descritos en el apartado 3.2.6, se observa lo siguiente:

- La profundidad de la zona con tensiones de compresión es mayor en las piezas tratadas con LSP que con SP.
- La profundidad a la que se genera la tensión de compresión máxima: es similar en ambos casos.
- El valor de la tensión de compresión máxima es mayor en las probetas tratadas con LSP que las tratadas con SP.
- La tensión residual superficial es mayor en las probetas tratadas con LSP.

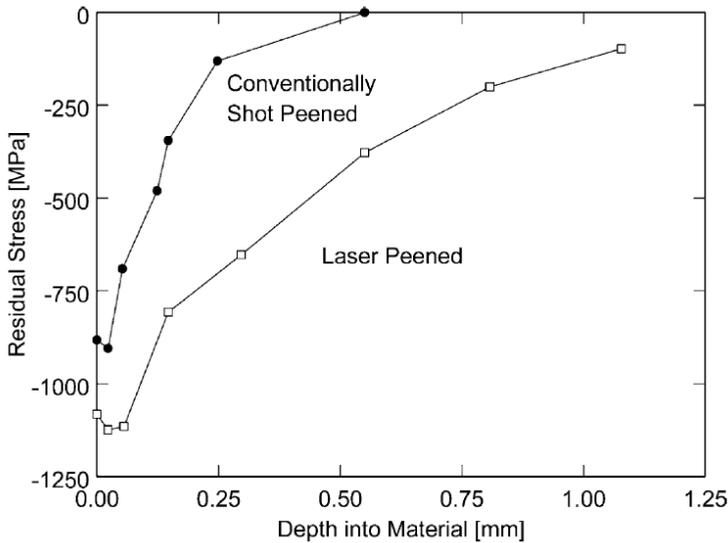


Figura 3-13. Tensiones residuales en SP y LSP en Inconel 718 (Gujba & Medraj, 2014).

Similares resultados se presentan en (Wang, et al., 2013) en donde se compara el efecto del láser peening y el “ultrasonic shot-peening” (USP) en el acero inoxidable 1Cr11Ni2W2MoV. En los resultados (ver Figura 3-14) se observan igualmente un perfil de tensiones residuales con mayor tensión residual superficial (-810 MPa frente a -545 MPa en las USP) y mayor tensión máxima, y a su vez un mayor alcance de las tensiones residuales de compresión en profundidad (2 mm frente a 0,4 mm en las USP) en las piezas tratadas con laser-peening. Similares perfiles se observan en la Figura 3-15 para un Titanio Ti-2.5Cu, fase α , tratado con LSP, SP y USP.

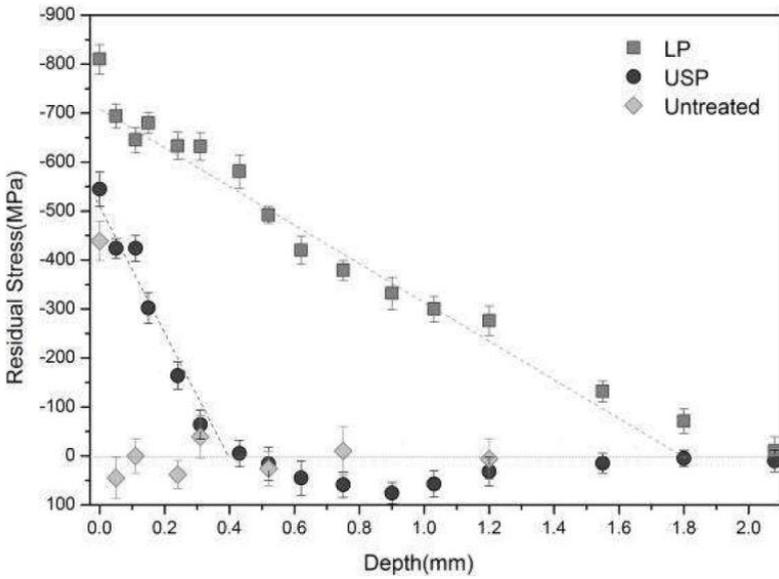


Figura 3-14. Distribución de tensiones residuales en USP, LSP y material base según (Wang, et al., 2013)

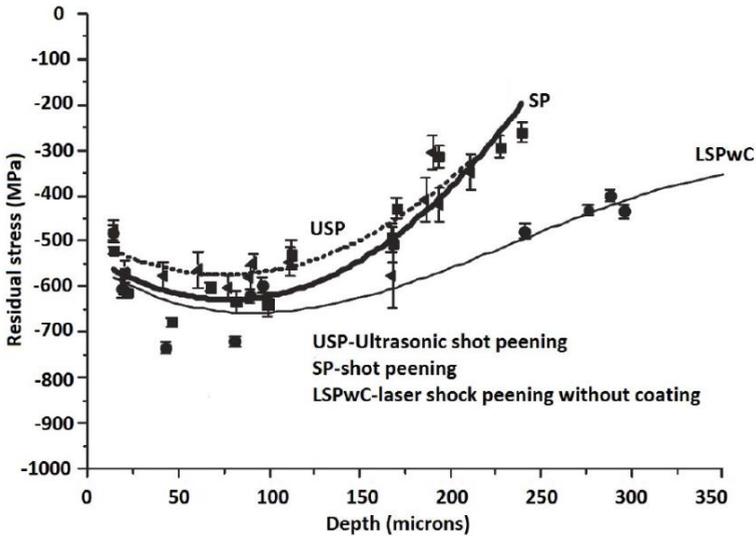


Figura 3-15. Distribución de tensiones residuales en SP, USP y LSP en un Ti-2.5Cu (Abdullahi & Mamoun, 2014)

Como se ha comentado a lo largo de este capítulo, el LSP posee una serie de ventajas frente a procesos como el shot-peening como son la obtención de un perfil de tensiones residuales más profundo y a su vez tensiones residuales superficiales y máximas más altas. A su vez el acabado superficial de las piezas tratadas con LSP es superior dado que no se produce el efecto de los impactos de granalla que se generan en el shot-peening. Estos entre otros, hacen que las piezas tratadas con LSP puedan tener un mejor comportamiento a fatiga (al menos en teoría) que piezas tratadas con shot-peening. Pero el LSP más que como un sustituto del SP ha de verse como un proceso alternativo para la mejora a fatiga de componentes. Aun así, el LSP no está libre de desventajas, por ejemplo, la necesidad de un equipo especializado (generador de pulsos láser de alta densidad de energía) y por lo tanto mayor inversión económica comparado con una máquina de shot-peening, restricciones geométricas de la pieza para la correcta aplicación del medio de confinamiento, control de la integridad superficial de la pieza (evitar daños por ablación de material durante el proceso) y otros.

3.4. Bruñido de baja plasticidad o LPB

3.4.1. Introducción

El bruñido de baja plasticidad (*Low-Plasticity Burnishing o LPB*) es un proceso mecánico que trata de generar elevadas tensiones de compresión en la superficie de las piezas minimizando el trabajo en frío. Para ello se define el área de la pieza a tratar y se presiona un útil de bruñido contra la superficie (generalmente una bola que, como se muestra más adelante, tiene la capacidad

de rodar libremente), generando tensiones de compresión en la superficie. A continuación, se hace rodar el útil a lo largo de la superficie manteniendo la presión y evitando solapamientos en las distintas pasadas.

El LPB es un proceso muy similar al bruñido convencional (*burnishing*), en el cual está basado, y la característica principal que los diferencia es que el útil puede rodar libremente, contrariamente al bruñido convencional en el que el útil desliza sobre la superficie de la pieza. Para que el útil, por ejemplo, la bola, pueda rodar libremente, se coloca en un alojamiento que actúa como cojinete hidrostático, usando la propia taladrina, disponible en la máquina, para mantener la bola y a la vez lubricar la pieza. El bruñido de baja plasticidad es un proceso patentado en 1998 por “Lambda Research, Inc.” (Prévey, 1998).

3.4.2. Proceso

El bruñido de baja plasticidad (LPB) genera tensiones residuales de compresión y mejora la calidad superficial (rugosidad) de la pieza con una mínima cantidad de deformación plástica. Esencialmente consiste en presionar una bola, suspendida hidrostáticamente en el útil, contra la pieza y hacerla rodar a lo largo de esta. El proceso de avance del útil y rotación de la pieza es muy similar al de un proceso de mecanizado convencional. Por lo tanto, una ventaja del LPB es que el proceso puede realizarse en un torno o en un centro de mecanizado convencional por lo que, en general, sólo es necesario invertir económicamente en el útil, y no hay necesidad de disponer de una máquina específica para el proceso. Otra ventaja de este proceso es que la presión que aplica la bola en cada instante está controlada, en función de la fuerza

necesaria, mediante un control en lazo cerrado con el CNC (sistema de control) del centro de mecanizado en el que se realice el proceso. Con esto se consiguen fuerzas de bruñido mínimas y constantes, reduciendo la posibilidad de dañar el útil o la pieza por exceso de deformación. El útil en su forma más simple consiste en una bola (existen otras configuraciones como de doble bola o con rodillo) y un eje hueco que actúa de cojinete hidrostático, al hacer fluir por él aceite a presión. El propio fluido de lubricación se hace circular para soportar la bola de modo que esta tenga un movimiento de rodadura, evitando en todo momento el contacto de esta con el útil o que deslice sobre la superficie de la pieza dañándola (Mohammadi, et al., 2014), como puede suceder en el bruñido con bola ordinario. Esto además permite una correcta lubricación de la zona tratada (ver la Figura 3-16 a Figura 3-18).

El trabajo en frío sobre la pieza por la aplicación del LPB es mínimo (Avilés, et al., 2013) (Fu & Guo, 2012) (Prevéy & Hornbach, 2009), dado que las pasadas no se solapan, y resulta similar al del LSP, produciendo unas tensiones residuales, teóricamente, más estables que las obtenidas mediante SP. Adicionalmente, el LPB reduce la rugosidad superficial pudiendo llegar a un acabado cercano a espejo, lo que se suma a las tensiones residuales de compresión para favorecer un buen comportamiento a fatiga. Este proceso es usado en componentes para turbinas, trenes de aterrizaje, implantes médicos, moldes y matrices, uniones soldadas, etc.

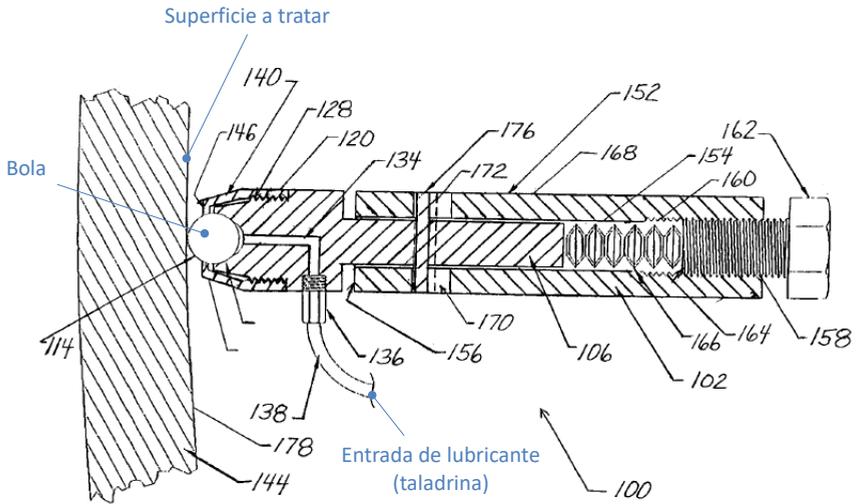


Figura 3-16. Esquema del proceso de LPB (Prévey, 1998)

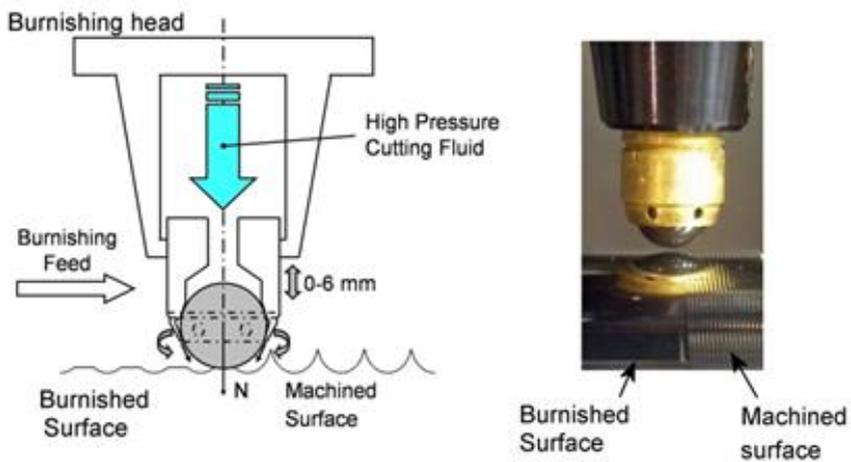


Figura 3-17. Esquema y foto del proceso LPB (Avilés, et al., 2013)



Figura 3-18. Instalación para LPB de probetas cilíndricas¹

3.4.3. Parámetros

A continuación, se enumeran los parámetros principales del proceso de bruñido hidrostático con bola.

- Presión de bruñido y fuerza de bruñido: la presión de bruñido se corresponde con la presión del fluido que hay en el interior de la herramienta. Por otro lado, la fuerza de bruñido es la fuerza que se aplica sobre la pieza en la dirección de la herramienta, esta está limitada por la máxima presión que pueda aportar el sistema hidráulico de la máquina. Un aumento de la presión causa un significativo aumento tanto de las tensiones residuales como de la profundidad que alcanzan, aunque existe una presión de saturación por encima de la

¹ Torno CNC con la instalación utilizada para realizar el LPB de las probetas de fatiga en los laboratorios del Departamento de Ingeniería Mecánica de la ESI de Bilbao (UPV/EHU).

cual no hay una mejora apreciable. En lo concerniente a la rugosidad superficial, según los trabajos de (Klocke, et al., 2009) (Luca, et al., 2005), el aumento de presión no tiene excesiva influencia sobre este parámetro. Mientras que según los resultados de (El-Taweel & El-Axir, 2009) a medida que ese aumenta la fuerza se reduce la rugosidad, existiendo una fuerza máxima umbral por encima de la cual la rugosidad vuelve a aumentar.

- Diámetro de la bola: este afecta tanto al valor de la fuerza de bruñido, a mayor diámetro mayor fuerza para la misma presión, como a la deformación plástica de la superficie, lo que afecta a las propiedades superficiales finales, obteniéndose una mejor rugosidad superficial con bolas de menor diámetro (Seemikeri, et al., 2008) (Klocke, et al., 2009). Por otro lado, a mayor diámetro, y a igualdad del resto de parámetros, mayores son las tensiones residuales y la profundidad del campo de tensiones (Klocke, et al., 2009).
- Velocidad de bruñido: este parámetro afecta principalmente al tiempo del proceso, se define como la velocidad relativa entre la herramienta y la superficie de la pieza. En la Figura 3-19 (Stalin, et al., 2012) puede observarse el efecto de la velocidad de bruñido en la rugosidad y en la micro-dureza, a mayor velocidad se obtiene mayor dureza y menor rugosidad. En este aspecto entra también en juego el lubricante utilizado, y, según el trabajo de (Loh, et al., 1991) y (El-Taweel & El-Axir, 2009), existe un rango de velocidades óptimo por encima del cual se empieza a deteriorar el acabado superficial.

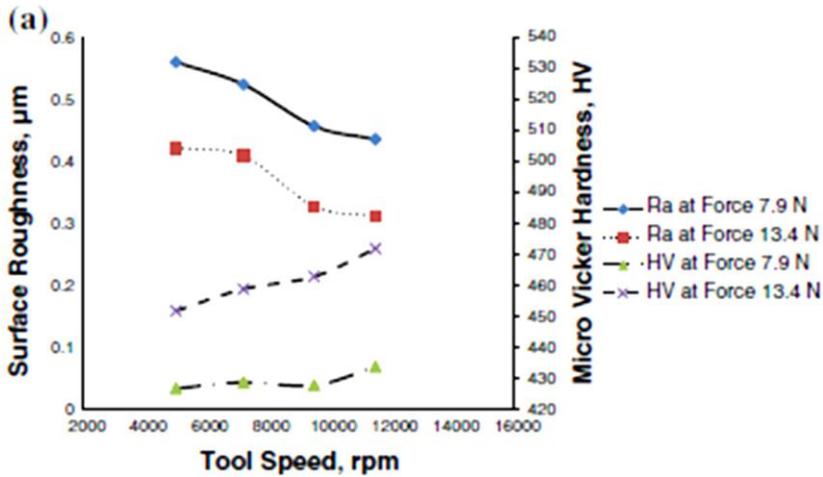


Figura 3-19. Efecto de la velocidad de herramienta en dureza y rugosidad sobre un acero 34CrNiMo6 según (Stalin, et al., 2012).

- Número de pasadas: generalmente una única pasada suele ser suficiente dado que la fuerza ejercida en el LPB es mayor que en otros procesos y es suficiente para mejorar la calidad de la superficie con respecto al mecanizado previo. Aun así, es posible realizar múltiples pasadas ejerciendo una menor fuerza.
- Dirección de bruñido: este parámetro se elige en función de la dirección del mecanizado previo y puede ser perpendicular, paralelo o en ángulo a esta. En caso de poder elegirse, una dirección perpendicular al mecanizado aporta mejores resultados (Rodríguez, 2014). Ha de tenerse en cuenta que, como se muestra más adelante, las tensiones residuales producidas por LPB no son isótropas, ya que tienden a ser mayores en la dirección perpendicular a la dirección de bruñido.

3.4.4. Cambios estructurales en la pieza

Dureza superficial

En general, la dureza final está relacionada con el trabajo en frío (micro-dureza) (Kudryavtsev & Rymynova, 1961) y por lo tanto depende en gran parte de la fuerza de contacto (a mayor fuerza mayor dureza). Por otro lado, a menor rugosidad superficial inicial, menor será la dureza en acabado (Prabhu, et al., 2010) ya que la cantidad de trabajo en frío será menor. Una mayor dureza superficial va unida a una mayor tensión residual de compresión y mayor vida a fatiga. La presión de bruñido es un parámetro crítico para obtener una dureza determinada (Rodríguez, 2014), a presiones elevadas pueden alcanzarse incrementos del 167 % en la dureza, dependiendo del material (Prabhu, et al., 2010).

Rugosidad

Uno de los aspectos principales del bruñido es la mejora en la calidad superficial de la pieza, que puede aumentarse de media alrededor de seis veces respecto al valor original (Seemikeri & Mahagaonkar, 2010), (Rodríguez, 2014).

Los parámetros que más influyen en la reducción de la rugosidad son la presión, la velocidad, el diámetro de la bola y el número de pasadas (Seemikeri & Mahagaonkar, 2010) (Prabhu, et al., 2010). Esto conlleva una mejora en la vida a fatiga respecto de la pieza sin tratamiento LPB, tal y como se demuestra en la referencia (Avilés, et al., 2013) en la que se utilizó un acero AISI 1045 normalizado (ver la Figura 3-21 y Figura 3-21).

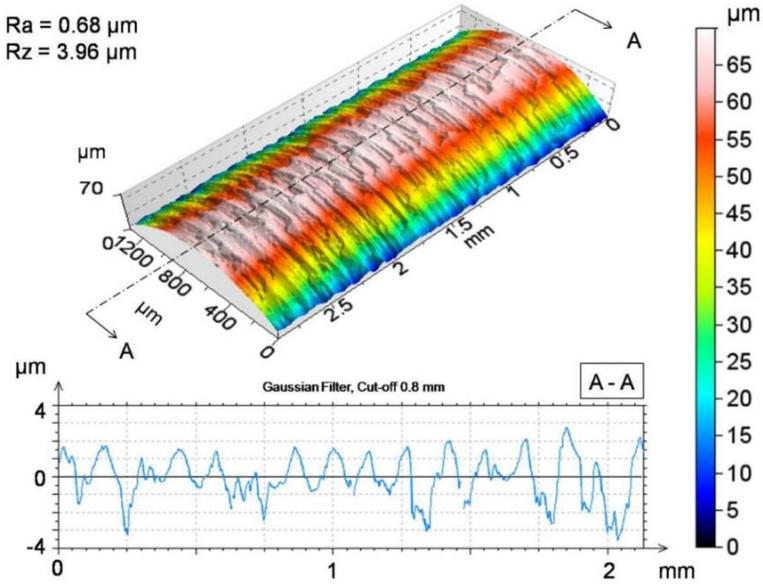


Figura 3-20. Rugosidad superficial en superficie mecanizada (Avilés, et al., 2013) en un acero AISI 1045 normalizado

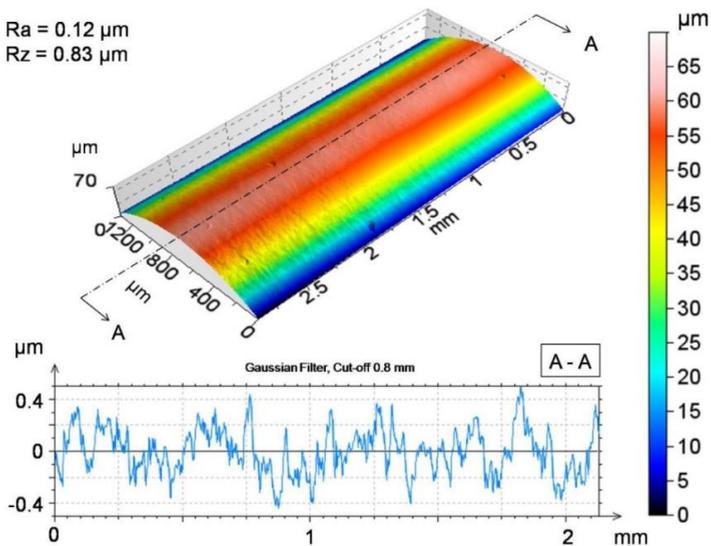


Figura 3-21. Rugosidad superficial en superficie tras LPB (Avilés, et al., 2013) en un acero AISI 1045 normalizado.

Tensiones residuales

Junto a la mejora en calidad superficial comentada anteriormente el bruñido de baja plasticidad también genera tensiones residuales de compresión en la superficie, y hacia el interior de la pieza llegando a alcanzar una profundidad de 1 mm (Seemikeri, et al., 2008), (Rodríguez, 2014).

El perfil típico documentado de tensiones residuales, al igual que en el SP y el LSP, posee un máximo a una cierta distancia de la superficie, que depende de los parámetros del proceso, tras el cual las tensiones residuales decrecen hasta pasar a tracción en el interior de la pieza. En la Figura 3-22 se muestra un ejemplo de distribución de tensiones residuales en Ti-6Al-4V sin tratar (definido como “*baseline*”), bruñido con rodillos (definido como “*roller burnished*”) y con LPB. Se aprecia que el LPB genera una tensión residual en la superficie casi cinco veces mayor al bruñido con rodillos (Hornbach, et al., 2006). Sin embargo, el perfil de tensiones residuales medidas en dirección longitudinal en probetas cilíndricas de acero AISI 1045 presenta el máximo prácticamente en la superficie, tal y como se describe en la referencia (Avilés, et al., 2013) y se reproduce en la Figura 3-23. Más adelante en esta Tesis se comprobará este mismo hecho para el acero 34CrNiMo6 de temple y revenido, pero también se observará que las tensiones en dirección tangencial sí tienen su máximo valor en la zona subsuperficial de las probetas.

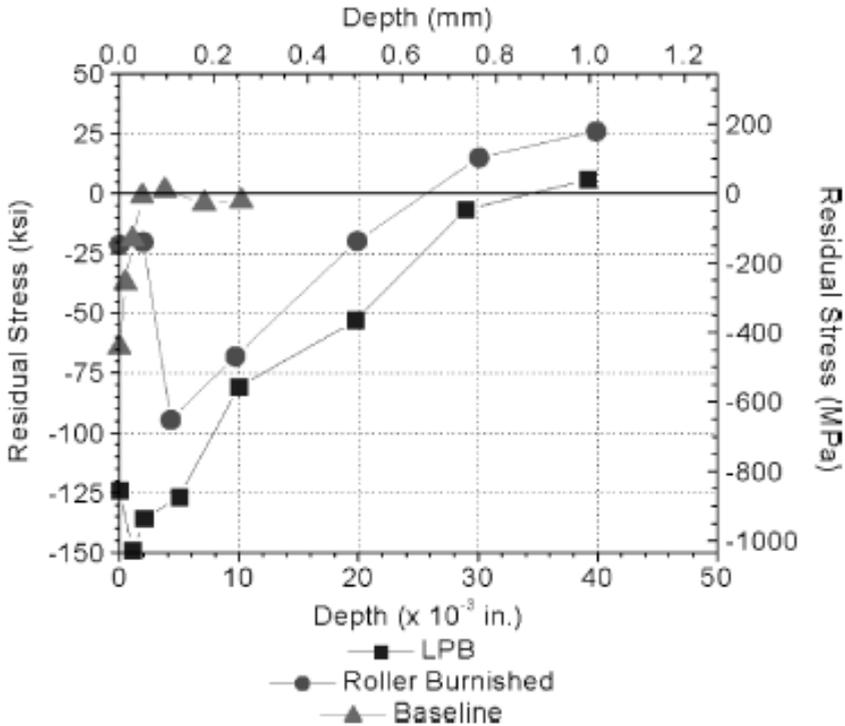


Figura 3-22. Tensiones residuales en una pieza sin tratar, bruñida con rodillos y tras LPB (Hornbach, et al., 2006),

Una característica particular de las tensiones residuales tras el proceso LPB es su anisotropía, anteriormente comentada. Dada la propia naturaleza del proceso, la deformación multiaxial de la superficie hace que las tensiones residuales en dirección longitudinal a la superficie de las probetas sean mayores que las tensiones residuales transversales (Rodríguez, 2014). Este efecto puede verse en la Figura 3-24 extraída de (Avilés, et al., 2013), donde se comprueba también su relajación en el tiempo por aplicación de tensión variable, esto se observa también en (Cammett & Prevey, 2001) para un acero 4340.

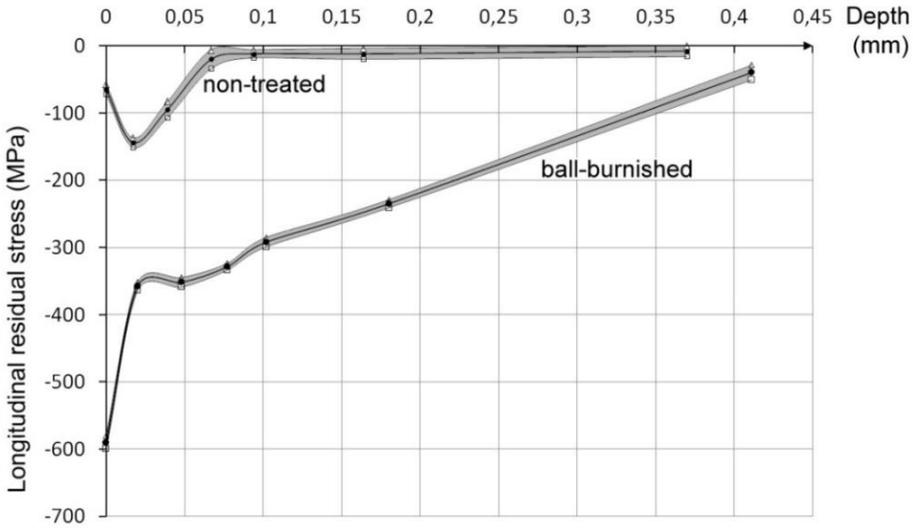


Figura 3-23. Tensiones residuales axiales en probetas de AISI 1045 antes y después de LPB (Avilés, et al., 2013).

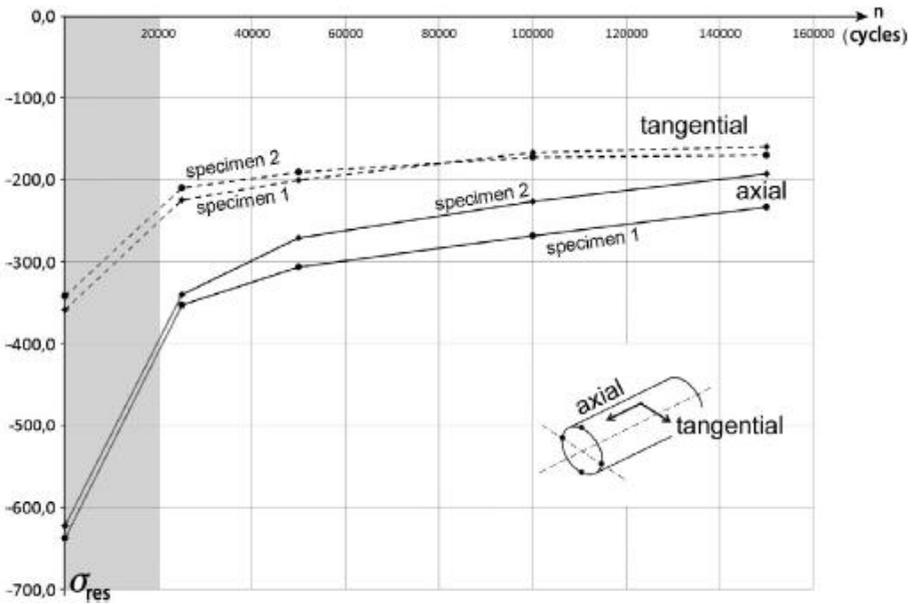


Figura 3-24. Evolución bajo carga cíclica de las tensiones residuales superficiales anisótropas (relajación por tensión) (Avilés, 2015).

3.5. Comparación SP, LSP, LPB

La Figura 3-26 y Figura 3-27, extraídas del trabajo de (Zhuang & Halford, 2001), muestran un resumen del efecto final en términos de tensiones residuales y trabajo en frío respectivamente para los tres procesos anteriormente descritos. Puede observarse como en general el SP genera una capa de tensiones de compresión de unos cientos de micras mientras que el LPB y el LSP llegan incluso al milímetro de espesor. A su vez el trabajo en frío generado por el SP es superior al de los otros procesos.

En (Golden & Shepard, 2007) se realizó un estudio aplicando dos tratamientos superficiales: LPB y LSP, a una serie de especímenes con el fin de inducir tensiones residuales y estudiar su efecto en “*fretting fatigue*” cerca de la superficie en la región de contacto. En la Figura 3-25 se muestra el perfil en profundidad donde se observa que para los parámetros utilizados en dicho estudio el valor máximo de tensión es mucho mayor en las probetas tratadas con LPB, mientras que la tensión residual superficial es parecida en ambos casos.

Los tres procesos tienen sus respectivas ventajas y desventajas, tal y como se ha descrito a lo largo de este capítulo, que limitan y acotan su campo de aplicación. Pese a que el SP genera una capa de tensiones compresivas de menor profundidad y más trabajo en frío, es un proceso ampliamente utilizado. Esto se debe a que, para la producción de ciertas piezas, parámetros como el coste, el tiempo de proceso, el tamaño de lote, la geometría a tratar, etc. priman sobre la magnitud/profundidad de las tensiones residuales obtenidas.

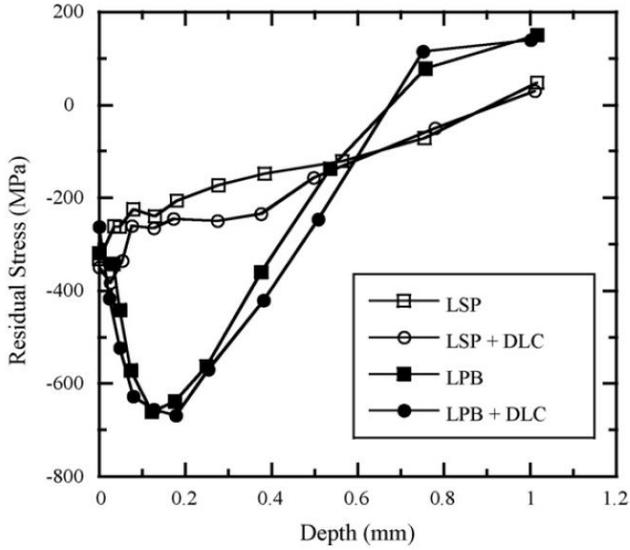


Figura 3-25. Medidas de tensiones residuales en profundidad tomadas de especímenes de cola de milano (Golden & Shepard, 2007)

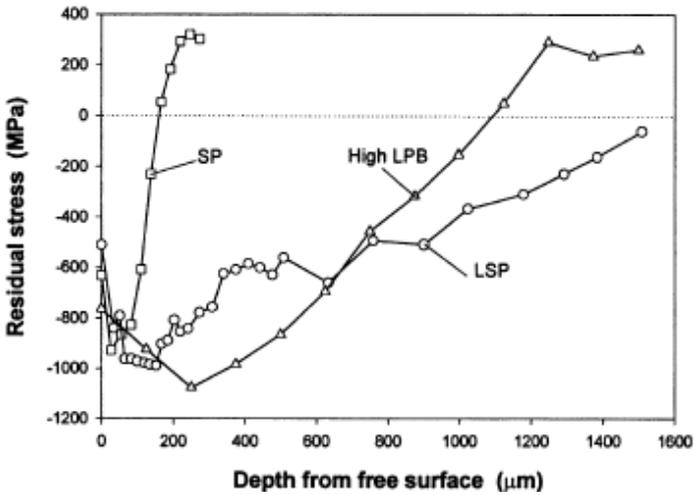


Figura 3-26. Tensiones residuales en IN 718 tratado por SP, LPB y LSP, extraído de (Zhuang & Halford, 2001).

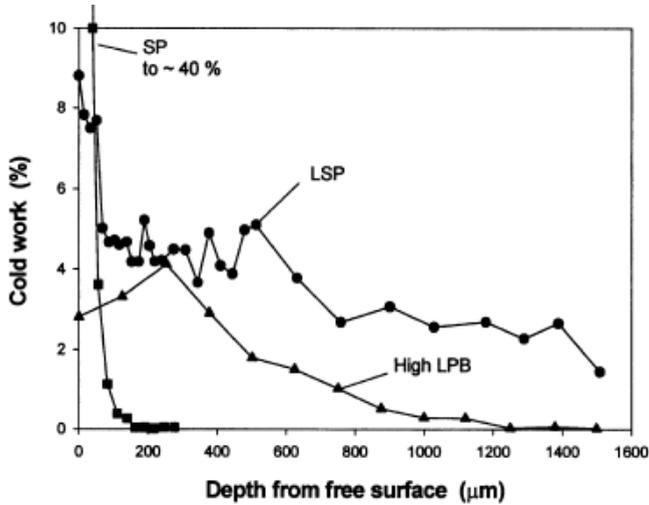


Figura 3-27. Trabajo en frío en IN 718 tratado por SP, LPB y LSP, extraído de (Zhuang & Halford, 2001).

Cabe destacar dos aspectos adicionales sobre la figura anterior, el primero es que hay que tener en cuenta que la comparación que se muestra es para unos parámetros de proceso específicos de SP, LPB y LSP; estas gráficas pueden variar dependiendo de estos, pero la comparación cualitativa de estos procesos y las conclusiones extraídas son las mismas. Por otro lado, tal y como se ha comentado anteriormente, el acabado superficial de las piezas (rugosidad) es un parámetro muy importante a tener en cuenta, especialmente cuando se busca una mejora de la vida a fatiga con el uso de estos tratamientos, pero también en piezas que por otros motivos requieran una baja rugosidad.

Capítulo 4:

EL TEMPLE Y REVENIDO PARA MEJORA DEL COMPORTAMIENTO RESISTENTE DE METALES

CAPÍTULO 4. EL TEMPLE Y REVENIDO PARA MEJORA DEL COMPORTAMIENTO RESISTENTE DE METALES

4.1. Resumen.

Dado que el acero elegido para los trabajos experimentales en esta Tesis ha sido sometido a un tratamiento de temple y revenido (a veces denominado como “bonificado”), en este Capítulo se describen brevemente las principales características del proceso y la mejoría que produce en las propiedades mecánicas.

El temple y revenido de metales es un tratamiento térmico de dos etapas para mejorar las propiedades mecánicas de algunos metales. La primera fase, el templado, permite un aumento de la dureza y resistencia, pero también conlleva una reducción de ductilidad. La segunda fase, el revenido, subsana en gran parte esto último permitiendo obtener un producto final con propiedades mecánicas notablemente superiores a las de la pieza de inicio.

4.2. Templado

4.2.1. Introducción

Las propiedades de los aceros pueden modificarse de diversas maneras, las más comunes son, cambiando la composición química mediante la adición de elementos aleantes o eliminando ciertos estados de equilibrio durante la fase de enfriado. A modo de ejemplo, para aceros con transformación austenita-

ferrita puede aumentarse la tensión de fluencia de 200 (ferrita) a 2.500 MPa (martensita) al pasar de un enfriamiento lento a uno ultra rápido debido a que la estructura interna pasa de ferrita a martensita ([Tensi, et al., 2010](#)).

El tratamiento térmico de templado es de orígenes inciertos y ya es citado en textos anteriores al 400 A.C. El proceso ha sido extensamente usado y perfeccionado para crear armas y utensilios durante siglos, pese a que hasta entrado el siglo XIX no se comenzaron a entender los mecanismos por los cuales se producen las mejoras en el comportamiento del material ([Mackenzie, 2008](#)).

En términos generales el proceso para obtener un acero endurecido consta de tres pasos ([Verhoeven, 2007](#)):

1. Austenización: el acero se calienta para formar austenita. Esta es la microestructura deseada antes de realizar un proceso de endurecimiento.
2. Templado: se enfría la pieza rápidamente en agua, aceite u otro medio.
3. Revenido: se calienta a temperatura controlada para reducir la fragilidad del producto templado. Dependiendo del tamaño de la pieza el calentamiento puede durar una hora o más. Una vez realizado se extrae la pieza del horno y generalmente se deja enfriar al aire.

Los cambios de fase durante enfriamientos “lentos” (es decir en condiciones de equilibrio en las que se permite la completa difusión de los átomos de carbono dentro de la matriz de hierro) pueden ilustrarse en diagramas de fase; en la Figura 4-1. se muestra un diagrama de fase o de equilibrio para el acero,

Fe-C hasta el 2% C (por encima del 2% se considera fundición). Las fases que aparecen en equilibrio son perlita, ferrita y cementita dependiendo del contenido en carbono. Un enfriamiento lento desde fase austenita tendrá como resultado un acero con perlita-ferrita, perlita o perlita-cementita.

Por otro lado, hay fases asociadas a condiciones fuera de equilibrio como son bainita, martensita y perlita fina que aparecen realizando enfriamientos rápidos en los que no se permite la difusión total del carbono. La formación de dichas fases depende de la composición del acero, de la austenización y del tiempo de enfriamiento.

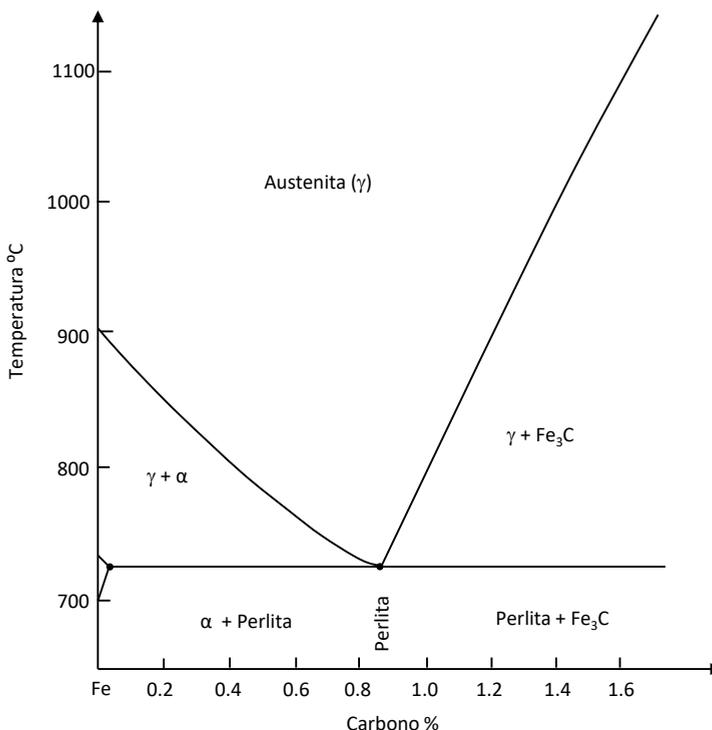


Figura 4-1. Diagrama Fe-C hasta el 2% C simplificado; basado en (Totten, et al., 1992)

Para estudiar su formación en lugar del diagrama Fe-C se usan los siguientes tipos de diagramas:

- TTT: “Temperatura Tiempo Transformación” (*Temperature Time Transformation*)
- CTT “Transformación Enfriamiento Continuo” (*Continous Cooling Transformation*)
- IT “Transformación Isotérmica” (*Isothermal Transformation*)

En la Figura 4-3 y Figura 4-3se muestra un ejemplo de diagramas IT y CTT.

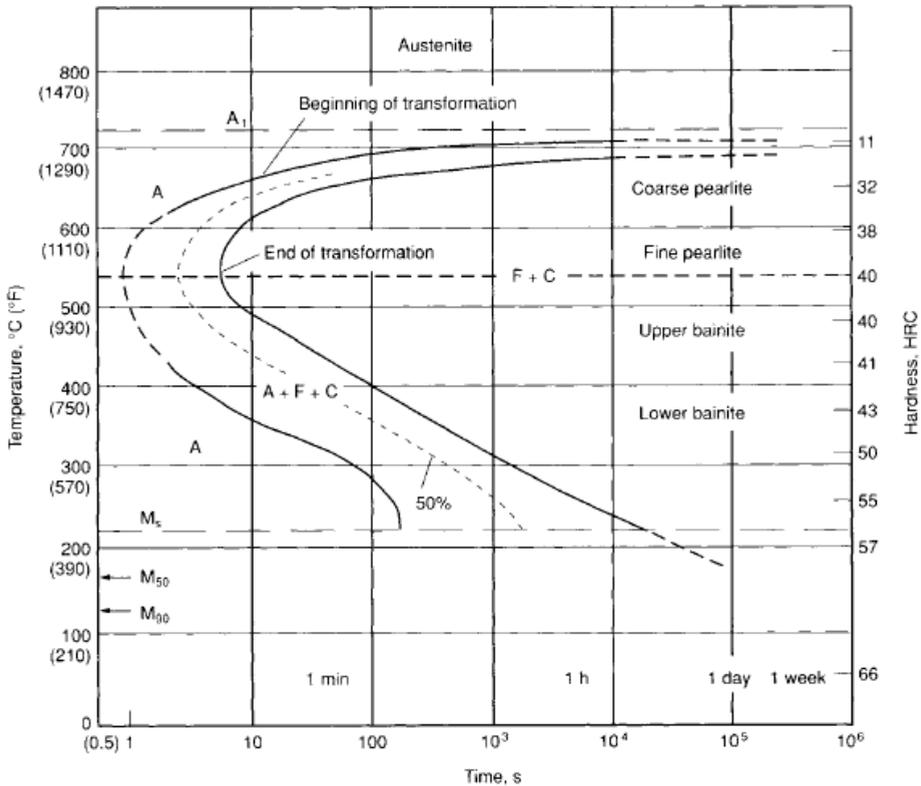


Figura 4-2. Ejemplo de diagrama IT, según (Totten, 2006)

enfriamiento crítica. De esta manera se asegura que la austenita sobre-enfriada no sufra transformación perlítica y la estructura será en su gran mayoría martensita o bainita. Los medios de enfriamiento suelen ser líquidos, aunque también se usan gases. Se pueden realizar dos clasificaciones de medios de enfriamiento:

- Tipo de material: agua, aceite, sales fundidas, gases.
- Medio evaporante (agua y aceite generalmente) o no evaporante (gases, sales fundidas)

La segunda clasificación es bastante útil ya que ambos tipos difieren especialmente en el mecanismo de intercambio de calor y por tanto en la cinética del proceso de enfriamiento, lo que determina en gran medida las propiedades del producto final.

Los dos medios más usados son el agua y el aceite, en general el primero suele dar los mejores resultados en términos de dureza, pero pueden generarse microgrietas, el enfriamiento con aceite evita esto último en detrimento de una reducción en dureza.

La profundidad obtenida durante el proceso también depende de:

- Tamaño y forma (sección) de la pieza.
- Templabilidad del material.
- Condiciones de templado.

Existen distintos métodos para determinar la templabilidad de un material, los más comunes son el método Grossman (Grossman, 1951), y la curva de Jominy (Jominy, 1939).

4.2.3. Método de Grossman

El método de Grossman representado de forma esquemática en la Figura 4-4, consiste en templar barras cilíndricas de distinto diámetro. Tras realizar una sección de cada barra se realiza un análisis metalográfico y se determina qué barra posee en su núcleo una composición del 50 % de martensita, el diámetro de esa barra se define como el diámetro crítico. Barras de mayor diámetro tendrán menor contenido en martensita y por lo tanto menor dureza y viceversa.

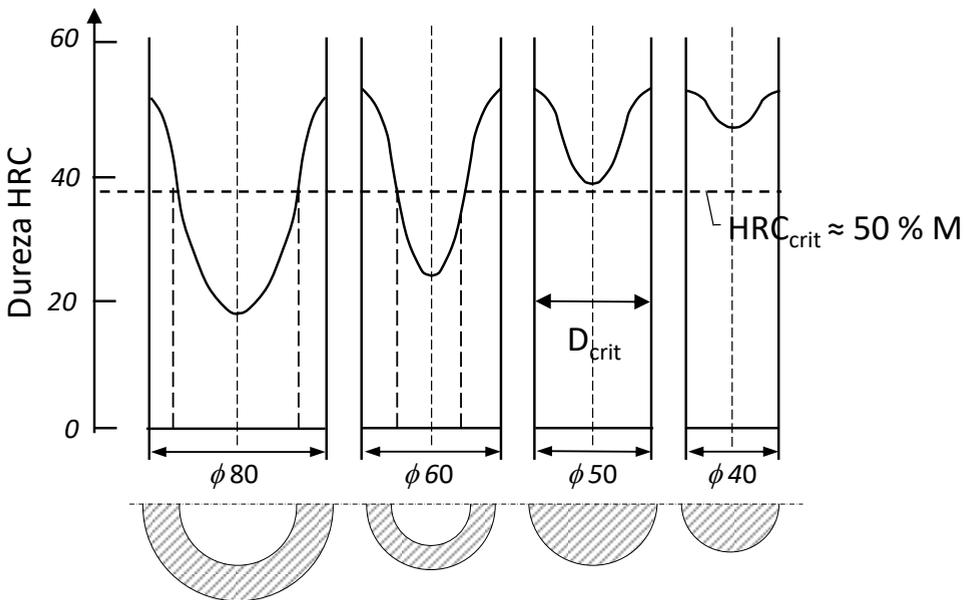


Figura 4-4. Diámetro crítico, método Grossman (Totten, 2006)

El resultado de este método depende del método de enfriamiento, si este cambia debe repetirse el ensayo. Para evaluar la severidad de cada método de enfriamiento Grossman introdujo el “factor H” y el concepto de “diámetro crítico ideal”, que es el diámetro crítico cuando se realiza un enfriamiento infinitamente rápido ($H=\infty$). Para poder obtener el diámetro crítico para distintos medios de enfriamiento, Grossman, Asimow y Urban (Thelning, 1981)) generaron una serie de gráficas, ver Figura 4-5, relacionando el diámetro crítico ideal (abscisas) y el diámetro crítico (ordenadas).

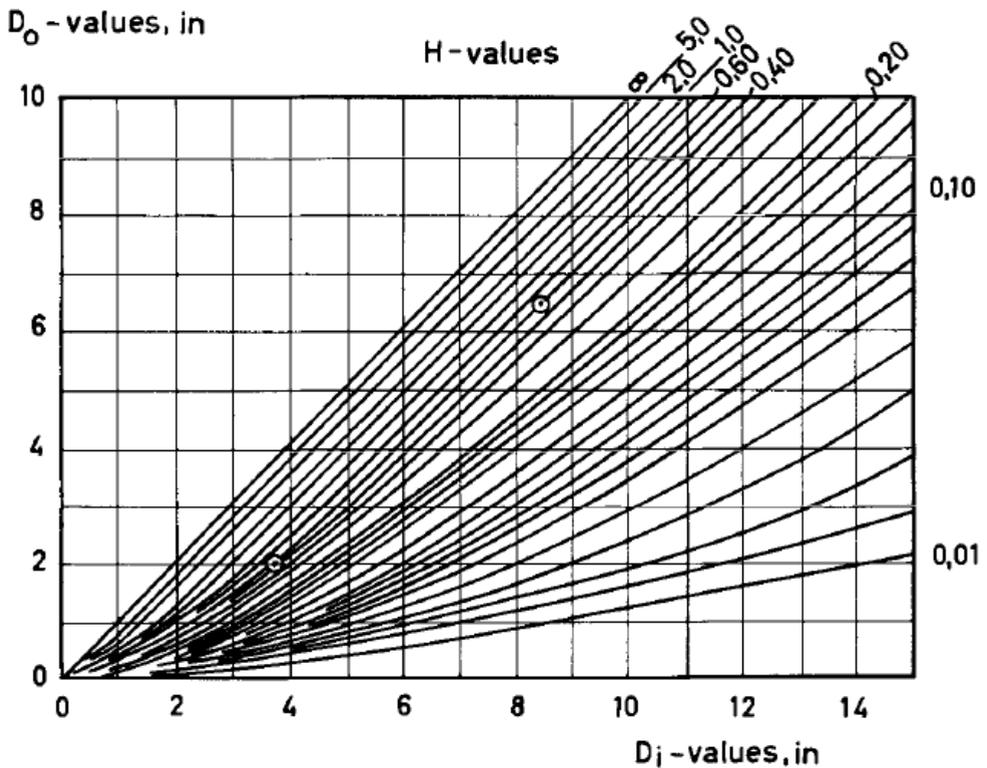


Figura 4-5. Relación entre diámetro crítico ideal y diámetro crítico (Thelning, 1981)

4.2.4. Curvas de Jominy

Otro método para obtener la templabilidad de un material es la obtención de las curvas Jominy. En este test todos los parámetros se mantienen constantes, forma y tamaño de pieza, así como método de templado, excepto la composición de la aleación. Para obtener los datos se calienta en horno un espécimen cilíndrico a una temperatura y tiempo determinados. Tras su extracción del horno se procede rápidamente a colocarlo en un soporte que permite rociarlo con agua desde el extremo inferior (Figura 4-6). Una vez la pieza se ha enfriado se procede a realizar un mecanizado de 0,4 mm de profundidad para leer la dureza a distintas alturas.

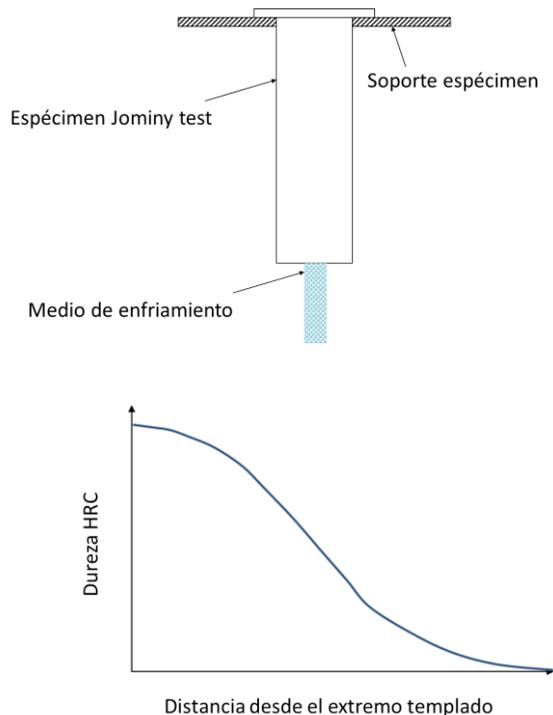


Figura 4-6. Configuración del ensayo Jominy y curva típica de dureza.

4.2.5. Revenido

El revenido consiste en mantener un acero a una temperatura constante, en la que la austenita no pueda formarse, para así cambiar su microestructura y propiedades mecánicas. Es un proceso comúnmente usado tras el templeado para reducir la fragilidad del acero endurecido resultante a expensas de una reducción en dureza. El efecto de esta operación depende de la temperatura (Figura 4-7) y del tiempo de aplicación.

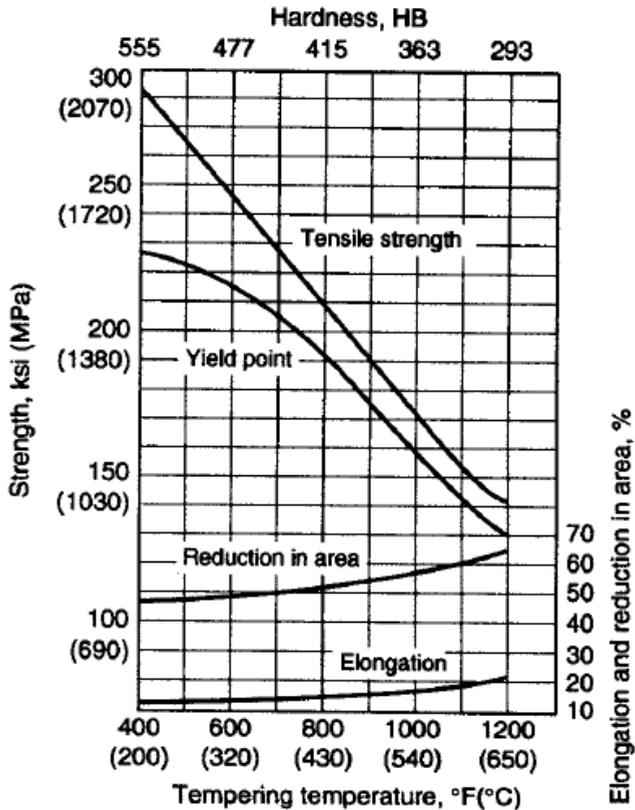


Figura 4-7. Efecto de la temperatura de revenido en el acero 4340 (Campbell, 2008)

Durante el revenido la martensita sufre una serie de reacciones definidas como estados de revenido (Bain & Paxton, 1966), clasificados como:

- 1- Reducción del contenido de carbono en la matriz de martensita.
- 2- Transformación de austenita residual en ferrita y cementita.
- 3- Transformación de la matriz de martensita baja en carbono en ferrita y cementita.

Es importante controlar la temperatura a la que se realiza el proceso ya que pueden aparecer fenómenos como el de “fragilización martensítica” (TME: *Tempered Martensite Embrittlement*) y “fragilización por revenido” (TE: *Tempering embrittlement*). El primero ocurre en el rango de 260 °C y 340 °C y el segundo a unos 600 °C (Verhoeven, 2007). Estos fenómenos son una propiedad en especial de aceros con elementos aleantes como el cromo, níquel o manganeso (Zabil'skii, 1987).

La Figura 4-8 muestra el efecto que generalmente tiene la aplicación de un proceso de revenido tras templado. Se observa un claro aumento de la ductilidad y una reducción de la resistencia.

La consecuencia posiblemente más importante del temple y revenido es que el acero así tratado tiene mejores características mecánicas, principalmente en cuanto a resistencia última, tensión de fluencia, resistencia al desgaste y dureza. En esta Tesis se ha seleccionado un acero DIN 34CrNiMo6 templado y revenido, suministrado por la empresa Thyssen-Krupp Ibérica, ya que se ha considerado que reunía unas características muy adecuadas para los objetivos que aquí se tratan de conseguir.

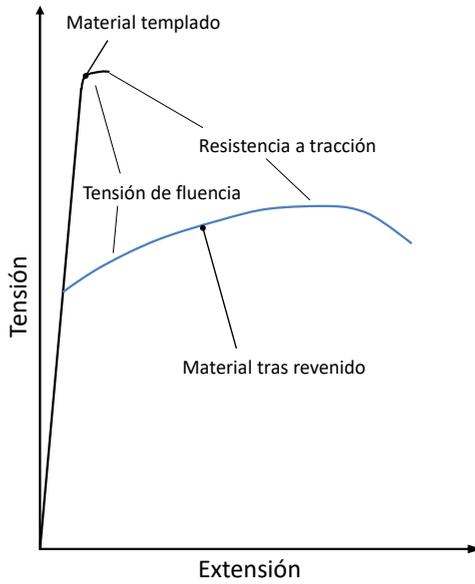


Figura 4-8. Efecto del revenido en la curva tensión-extensión (Verhoeven, 2007).

Capítulo 5:

LA DIFRACCIÓN DE RAYOS X PARA LA MEDIDA DE TENSIONES RESIDUALES

CAPÍTULO 5. LA DIFRACCIÓN DE RAYOS X PARA LA MEDIDA DE TENSIONES RESIDUALES

5.1. Tensiones residuales, tipos y su medida

Antes de describir los métodos más usados para la medición de tensiones residuales, especialmente en metales, es de interés describir brevemente el origen y tipos de tensiones residuales.

Las tensiones residuales son aquellas que permanecen en una pieza tras eliminar las fuerzas o gradientes térmicos externos, y pueden generarse durante la fabricación (mecanizado, soldaduras, etc.) o durante la operación del componente. Durante el funcionamiento del componente dichas tensiones interactúan con las cargas aplicadas, superponiéndose a estas, y, por lo tanto, modificando el estado tensional final de la pieza.

Los métodos de medición de tensiones residuales, contrariamente a lo que su nombre indica, miden extensión, y se basan, en el caso de los métodos no destructivos, en las modificaciones que estas generan en la estructura cristalina, o en el caso de los métodos destructivos, en las deformaciones de la pieza. En cualquier caso, todos los métodos de medición se basan en buscar una relación entre el parámetro medido (deformación de la estructura cristalina, deformación macroscópica, etc.) y las tensiones residuales. La tensión residual se obtiene a partir de la extensión, o deformación, medida, y de parámetros del material como las propiedades elásticas.

Las tensiones residuales pueden clasificarse como macro-tensiones residuales (Tipo I) o micro-tensiones residuales (Tipo II y III) dependiendo del alcance de estas dentro del material (Noyan & Cohen, 1986) (Hauk, 1997). Las tensiones residuales de Tipo I varían en un rango más grande que el tamaño de grano del material, mientras que las de Tipo II y Tipo III actúan en volúmenes dentro del grano y a escala atómica respectivamente. Las tensiones residuales de Tipo II se asocian, en materiales monofásicos, a la anisotropía en el comportamiento de cada grano del material mientras que las de Tipo III se asocian generalmente a la presencia de dislocaciones y otros defectos cristalinos. Ambos tipos están generalmente presentes simultáneamente.

Las macro-tensiones residuales pueden aparecer en una pieza, o conjunto de piezas, debido tanto a procesos de fabricación como a tensiones generadas durante montaje y operación. Dichas tensiones pueden aparecer también debido a procesos químicos, térmicos o de deformación plástica, que generan un desajuste entre distintas partes de una pieza, un claro ejemplo son las tensiones residuales generadas por el proceso de soldadura, o las tensiones residuales generadas por la deformación plástica no homogénea de la superficie en piezas mecanizadas o tratadas con procesos como SP, LPB o LSP.

Como ya se ha comentado anteriormente, las tensiones residuales superficiales tienen un efecto completamente distinto en el comportamiento a fatiga de una pieza metálica en función de su signo. Las tensiones residuales de tracción tienden a promover la aparición y propagación de grietas y, por lo tanto, en general, reducen la vida a fatiga. Las tensiones residuales de compresión, por

el contrario, suelen contribuir a retardar la aparición y propagación de grieta y por tanto mejoran el comportamiento a fatiga de los componentes. Por ello, ya a principios del siglo XX se empezaron a buscar técnicas para poder medir el estado tensional de una pieza, especialmente en aquellas que poseen tensiones residuales superficiales de tracción que pueden llevar a un fallo prematuro. Dichos métodos, o técnicas, de medición de tensiones han ido evolucionando, hasta el día de hoy, dirigidos por el constante avance en los conocimientos y los medios tecnológicos disponibles. Actualmente existen diversos métodos de medición de tensiones residuales que se pueden clasificar en tres grupos (ver Figura 5-1):

- Destructivos
- Semi-destructivos
- No-Destructivos

Existen distintos métodos en cada categoría, no habiendo un método general o superior a los demás, si no que cada uno de ellos posee ventajas y desventajas y su uso depende de parámetros como el campo de aplicación, geometría y material de la pieza, tipo de tensión residual a medir, precisión y coste de la medición, etc.

Este capítulo se va a centrar fundamentalmente en la medición de tensiones residuales mediante difracción de rayos X, por haber sido la técnica utilizada para realizar las mediciones que posteriormente se describen en la presente Tesis. Adicionalmente la difracción de rayos X es uno de los métodos más comúnmente utilizados en la actualidad, dada su relativa sencillez de

aplicación en comparación con el resto de métodos no destructivos, y por su efectividad y versatilidad, puesto que las mediciones pueden realizarse tanto en laboratorio como in-situ mediante equipos portátiles.

En textos como (Kula & Weiss, 1981), (Totten, et al., 2002), (Schajer, 2013), (Hauk, 1997), (Fitzpatrick, et al., 2005), y otros, se presenta una descripción más detallada de los distintos métodos de medición de tensiones residuales.

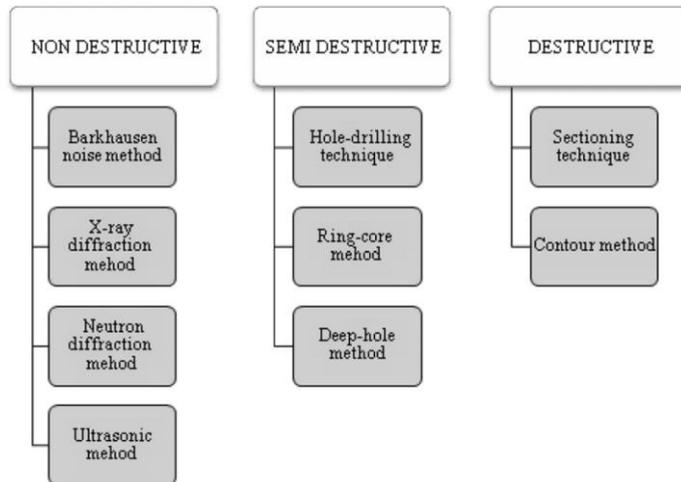


Figura 5-1. Clasificación de métodos de medición de tensiones residuales (Rossini, et al., 2012)

5.2. Medida de tensiones residuales mediante difracción por rayos X

La difracción de rayos X, o DRX, es un método no destructivo que permite medir las tensiones residuales de la superficie expuesta. Es posible también medir las tensiones residuales sub-superficiales si se usa junto con un

procedimiento para eliminar capas de material (por ejemplo, electropulido) (Alkaisee & Peng, 2014). Esto último conlleva ciertas complicaciones ya que a medida que se quitan capas de material es necesario corregir la medición para tener en cuenta el efecto de redistribución de tensiones que se produce (UNE, 2010) (Fitzpatrick, et al., 2005). Si las medidas en profundidad son críticas hay otros métodos, como la difracción de neutrones, que permiten realizar medidas en mayores profundidades. Esto es posible dada la baja interacción de los neutrones con la mayoría de materiales en comparación con la radiación electromagnética, en este caso los rayos X. Por otro lado, este método de medición por difracción de neutrones es mucho más caro y está limitado a instalaciones muy específicas.

La difracción de rayos X mide la extensión en la estructura cristalina del material en cuestión y la tensión residual asociada se determina mediante las constantes elásticas del material. De forma simplificada, esto es posible por el efecto Poisson que hace que cuando el material se tracciona o comprime el espaciado entre planos cristalinos se reduce o aumenta respectivamente, de modo que comparando el espaciado del material libre de tensiones y el material tensionado es posible inferir las extensiones y por tanto las tensiones presentes.

Este método de medición, como su nombre indica, se basa en la difracción de rayos X incidentes en el material. Este fenómeno fue estudiado por William Henry Bragg y William Laurence Bragg que desarrollaron la llamada “ley de Bragg”, con la que es posible predecir el ángulo de difracción de los rayos X que inciden sobre un material (Bragg & Cavendish, 1913). Un material

crystalino puede considerarse formado por una estructura en la que los átomos están ordenados periódicamente en las tres direcciones, formando planos. Estos planos pueden formar interferencias constructivas y destructivas entre los rayos X reflejados en la pieza, en función del espaciado entre planos (“ d ”) y la longitud de onda incidente (“ λ ”). La ley de Bragg establece que la interferencia es constructiva cuando la diferencia del camino recorrido por dos rayos, definida como $2d\sin\theta$ (ver Figura 5-2), es igual a un número entero de longitudes de onda. En ese caso se cumple que la diferencia de fase entre la radiación emitida por diferentes átomos es proporcional a 2π .

$$n \cdot \lambda = 2 \cdot d \cdot \sin\theta \quad (6-1)$$

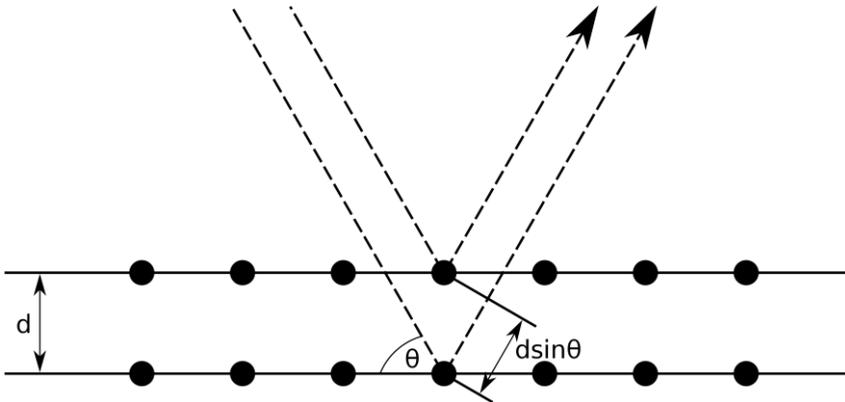


Figura 5-2. Representación gráfica de la ley de Bragg

En la ley de Bragg el espaciado entre planos cristalinos es una variable que afecta, por lo tanto, al patrón de interferencia de los rayos reflejados. La medición de las variaciones en el espaciado intercrystalino, “ d ”, cuando el material es traccionado o comprimido, es lo que permite calcular la extensión en el material y por tanto la tensión residual. Para ello es necesario obtener

unas ecuaciones que relacionen el espaciado intercrystalino con las extensiones, y por tanto las tensiones. En las publicaciones anteriormente mencionadas se describen las ecuaciones utilizadas para estimar las extensiones y tensiones a partir de las mediciones por rayos X. El método se basa en medir el espaciado intercrystalino en el material original (“ d_0 ”) y en el material tratado y calcular las extensiones en función de la variación en dicho espaciado. A continuación, se describen brevemente los principales conceptos y formulas extraídos de la norma UNE-EN 15305 (UNE, 2010). La Figura 5-3 muestra los ejes de coordenadas y la definición de los ángulos de medición principales.

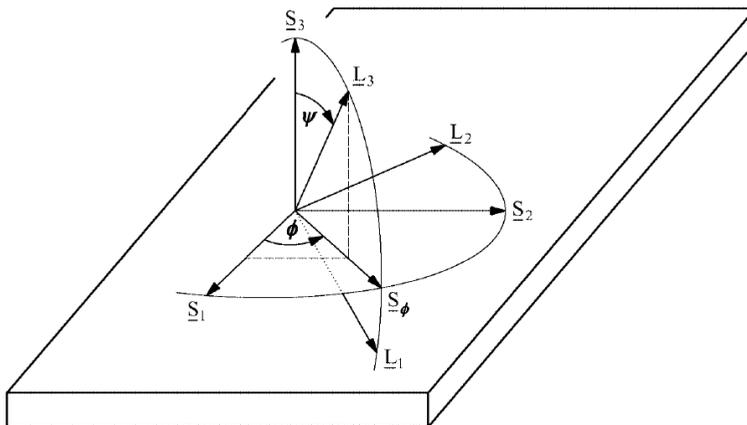


Figura 5-3. *Sistemas de coordenadas para la determinación de la tensión por difracción de rayos X (UNE, 2010)*

Donde los parámetros presentados en la Figura 5-3 son:

- S1, S2 son los ejes en el plano de la probeta.
- S3 es el eje perpendicular a la superficie de la probeta.

- L1, L2, L3 representa el sistema de coordenadas del laboratorio. L3 es perpendicular a los planos reticulares de difracción {hkl} y es el bisector de los haces incidentes y refractado.
- Φ es el ángulo entre una dirección fija en el plano de la probeta y la proyección en ese plano de la perpendicular de los planos reticulares de difracción.
- Ψ es el ángulo entre la perpendicular de la probeta y la perpendicular de los planos reticulares de difracción.
- S_ϕ es la dirección en la que se miden las tensiones σ_ϕ y τ_ϕ .

De la teoría de la elasticidad se obtiene que, para un material macroscópicamente cristalino isótropo, se pueda expresar la extensión en la dirección dada por los ángulos Φ y Ψ como (UNE, 2010):

$$\begin{aligned} \varepsilon_{\phi\Psi}^{\{hkl\}} = & S_1^{\{hkl\}}[\sigma_{11} + \sigma_{22} + \sigma_{33}] + \frac{1}{2}S_2^{\{hkl\}}\sigma_{33}\cos^2\psi \\ & + \frac{1}{2}S_2^{\{hkl\}}[\sigma_{11}\cos^2\phi + \sigma_{22}\sen^2\phi \\ & + \tau_{12}\sen2\phi]\sen^2\psi \\ & + \frac{1}{2}S_2^{\{hkl\}}[\tau_{13}\cos\phi + \tau_{23}\sen\phi]\sen2\psi \end{aligned} \quad (5-2)$$

Donde:

- $\varepsilon_{\phi\Psi}^{\{hkl\}}$ extensión en la definida por los ángulos ϕ y Ψ para el conjunto de planos reticulares {hkl}.
- $S_1^{\{hkl\}}$ y $\frac{1}{2}S_2^{\{hkl\}}$ son las constantes de elasticidad de rayos X para el conjunto de planos reticulares {hkl}.

- $\sigma_{11}, \sigma_{22}, \sigma_{33}$ son las componentes de la tensión normal en las direcciones S1, S2 y S3.
- τ_{12} tensión de cortadura en el plano S1-S2.
- τ_{13} tensión de cortadura en el plano S1-S3.
- τ_{23} tensión de cortadura en el plano S2-S3.
- ϕ ángulo entre la dirección fija en el plano de la probeta y la proyección en ese plano de la perpendicular de los planos reticulares de difracción.
- Ψ ángulo entre la perpendicular a la probeta y la perpendicular a los planos reticulares de difracción.

A su vez extensión, $\varepsilon_{\phi\Psi}$, puede expresarse en función del espaciado de los planos cristalinos antes y después de generar las tensiones residuales como (UNE, 2010):

$$\varepsilon_{\phi\Psi}^{\{hkl\}} = \ln\left(\frac{d_{\phi\Psi}}{d_0}\right) = \ln\left(\frac{\text{sen}\theta_0}{\text{sen}\theta_{\phi\Psi}}\right) \quad (5-3)$$

Siendo:

- $d_{\phi\Psi}$ es el espaciado del conjunto de planos reticulares {hkl} con su perpendicular en la dirección definida por ϕ y Ψ .
- d_0 espaciado de la malla libre de tensiones del mismo conjunto de planos reticulares {hkl}.
- θ_0 ángulo de Bragg asociado con d_0 .
- $\theta_{\phi\Psi}$ ángulo de Bragg asociado con $d_{\phi\Psi}$.

Finalmente se definen los componentes σ_ϕ y τ_ϕ como la tensión normal y de cortadura en la dirección S_ϕ como (UNE, 2010):

$$\sigma_\phi = [\sigma_{11}\cos^2\phi + \sigma_{22}\sen^2\phi + \tau_{12}\sen2\phi] \quad (5-4)$$

$$\tau_\phi = [\tau_{13}\cos\phi + \tau_{23}\sen\phi] \quad (5-5)$$

Siendo:

- σ_{11}, σ_{22} son las componentes de la tensión normal en las direcciones S1, S2.
- σ_ϕ componente de la tensión normal en una dirección definida por el ángulo ϕ .
- τ_ϕ componente de la tensión cortante en una dirección definida por el ángulo ϕ .

Existen distintos métodos de medición, siendo uno de los más utilizados el “ $\sin^2\psi$ ” (Fitzpatrick, et al., 2005). Como resultado de la medición se obtienen unos gráficos como los de la Figura 5-4, en los que se representa la extensión (en este caso se usa la extensión) en función de $\sin^2\psi$.

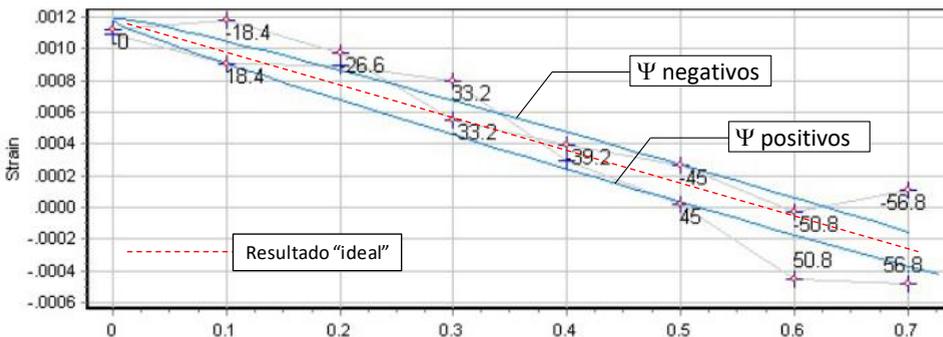


Figura 5-4. Resultado de medición de tensiones residuales generadas por

LPB

En la Figura 5-4 se muestra, como una línea de puntos, lo que sería el resultado ideal de una medición de rayos X cuando la superficie de la pieza tiene un estado de tensiones biaxial, y se caracteriza por una recta en el diagrama extensión - $\sin^2\psi$ (UNE, 2010). Como puede observarse existen desviaciones respecto al caso ideal creadas por un efecto llamado “*psi splitting*”, que aparece debido a la presencia de tensiones cortantes (Noyan & Cohen, 1986) y que hacen que las mediciones con Ψ positivo y Ψ negativo no coincidan y se separen formando una elipse en el diagrama extensión - $\sin^2\psi$ (UNE, 2010).

Además de las medidas necesarias para estimar las tensiones residuales, es común medir también el denominado FWHM (del inglés “*full width at half maximum*”) del pico de difracción. Esta medida consiste en calcular la anchura del pico de difracción a una altura correspondiente a la mitad del máximo, tal y como se esquematiza en la Figura 5-5. Este parámetro suele utilizarse como una medida del nivel de distorsión en la estructura cristalina y suele asociarse al trabajo en frío o a cambios de dureza generados por cualquier tratamiento (Llaneza & Belzunce, 2015).

Ha de tenerse en cuenta que la difracción por rayos X no realizan una medición puntual, sino que el resultado de la medición es la tensión media en un volumen definido por el área irradiada, que puede variar de unos centímetros cuadrados a milímetros cuadrados, y de la profundidad de penetración de los rayos (Noyan & Cohen, 1986) (UNE, 2010) (generalmente en el rango de unas micras), que está gobernada por el coeficiente de absorción

difracción que contribuyen a la medición lo que puede causar variaciones en la forma e intensidad del pico al rotar la probeta.

- Tamaño y forma de la probeta.
- Rugosidad superficial: en el caso de probetas con una elevada rugosidad los resultados han de evaluarse detenidamente ya que la contribución de las zonas “altas” de la superficie rugosa en la medición será mayor. Y pueden modificarse las relaciones entre las constantes elásticas de rayos X y las extensiones en la estructura cristalina.
- Temperatura.
- Probetas con revestimientos y capas finas.

Cabe destacar que, pese a que la medición por rayos X es un método extendido para medir tensiones residuales en materiales cristalinos, no está libre de error e incertidumbres en los resultados. Como se ha comentado anteriormente, existen diversos métodos para la medición de tensiones residuales y cada uno de ellos posee sus ventajas y desventajas, así como fuentes de error e incertidumbres. A continuación, se enumeran las principales fuentes de error en las mediciones con rayos X (Noyan & Cohen, 1986), (Fitzpatrick, et al., 2005):

- Determinación de las constantes elásticas (E & ν).
- Alineación de los instrumentos.
- Incrementos de medición de 2θ .
- Número de mediciones en ángulo ψ .
- Método de ajuste de los picos.
- Material de la pieza medida.

- No linealidades debidas a la calidad superficial, tamaño de grano, gradientes de tensión en función de la profundidad, etc.
- Calidad superficial de la pieza (rugosidad y planitud).

- Calificación del operador del equipo para realizar e interpretar las mediciones.

En el trabajo de esta Tesis doctoral se han realizado decenas de medidas de tensiones residuales en la superficie de las probetas mecanizadas, pulidas a espejo, bruñidas mediante el método tradicional (no LPB), tratadas con SP y con LPB; en todos los casos se ha utilizado difracción de rayos X. Todas las medidas en profundidad, hasta unos 0,5 mm, han sido realizadas en los Laboratorios ASM (Accurate Stress Measurements) de las Rozas (Madrid), también algunas de las medidas superficiales. No obstante, la mayoría de las medidas superficiales se han realizado en los laboratorios de los Servicios Centrales SGiker de la UPV/EHU.

SECCIÓN II

Trabajo de investigación desarrollado

Capítulo 6:

**PROBETAS Y PROPIEDADES
MECÁNICAS DEL ACERO
34CrNiMo6 DE TEMPLE Y
REVENIDO**

CAPÍTULO 6. PROBETAS Y PROPIEDADES MECÁNICAS DEL ACERO 34CRNIMO6 DE TEMPLE Y REVENIDO.

6.1. Propiedades metalúrgicas básicas del 34CrNiMo6 utilizado.

En este capítulo se presenta la parte experimental del trabajo en lo que se refiere a las propiedades básicas del acero utilizado en esta Tesis; se describen los tipos y métodos de ensayo utilizados, así como la valoración de sus resultados y la verificación de estos comparándolos con valores de la bibliografía.

El acero DIN 34CrNiMo6 es de contenido en carbono medio, de baja aleación, especialmente indicado para temple (en aceite) y revenido y que se caracteriza por tener una elevada tenacidad, ductilidad y resistencia estática y a fatiga, conservando buenas propiedades mecánicas hasta unos 400° C (Davis, 1995) (Silva, 2003) (Granta, M. I., 2014) y con temperaturas de servicio de entre 270°C a 650°C (Gruppo Lucefin, 2014). Aunque se considera un acero relativamente difícil de mecanizar, su uso está muy extendido, sobre todo para piezas con niveles altos de tensión que tienen que trabajar en condiciones severas, como trenes de aterrizaje, ejes, engranajes, bielas, pasadores, poleas, pernos y tornillos, ejes de turbinas, porta-brocas, moldes, cojinetes, depósitos a presión, armamento pesado (cañones de artillería), etc. De acuerdo con la norma DIN se denomina acero 1.6582 y entra en la denominación de “grado aeronáutico”, cumpliendo la norma AMS2301 (SAE, 2010).

El acero DIN 34CrNiMo6 de la empresa ThyssenKrupp Materials Ibérica se adquirió en barras de bruto de laminación de 30 mm de diámetro sometidas a temple y revenido. La composición química, según los Certificados de Inspección de ThyssenKrupp de dos coladas distintas, es la de la Tabla 6-1.

Tabla 6-1. Composición química según el certificado del acero 34CrNiMo6 de ThyssenKrupp y valores nominales de los AISI 4337 y 4340, en %.

Acero	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Fe
34CrNiMo6	0,345	0,275	0,710	0,0075	0,003	1,565	0,237	1,505	balance
AISI 4337	0,35- 0,40	0,20- 0,35	0,60- 0,80	$\leq 0,040$	$\leq 0,040$	0,70- 0,90	0,20- 0,30	1,65- 2,0	balance
AISI 4340	0,37- 0,43	0,15- 0,30	0,60- 0,80	$\leq 0,035$	$\leq 0,040$	0,70- 0,90	0,20- 0,30	1,65- 2,0	balance

Según ese mismo certificado su resistencia al 0,2% de deformación, tomada como tensión de fluencia σ_{yp} , es de 1.064 MPa y la de rotura σ_{ut} de 1.188 MPa, con una estricción del 56,8% y alargamiento del 13,5%, obtenidos a partir de probetas de 12,5 mm de diámetro ($\sigma_{ut}/\sigma_{yp} = 1,117$). ThyssenKrupp no facilita la temperatura de su tratamiento térmico, pero a partir de los datos que proporciona Hertzberg (Hertzberg, 1996) para este acero se obtiene una temperatura de revenido de unos 570 °C, tal y como se representa en la Figura 6-1. Este acero cumple las especificaciones “European Steel and Alloy

Grades” (ESAG, 2014) del 34CrNiMo6, con una σ_{yp} ligeramente por encima de los 900 MPa que se prevén para barras de 30 mm, y son muy similares a las obtenidas por Javidi (Javidi, et al., 2008). Todos estos valores son también similares a los previstos por Callister para el acero 4340 (Callister, 2003) representados en la Figura 6-2 y que refrenda Fatemi (McKelvey & Fatemi, 2011). Para la tensión real (*true stress*), Chait (Chait, 1971) obtiene valores de σ_{ur} claramente por encima de los 1.500 MPa para un acero 4340 con aproximadamente la misma temperatura de revenido que el aquí utilizado; en un trabajo más reciente, Dowling (Dowling, 2004) documenta 1.634 MPa en un caso muy similar.

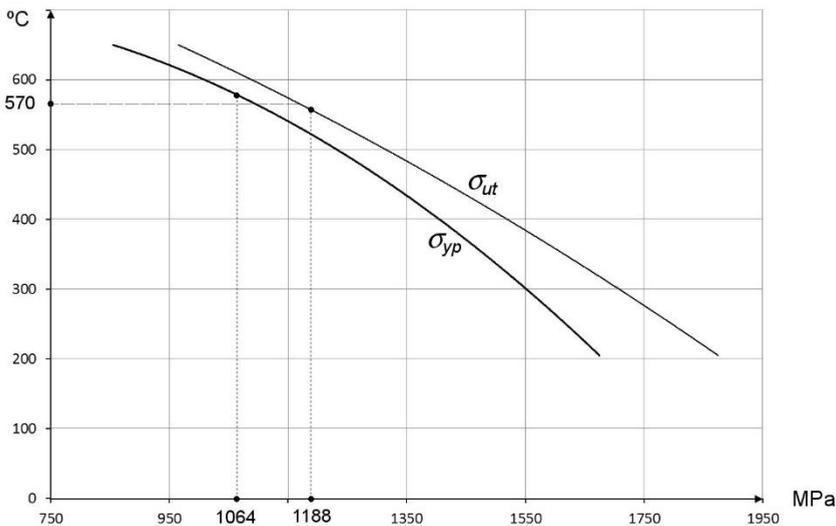


Figura 6-1. Estimación de la temperatura de tratamiento térmico del acero 4340 a partir de su resistencia según Hertzberg (Hertzberg, 1996)

El conocimiento de la temperatura de revenido es interesante a fin de obtener valores de propiedades mecánicas de materiales similares (fundamentalmente el AISI 4340) que aparecen en la bibliografía y bases de datos, para

compararlos con los que se obtienen en los ensayos realizados sobre el material aquí utilizado y verificar así su validez. Por ejemplo, las bases de datos MATWEB (Matweb, 2014) y Edupack (Granta, M. I., 2014).

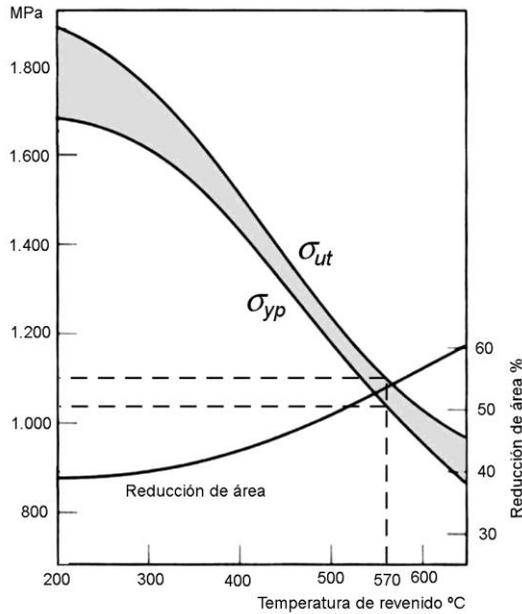


Figura 6-2. Relación entre resistencia y temperatura de revenido en el acero 4340 según Callister (Callister, 2003)

Desde el punto de vista de otras denominaciones de este acero, el catálogo comercial de ThyssenKrupp (ThyssenKrupp, 2014) lo considera equivalente al AISI 4337, en el “ASTM Handbook of Comparative World Steel Standards” (Bringas, 2007): se comenta que los aceros de temple y revenido europeos no son directamente comparables a los japoneses y americanos en lo que se refiere estrictamente a las composiciones químicas, estando el acero 34CrNiMo6 sólo ligeramente fuera del rango del AISI 4340 en cuanto a contenido en carbono y níquel. En el manual “Key to Steel - Stahlschlüssel

Handbook” (Stahlschlüssel, 2013) se considera comparable a los AISI 4337 y 4340. En consecuencia, a efectos de comparaciones con propiedades y datos de la bibliografía, se incluye dentro del mismo grupo de los 4337 y 4340 de temple y revenido, aunque con algunos matices para tener en cuenta que el contenido de carbono es algo menor (ver la Tabla 6-1). En la Tabla 6-2 se pueden ver las equivalencias de este acero con las denominaciones de otras normas (UST, 20014).

Tabla 6-2. Denominaciones equivalentes según UST.

Material no.	DIN	BS970	SAE-AISI	AFNOR
1.6580	34CrNiMo6	817M40	4340	35NCD6

El conocimiento de la correspondencia con otras denominaciones y el de la temperatura de revenido es importante a fin de obtener valores de propiedades mecánicas de materiales similares (fundamentalmente el AISI 4340), que aparecen en la bibliografía y en bases de datos, para compararlos con los que se obtienen en los ensayos realizados sobre el material aquí utilizado y verificar así su validez.

En el caso del acero 34CrNiMo6 aquí utilizado, se comprueba cómo en efecto el conjunto estructural es propio del estado de “bonificado”, es decir de temple y revenido. Esto es, se trata de una estructura compuesta por martensita revenida de aspecto uniforme, tal y como se comprueba en la micrografía de la Figura 6-3.

Una vez establecidas y comprobadas las propiedades metalúrgicas básicas, así como su correspondencia con otros aceros comerciales, se procede a obtener sus principales propiedades estáticas.

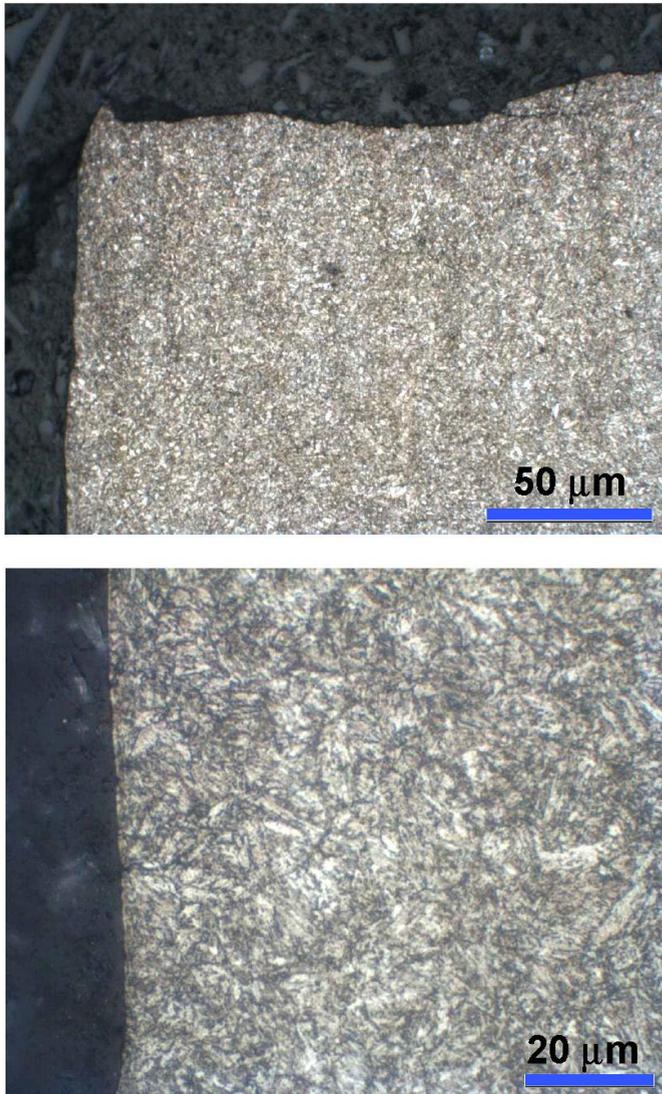
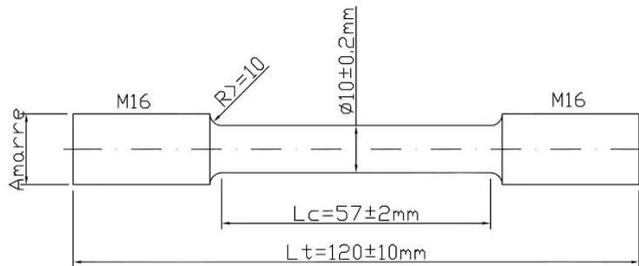


Figura 6-3. Detalle del conjunto estructural del material 34CrNiMo6 utilizado

6.2. Propiedades monotónicas y cíclicas, curvas tensión-deformación.

6.2.1. Propiedades monotónicas

Para verificar y completar los datos de resistencia estática del material proporcionados por ThyssenKrupp, se construyeron 6 probetas, obtenidas del núcleo de las barras, según la norma UNE-EN ISO 6892-1 (UNE-EN ISO, 2010) para el ensayo de tracción (Figura 6-4), que fueron ensayadas en los laboratorios Azterlan².



a.



b.

Figura 6-4. a. Dimensiones de la probeta de tracción según norma UNE-EN ISO 6892-1, **b.** foto probeta.

² Azterlan, www. Azterlan. Es, Aliendalde Etxetaldea, 6, 48200 Durango (Bizkaia)

Los resultados de los ensayos se recogen en la Tabla 6-3, donde se obtiene una tensión de fluencia media $\sigma_{yp} = 1.084$ MPa y una tensión de rotura $\sigma_{ut} = 1.209$ MPa con una desviación estándar del 0,57% y $\sigma_{ut}/\sigma_{yp} = 1,115$, valores de resistencia que son ligeramente superiores a los que proporciona el certificado de ThyssenKrupp. Por su parte, la reducción de área Z es algo superior (60% frente a 56,8%) y el alargamiento A algo inferior (12% frente al 13,5%).

Tabla 6-3. Resultados del ensayo de tracción sobre 6 probetas 34CrNiMo6.

Probeta	Diámetro d (mm)	σ_{yp} ($R_{p0,2}$) (MPa)	σ_{ut} (R_m) (MPa)	ϵ_{ut} ($A, L_o=5d$) (%)	Z (%)
1	10,05	1.100	1.203	11,6	58
2	10	1.071	1.215	12,1	63
3	10	1.085	1.218	12,5	60
4	10	1.074	1.208	11,8	60
5	10	1.105	1.209	12,6	58
6	10,05	1.068	1.200	12,5	62
Valor medio	10,02	1.083,83	1.208,83	12,18	60,17

En la Figura 6-5 se representan las gráficas de los ensayos de las seis probetas, que son muy similares a las que proporciona el “*Atlas of Stress-Strain Curves*” (ASM, 2002) en la tabla AS.028 para un acero 4340 revenido a 510°, aunque

el 34CrNiMo6 presenta mayor ductilidad. El acero 34CrNiMo6 no tiene un punto de fluencia claramente definido, sino una curva tensión-deformación ingenieril que varía de forma suave a partir del tramo inicial lineal, la tensión de fluencia se obtiene mediante intersección de la línea del 0,2% de deformación paralela al tramo lineal con la curva tensión-deformación.

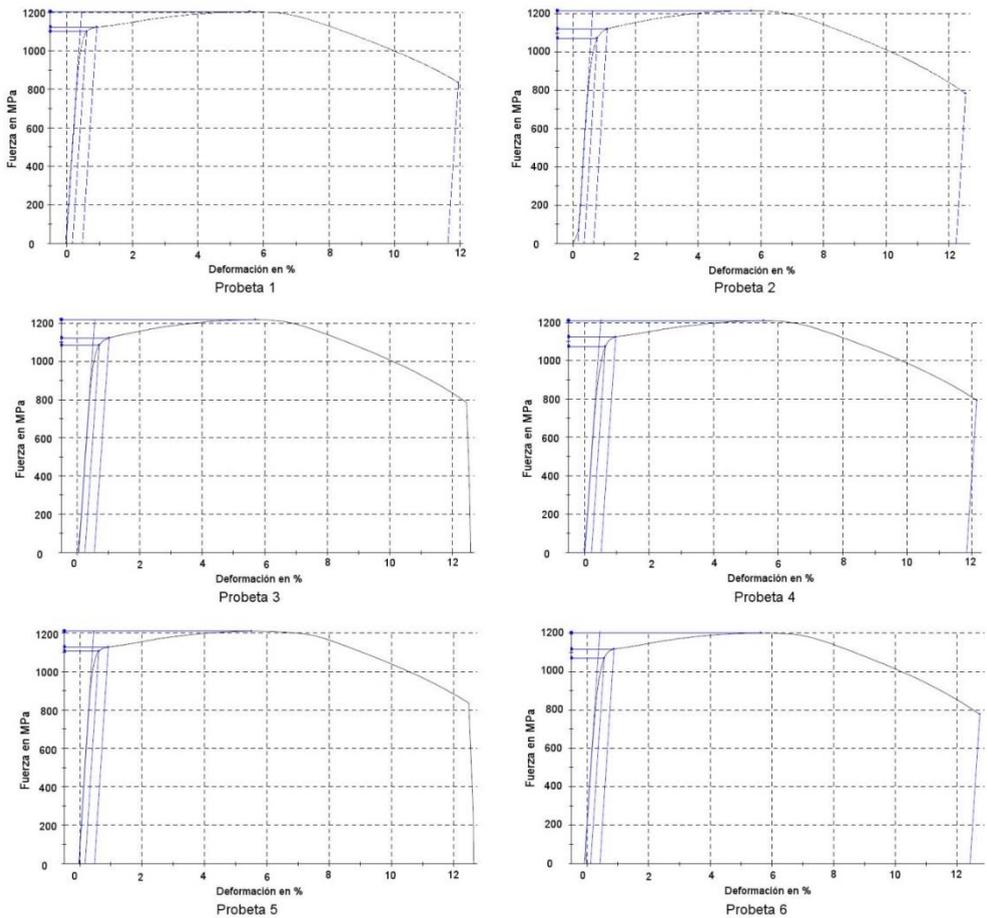


Figura 6-5. Curvas tensión-deformación ingenieriles obtenidas en los ensayos de las 6 probetas.

Para verificar los resultados obtenidos, por ejemplo, la base de datos MATWEB (Matweb, 2014) proporciona los valores de varios AISI 4340, siendo de interés los que se refieren a barras de 25 y de 50 mm y temperaturas de revenido de 540° y 595°, parámetros entre los que está comprendido el material 34CrNiMo6 utilizado aquí. Interpolando en los resultados de Matweb se obtiene $\sigma_{ut} = 1.142$ MPa y $\sigma_{yp} = 1.091$ MPa, que se acercan muy razonablemente a los de la Tabla 6-3 teniendo en cuenta la diferencia de materiales. El módulo elástico es $E = 205$ GPa y de cortadura $G = 80$ MPa y coeficiente de Poisson $\mu = 0,29$.

En base a las curvas de la Figura 6-5, una estimación de la tensión de rotura real σ_{ur} , sin tener en cuenta la corrección de Bridgman por triaxialidad (Bridgman, 1944) (Bridgman, 1952), es $800/0,4 = 2.000$ MPa, donde 800 MPa es el valor de la tensión nominal en el momento de rotura de las probetas según se observa en la Figura 6-5. La tensión σ_{ur} será en realidad inferior a esos 2000 MPa, debido a los efectos citados y probablemente se encuentre en el rango de los 1700-1800 MPa según datos de bibliografía. La deformación real (*true strain*) en la rotura o ductilidad se obtiene (ASM, 2002) (Fatemi, 2014) mediante la fórmula:

$$\varepsilon_{ur} = \ln\left(\frac{A_0}{A_f}\right) \quad (6-1)$$

Siendo A_0 el área nominal de la probeta y A_f el área final una vez rota. En este caso A_f el 40% de A_0 , por lo que la deformación real ε_{ur} es 0.92, que es coherente con los valores de la bibliografía para este tipo de aceros como en Chait (Chait, 1971) y en otros.

6.2.2. Propiedades cíclicas

Respecto a las propiedades cíclicas, este tipo de aceros tienden a tener ablandamiento cíclico (*cyclic softening*), por ejemplo, Branco (Branco, et al., 2012) utiliza un acero 34CrNiMo6 de propiedades mecánicas ligeramente inferiores: $\sigma_{yp} = 967$ MPa y $\sigma_{ut} = 1.035$ MPa, y obtiene una tensión límite de fluencia cíclica, para una deformación del 0,2%, $\sigma'_{yp} = 713$ MPa. La ecuación de Li (Li, et al., 2009), basada en el ajuste de los resultados de 77 aceros aleados, permite estimar el límite de fluencia cíclico en función de dos propiedades monotónicas, como son la resistencia última σ_{ut} y la reducción de área Z :

$$\sigma'_{yp} \approx (1 + Z) \sigma_{ut} \left(-\frac{0,002}{\ln(1 - Z)} \right)^{0,16} \quad (6-2)$$

Verificando esta fórmula empírica con el acero del trabajo de Branco, resultan 619 MPa, pero en el trabajo de Li se comenta que el error puede ser hasta de un 14%, de modo que corrigiendo los 619 MPa con un coeficiente 1,14 resultan 706 MPa, muy cercano a los 713 medidos experimentalmente. En consecuencia, en el caso del acero utilizado aquí el valor previsto es $\sigma'_{yp} = 727$ MPa, que suponiendo un error similar al del caso de Branco pudiera llegar a unos 835 MPa. Por su parte, López y Fatemi (López, 2012) documentan una medida de 792 MPa para un acero SAE 4340 de similares propiedades mecánicas. Además, basándose en el estudio de unos 60 aceros SAE, entre otros varios SAE 4340, López propone dos fórmulas empíricas, una basada en la dureza y otra en la resistencia a la tracción:

$$\left. \begin{aligned} \sigma'_{yp} &= 0,0025 (HB)^2 + 1,49 (HB) \\ \sigma'_{yp} &= 0,00008 (\sigma_{ut})^2 + 0,54 \sigma_{ut} \end{aligned} \right\} \quad (6-3)$$

la segunda de las cuales tiene un mejor ajuste a los datos utilizados por López. Con la primera de ellas se obtienen 894 MPa y con la segunda 770 MPa ya que la dureza medida de este acero es de 40 HRC, es decir unos 370 HB que corresponden con una relación $\sigma_{ut}/HB = 3,27$, esta discrepancia de valores estimados relativamente elevada se justifica por las diferencias del 34CrNiMo6 con los aceros SAE de similares propiedades mecánicas monotónicas, entre otras porque el ajuste se ha basado en una relación $\sigma_{ut}/HB = 3,45$ pese a que para el caso concreto del acero SAE 4340 comparable esa relación es 3,29. La norma NRIM (Nishijima, 1993) establece una correlación entre el límite de fluencia 0,2% de la curva cíclica y la resistencia σ_{ut} de la forma:

$$\sigma'_{yp} = 0,631 \cdot \sigma_{ut} \quad (6-4)$$

que en este caso proporciona 763 MPa.

Finalmente, la referencia (Bäumel & Seeger, 1990) proporciona datos de la curva cíclica de un 34CrNiMo6 de temple y revenido cuyas características resistentes son muy similares a las del utilizado aquí, con una σ_{yp} de 1.015 MPa y una resistencia σ_{ut} de 1.104 MPa. El límite de fluencia medido en la curva cíclica, tomado como $R'_{p0,2}$ es 772 MPa para R_{-1} , es decir que $\sigma'_{yp}/\sigma_{yp} = 0,76$, por lo que es lógico suponer que en el material de referencia utilizado en esta Tesis ese valor sea algo superior (ver la Figura 6-6).

En consecuencia, de acuerdo con todos estos datos, resultados y comentarios extraídos de abundante bibliografía, una estimación algo por encima de los 800 MPa, y si se supone que la relación entre las tensiones de fluencia cíclica y monotónica es aproximadamente igual a la del párrafo anterior se obtiene $\sigma'_{yp} \approx 825$ MPa (para el 0,2% de deformación).

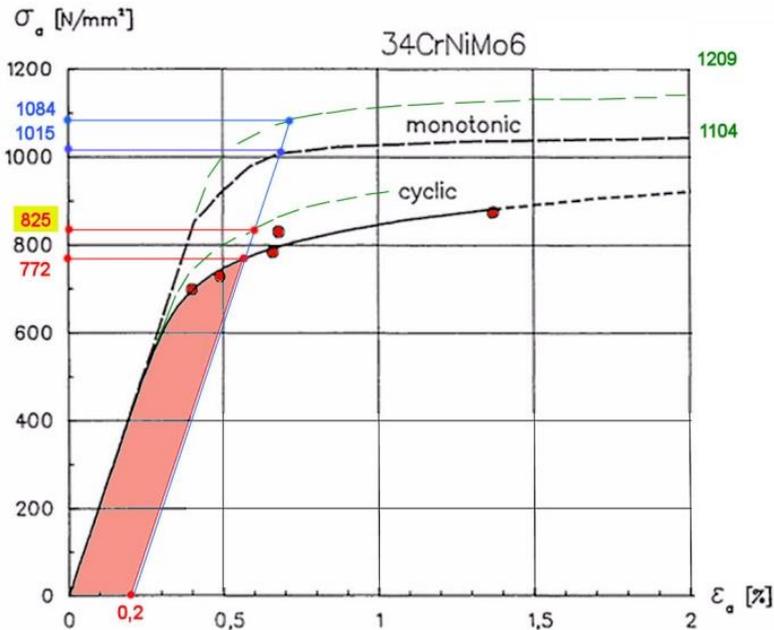


Figura 6-6. Adaptación de datos de acero 34CrNiMo6 de características muy similares al de este trabajo (basado en la ref. (Bäumel & Seeger, 1990))

La Tabla 6-4 recoge estas y otras propiedades resistentes del acero utilizado, unas directamente medidas y otras estimadas en base a la combinación de valores medidos y datos y fórmulas encontradas en la bibliografía.

Tabla 6-4. Otras propiedades mecánicas del 34CrNiMo6, medidas y estimadas.

Dureza		σ_{ur}/HB	σ_{ur} (*) (MPa)	ϵ_{ur}	σ'_{yp} (*) (MPa)
(HRC)	(HB)				
40	370	3,27	1700-1800	0,92	825

(*) valores estimados

La dureza superficial fue medida con los durómetros del Taller Mecánico en el Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU.

6.3. Estudios y ensayos de integridad superficial sobre las probetas de fatiga.

6.3.1. Sobre la influencia de la superficie en el comportamiento a fatiga

Es conocido que la resistencia a la fatiga de un componente es muy dependiente del estado de su superficie, pues es allí donde se inician generalmente las grietas de fatiga. Las razones para esto son diversas (Stephens, et al., 2001) (Javidi, et al., 2008) (Avilés, 2015) y se han comentado en el capítulo 2.

Los parámetros superficiales y sub-superficiales que tienen más influencia en el comportamiento a fatiga son la rugosidad y las propiedades relacionadas con la estructura metalúrgica y sus variaciones con la profundidad; lo que se conoce con el nombre de “integridad superficial”, que según Field (Field &

Kahles, 1971) “es la relación entre valores geométricos superficiales y propiedades físicas como tensiones residuales, dureza y microestructura de las capas superficiales”.

6.3.2. *Probetas para los ensayos de fatiga*

La fabricación de las probetas normalizadas DIN 50113 (Figura 6-7) (DIN, 1982), para los ensayos de flexión rotatoria del acero 34CrNiMo6 en la máquina Zwick/Roell modelo UBM 200tc del Departamento de Ingeniería Mecánica en la ETS de Ingeniería de Bilbao (UPV/EHU), fueron encargadas a la empresa Ronay³, especializada en el mecanizado de piezas, troquelaría y estampación y con larga experiencia en la construcción de probetas. Se tornearon las barras de 30mm suministradas por ThyssenKrupp, por lo que las probetas se extraen de la parte del núcleo. Teniendo en cuenta que se van a utilizar varios tipos de probetas, pues se harán ensayos con diferentes relaciones de carga e incluso multiaxiales, para el mecanizado de todas ellas se utilizan las recomendaciones de la norma ASTM E466-07 (ASTM, 2002), que se resumen aquí:

- El desbaste en torno se realiza a velocidades inferiores a 20 m/min, eliminando 0,1 mm de material por revolución.
- En las pasadas finales, hasta 0,125 mm de material sobrante, la velocidad pasa a ser de 25 m/min con 0,05 mm por revolución.

³ Ronay, www. Ronay.net, Polígono Ugaldeguren, 1, parc. 4, 48160 Derio (Bizkaia).

- La capa de 0,1 mm de material sobrante será eliminada mediante rectificado cilíndrico a menos de 0,005 mm por pasada, hasta los 0,025 mm.
- La rugosidad R_a final será de 0,2 μm o inferior.

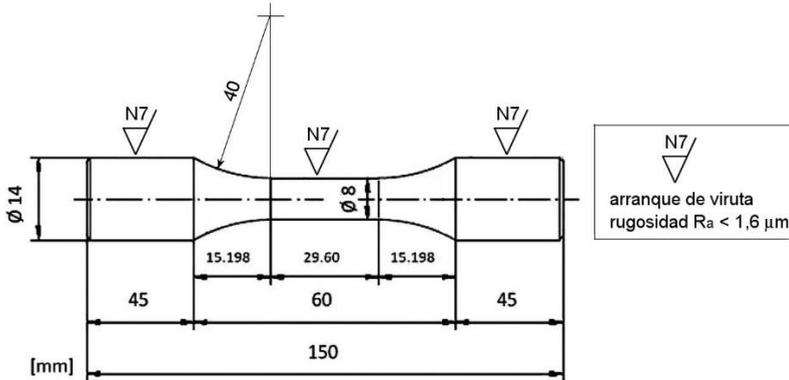


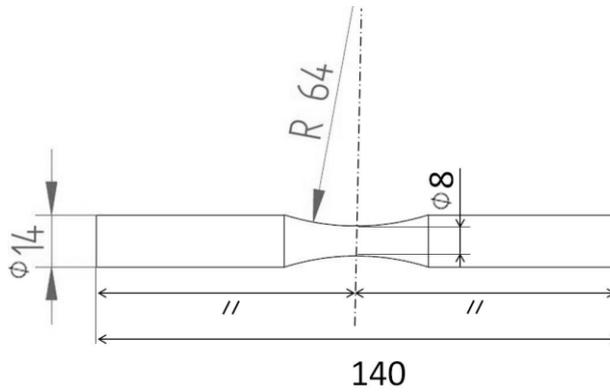
Figura 6-7. Dimensiones de la probeta de flexión según norma DIN 50113.



Figura 6-8. Foto probeta pulida.

Se fabricaron 60 probetas de acuerdo con estas especificaciones completas (Figura 6-7 y Figura 6-8) y otras 120 se dejaron sin rectificar, de las cuales 60 fueron posteriormente sometidas al proceso de bruñido hidrostático con bola (LPB) en los talleres del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU en la ETSI de Bilbao y otras 60 al de *shot-peening* (SP) en la

empresa Ipar Blast⁴, especializada en este tipo de tratamiento mecánico, de acuerdo con las especificaciones y parámetros que se detallan posteriormente y se resumen en la Tabla 6-6.



a.



b.

Figura 6-9. a. Dimensiones de las probetas “Hourglass” utilizadas en los ensayos axiales en la máquina Instron 8805 MTB. **b.** Foto de una probeta para tensión directa en la máquina Instron antes de ser pulida.

⁴ Ipar Blast S.L. (Norblast Group), www.Ipar-blast.com, Polígono Industrial Ibur-Erreka, 40, bajo 1, 20600 Eibar (Gipuzkoa)

Existen diferentes opiniones respecto a la conveniencia o no de utilizar una alta cobertura (grado de recubrimiento) en procesos de SP, algunas de las cuales (Prévey & Cammett, 2002) (Tange & Okada, 2002) (Ipar-Blast S. L., 2014) apuntan a que una cobertura por encima del 80% puede ser perjudicial para el comportamiento a fatiga. Sin embargo, otros autores documentan un importante incremento de la resistencia a la fatiga en aceros 4340 utilizando coberturas de un 200%, que es la que se ha utilizado en este trabajo a fin de poder comparar los resultados obtenidos con los documentados en la bibliografía. Los resultados de los ensayos realizados muestran que también en el acero 34CrNiMo6 utilizado en este trabajo se produce una mejoría considerable.

Las razones de estas opiniones discrepantes son varias; por un lado, está la dispersión estadística de los resultados de los ensayos de fatiga, que es mayor cuando los grados de recubrimiento son menores, y por otra parte la influencia del resto de los múltiples parámetros de shot-peening, como caudal, velocidad, distancia de la boquilla, tamaño de los perdigones, etc.

Los parámetros de bruñido LPB que se resumen en la Tabla 6-5 fueron elegidos en función de datos recogidos de la bibliografía (Telesman, et al., 1999) (Prévey, et al., 2000) (Prévey & Cammett, 2004) (Li, et al., 2012) y de trabajos previos llevados a cabo por el grupo de investigación de fabricación y el de fatiga en la ETSII de Bilbao (López de Lacalle, et al., 2011) (Rodríguez, et al., 2012) (Avilés, et al., 2013). En cualquier caso, el objetivo de esta Tesis no es la optimización de los parámetros de SP o LPB, sino el desarrollo de métodos de cálculo de la resistencia a la fatiga de piezas que han sido

sometidas a operaciones SP o LPB y que producen unas tensiones residuales (isótropas en un caso y anisótropas en el otro) determinadas.

También se construyeron otras 50 probetas como las de la Figura 6-10 y Figura 6-11, que fueron sometidas al mismo proceso SP antes citado y ensayadas en una máquina de resonancia MTS en los laboratorios Azterlan.

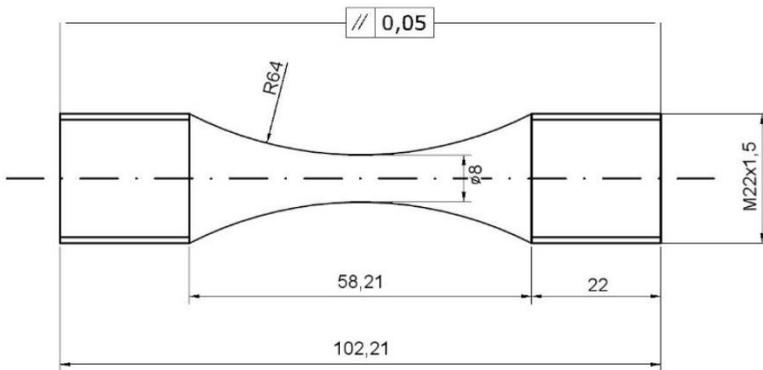


Figura 6-10. dimensiones de la probeta para ensayos de tensión directa según norma ASTM E466-07 (para MTS).



Figura 6-11. foto de probeta para tensión directa en MTS (antes de SP).

Otras 160 probetas del tipo de las de la Figura 6-9 fueron construidas y pulidas a espejo para los ensayos con varias relaciones de carga R , realizados en la máquina axial Instron 8805 MTB de que se dispone en el Departamento de

Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU (el color azulado que se observa en los hombros de la probeta de la fotografía en la Figura 6-9b es debido al tratamiento suave en horno, sin afectar a la estructura ni propiedades del material, para reducción de las tensiones residuales en las probetas antes de ser pulidas a espejo).

Como dato orientativo, se puede decir que para realizar las campañas de ensayos de fatiga de esta Tesis se han construido y ensayado en total más de 400 probetas.

6.3.3. Estudio de rugosidad y topografía superficial de las probetas

La empresa Ronay ofreció la alternativa al pulido de un bruñido por deformación de la superficie (un proceso diferente del LPB, ya que su finalidad es reducir la rugosidad superficial de piezas mecanizadas, pero sin introducir necesariamente elevadas tensiones residuales y con útil de presión que desliza en lugar de rodar como es el caso del LPB), por lo que se encargó la fabricación de una probeta de prueba con este proceso. Por tanto, se ha realizado el estudio de rugosidad y textura superficial de seis probetas con acabados diferentes: una torneada a punta de cuchilla (Figura 6-12), una pulida o “lijada” (Figura 6-13), una pulida y posteriormente repasada con *sand-grit paper* de grado 4000 (Figura 6-14), una bruñida por deformación (Figura 6-15) y una acabada mediante bruñido hidrostático con bola, LPB (Figura 6-16) y finalmente una sometida a SP (Figura 6-17). Se ha medido la topografía 3D en la zona central del cuello de cada probeta y el perfil 2D en la misma zona, también se han obtenido imágenes de la superficie de cada probeta. Todo esto se ha realizado con un rugosímetro óptico Leica y los

parámetros de rugosidad R_a y R_z se han obtenido según la norma ISO 4287 (UNE-EN ISO, 1999) y ASME B46.1 (ASME B46.1, 2009) aplicando un filtro gaussiano con *cut-off* de 0,8 mm.

Según se explica en la referencia (Avilés, 2015): “ R_a es la rugosidad media (*average roughness*) mientras que R_z es la “rugosidad media en profundidad” (*mean roughness depth*). R_a se calcula como la integral del valor absoluto de la altura del perfil de rugosidad a lo largo de la distancia de medida, mientras que R_z es la media aritmética de cinco profundidades de rugosidad medidas en distancias de muestreo consecutivas, donde la profundidad de rugosidad es la distancia perpendicular a la superficie entre el pico más alto y el valle más profundo, dentro de cada distancia de muestreo.

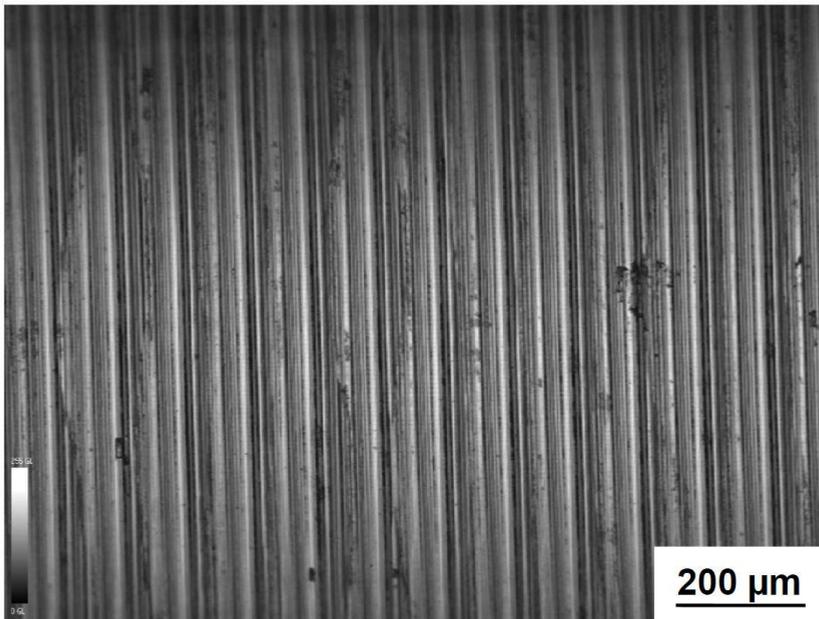
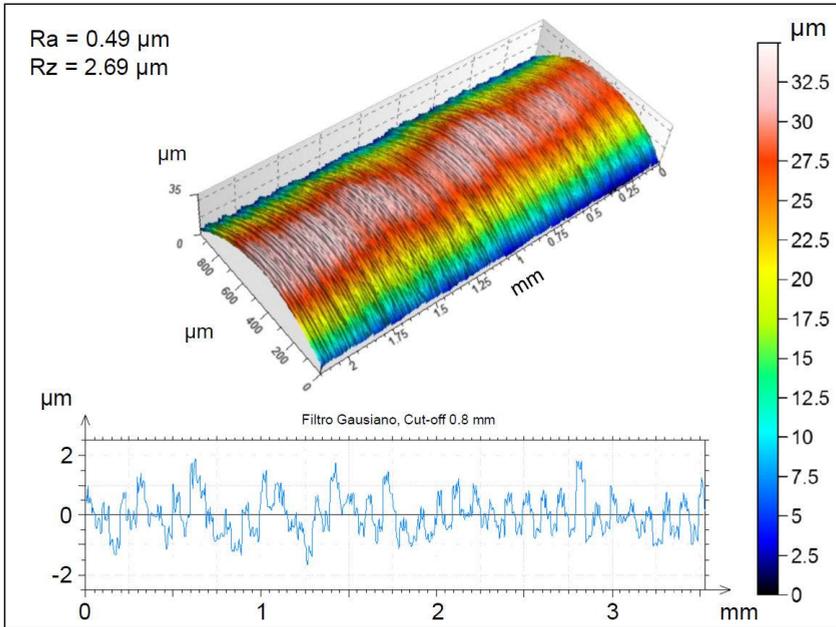


Figura 6-12. Textura superficial de la probeta 1, acabada a punta de cuchilla, topografía 3D y perfil 2D, imagen fotográfica.

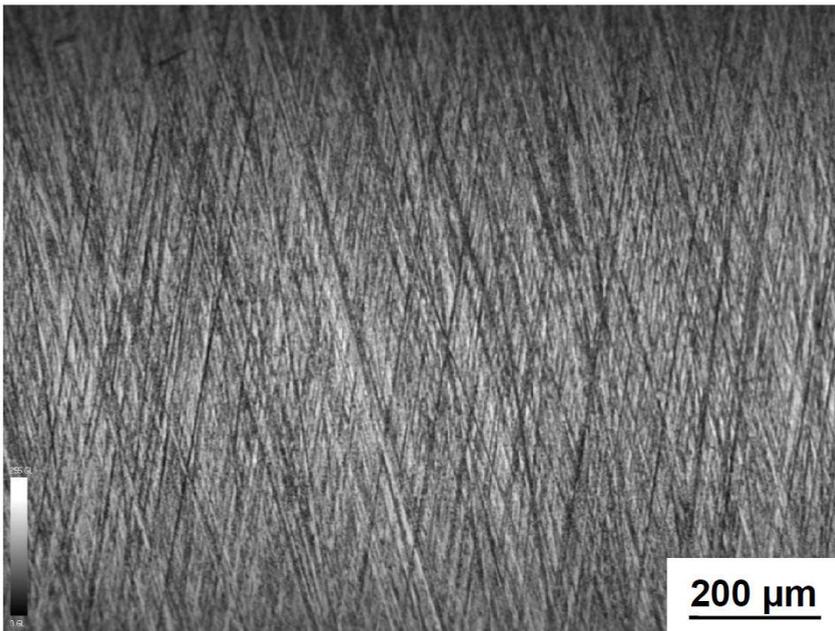
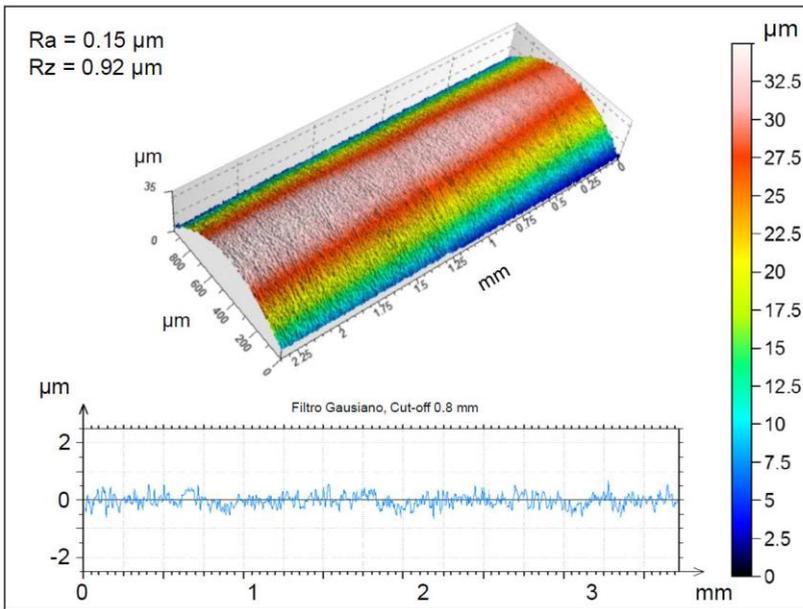


Figura 6-13. Textura superficial de la probeta 2, pulida o “lijada”, topografía 3D y perfil 2D, imagen fotográfica.

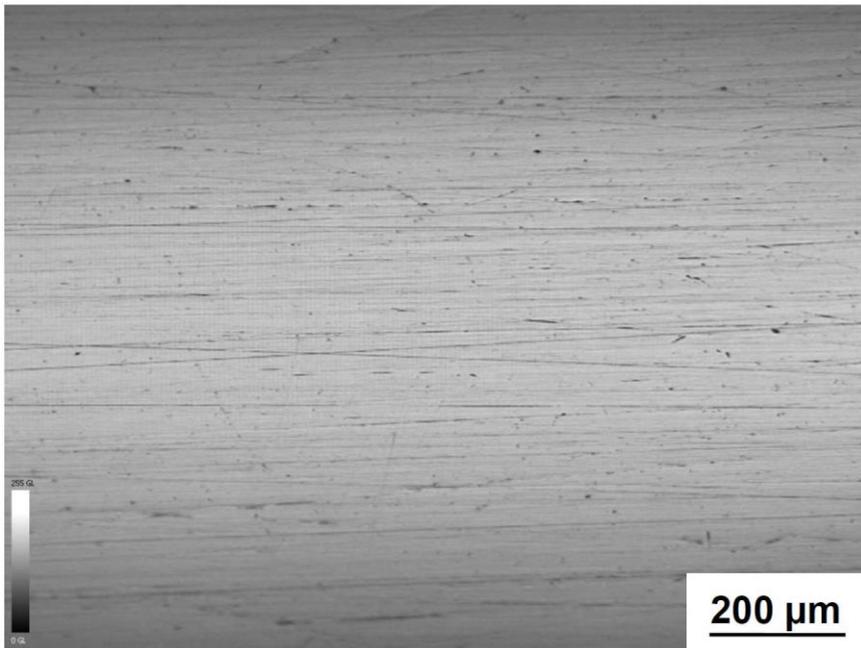
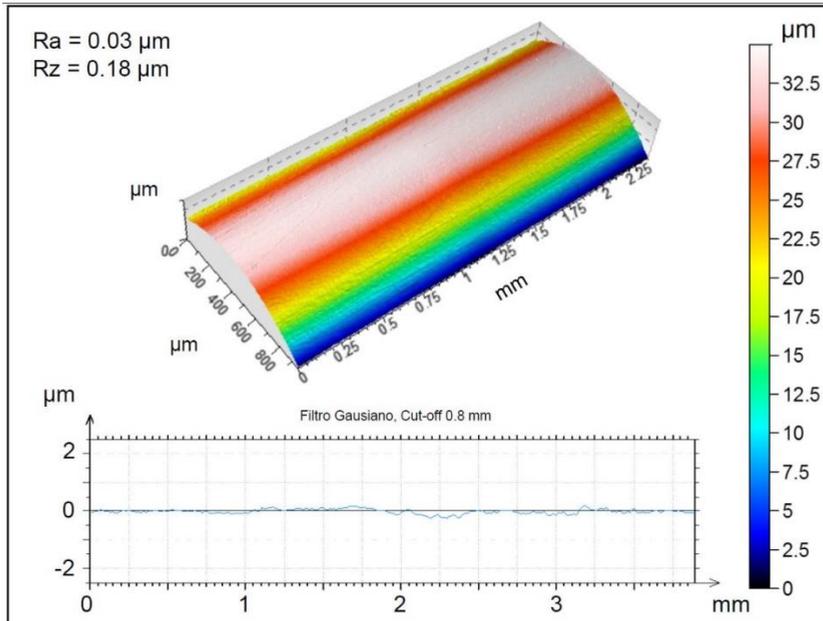


Figura 6-14. Textura superficial de la probeta 3, pulida repasada mediante “grit sand paper”, topografía 3D y perfil 2D, imagen fotográfica.

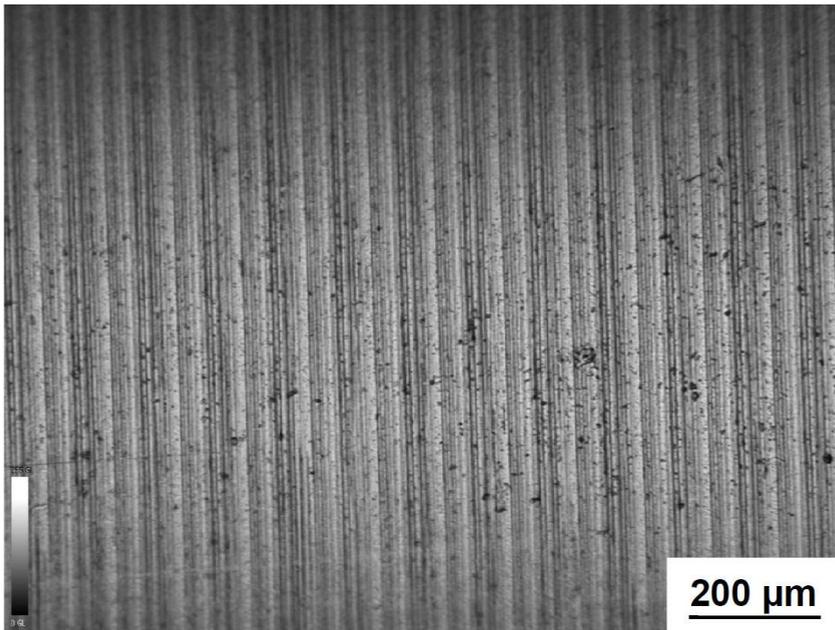
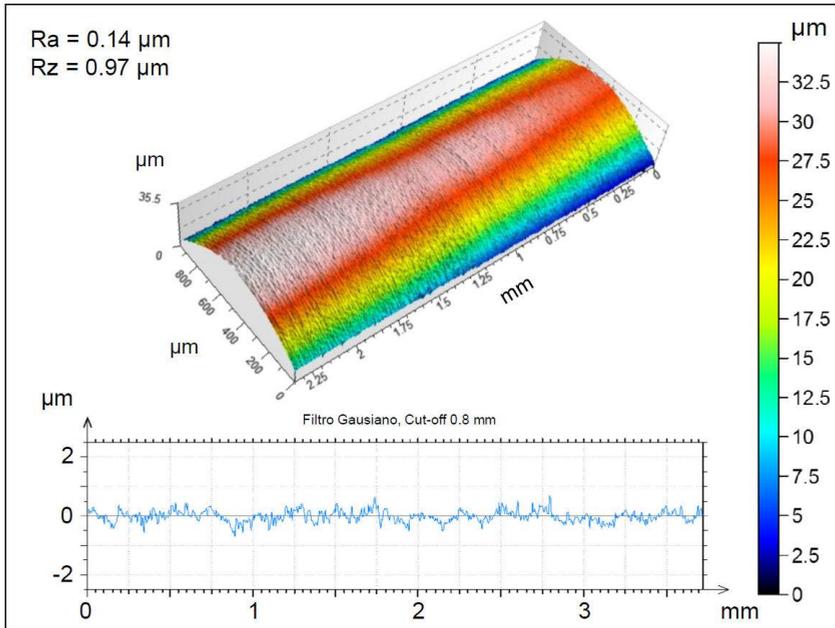


Figura 6-15. Textura superficial de la probeta 4, bruñida por deformación, a. topografía 3D y perfil 2D, b. imagen fotográfica.

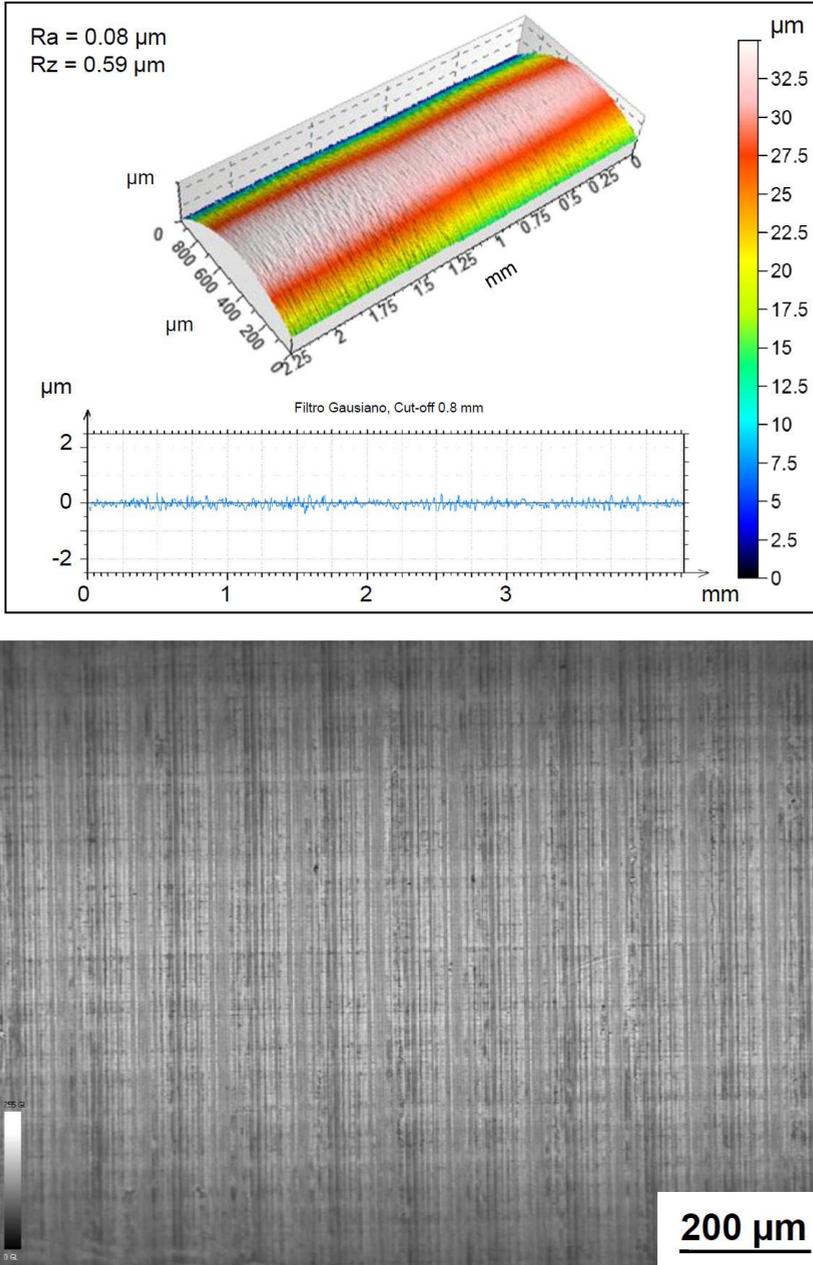


Figura 6-16. Textura superficial de la probeta 5, acabada por bruñido hidrostático con bola, a. topografía 3D y perfil 2D, b. imagen fotográfica.

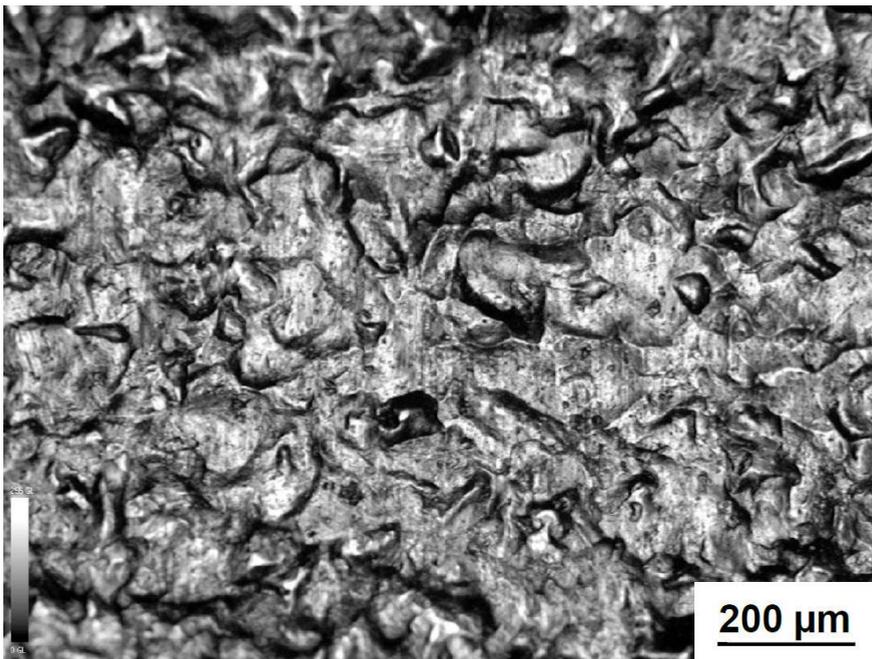
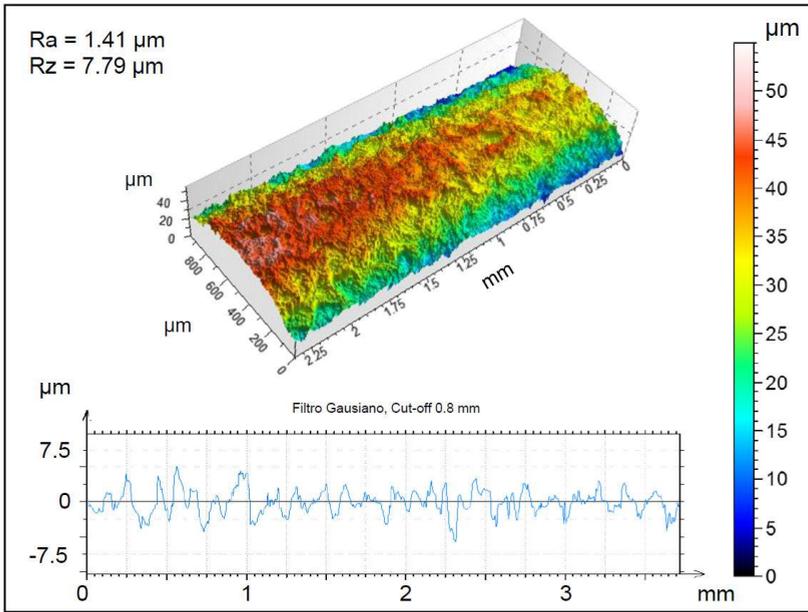


Figura 6-17. Textura superficial de la probeta 6, de shot-peening, a. topografía 3D y perfil 2D, b. imagen fotográfica.

De las topografías en 3D y los perfiles de rugosidad obtenidos se extraen las siguientes conclusiones:

- En la probeta torneada, es decir acabada a “punta de cuchilla”, de la Figura 6-12 se aprecian los característicos picos y valles generados por la operación de torneado (Figura 6-12b). La distancia entre picos consecutivos es de aproximadamente 0.1 mm (Figura 6-12a), lo que implica que posiblemente ese valor haya sido el utilizado como avance por revolución en la operación de torneado de acabado. La rugosidad R_a es 0,49 μm y la R_z de 2,69 μm .
- En la probeta pulida de la Figura 6-13 se observa una eliminación de ese patrón helicoidal característico del torneado. La superficie presenta un patrón de pulido cruzado típico de operaciones de pulido o lijado de ida y vuelta (Figura 6-13b). La rugosidad superficial mejora respecto a la probeta sin tratar y pasa a tener un R_a de 0,15 μm y un R_z de 0,92 μm (Figura 6-13a).
- Antes de realizar los ensayos de fatiga las probetas se han pulido en dirección longitudinal mediante *grit sand paper* de grado P1200 y posteriormente P4000 para reducir la rugosidad y eliminar el patrón de rugosidad romboidal de las probetas pulidas (Figura 6-14). El resultado es un pulido a espejo con R_a de 0,03 μm y un R_z de 0,18 μm (Figura 6-14a) en las que con grandes aumentos sólo se aprecian unas marcas muy finas en dirección longitudinal, tal y como se puede ver en la Figura 6-14b.
- En la probeta bruñida por deformación (no LPB) de la Figura 6-15 se conserva el patrón típico de picos y valles, comúnmente observado tras

operaciones de torneado, bruñido, etc. El acabado final es similar al de la probeta pulida tanto en R_a como en R_z (Figura 6-15a) Se puede observar comparando la probeta pulida y la probeta bruñida que a pesar de tener rugosidades similares, las superficies son diferentes en cuanto a morfología (Figura 6-15b).

- En las probetas acabadas mediante bruñido hidrostático con bola, LPB, el patrón de mecanizado y de bruñido queda apreciablemente suavizado respecto al bruñido por deformación, tal y como se observa en la Figura 6-16, pero de inferior calidad que las pulidas repasadas mediante *grit sand paper*. La rugosidad media R_a es $0,08 \mu\text{m}$ y la media en profundidad R_z es $0,59 \mu\text{m}$.
- El shot-peening deja un acabado superficial muy rugoso, de tipo “martelado” (Figura 6-17), con un patrón visual uniforme e isótropo, el valor de R_a es $1,41 \mu\text{m}$ y un R_z de $7,79 \mu\text{m}$. Esta rugosidad tan elevada resulta en un coeficiente modificativo de acabado superficial para el límite de fatiga en la ecuación de Marin (Marin, 1962) (Avilés, 2015) según Johnson (Johnson, 1973) de 0,8.

6.3.4. *Procesos de pulido a espejo, SP y LPB de las probetas*

En el caso de las probetas pulidas, o “lijadas”, ver Figura 6-18, con una rugosidad $R_a = 0,15 \mu\text{m}$, Johnson predice un límite de fatiga igual al 97 % del acabado espejo, es decir un coeficiente modificativo en la fórmula de Marin de 0,97, por lo que el límite de fatiga corregido para eliminar el efecto del acabado superficial sería de 1,03 veces el obtenido en los ensayos de las probetas pulidas (Avilés, et al., 2011) (Avilés, et al., 2013) (Avilés, et al.,

2014). Pero, al haber sido repasadas hasta una rugosidad $R_a = 0,03 \mu\text{m}$ (ver Figura 6-14) el acabado final es a espejo (ver la fotografía de la Figura 6-18) y el coeficiente de corrección es 1,0.



Figura 6-18. *Probeta pulida y repasada hasta acabado a espejo con “sand grit paper” de grado P4000*

En la Figura 6-19 se detalla la zona y el modo en que se ha realizado el proceso de LPB en los Talleres del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU, y en la Tabla 6-5 los valores de los parámetros utilizados en el bruñido LPB.

Tabla 6-5. *Parámetros especificados para bruñido LPB.*

Bruñido LPB	
Presión	10 MPa
Velocidad	75 m/min
Avance	0,05 mm/rev

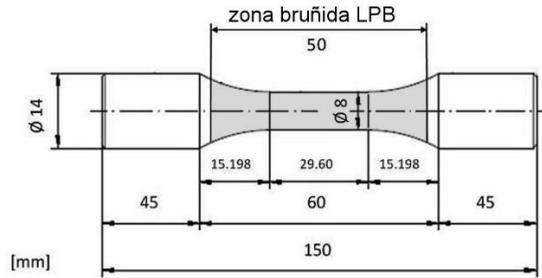


Figura 6-19. *Probeta bruñida LPB*

En la Figura 6-20 se presenta una fotografía de una probeta sometida a SP utilizando los parámetros de la Tabla 6-6 y que fueron seleccionados por la empresa Iparblast, a fin de proporcionar unos niveles medios de tensiones residuales superficiales semejantes a los del proceso LPB utilizado.



Figura 6-20. *Fotografía de probeta sometida a shot-peening.*

Tabla 6-6. *Parámetros especificados para shot-peening.*

Shot-peening	
Intensidad	0,008 A
Caudal	3 Kg/min
Velocidad	250 mm/min
Distancia	200 mm
Rotación	30 rpm
Tamaño de perdigón	S230 (~ 0,7 mm)
Recubrimiento	200%

Para completar el estudio de integridad superficial es necesario medir las durezas, las tensiones residuales superficiales y sub-superficiales, así como el trabajo en frío resultante de los procesos SP, LPB, pulido y mecanizado, pero debido a que los aspectos de tensiones residuales son de una importancia especial en esta Tesis, se ha preferido dedicarles específicamente el próximo Capítulo.

Capítulo 7:

TENSIONES RESIDUALES

CAPÍTULO 7. TENSIONES RESIDUALES

7.1. Descripción, definiciones y métodos de medida

Como ha sido comentado, las tensiones residuales tienen una importancia trascendental en la investigación desarrollada para esta Tesis, tanto en cuanto a sus valores con diferentes tratamientos como su evolución en el tiempo. Su descripción, junto con los métodos de medida utilizados, así como los parámetros seleccionados se justifican mejor y resulta una redacción más directa en el contexto de esta Sección, para de este modo no tener necesidad de hacer apenas referencia a Capítulos precedentes.

Según ENSPED: “*European Network of Surface and Prestress Engineering and Design*” (EEC Network Ensped, 2014) las tensiones residuales se definen como “las que permanecen en componentes mecánicos que no están sometidos a tensiones externas” y existen en prácticamente todos los materiales, metálicos o no. Según Bhadeshia (Totten, et al., 2002) son una consecuencia de interacciones entre tiempo, temperatura, deformación y microestructura. Todos los procesos de fabricación causan modificación de la estructura interna del material, en el caso de los metales cambiando la organización de los granos que lo componen, como consecuencia de lo cual aparecen deformaciones y tensiones a nivel cristalino que se manifiestan a nivel macroscópico. También se pueden producir tensiones residuales durante los procesos de montaje y a lo largo del comportamiento en servicio por efecto de cargas y temperaturas de funcionamiento. Debido a que existen en ausencia de

solicitaciones exteriores, están auto-equilibradas (*self-equilibrating stresses*) (Stephens, et al., 2001) existiendo zonas en las que son de tracción y otras de compresión, por lo que tienen gradiente a lo largo de la pieza y además habitualmente son multiaxiales. Se las conoce también como “tensiones internas”, “pretensiones” y “auto-tensiones” (*self-stresses*), nombre que se atribuye a Fuchs (Stephens, et al., 2001), aunque estas denominaciones son menos comunes actualmente. El nombre tensiones residuales (*residual stresses* en la bibliografía en inglés) es el habitual, aunque puede dar la idea equivocada de que se refiere a tensiones pequeñas, lo que es erróneo ya que pueden ser muy elevadas, incluso llegando al nivel de la tensión de fluencia del material; según (Stephens, et al., 2001) se denominan residuales porque son las que quedan tras finalizar una operación previa. No sólo son importantes las tensiones, sino también las deformaciones residuales que pueden producir distorsiones en los componentes que afecten a su funcionalidad y rentabilidad, por lo que el control de la deformación es una de las preocupaciones más importantes en las industrias de fabricación de componentes metálicos, como se afirma en el prefacio de (Totten, et al., 2002).

En muchos casos las tensiones residuales macroscópicas son pequeñas, por lo que no producen efectos significativos y se puede prescindir de ellas en la práctica de ingeniería. Sin embargo, a veces alcanzan valores muy altos, por lo que es preciso conocerlas y tenerlas en cuenta, ya que tienen una influencia considerable en el comportamiento resistente de los componentes. Esas tensiones pueden ser una consecuencia indeseada pero inevitable de algunos procesos de fabricación, pero en otras ocasiones se busca intencionadamente

producir un estado de tensiones residuales para mejorar la resistencia. En general, en el caso de solicitaciones variables con el tiempo, aquellos procesos que produzcan tensiones residuales de compresión en la superficie de las piezas producen un incremento de la resistencia a la fatiga, mientras que las de tracción la perjudican. De todos modos, esto debe matizarse, ya que la multiaxialidad y la posibilidad de aparición de grietas que se inicien sub-superficialmente han de ser también tenidas en cuenta. Por otra parte, las tensiones residuales pueden tener problemas de estabilidad, según los denominan Löhe en (Totten, et al., 2002), reduciéndose o llegando a desaparecer con el tiempo debido al fenómeno conocido como “relajación”, cuya principal causa es la deformación plástica (EEC Network Ensped, 2014) (Totten, et al., 2002) (Stephens, et al., 2001) (Mordfin, 1998) y que está ocasionado por las cargas externas y por temperaturas elevadas. Por lo tanto, las tensiones residuales no deben ser tratadas como unas simples tensiones medias constantes que se superponen linealmente a las tensiones aplicadas, ya que la multiaxialidad, gradiente y relajación hacen que su influencia en la resistencia a la fatiga sea más complicada.

Debido a la complejidad de su medida en diferentes zonas de una pieza, a diferentes profundidades y a la estimación de su variación en el tiempo, en muchas ocasiones se prescinde de su efecto en la hipótesis de que no alcancen valores muy altos y de que su efecto desconocido quede cubierto por el coeficiente de seguridad. Cuando se conocen, al menos en parte, en la práctica es frecuente prescindir del efecto de gradiente y de relajación, incluyéndolas en los cálculos como una tensión media adicional (Stephens, et al., 2001), lo que puede ser conservador o no dependiendo del signo de la componente

multiaxial de las tensiones residuales considerada y del de las tensiones debidas a las cargas. Cuando existen datos de la relajación, otros autores proponen utilizar las “tensiones residuales estabilizadas” (*stabilized residual stresses*) (Mordfin, 1998) (Funatani, 2000) (Totten, et al., 2002) (Ashton-Acton, 2013) en lugar de las medidas en la pieza nueva, es decir antes de ser sometida a carga. El grupo de trabajo en el que ha desarrollado esta Tesis Doctoral propone una “tensión media equivalente” (Avilés, et al., 2011) (Avilés, et al., 2013) (Avilés, et al., 2014) (Avilés, 2015): constante en el tiempo, uniaxial y uniforme, que incluye la multiaxialidad, gradiente y relajación y es a su vez equivalente a un coeficiente modificativo para la fórmula de Marin (Marin, 1962); este procedimiento se expone detalladamente más adelante en esta misma Memoria.

7.2. Efecto de las tensiones residuales en fatiga

El SP, LPB y otros procesos de tratamiento superficial suelen aplicarse con el fin de mejorar la vida a fatiga de la pieza modificando las condiciones en la superficie y en zonas cercanas a la superficie. Estos procesos afectan, principalmente, a tres aspectos relacionados con la vida a fatiga, que son los que hacen que la vida a fatiga aumente comparado con la pieza original. Estos tres aspectos son las tensiones residuales macroscópicas, la rugosidad superficial y los cambios estructurales de la superficie.

Actualmente se atribuye la mayor parte de la mejora de la vida a fatiga a las tensiones residuales en la superficie, el trabajo en frío de la superficie tiene una importancia algo más secundaria (Jinxiang & Ming, 2012). Esto se debe,

como se ha comentado anteriormente, a que es más difícil que una posible grieta se inicie y propague en una superficie con tensiones residuales de compresión. Por esto mismo, en (Guechichi & Castex, 2006), atribuyen la mayor parte de la mejora de la vida a fatiga en sus ensayos al trabajo en frío de la superficie, ya que en los resultados de sus ensayos la grieta no se iniciaba en la superficie si no que aparecía en la zona con tensiones internas de tracción. Por lo tanto, la magnitud de la tensión residual de compresión en la superficie no era el factor dominante. La predominancia de uno sobre el otro es dependiente principalmente del proceso que se use para crear las tensiones residuales, del material ensayado, la tensión aplicada y otros factores (Farrahi, et al., 1995).

La rugosidad superficial final, tras todos los tratamientos mecánicos que se apliquen, afecta también a la mejora que puede obtenerse en la vida a fatiga. Como se ha analizará posteriormente en la comparación de probetas mecanizadas, pulidas, tratadas con SP y LPB, la resistencia a fatiga de las probetas tratadas con SP mejora respecto de las mecanizadas, pero queda cercana a la de las probetas pulidas mientras que la resistencia a fatiga de las probetas con LBP supera todas las anteriores. Esto se debe, en parte, a la calidad superficial de las probetas LPB comparado con las probetas tratadas con SP.

7.2.1. Las tensiones residuales actúan como tensiones medias en fatiga

Como se ha comentado anteriormente las tensiones residuales de compresión generadas por tratamientos superficiales como el SP o el LPB tienden a mejorar la vida a fatiga de los componentes. Una vez identificados los

principales procesos por los cuales se genera dicha mejora, es necesario desarrollar métodos para incluir el efecto de las tensiones residuales en el cálculo de los componentes. No tener en cuenta las tensiones residuales puede llevar a dos situaciones dependiendo de si son de tracción o de compresión. En el primer caso, ignorar las tensiones residuales de tracción o usar un método de cálculo que no las tenga en cuenta puede llevar a una sobre-estimación de la vida a fatiga de la pieza y por lo tanto a un diseño incorrecto y posiblemente al fallo prematuro del componente. En el segundo caso, el ignorar las tensiones residuales de compresión puede llevar a un diseño no óptimo de la pieza en cuanto a que se puede penalizar en exceso la resistencia a fatiga al no tener en cuenta el efecto beneficioso de las tensiones residuales de compresión. Esto llevará generalmente a un diseño sobredimensionado que en algunos campos de aplicación puede resultar admisible, pero en otros campos en los que el coste de material, fabricación, peso de la pieza, etc. son críticos, esto puede no resultar admisible.

Las tensiones residuales están presentes en la pieza incluso sin carga aplicada y son unas tensiones constantes (es importante notar que el término “tensiones residuales” se refiere explícitamente a las tensiones residuales macroscópicas ya que son las que tienen una influencia directa en la resistencia del material, sin tener en cuenta las tensiones residuales de segundo o tercer orden). Una aproximación comúnmente utilizada es suponer que es posible aplicar el principio de superposición para combinar las tensiones residuales con las tensiones originadas por cargas externas (Flavenot & Skalli, 1989), que pueden tener componente alterna y/o media. De este modo las tensiones residuales se tratarían como una tensión media que se superpondría a la

tensión media aplicada (Webster & Ezeilo, 2001) (Wang, et al., 1998) (Benedetti, et al., 2002), teniendo en cuenta por supuesto el signo de cada una de ellas.

En este tipo de tratamiento hay tres aspectos fundamentales de las tensiones residuales que han de tenerse en cuenta para poder combinarlas correctamente con las tensiones aplicadas. Las tensiones residuales generadas por procesos mecánicos son en general multiaxiales, en la superficie el estado de tensiones es biaxial mientras que en el interior de la pieza será triaxial (Flavenot & Skalli, 1989). Adicionalmente las tensiones pueden ser isótropas como en el caso de las tensiones generadas por SP o anisótropas como en el caso del LPB. Por último, hay que destacar el efecto de relajación de las tensiones residuales durante la vida del componente. Cualquier método enfocado a incorporar las tensiones residuales, especialmente si son de compresión, en el cálculo a fatiga de un componente deberá incorporar este efecto. En caso contrario, la relajación de las tensiones residuales durante la vida del componente puede llevar a una sobrestimación de la resistencia a fatiga y a un fallo prematuro de la pieza.

7.2.2. Iniciación de grieta en el interior de la superficie

Los tratamientos superficiales para la mejora de la vida a fatiga como el LPB y el shot-peening tienen como principio el generar tensiones residuales de compresión en la superficie de modo que se retrasa la fase de iniciación y propagación de grieta. Un efecto que puede aparecer en piezas con tensiones superficiales de compresión, y por lo tanto con tensiones sub-superficiales de tracción, es que la iniciación y propagación de grieta se mueve de la superficie

a la zona interna traccionada. Este efecto se ha observado en diversos aceros, (Jinxiang & Ming, 2012) (Shengping, et al., 1998) (Guechichi & Castex, 2006).

El movimiento de la iniciación de grieta hacia el interior es un fenómeno que no se observa en todos los materiales o en todas las situaciones de carga aplicada, por ejemplo, en (Meguid & Hammond, 1989) se observó que para una aleación de aluminio tratada con shot-peening, y ensayada en flexión rotatoria, la grieta se movía hacia el interior mientras que para el acero utilizado (AISI 1040) la grieta se inició en la superficie. Adicionalmente en otro estudio realizado (Berns & Weber, 1986), para un acero de baja aleación de tipo CrMnV con 0.5 % contenido en carbono, ensayado a flexión de cuatro puntos, todas las grietas se iniciaron en la superficie.

En (Torres & Voorwald, 2002) se observa como la iniciación de grieta se mueve hacia el interior para el acero 4340, excepto en los ensayos con tensiones altas (zona de ciclos bajos) en los que el material tratado con shot-peening se comportaba, en este aspecto, de forma similar al material base. Esto puede deberse principalmente a la relajación de tensiones residuales de compresión que hace que el efecto negativo de la rugosidad superficial creada por el shot-peening gane relevancia y se superponga, o supere, al efecto positivo de las tensiones residuales de compresión. En (Torres & Voorwald, 2002) también se observó que a mayor profundidad de iniciación de grieta mayor vida a fatiga.

En (Haynes, 1967) se presentan los ensayos a torsión, de un acero EN 45, en probetas tratadas con shot-peening con y sin posterior pulido superficial, en

los que la máxima tensión principal aparecía debajo de la superficie. Se comprobó por experimentos que las grietas se generaban sub-superficialmente y se concluyó que, dado que la grieta se generaba en una zona en la que los concentradores de tensiones presentes en la superficie no tenían ningún efecto, era lógico que las curvas S-N obtenidas para los especímenes tratados con shot-peening y posteriormente pulidos y los únicamente tratados con shot-peening coincidieran.

Cuando la iniciación y propagación de grieta se mueve hacia el interior de la pieza la vida a fatiga de la pieza tratada ya no depende de parámetros superficiales como la rugosidad (Jinxiang & Ming, 2012) (Landgraf & Chernenkoff, 1988). Este efecto no es general y en distintos materiales sometidos a distintos procesos de shot peening se ha observado que la grieta puede generarse en la superficie pese a haber tensiones residuales iniciales de compresión. Una causa que puede promover esto, y ligada con la calidad superficial de la superficie, es el *over-peening* que sucede cuando la superficie se somete a un excesivo shot-peening aumentando su rugosidad hasta el punto de que el efecto de las concentraciones de tensiones que aparecen por la topografía de la superficie que deja el proceso supera al efecto de las tensiones residuales y las grietas pueden volver a iniciarse en la superficie (Torres & Voorwald, 2002) (Farrahi, et al., 1995).

En el trabajo de (Li, et al., 1992) se señala la importancia de tener en cuenta el efecto de la rugosidad en el cálculo a fatiga de piezas tratadas con SP. Los autores presentan un estudio para la estimación del coeficiente de concentración de tensiones que genera un determinado proceso SP en función

del tamaño de las marcas superficiales que quedan en la pieza. En el mismo estudio se señala como la iniciación de grieta puede moverse hacia el interior de la pieza si las tensiones residuales de compresión superficiales son lo suficientemente elevadas.

Un efecto adicional a tener en cuenta a la hora de estimar la aparición de grieta es el efecto del tamaño de la pieza. Como es sabido, en una pieza tratada para generar tensiones residuales de compresión en la superficie, aparecen tensiones residuales de tracción internas de modo que la resultante de fuerza neta en la pieza, sin carga externa aplicada, es nula. En (Buchanan & John, 2014) se estudió el efecto que tiene el espesor de la pieza en la magnitud de dichas tensiones de tracción, que como es de esperar, a igualdad de tensiones de compresión superficiales, las tensiones de tracción serán mayores cuanto menor sea el espesor de la pieza dado que se dispone de menos superficie neta para auto-equilibrar las fuerzas. Esto puede hacer que en probetas de tamaño reducido las tensiones de tracción sean mayores que las esperadas en la pieza real y por lo tanto la iniciación de grieta suceda más rápidamente de lo que en realidad debería. Esto se indica en (Buchanan & John, 2014) para una superaleación de níquel IN100.

7.3. Medida experimental de las tensiones residuales.

Como se ha comentado anteriormente, para el trabajo de investigación de esta Tesis se han realizado medidas en la superficie y en profundidad de numerosas probetas. Los parámetros utilizados para las medidas de tensiones residuales se detallan en la Tabla 7-1 y en la Tabla 7-2. En la Tabla 7-3 se presentan los

resultados preliminares de las medidas en la superficie de probetas con diferentes tratamientos superficiales de los utilizados en esta Tesis.

Tabla 7-1. *Parámetros de medida (Setup Parameters) utilizados por “ASM Energy Measurements”⁵.*

Target: Cr ($K\alpha_{avg}$ 2,291 Angstroms)
Target Power: 20,00 kv, 4,00 mA
Gain Material: Ti Shim
Gain Power: 13,30 kV, 4,00mA
Filters: None
Material: Steel
X-Ray Elastic Constants:
$(1/2)S_2=5,92E-6, -S_1=1,28E-6$ [1/MPa]
Crystallographic Plane: {211}
Bragg Angle (2θ): 156,4°
Aperture: 1 mm Round
Powder Correction: No
Autoremove Bad Points: No
Psi Tilts: 7
Tilts: beta (0, \pm 30,00, \pm 21,17, \pm 11,80)
Oscillation(s): Beta 3,00°
Collection Time: 3 sec x 30 exposures

⁵ ASM Energy Measurements, www.asmenergy.org, C/ Estación, n. 18, 28231 Las Rozas (Madrid)

Total Collection Time: 00:19:39
Peak Fit: Pearson VII (2,0)
Two Peak Model: no
LPA Correction On: Yes
Gain Correction: P/G
Background Subtraction: Linear
Peak Shift Method: Absolute Peak
Psi Zero Assignment: Curve Fit Linear
Instrument: iXRD
Software Version: 2.0.87
Goniometer Configuration: Omega

Tabla 7-2. Datos de calibración del sistema de medida según ASTM E 915 (ASTM, 2010); material: polvo Fe.

	Tensión (MPa)	Error (MPa)
1	6,0	± 6,0
2	3,0	± 6,0
3	- 5,0	± 4,0
4	- 9,0	± 6,0
5	- 4,5	± 3,0
Media	- 1,9	
Desviación standard	6,2	

Tabla 7-3. Resultados de las medidas experimentales en el centro de las probetas.

	Probeta 1 (mecanizada)	Probeta 2 (pulida)	Probeta 3 (bruñida)
Dirección	Tensión residual (MPa)	Tensión residual (MPa)	Tensión residual (MPa)
Longitudinal	207 ± 6	-315 ± 7	-885 ± 12
Transversal (<i>hoop</i>)	133 ± 5	-273 ± 7	-396 ± 10



Figura 7-1. Punto y direcciones⁶ de medida de tensiones residuales en la superficie de las probetas de fatiga DIN 50113

⁶ En esta Tesis la dirección longitudinal de las probetas se toma como eje y y la transversal como eje x , siendo el z perpendicular a la superficie; en consecuencia la componente longitudinal de las tensiones residuales se denota como σ_{resyy} y la transversal como σ_{resxx} . Las tensiones principales del tensor de tensiones residuales en la superficie son σ_{res1} y σ_{res2} respectivamente.

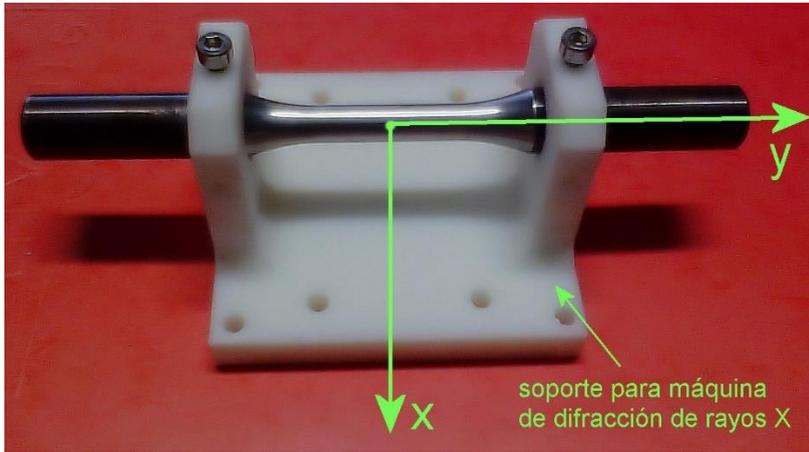


Figura 7-2. Convenio de ejes x e y .

En los resultados de la Tabla 7-3 se comprueba que el proceso de pulido (con máquina de pulir: “lijado”) produce unas tensiones residuales de compresión en dirección longitudinal de algo más de -315 MPa y -273 en dirección circunferencial (transversal, Tabla 7-3), que son valores demasiado elevados y que pudieran tener una influencia notable en la curva S-N que se obtuviera para el material base, es decir antes de ser sometido a los procesos LPB y SP. Se necesita conocer el comportamiento a fatiga del material base con tanta precisión como fuera posible, para lo que idealmente el acabado superficial debe ser pulido a espejo y sin el patrón romboidal de finas marcas que se observa en la Figura 6-13 y además las tensiones residuales deben ser bajas. Por ello, las probetas pulidas a máquina cuyo estudio de rugosidad y textura superficial se resumen en la Tabla 7-4 se repasaron en dirección longitudinal con papel de pulir P1200 y finalmente P4000 consiguiendo el acabado a espejo y sin patrones de marcas superficiales de las Figura 6-13, de modo que a 203 aumentos no se observan estrías de ningún tipo según recomiendan

diversas normas de ensayos de fatiga. Previamente fueron sometidas a un tratamiento en horno a 190 °C durante 4 horas, como se propone en el trabajo de Nascimento (Nascimento, et al., 2001), para relajar las tensiones residuales (Figura 7-3), que afortunadamente tienen un gradiente muy elevado pues se concentran en una capa superficial de sólo unas pocas micras; este tratamiento en horno no afecta a la estructura metalúrgica de este acero. Tras ese tratamiento térmico y posterior pulido a mano se midieron las tensiones residuales en superficie y en profundidad, obteniéndose los resultados de la Tabla 7-4 que se representan en la Figura 7-4.

En la parte superior de la Figura 7-3 se puede ver una probeta directamente como sale del horno tras el tratamiento de relajación antes descrito, con una finísima capa de óxido de color azul índigo, que desaparece completamente al pulirlas con los dos grados de papel sand-grit (parte inferior de la Figura 7-3).



Figura 7-3. Probeta al salir del horno y una vez pulida a mano.

Las probetas mecanizadas presentan tensiones residuales de tracción en la superficie de unos 200 MPa. Las tensiones residuales pueden ser de tracción de compresión dependiendo de los parámetros de torneado y el valor obtenido aquí no es relativamente muy elevado (Javidi, et al., 2008), (Jomaa, et al., 2013), (García-Navas, et al., 2012). Por otra parte, las probetas mecanizadas van a ser posteriormente sometidas a procesos de bruñido hidrostático con bola o de shot-peening, que resultarán en unas tensiones residuales de compresión muy elevadas, desapareciendo por completo la influencia del mecanizado previo.

Tabla 7-4. Resumen de rugosidades y tensiones superficiales en el acero 34CrNiMo6.

Acabado	Rugosidad (μm) y textura			Tens. residuales (MPa)	
	R_a	R_z	Textura	σ_{resyy}	σ_{resxx}
1. mecanizado	0,49	2,69	circunferencial	+207	+133
2. lijado	0,15	0,92	romboidal	- 315	-273
3. pulido	0,03	0,18	uniforme	-263	-300
4. bruñido def.	0,14	0,97	circunferencial	-885	-396
5. bruñido LPB	0,08	0,59	circunferencial	-930	-375
6. Shot-peening	1,41	7,79	martelado	-649	-588

Tabla 7-5. Tensiones residuales en superficie y hacia el interior en las probetas con bruñido hidrostático con bola.

	LPB	
Profundidad (mm)	σ_{resyy} (MPa)	σ_{resxx} (MPa)
0,000	-930±10	-375±9
0,023	-772±8	-448±4
0,036	-759±10	-482±5
0,054	-767±6	-510±5
0,094	-716±6	-527±3
0,161	-589±5	-579±4
0,399	2±7	-88±8

Tabla 7-6. Tensiones residuales en superficie y hacia el interior en las probetas sometidas a shot-peening.

	SP	
Profundidad (mm)	σ_{resyy} (MPa)	σ_{resxx} (MPa)
0,000	-649±5	-588±6
0,025	-586±4	-554±6
0,048	-590±4	-579±4

0,073	-591±4	-600±5
0,100	-490±5	-523±4
0,204	-37±8	-92±4
0,397	-17±4	-34±6

Tabla 7-7. Tensiones residuales en superficie y hacia el interior en las probetas tratadas en horno a 190 °C durante cuatro horas y posteriormente pulidas (P1) y en superficie en las sometidas a 200 °C doce horas (P2).

P1		
Profundidad (mm)	σ_{resyy} (MPa)	σ_{resxx} (MPa)
0,000	-268±4	-332±6
0,016	-58±3	-68±6
0,032	-68±4	-51±3
0,055	-46±4	-38±7
0,094	-34±6	-24±4
0,202	-33±5	-17±5
0,395	-32±3	-19±7
P2		
0,000	-231±5	-252±6

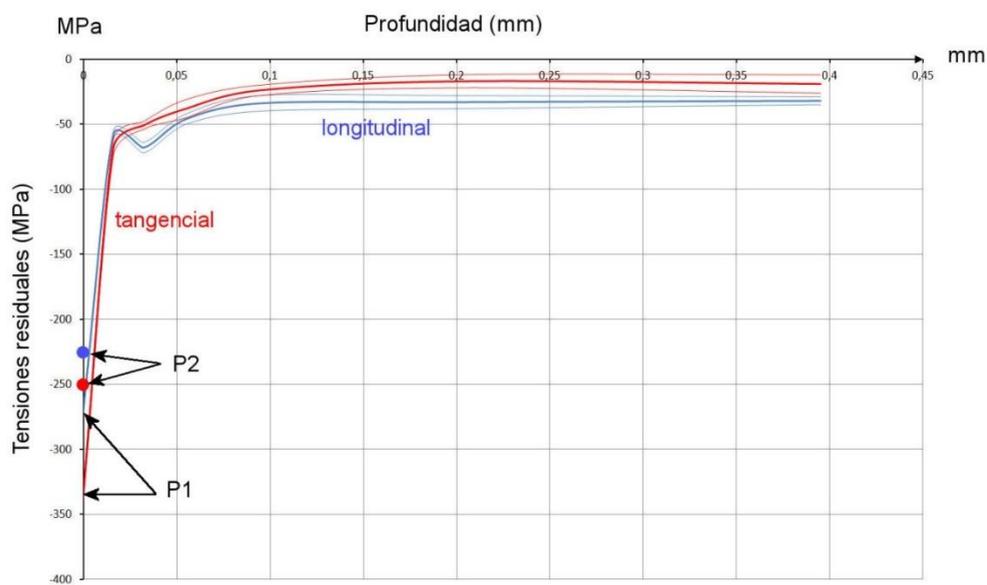


Figura 7-4. Tensiones residuales con muy fuerte gradiente en la superficie de las probetas pulidas tras el tratamiento de relajación de tensiones residuales.

Aunque el gradiente tan fuerte que se observa en la Figura 7-4 en la capa superficial más exterior indica que la influencia de esas tensiones residuales en la resistencia a la fatiga es muy pequeña, pues descienden 280 MPa en tan solo 15 μm , se decidió utilizar un tratamiento en horno a 200 $^{\circ}\text{C}$ durante 12 horas a fin de relajarlas aún más.

Tras el pulido con papel grit-sand las tensiones residuales en la superficie pasan a ser de -231,5 MPa en dirección longitudinal y -252,4 en la transversal, y la profundidad afectada ha disminuido hasta menos de 10 μm (el tamaño de un grano aproximadamente). Las tensiones residuales son en consecuencia de unos pocos MPa, por lo que su influencia en el comportamiento a fatiga del

material es despreciable. En consecuencia, todas las probetas del material base fueron así tratadas y pulidas.

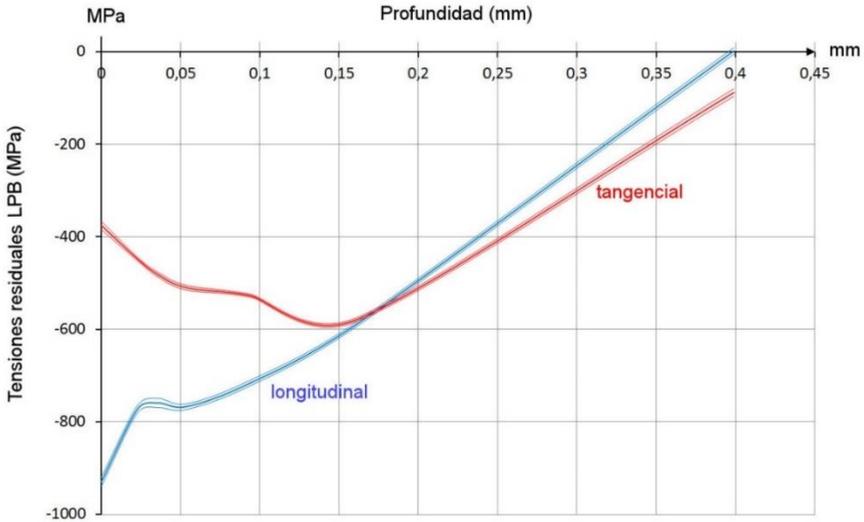


Figura 7-5. Tensiones residuales tras el proceso LPB.

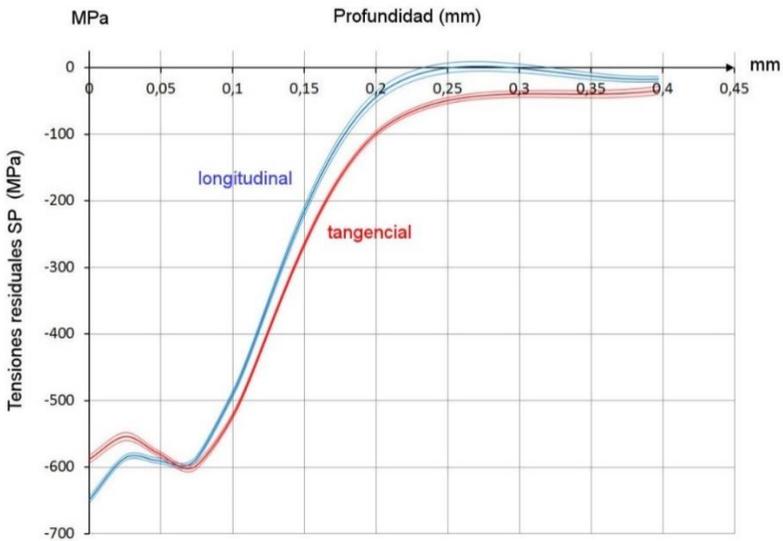


Figura 7-6. Tensiones residuales tras el proceso SP.

A modo de resumen, en la Figura 7-7 se representan conjuntamente las tensiones residuales de los procesos P2 las de LPB y de SP a fin de ilustrar la comparación de las magnitudes de las tensiones.

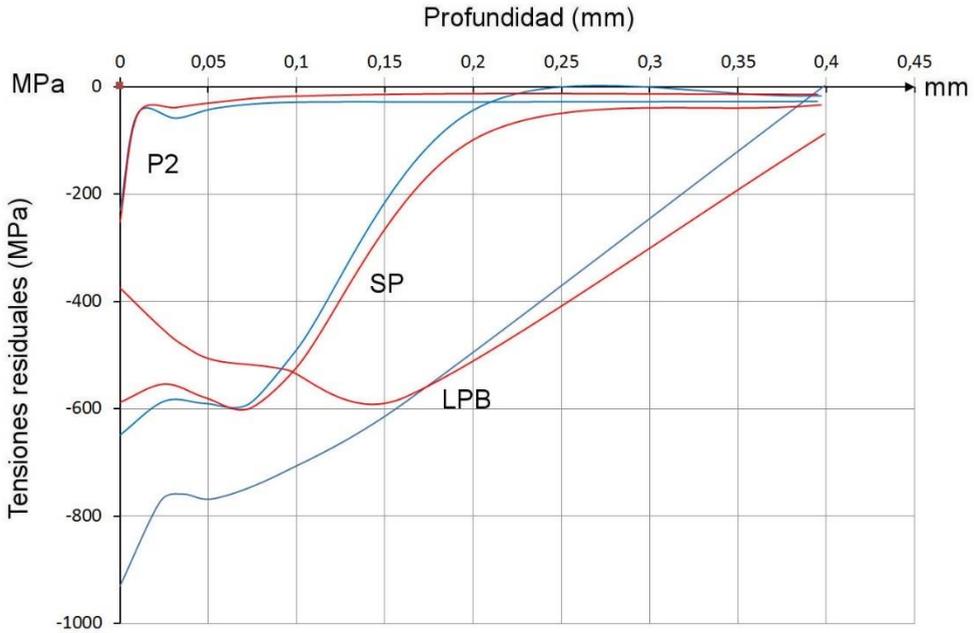


Figura 7-7. Comparación de las tensiones residuales de los procesos P2, LPB y SP.

Con los parámetros de proceso elegidos, la tensión máxima en dirección longitudinal que resulta en el proceso LPB es superior a la del SP. Sin embargo, por ser este último un proceso que proporciona estados de tensiones residuales prácticamente isotrópicos, la componente tangencial es superior que en el LPB. Para establecer una comparación, “meramente orientativa”, se han obtenido las tensiones residuales promedio $(\sigma_{resxx} + \sigma_{resyy})/2$ que se representan en la Figura 7-8, donde se aprecia que el nivel promedio en la

superficie es muy similar en ambos casos y hasta unos 0,075 mm, mientras que el efecto de compresión del LPB penetra hasta una profundidad prácticamente doble que la del SP (unos 0,4 mm frente a 0,2); también la tensión máxima promedio penetra hasta el doble de profundidad (unos 0,15 mm frente a 0,075 mm).

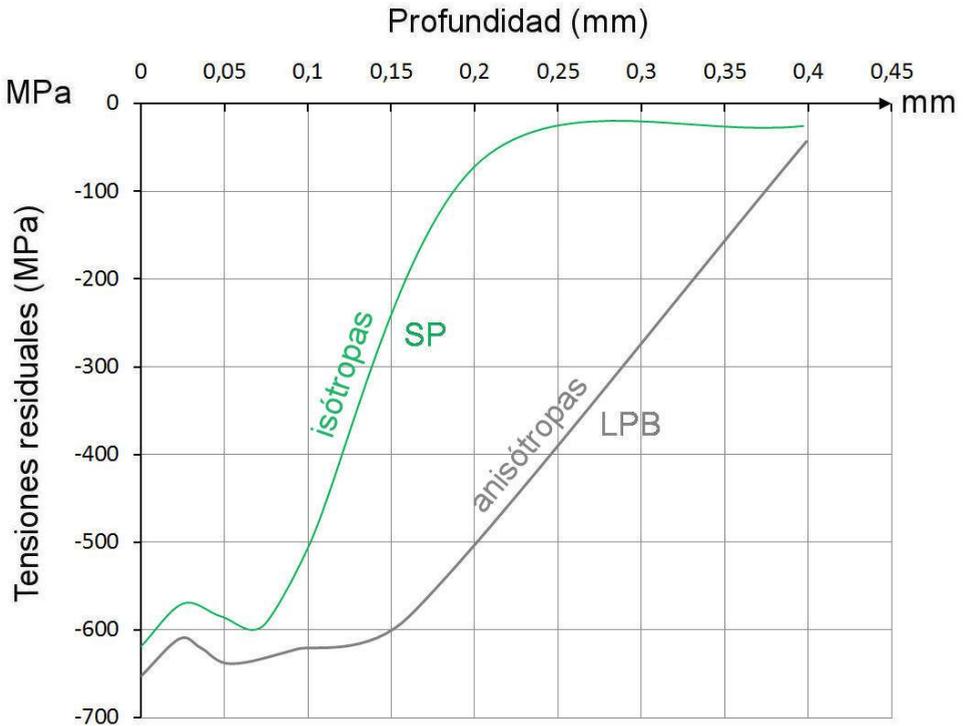


Figura 7-8. Valores “promedio” de las tensiones residuales en los procesos LPB y SP.

El estudio experimental de la evolución de las tensiones residuales, bajo carga a lo largo del tiempo, es decir de la relajación de tensiones que se describe en capítulos posteriores, requieren de repetidas medidas de las tensiones

residuales en la superficie para diferentes números de ciclos y niveles de tensión. Por ello se optó por utilizar para este fin el servicio Sgiker⁷ de la UPV/EHU, que consiguió disponer de un aparato de la marca Bruker (Figura 7-9) para la medida de tensiones residuales por difracción de rayos X. Al estar más cercanos que los laboratorios ASM anteriormente citados el envío y recogida de las probetas es más rápido y además los ensayos resultan más económicos.

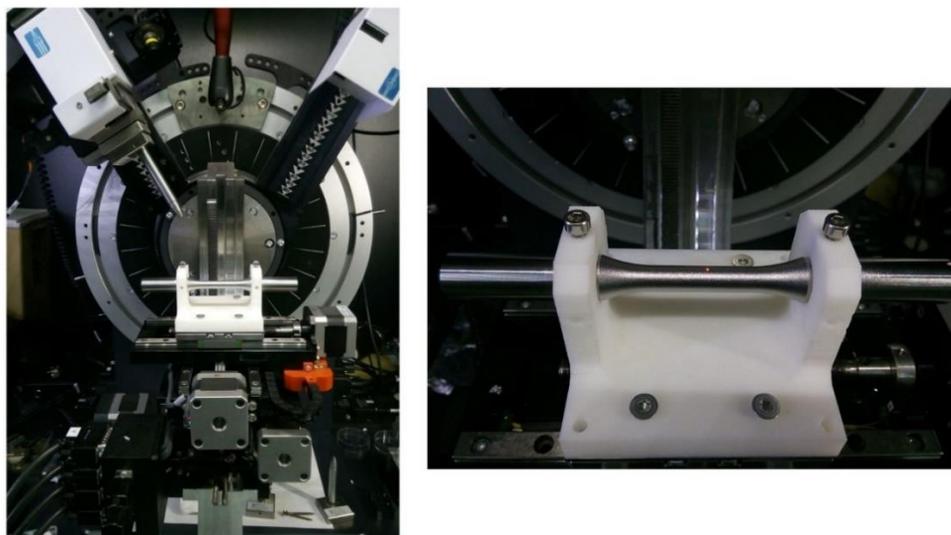


Figura 7-9. Máquina Bruker⁸ de los servicios Sgiker midiendo las tensiones residuales en la superficie de una probeta SP.

Sgiker actualmente no dispone de equipamiento ni personal especializado para medir tensiones residuales en profundidad, pero esto es algo que no es

⁷ Sgiker, Servicios Generales de Investigación de la UPV/EHU, Leioa (Bizkaia)

⁸ <https://www.bruker.com/products/x-ray-diffraction-and-elemental-analysis/x-ray-diffraction/d8-advance/overview.html>

necesario en el estudio de relajación tal y como se plantea en este trabajo. A fin de verificar la fiabilidad de las medidas, en comparación con los laboratorios ASM que tienen mayor experiencia y reconocimiento, se enviaron a Sgiker dos probetas de las que se disponía de los resultados de medidas superficiales a fin de comprobar que los resultados obtenidos eran coincidentes, lo cual sucedió así con las lógicas mínimas diferencias. En la Figura 7-9 se pueden ver dos fotos de esta máquina con una de las dos probetas SP que se han utilizado en las medidas de relajación.

7.3.1. Medición de FWHM

Además, de las mediciones de tensiones residuales se ha medido el FWHM (del inglés *full width at half maximum*) del pico de difracción para cuatro probetas distintas: 1/probeta pulida, 2/probeta mecanizada, 3/probeta SP y 4/probeta LPB. En la Tabla 7-8 se presenta el valor del FWHM para las cuatro probetas y en la Figura 7-10 se presenta el pico de difracción de cada probeta.

Tabla 7-8. FWHM measured values.

Specimen	FWHM [°]
Machined	0,895
Polished	0,846
SP	0,709
LPB	0,655

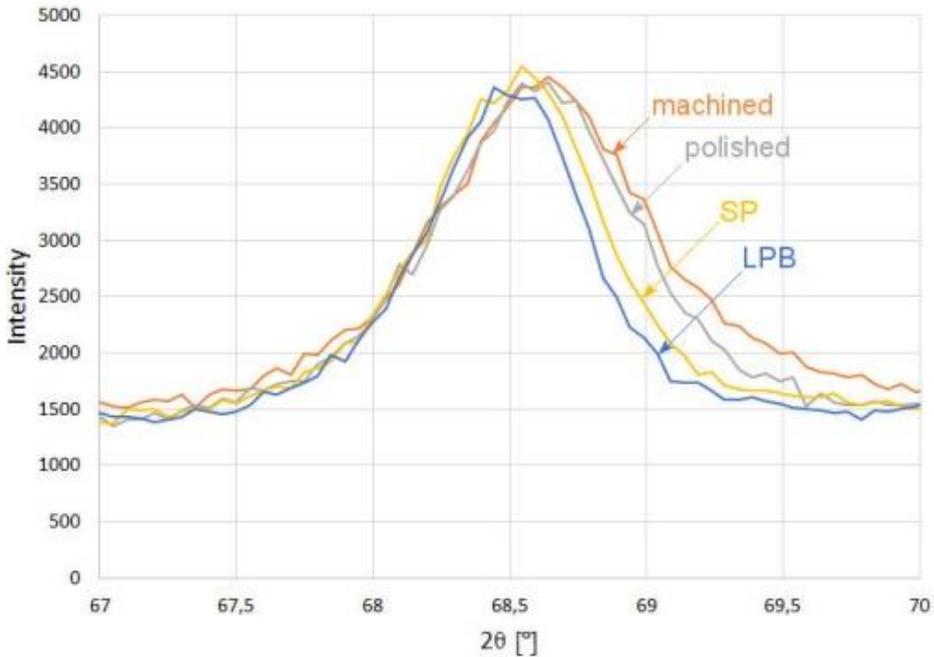


Figura 7-10. Medición de FWHM en probetas pulidas, mecanizadas, LPB y SP

Se observa que el valor del FWHM se reduce en las probetas SP y LPB comparado con el de la probeta mecanizada, lo cual confirma que este acero, con el tratamiento térmico aplicado, es sensible al ablandamiento por deformación (Branco, et al., 2016). Este efecto es más marcado en la probeta tratada con LPB donde el FWHM es mínimo.

Capítulo 8:

MODELIZACIÓN DEL PROCESO DE LPB MEDIANTE ELEMENTOS FINITOS

CAPÍTULO 8. MODELIZACIÓN DEL PROCESO DE LPB MEDIANTE ELEMENTOS FINITOS

8.1. Introducción

Existen principalmente tres vías para realizar el análisis del efecto que un proceso cualquiera, como en el caso de esta Tesis el LPB, tiene sobre un componente, 1/métodos experimentales, 2/modelos analíticos o 3/modelos numéricos. El estudio de los efectos que tienen los distintos parámetros de LPB en la calidad superficial, en el campo de tensiones residuales y en la vida a fatiga se ha realizado comúnmente mediante experimentación, como por ejemplo en (Chen & Shiou, 2003) (Prevéy, 2000) (Prevéy, et al., 2001) (Klocke, et al., 2009), entre otros. Si bien este modo de estudiar los parámetros de LPB está libre de cualquier hipótesis de modelización inherente en los modelos analíticos y numéricos, que son comúnmente una fuente de error o incertidumbre; lleva asociados unos altos costes y tiempos largos tanto de proceso como de medición de tensiones residuales. Por otro lado, los métodos analíticos (Korzynski, 2009) (Bouزيد, et al., 2004) tienen como ventaja la sencillez y rapidez de aplicación si bien se ven limitados a una serie de casos concretos y en cuanto a los resultados que se pueden obtener de ellos. Por último, los métodos numéricos, comúnmente basados en los elementos finitos (Yen, et al., 2005) (Sartkulvanich, et al., 2007) (Saï & Saï, 2005) (Mohammadi, et al., 2014) (Zhuang & Wicks, 2004), son un punto intermedio entre los dos métodos anteriores para el estudio de los parámetros de un proceso cualquiera. Tienen como ventaja que proporcionan una información

detallada del estado del componente tras el proceso, por ejemplo, el campo de tensiones, no sólo en la superficie sino también en profundidad y en todas las direcciones y componentes del tensor, cosa que es muy complicado obtener experimentalmente. Aun así, ha de tenerse en cuenta que es necesario realizar hipótesis simplificadoras tanto del comportamiento del material como de la dinámica del proceso, geometría del componente a tratar, etc. Esto se debe a que el análisis mediante elementos finitos puede llegar a ser computacionalmente costoso debido, principalmente, a las no-linealidades (contacto y comportamiento del material) asociadas al proceso que se desea simular. Por ello, si bien el uso de estos modelos numéricos permite reducir el volumen de ensayos experimentales, suele requerir de una fase previa de ajuste de parámetros de análisis, basada en resultados de ensayos, y una posterior validación experimental.

8.2. Modelización mediante elementos finitos

Las mediciones de rayos X, que se presentan en el Capítulo 7, han permitido obtener las tensiones residuales longitudinales y transversales en la superficie de las probetas. En la Tabla 7-5 y la Figura 7-5 se mostraban también los perfiles de tensiones residuales longitudinales y transversales medidos en profundidad, mediante la aplicación de sucesivas mediciones y eliminación de material con electropulido (ver Figura 8-1). Este método de medición es costoso, y si bien estos datos dan una información bastante completa sobre el estado tensional de la pieza en esa zona, son incompletos dada la

imposibilidad de medir las tensiones residuales en la dirección radial (normal a la superficie).



Figura 8-1. Vista general del modelo

Con el fin de conocer el perfil de tensiones residuales completo, así como estudiar la posibilidad de usar modelos numéricos para analizar el efecto de los parámetros de LPB necesarios para obtener un estado tensional determinado, se ha desarrollado un modelo de elementos finitos que se presenta a continuación. El objetivo del modelo creado es obtener una descripción cualitativa del campo de tensiones residuales generadas por LPB bajo unos parámetros de proceso establecidos.

El tratamiento se aplica sobre una superficie plana (ver Figura 8-2), dado que se considera suficiente para el objetivo del análisis y contribuye a no aumentar la complejidad del modelo de forma innecesaria. La bola que actúa como indentador se ha modelizado como una superficie esférica rígida. Si bien esto es una simplificación frente al comportamiento real de sólido deformable de la bola, se asume que la relación de rigideces entre los materiales de la bola

(carburo de wolframio) y de la pieza (acero 34CrNiMo6) es lo suficientemente alto como para permitir dicha simplificación.

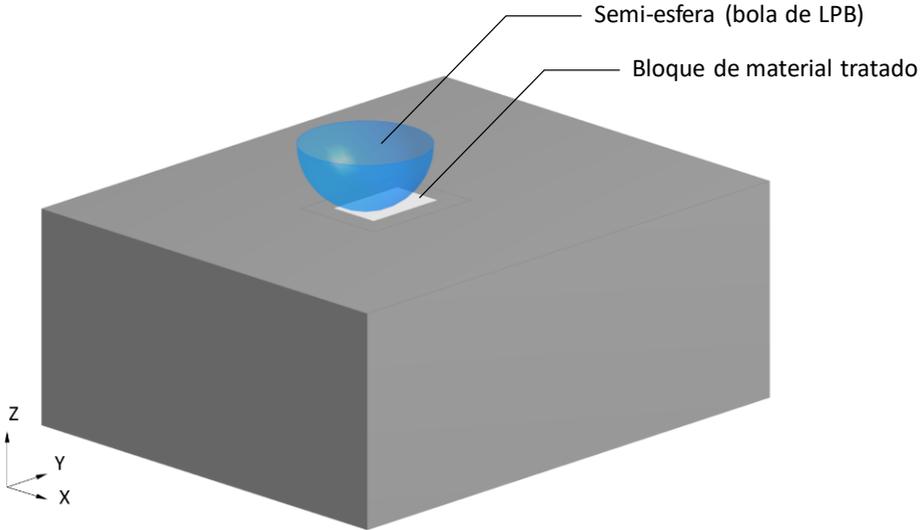


Figura 8-2. Vista general del modelo

Como se ha descrito en el Capítulo 3, para poder generar tensiones residuales mediante el LPB, o cualquier otro tratamiento mecánico, es necesario deformar plásticamente una capa superficial. El modelo requiere por lo tanto que el material del sólido que modeliza la pieza tratada sea no-lineal, permitiendo la plastificación según las propiedades de en la Tabla 8-1. Para ello se ha definido el material con una ley bilineal de endurecimiento cinemático (*bilinear kinematic hardening*). Para definir el material de la pieza tratada se han utilizado las propiedades del material presentadas en el apartado 6.2.

Tabla 8-1. *Propiedades mecánicas del acero 34CrNiMo6*

σ_{yp} [MPa]	σ_{ur} [MPa]	ϵ_{ur}	ν
1084	1800	0.92	0.3

Además de definir un material no lineal para el sólido a tratar, es necesario definir la condición de contacto entre la semi-esfera y el sólido. Este se ha definido como un contacto entre caras, no lineal, con un coeficiente de fricción de 0,1, este último para tener en cuenta la lubricación existente entre ambos componentes durante el proceso.

El tratamiento se ha aplicado imponiendo el desplazamiento longitudinal (dirección “y” según la Figura 8-2) y transversal (dirección “x” según la Figura 8-2) en la semi-esfera para realizar la trayectoria que se representa en la Figura 8-2. Se han simulado cuatro pasadas de la bola, para ello se ha separado el análisis en diversos pasos, el primero de ellos se utiliza exclusivamente para bajar la semi-esfera y aplicar la presión correspondiente (ver Tabla 6-5). En los subsiguientes pasos se simula el avance de la bola y el “feed” y en el último paso se levanta la semi-esfera para liberar la presión aplicada sobre la pieza.

El desplazamiento de la semi-esfera se ha impuesto de manera que las rotaciones en dirección longitudinal y transversal quedan liberadas, de modo que se evita que la semi-esfera deslice sobre la superficie.

La malla del sólido tratado se ha realizado con elementos hexaedro con un tamaño medio de $8e-5$ m. Mientras que el resto del sólido se ha mallado con elementos tetraedro con un tamaño medio mayor dado que ese sólido es únicamente de interés para alejar las condiciones de contorno de la zona tratada, no para post-procesar resultados.

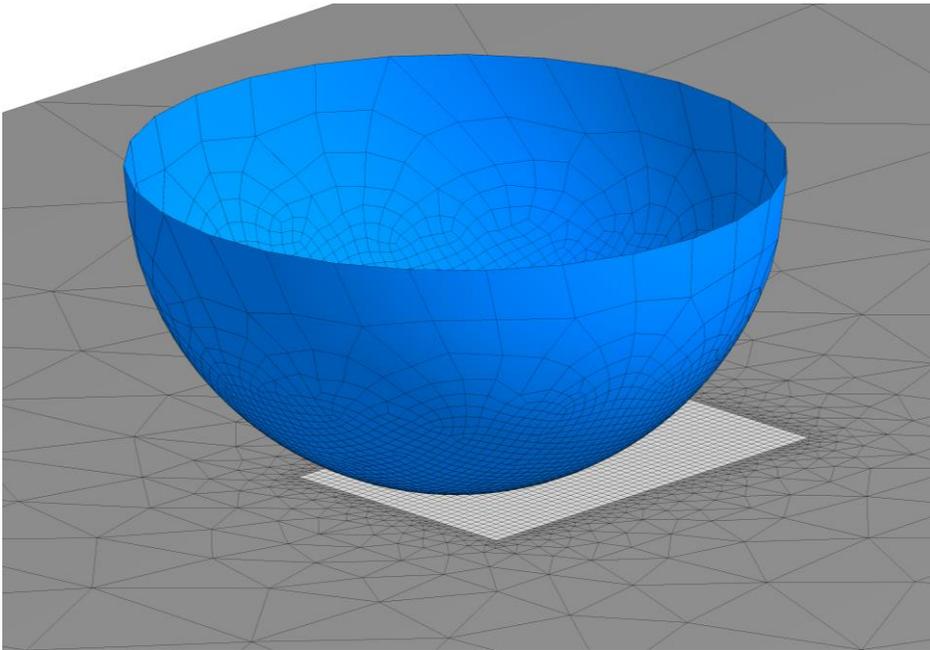


Figura 8-3. Vista general de la malla

8.3. Resultados

Las tensiones residuales se han calculado a lo largo de una línea normal a la superficie a fin de obtener la distribución de tensiones residuales en profundidad. A continuación, se muestran los resultados obtenidos, así como el campo de tensiones residuales en la sección media de la pieza.

En la Figura 8-4 se representa la deformación plástica en el plano medio de la zona tratada. Puede observarse como la profundidad de la capa afectada es de menos de 0,4 mm, lo cual concuerda con lo que se espera de este tipo de tratamientos en los que únicamente una fina capa superficial se deforma plásticamente.

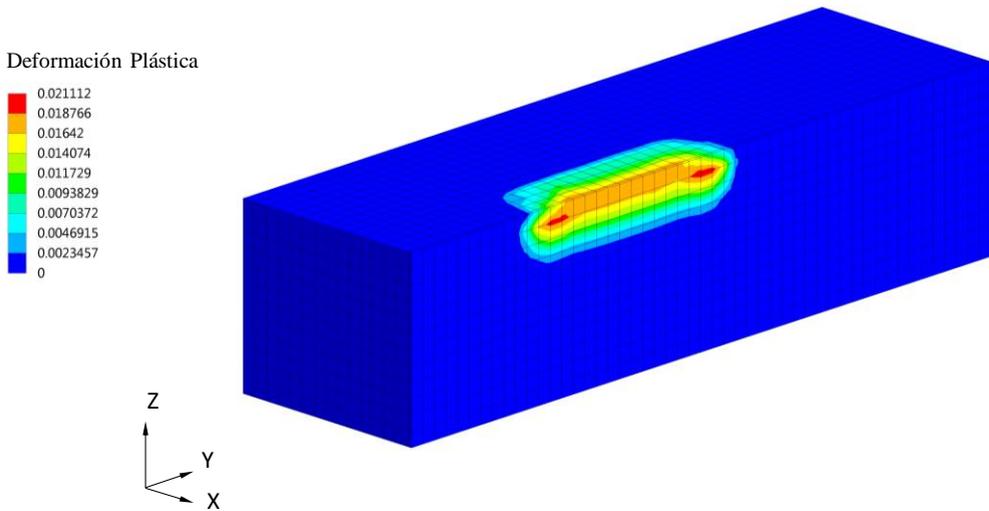


Figura 8-4. Campo de deformaciones plásticas en el plano medio de la zona tratada (escala de deformación $\times 10$)

En la Figura 8-5 y Figura 8-6 se representan las tensiones residuales en las direcciones x (transversal) e y (longitudinal) respectivamente, en el plano medio de la zona tratada. Puede observarse en ambas figuras que la deformación plástica generada por la rodadura de la bola sobre la superficie induce, como es de esperar, tensiones residuales de compresión en la superficie, que a una determinada profundidad cambian a tracción.

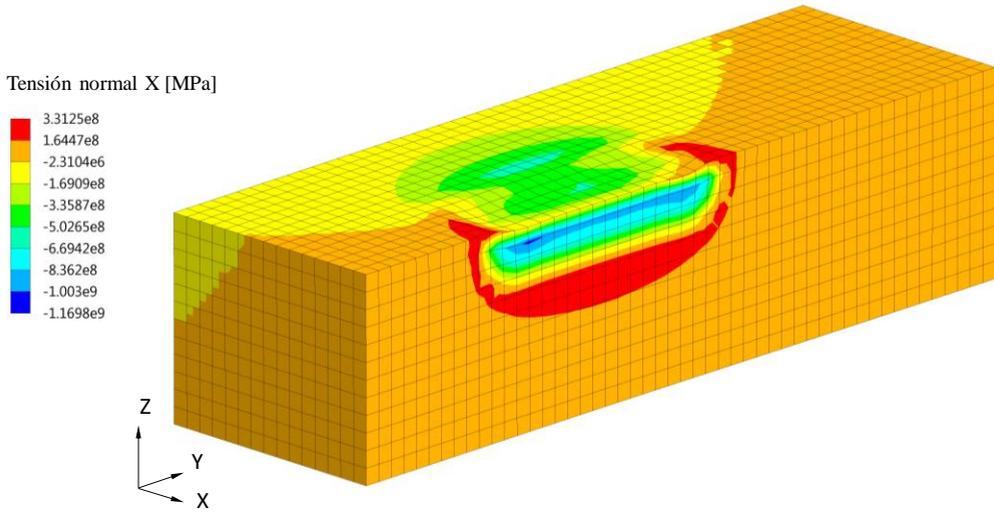


Figura 8-5. Campo de deformaciones tensiones normales en dirección x en el plano medio de la zona tratada (escala de deformación x10)

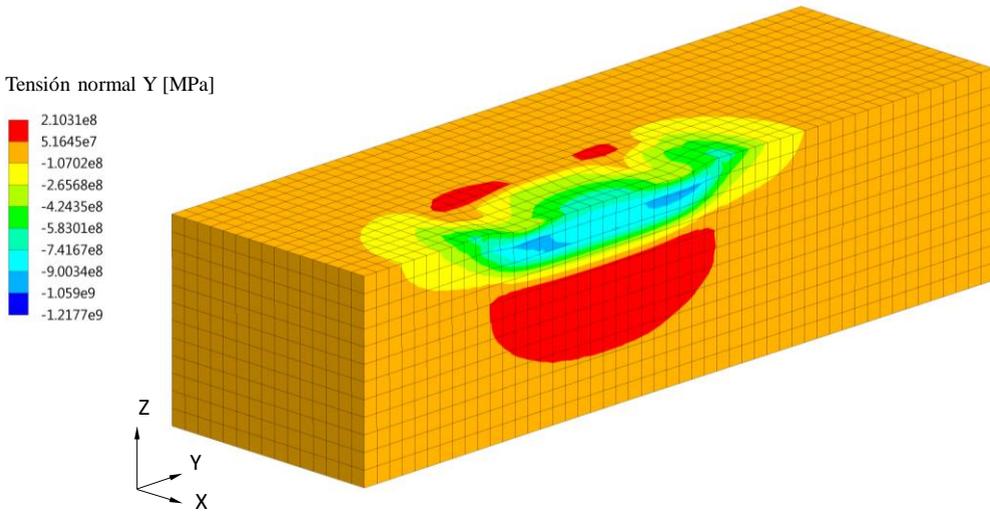


Figura 8-6. Campo de deformaciones tensiones normales en dirección y en el plano medio de la zona tratada (escala de deformación x10)

Por otro lado, la Figura 8-7 muestra las tensiones residuales en la dirección normal a la superficie (dirección z), y se observa que poseen un valor menor que las tensiones en dirección longitudinal y transversal y tienen signo predominante de tracción en la zona tratada.

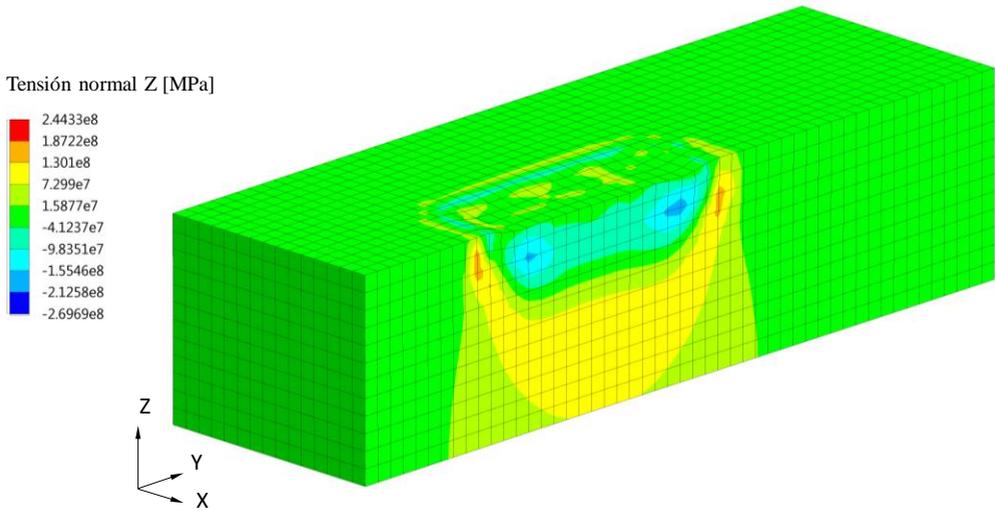


Figura 8-7. Campo de deformaciones tensiones normales en dirección z en el plano medio de la zona tratada (escala de deformación $\times 10$)

La Figura 8-8 muestra el perfil de tensiones residuales, incluyendo tanto las componentes normales como las cortantes, medidas en una línea en el centro de la zona tratada. Puede observarse que, como es de esperar, las componentes longitudinal y transversal son las más altas, así como la componente normal a la superficie (dirección z) cuyo valor es de tracción cerca de la superficie. El perfil de tensiones residuales obtenido es el esperado y sigue tendencias similares a las que se han presentado en el Capítulo 3 y el Capítulo 7, presentando por lo general un valor de compresión en la superficie, un

máximo y un paso por cero a cierta profundidad donde las tensiones residuales cambian de signo, a tracción, para auto-equilibrarse.

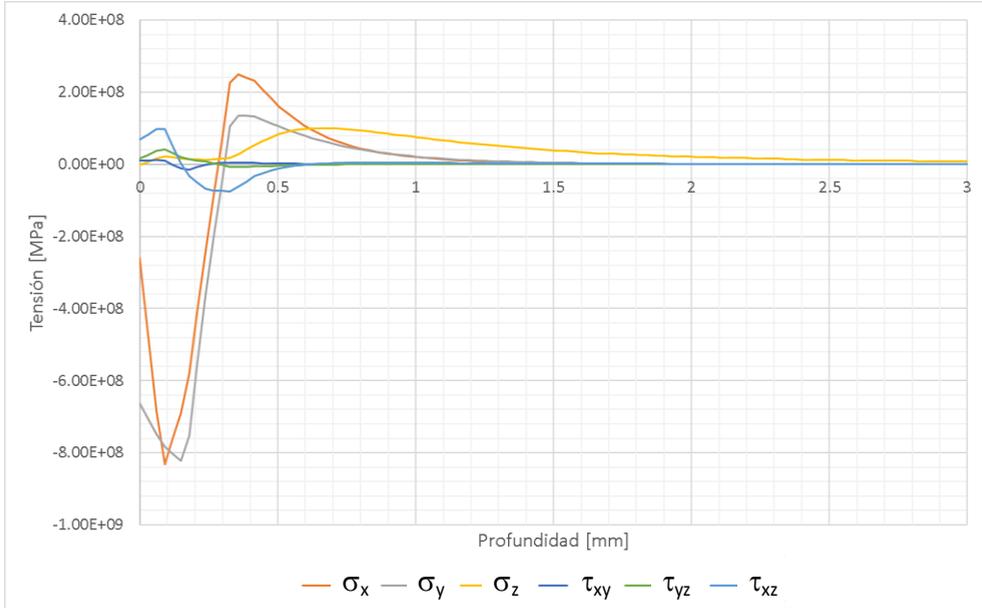


Figura 8-8. Perfil de tensiones residuales normales y cortantes en profundidad

A su vez, la Figura 8-9 muestra un detalle de las componentes normales hasta 1 mm de profundidad donde se observa que el paso por cero del perfil de tensiones residuales longitudinales y transversales se da en 0,3 mm. Se observa además que los máximos en longitudinal y transversal aparecen a una profundidad de unos 0,1 mm.

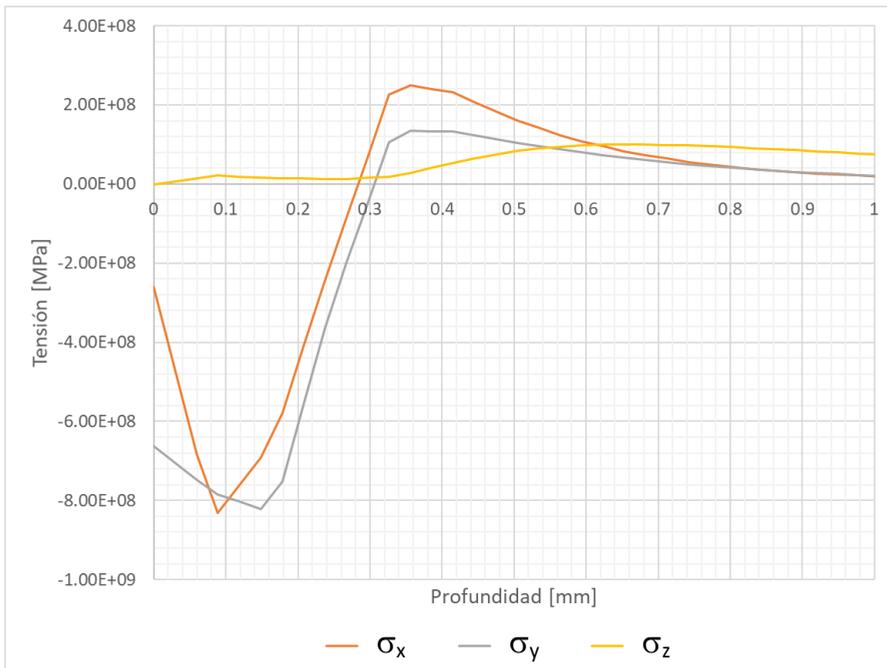


Figura 8-9. Detalle del perfil de tensiones residuales normales en profundidad

Adicionalmente se ha comprobado que, en el último paso de la simulación, cuando ya se ha levantado la bola de la superficie, las fuerzas de reacción en el apoyo fijo, en las tres direcciones, sean nulas. Esto permite realizar la comprobación de que, como es de esperar, las tensiones residuales en la pieza se auto-equilibran y generan una reacción nula en el apoyo cuando no hay carga externa aplicada.

8.4. Conclusiones

Los perfiles de tensiones residuales longitudinales y transversales que se han obtenido con el modelo siguen la tendencia de las medidas presentadas en la

Tabla 7-5 y en la Figura 7-5. Ha de tenerse en cuenta que las mediciones realizadas, en la probeta tratada con LPB, comienzan a $2,3e-5$ m de profundidad mientras que la malla utilizada en este modelo tiene un tamaño medio de $8e-5$ m. Aun así, el modelo permite predecir las tensiones residuales en las tres direcciones, aplicando un número reducido de pasadas. Esto permite, a su vez, estudiar, de forma ágil y sencilla, el efecto de parámetros de LPB como la presión, el diámetro de bola, el avance, etc. en las tensiones residuales sobre un determinado material, y permite ajustar y optimizar dichos parámetros según las condiciones deseadas.

En cuanto a las componentes de tensión, se observa que las componentes dominantes son la longitudinal (dirección y) y la transversal (dirección x), siendo las tensiones normales a la superficie notablemente menores y de tracción.

Capítulo 9:

ENSAYOS HCF DE TENSIÓN ALTERNA Y SU ANÁLISIS

CAPÍTULO 9. ENSAYOS HCF DE TENSIÓN ALTERNA Y SU ANÁLISIS

9.1. Planteamientos previos a la campaña de ensayos

La mayor parte de los ensayos de tensión alterna R_{-1} se han realizado en una máquina de fatiga rotatoria Zwick/Roell modelo UBM 200tc en los laboratorios del Departamento de Ingeniería Mecánica en la ETSI de Bilbao (UPV/EHU). Se han ensayado probetas mecanizadas, pulidas a espejo, tratadas con SP y con LPB. El resto de los ensayos R_{-1} son de tensión directa, axial, y se han realizado sobre probetas pulidas a espejo en la máquina Instron 8805 MTB de 100 kN del Departamento de Ingeniería Mecánica en la ESI UPV/EHU; por lo que se pueden comparar los resultados R_{-1} de flexión alterna con los R_{-1} axiales. También se ha realizado una campaña de ensayos axiales de tensión alterna sobre probetas tratadas con SP en una máquina de resonancia de los laboratorios Azterlan, citados ya anteriormente en esta misma Tesis.

A fin de tener garantías de la validez de los ensayos, los resultados obtenidos han sido contrastados con los valores de la bibliografía para este acero (diferentes variantes de tratamiento de temple y revenido) y de otros materiales similares.

Respecto a la comparación axial-flexión en tensión alterna, la literatura de diseño de máquinas tradicional recomienda en general un factor modificativo en la fórmula de Marin de 0,9 para cuantificar el efecto de gradiente de la

flexión en el límite de fatiga (Shigley, et al., 2004) (Norton, 2006) (Juvinall & Marshek, 2000), pero hay más desacuerdo en cuanto a la diferencia en la zona de vida finita, es decir en el factor de corrección a utilizar para el número de ciclos N_g de referencia dentro de la zona de ciclos bajos: generalmente 10^3 ó 10^4 ciclos. Además, se sabe que la diferencia entre los resultados axiales y de flexión depende del material, por lo que es necesario encontrar valores más específicos en la bibliografía para este tipo de acero. Por ejemplo, Sander y Müller (Sander, et al., 2014) comentan sobre el considerable efecto del gradiente en el acero 34CrNiMo6 pero sin llegar a cuantificarlo ni a evaluar cómo es esa influencia en función del nivel de tensión, es decir cómo varía con el número de ciclos N .

Suponiendo que el acero 34CrNiMo6 se comporte de forma similar al AISI 4340 y al SNCM439 (normas JIS: *Japanese Industrial Standards* de la JSA: *Japanese Standards Association*), se han analizado los datos de sus aceros es este grado a partir del trabajo de Nishijima (Nishijima, 1993) y el resultado se representa en la Figura 9-1.

Teniendo en cuenta que los ensayos de Nishijima están hechos con un número relativamente reducido de probetas, se puede admitir que el efecto del gradiente no tiene apenas influencia para la duración N_e del límite de fatiga (lo que contradice la opinión de Sander y Müller antes citada, al menos para tensiones cercanas al límite de fatiga), es decir que propone un coeficiente modificativo de forma de trabajo c_t para la ecuación de Marin $c_t^e = 1,0$ y que su efecto para $N_g = 10^3$ ciclos es $c_t^g = 0,72$ (Avilés, 2015); estos resultados se recogen en la Tabla 9-1 y que se interpretan desde el trabajo de French

(French, 1933) como que en este tipo de acero el gradiente tiene poca influencia en la iniciación de las grietas pero considerable en la propagación.

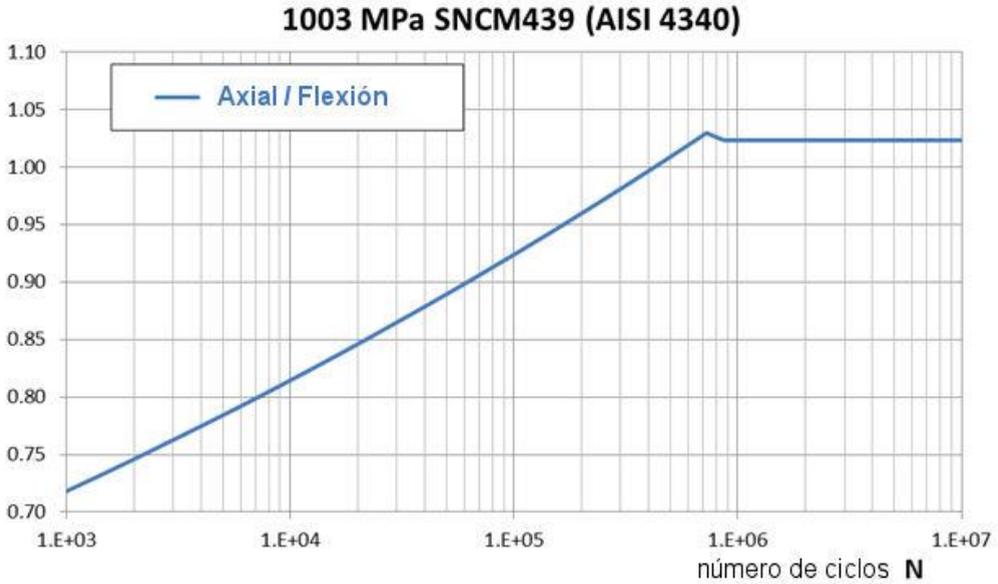


Figura 9-1. Relación entre la resistencia a la fatiga R_{-1} axial y de flexión para el acero AISI 4340 en base al informe NRIM (Nishijima, 1993).

Tabla 9-1. Coeficientes modificativos estimados a partir de la bibliografía para tener en cuenta el efecto de gradiente en el ensayo R_{-1} axial/flexión.

	N_g (ciclos)	N_f (ciclos)
	10^3	$5 \cdot 10^6$
coeficiente c_t	0,72	1,00

es decir que la estimación es:

$$\left. \begin{array}{l} \sigma_{-1} \approx \sigma'_{-1} \\ \sigma_g = 0,72 \cdot \sigma'_g \end{array} \right\} \quad (9-1)$$

siendo σ_{-1} el límite de fatiga R_{-1} axial y σ'_{-1} en el ensayo de probeta rotatoria.

Por otra parte, también se estima que la relación entre el valor de la curva S-N para 10^3 ciclos con la resistencia a la tracción en el ensayo de probeta rotatoria es 0,95 para este acero. El valor habitual es alrededor de 0,9 (Juvinall & Marshek, 2000) (Shigley, et al., 2004) (Norton, 2006) (Avilés, 2015), pero dadas las buenas propiedades de este acero y resultados experimentales como los de Javidi (Javidi, 2008 (2)) se estima que puede ser superior:

$$\sigma'_g = 0,95 \cdot \sigma_{ut} \quad (9-2)$$

Siendo σ_{-1} el límite de fatiga R_{-1} axial, σ'_g la resistencia a la fatiga R_{-1} de flexión para el número de ciclos de referencia N_g en la construcción de la curva S-N (en este caso se ha tomado 10^3) y σ_g la axial.

Por tanto, para el material aquí utilizado se puede estimar:

$$\left. \begin{array}{l} \sigma'_g = 1.149 \text{ MPa} \\ \sigma_g = 827 \text{ MPa} \end{array} \right\} \quad (9-3)$$

Estos valores, obtenidos a partir de datos de la bibliografía, serán utilizados para compararlos con los realmente obtenidos en los ensayos R_{-1} que se realicen en este trabajo de investigación.

9.2. Estimaciones preliminares de la curva S-N para flexión alterna

Para el acero 4340 con una resistencia última de 1.200 MPa el “Atlas of Fatigue Curves” (Boyer, 1985) prevé un límite de fatiga σ'_{-1} en el ensayo de probeta rotatoria de unos 540 MPa (supervivencia 50%) para 10^7 ciclos, es decir una relación de fatiga r_f de 0,45 mientras Boardman (Boardman, 1990) obtiene 0,44 para un 4340 de 1.100 MPa; resultados que se corresponden con los valores habituales de entre 0,40 y 0,60 para aceros que proporciona la bibliografía de cálculo de máquinas (Stephens, et al., 2001) (Avilés, 2015) (Forrest, 1962) (Juvinal & Marshek, 2000) (Shigley, et al., 2004) (Norton, 2006).

La base de datos Matweb (Matweb, 2014) da 505 MPa a 10^7 ciclos para un acero AISI 4340 con temperatura de revenido 540°C cuya σ_{ut} es 1.200 MPa, por tanto $r_f = 0,42$. Por su parte, Puchi-Cabrera (Puchi-Cabrera, et al., 2007) obtiene 520 MPa a $5 \cdot 10^6$ ciclos para una resistencia última de 1.275, lo que da $r_f = 0,41$, que es un valor bajo para este acero. En el lado opuesto se encuentran los resultados de Nascimento (Nascimento, et al., 2001), con 615 MPa para 10^7 ciclos⁹ con una tensión última de 1.210 MPa y 1.118 MPa de fluencia que corresponde con $r_f = 0,51$. Javidi (Javidi, 2008 (2)) obtiene para el 34CrNiMo6 un límite de fatiga de hasta 660 MPa a $2 \cdot 10^6$ ciclos, con valores N_f entre $3 \cdot 10^5$ ciclos y $2 \cdot 10^6$ dependiendo del acabado superficial, pero las

⁹ los datos de rugosidad superficial que proporcionan con $R_a = 2,75 \mu\text{m}$ son demasiado elevados para el proceso de fabricación de las probetas que dicen haber seguido, lo que hace pensar en una errata en el artículo

probetas pulidas que utiliza tienen una tensión residual en la superficie de -400 MPa en dirección circunferencial y -200 MPa en longitudinal, por lo que el valor obtenido es previsiblemente algo mayor del real, aunque si el gradiente de tensiones residuales hacia el interior es muy fuerte, esas tensiones no tendrán una gran influencia, pero en ese trabajo no se han medido las tensiones residuales en profundidad.

La dureza medida en la superficie de las probetas es de 40 HRC, es decir unos 370 HB¹⁰, por lo que según la relación aproximada existente entre dureza Brinell y resistencia última le correspondería una σ_{ut} de unos 1.250 MPa (Avilés, 2015), cercana a los 1.209 MPa del ensayo. Por otra parte, se puede estimar el límite de fatiga a partir de los criterios de Hall-Petch (Hall, 1951) (Petch, 1953) y de Murakami (Murakami, 2012). Adaptando las relaciones entre dureza y límite de fatiga en flexión rotatoria de la referencia (Avilés, 2015) (Capítulo 9, ecuaciones de 9.77 de la referencia) para el acero 34CrNiMo6, se obtiene una estimación del límite de fatiga superior a 600 MPa.

Como resumen de estas estimaciones preliminares, basadas en datos tomados de la bibliografía y del certificado de ThyssenKrupp, se prevé que el límite de fatiga de flexión alterna de un acero 4340 similar se sitúe en el rango de $5 \cdot 10^6$ a 10^7 ciclos y su valor esté entre unos 550 y 600 MPa. Teniendo en cuenta que el acero 34CrNiMo6 utilizado aquí es de alta calidad, y los resultados de

¹⁰ La dureza Brinell se expresa frecuentemente como BHN y BHn, pero en las normas más comunes (ASTM E10-12 e ISO 6506-1:2005) se denota como HB (H de “hardness”, B de Brinell), siendo HBW si el indentador es de carburo de wolframio y HBS si es de acero.

NRIM (Nishijima, 1993) (Pallarés, 2018) y de Javidi (Javidi, 2008 (2)) para un acero similar, se puede esperar un límite de fatiga superior a los 600 MPa (unos 625 MPa) para $5 \cdot 10^5$ ciclos con $r_f > 0,5$.

La resistencia a la fatiga depende también de las inclusiones hasta en un 15% en el acero 4340, como obtuvo Ransom (Zener, 1948) y corrobora Fields (Fields, et al., 1953), quienes comprueban que las grietas de fatiga en ese acero tienden a propagarse desde los bordes de inclusiones de forma alargada en dirección de la tensión actuante o de la máxima tensión cortante; también encontraron que la relación de los límites de fatiga son dependientes de la dirección, longitudinal y transversal, hasta en un 14% debido a la anisotropía del material en bruto. Teniendo en cuenta que las probetas se han extraído de la parte central de las barras de 30 mm, el límite de fatiga que se obtendrá en los ensayos de probeta rotatoria es el longitudinal.

En base a estas estimaciones se pueden construir las curvas S-N para planificar los niveles de tensión en los dos ensayos R_{-1} : el de flexión en la máquina de probeta rotatoria y el axial en la máquina de tensión directa. En esta estimación se ha supuesto que el número de ciclos N_f a los que se produce el codo de la curva S-N para el acero 4340 es $5 \cdot 10^6$ ciclos, mientras que está en unos $5 \cdot 10^5$ para el 34CrNiMo6. Estas curvas del 4340 se representan en la Figura 9-2.

En el trabajo de Pallarés (Pallarés, 2018), realizado utilizando el mismo acero 34CrNiMo6 de esta Tesis y dentro de este mismo grupo de investigación se han hecho también estimaciones de diversas situaciones R_{-1} de flexión, axiales y de torsión que se representan en la Figura 9-3.

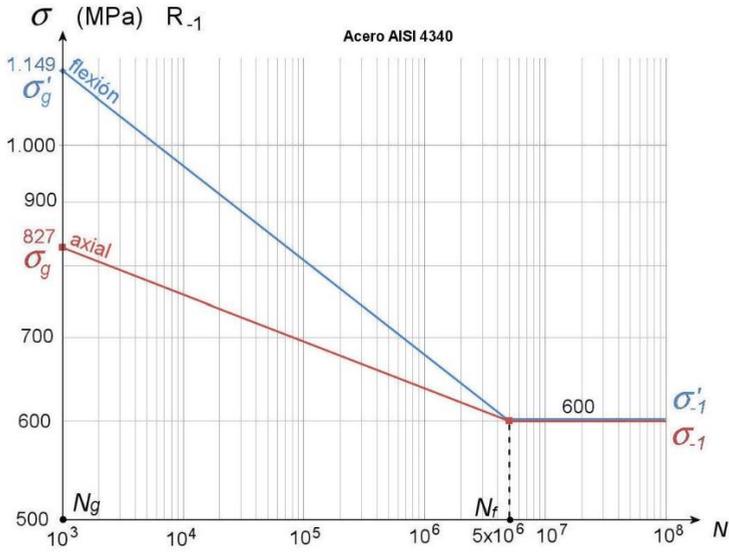


Figura 9-2. Curvas R_{-1} estimadas para los ensayos de flexión y axial en acero 4340.

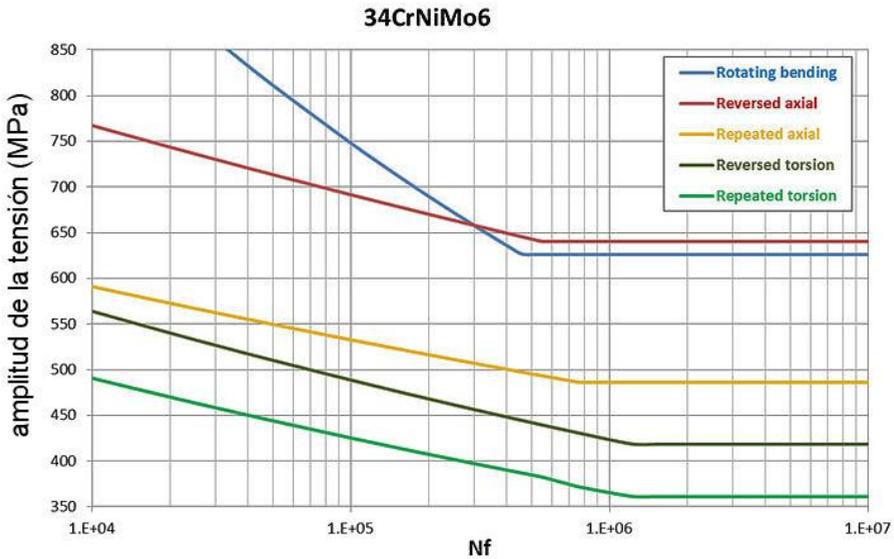


Figura 9-3. Curvas estimadas R_{-1} y R_0 de flexión, axial y torsión en el acero 34CrNiMo6 de esta Tesis (Pallarés, 2018).

Para el el caso de los ensayos de probeta rotatoria de las probetas sometidas a *shot-peening*, Faupel y Fisher (Faupel & Fisher, 1981) proponen un coeficiente corrector del límite de fatiga $c_m^e = 1,25$, pero además es preciso considerar también el de acabado superficial que de acuerdo con los valores de Johnson (Johnson, 1973) para un acero de $\sigma_{ut} = 1.209$ MPa (Tabla 6-3) y una rugosidad $R_a = 1,42$ es $c_s^e \approx 0,83$, el coeficiente modificativo combinado previsto es entonces 1,04 por lo que se puede estimar un límite de fatiga $\sigma'_{-1sp} \approx 625$ MPa, es decir sólo un poco superior del de las probetas del material base debido al peor acabado superficial resultante.

9.3. Resultados de los ensayos en la máquina de probeta rotatoria

Tal y como se ha comentado anteriormente, se han realizado ensayos en la máquina Zwick-Roell para obtener las curvas de Basquin de las probetas mecanizadas, pulidas a espejo, tratadas con SP y con LPB. También se han obtenido las curvas S-N axiales para las probetas pulidas a espejo en la máquina Instron y para las tratadas SP en la máquina de resonancia de los laboratorios Azterlan. Finalmente, en el marco de otra Tesis doctoral sobre fatiga multiaxial desarrollada en este mismo grupo de investigación (Pallarés, 2018) y en el marco de la colaboración con la ENSAM de Burdeos, se han obtenido, entre otras curvas S-N, también las correspondientes a torsión alterna.

La zona de vida finita de todos los casos se ha obtenido siguiendo la norma ASTM E 739-91 que se describe en el apartado 2.4.2 de esta Tesis y los tramos horizontales aplicando el método de la escalera del apartado 2.4.3. En el método de la escalera se ha puesto un valor de run-out de $1,5 \cdot 10^6$ ciclos para la mayoría de los casos, pese a que se sabía que los codos de estas curvas para este material estarían generalmente por debajo de 10^6 ciclos (ver la Figura 9-3). Numerosas probetas se han dejado superar ese valor de run-out, con la finalidad de poder hacer estudios fractográficos en las que se rompieran a muy alto número de ciclos y también de estudiar la relajación de las tensiones residuales en la superficie para alto número de ciclos.

En resumen, se han obtenido las siguientes curvas S-N para R_{-1} :

$$\text{Curvas } S - N \text{ para } R_{-1} \left\{ \begin{array}{l} .Flexión \left\{ \begin{array}{l} .Mecanizadas \\ .Pulidas a espejo \\ .Tratadas con SP \\ .Tratadas con LPB \end{array} \right. \\ .Torsión \\ .Axial \left\{ \begin{array}{l} .Pulidas a espejo \\ .Tratadas con SP \end{array} \right. \end{array} \right.$$

La curva de torsión se utiliza posteriormente en esta Tesis para discutir la validez de la hipótesis de que este sea o no un material que cumple von Mises, y para estimar el error que se puede cometer al utilizar tensiones equivalentes de von Mises para situaciones de tensiones residuales multiaxiales, debido a su desviación de ese criterio.

En la Figura 9-4 se representan los resultados de todos los ensayos $R-1$ realizados junto con las curvas S-N del 50%. También se han incluido estimaciones de las curvas S-N del SP y del LPB tras separar el efecto de la rugosidad superficial utilizando los coeficientes modificativos de Johnson (Johnson, 1973).

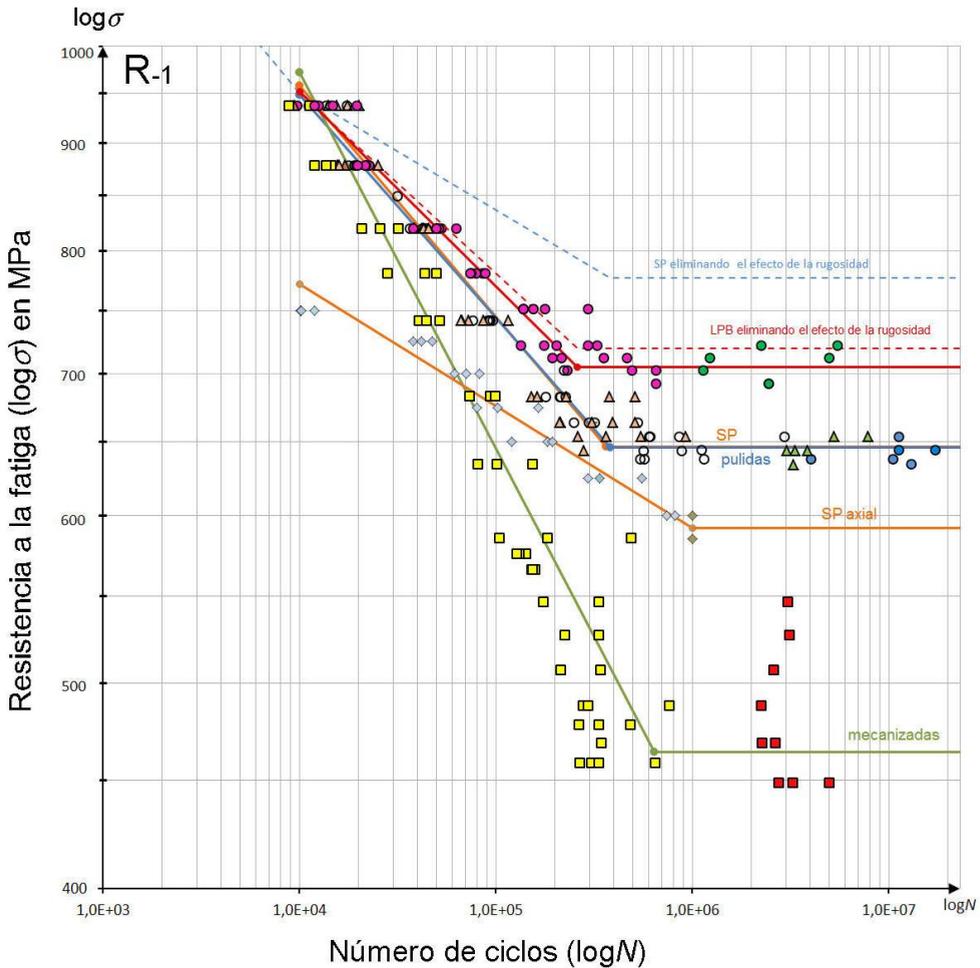


Figura 9-4. Resultados de los ensayos $R-1$ y curvas S-N para el acero $34CrNiMo6$.

A continuación, a modo de ejemplo, se van a aplicar los métodos descritos en los apartados 2.4.2 y 2.4.3 a los datos de ensayos de flexión rotatoria en probetas de acero 34CrNiMo6 tratadas con LPB. En este caso para obtener el tramo inclinado de vida finita se ensayaron cinco niveles de tensión distintos y cinco probetas por cada nivel de tensión, 25 ensayos en total. La Tabla 9-2 muestra los resultados obtenidos en número de ciclos para cada probeta.

Tabla 9-2. Resultados de ensayos de fatiga en la zona de vida finita para probetas de 34CrNiMo6 tratadas con LPB

Tensión [MPa]	N (ciclos)
937	19705
	12586
	9714
	14805
	11987
878	19434
	22613
	21772
	21547
	19719
820	62858
	51138

	52988
	38057
	49938
	86174
	79741
781	88371
	74853
	74274
	134302
	175638
722	203334
	295117
	326652

Mediante estos datos es posible calcular los coeficientes \bar{X} y \bar{Y} definidos según las ecuaciones del apartado 3.4.2, de modo que $\bar{X} = \frac{\sum_{i=1}^k \log(S_i)}{k} = 2,9$ y $\bar{Y} = \frac{\sum_{i=1}^k \log(N_i)}{k} = 4,7$. Y por lo tanto es posible calcular \hat{A} y \hat{B} tal y como se definen en las ecuaciones (2-4) y (2-5) respectivamente, de modo que $\hat{B} = \frac{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})(Y_i - \bar{Y})}{\sum_{i=1}^k (X_i - \bar{X})^2} = -10,8$ y $\hat{A} = \bar{Y} - \hat{B} \cdot \bar{X} = 36,3$.

Conociendo \hat{A} y \hat{B} es posible aplicar la ecuación (2-2) para obtener la curva de fatiga en la zona de finita, calculando el número de ciclos que corresponde a cada uno de los cinco niveles de tensión, los resultados se muestran en la Tabla 9-3.

Tabla 9-3. Datos de curva de fatiga S-N para LPB según la norma ASTM.

Tensión [MPa]	N_ASTM (ciclos)
937	11878
878	24002
820	50331
781	85337
722	199876

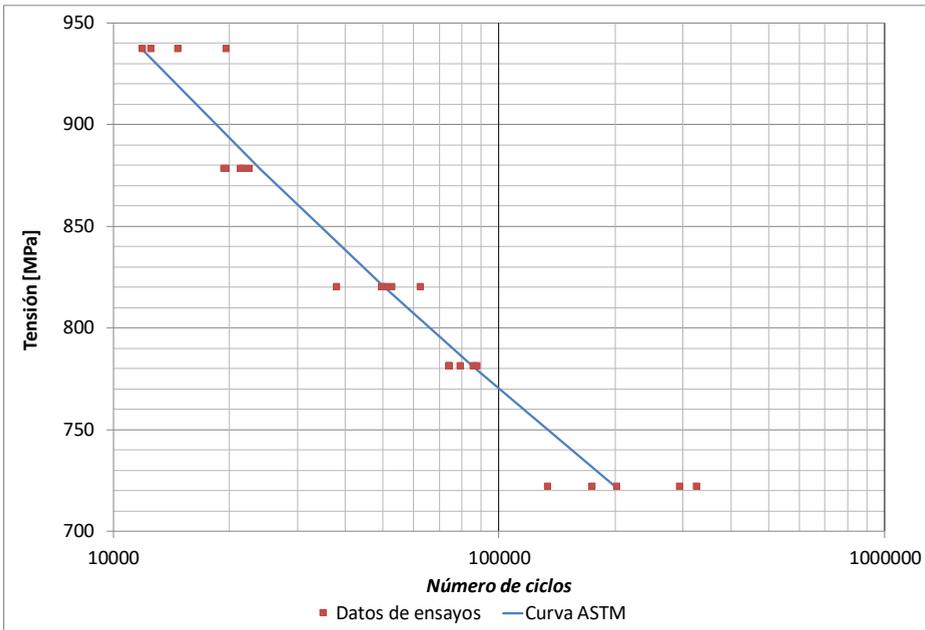


Figura 9-5. Datos de ensayos de fatiga y curva S-N según ASTM de las probetas LPB

A continuación, se realizaron ensayos para poder aplicar el método de la escalera en la estimación del límite de fatiga de flexión rotatoria en probetas de 34CrNiMo6 tratadas con LPB. Se ensayaron un total de 12 probetas a distintos niveles de tensión, los resultados se muestran en la Tabla 9-4.

Tabla 9-4. Datos de ensayos para aplicar el método de la escalera en las probetas LPB.

Espécimen	Tensión [MPa]	N [ciclos]	
1	722	2239846	run-out
2	712	1230245	run-out
3	712	194812	fallo
4	712	356275	fallo
5	712	465945	run-out
6	712	5000000	run-out
7	712	215360	fallo
8	703	1134230	run-out
9	703	492166	run-out
10	703	655600	run-out
11	703	231881	fallo
12	693	653693	run-out

Para aplicar el método de la escalera primero hay que determinar el número de run-outs y de fallos que en este caso son ocho y cuatro respectivamente, por lo

tanto, al haber más run-outs que fallos el nivel más bajo de tensión en el que se ha producido un fallo se marca con $i=0$ y m_i es el número de probetas que fallan por cada nivel de tensión. De este modo, según las ecuaciones (2-13), (2-14) y (2-15), se calcula $A = \sum_{i=0}^{i_{max}} m_i = 4$, $B = \sum_{i=0}^{i_{max}} i \cdot m_i = 3$ y $C = \sum_{i=0}^{i_{max}} i^2 m_i = 3$. Aplicando la ecuación (2-16) se calcula el límite de fatiga $S_m = S_0 + \Delta S \left(\frac{B}{A} \pm \frac{1}{2} \right) = 705$ MPa, donde $S_0 = 703$ MPa es el nivel de tensión que corresponde a $i=0$, y $\Delta S = 10$ MPa.

Por lo tanto, con la curva de fatiga anteriormente obtenida para la zona de vida finita y el límite de fatiga, se tienen todos los datos para representar la curva de fatiga del 34CrNiMo6 tratado con el procedimiento de LPB descrito en esta Tesis (ver Figura 9-6).

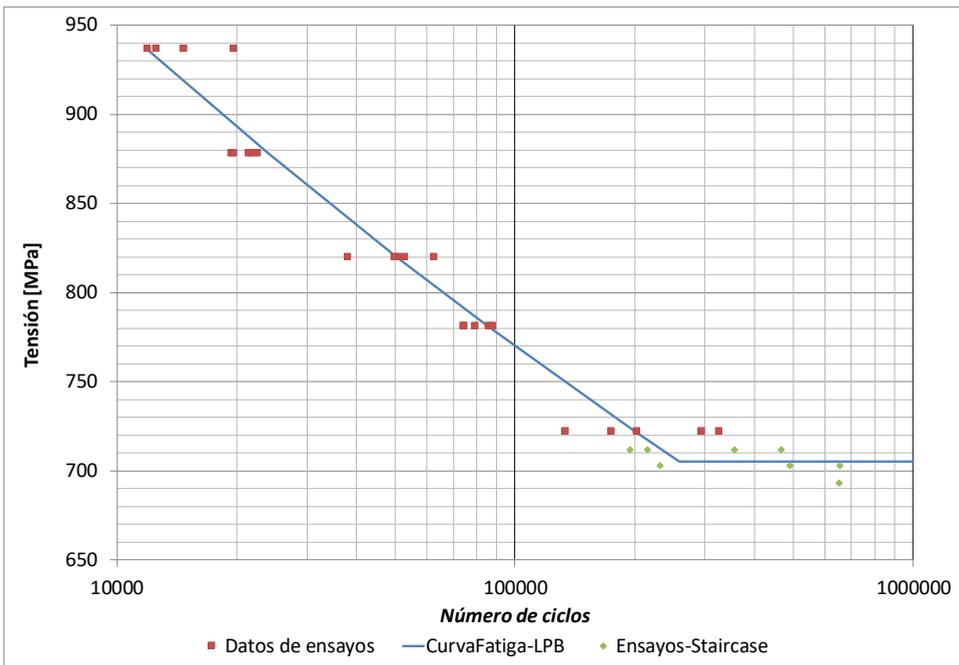


Figura 9-6. Curva de fatiga de 34CrNiMo6 tratado con LPB

En la Figura 9-7 se representan a su vez las curvas obtenidas en los ensayos de probeta rotatoria (R_I) para probetas pulidas, tratadas con LPB y tratadas con SP una vez ligeramente “normalizados” los valores de los límites de fatiga y de los números de ciclos N_f del codo de la curva S-N en cada caso.

En la Figura 9-4 se observa que las curvas de las probetas pulidas a espejo y de las tratadas con SP son prácticamente coincidentes, lo cual es una casualidad en este caso, que lo que significa es que en las probetas tratadas con SP el efecto beneficioso en la resistencia a la fatiga de las tensiones residuales queda contrarrestado por el efecto perjudicial de la elevada rugosidad superficial. Sin embargo, esto no significa, ni mucho menos, que el SP no tenga efecto, ya que la comparación de su eficacia como proceso industrial de mejora del comportamiento a fatiga debe hacerse con respecto a las probetas mecanizadas, que es sobre las que se aplica el tratamiento, y no sobre las probetas pulidas a espejo que son sin embargo las que se utilizan habitualmente para definir el comportamiento del “material base”. En este caso, se observa una mejoría muy importante respecto de las probetas mecanizadas, tal y como se comprueba en la Figura 9-4. Como el acabado superficial de las probetas tratadas con LPB es de muy buena calidad, su curva de Basquin está claramente por encima de las de las probetas pulidas en este caso. Todos estos aspectos serán estudiados en más detalle, de forma cualitativa y cuantitativa, en los apartados dedicados a la discusión y análisis de los resultados.

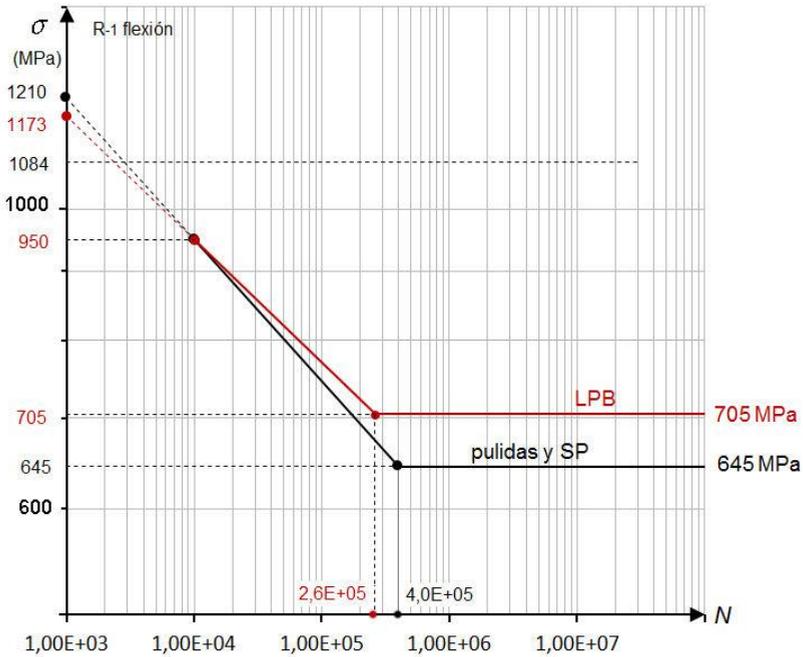


Figura 9-7. Curva de Basquin de las probetas pulidas en el ensayo de probeta rotatoria, coincidente con las de las probetas SP, en este caso particular, y probetas LPB

Las curvas S-N de las probetas pulidas y de las SP quedan muy aproximadamente definidas por los valores de la Tabla 9-5, En la Tabla 9-6 se incluyen los puntos de referencia de las probetas LPB:

Tabla 9-5. Puntos que definen las curvas S-N de las probetas pulidas y SP.

Número de ciclos		Tensión	
N		(MPa)	
N_g	10.000	σ'_g	950
$N_e = N_f$	400.000	$\sigma'_{-1SP} = \sigma'_{-1}$	645

Tabla 9-6. Puntos que definen la curva S-N de las probetas LPB.

Número de ciclos		Tensión	
N		(MPa)	
N_g	10.000	σ'_g	950
$N_e = 0,65 N_f$	260.000	σ'_{-1LPB}	705

Los parámetros para la ecuación de Basquin correspondiente a las probetas pulidas y SP son (Avilés, 2015):

$$\left. \begin{aligned} m &= \frac{\log N_e - \log N_g}{\log \sigma'_g - \log \sigma'_{-1}} = 9,52678 \\ \alpha &= \log \sigma'_g + m^{-1} \cdot \log N_g = 3,3976 \\ \sigma_0 &= 10^\alpha = 2498 \end{aligned} \right\} \quad (9-4)$$

Y la ecuación de Basquin de las probetas SP y de las pulidas en el ensayo de probeta rotatoria:

$$\left. \begin{aligned} \sigma &= \sigma_0 \cdot N^{-\frac{1}{m}} = 2498 \cdot N^{-0,104967} \\ N &= \left(\frac{\sigma_0}{\sigma}\right)^m = \left(\frac{2498}{\sigma}\right)^{9,52678} \end{aligned} \right\}; 10^4 \leq N \leq 4 \cdot 10^5 \quad (9-5)$$

$\sigma = 645 ; N > 4 \cdot 10^5$
pulidas y SP, R_{-1} flexión

Para 10^3 ciclos, la tensión correspondiente es 1.210 MPa, que casualmente coincide prácticamente con el valor de σ_{ut} para este acero, lo que se corresponde adecuadamente con el valor habitualmente recomendado por defecto en la bibliografía de diseño de máquinas (Avilés, 2015), (Juvinall & Marshek, 2000), (Norton, 2006), (Shigley, et al., 2004), de que la resistencia a

la fatiga a 10^3 ciclos (prescindiendo de efectos de plastificación) es aproximadamente el 90% de la resistencia estática del material. Por su parte, la relación de fatiga r_f definida como el cociente del límite de fatiga de flexión alterna entre la resistencia del material es 0,5335 para este acero, que también se ajusta bien al valor por defecto de 0,5 recomendado habitualmente en las citadas referencias de diseño de máquinas:

$$r_f = \frac{\sigma'_{-1}}{\sigma_{ut}} = 0,533 \quad (9-6)$$

De forma orientativa, el número de ciclos de transición N_t es de unos 2.500 a 3.000 ciclos para σ_{yp} y de unos 40.000 para la σ'_{yp} estimada para este material. Las curvas S-N en el ensayo de fatiga rotatoria de las probetas pulidas, SP y LPB, junto con los valores más importantes se representan en la Figura 9-7.

Para las probetas LPB:

$$\left. \begin{aligned} m &= \frac{\log N_f - \log N_g}{\log \sigma'_g - \log \sigma'_{-1LPB}} = 10,92353 \\ \alpha &= \log \sigma'_g + m^{-1} \cdot \log N_g = 3,3439 \\ \sigma_0 &= 10^\alpha = 2207,526 \end{aligned} \right\} \quad (9-7)$$

Con lo que las ecuaciones de la línea de Basquin son:

$$\left. \begin{aligned} \sigma &= \sigma_0 \cdot N^{-\frac{1}{m}} = 2207,526 \cdot N^{-0,0915455} \\ N &= \left(\frac{\sigma_0}{\sigma}\right)^m = \left(\frac{2207,526}{\sigma}\right)^{10,92353} \end{aligned} \right\}; 10^4 \leq N \leq 2,6 \cdot 10^5 \quad (9-8)$$

$\sigma = 705; N > 2,6 \cdot 10^5$
LPB, R_{-1} flexión

Otra forma de ver el efecto del proceso LPB en el tramo de 10^4 a $2,6 \cdot 10^5$, o lo que es lo mismo entre 950 y 705 MPa, ciclos consiste en comparar para cada duración N la resistencia a la fatiga $\sigma'_{-1LPB}(N)$ de las probetas sometidas a este proceso con la del material base $\sigma'_{-1}(N)$. Igualando las ecuaciones que proporcionan la duración en función de la tensión se obtiene:

$$\left(\frac{2498}{\sigma'_{-1}(N)} \right)^{9,52678} = \left(\frac{2207,526}{\sigma'_{-1LPB}(N)} \right)^{10,92353} \quad (9-9)$$

De donde:

$$\left. \begin{aligned} \sigma'_{-1LPB}(N) &= 2,403 \cdot (\sigma'_{-1}(N))^{0,87213} \\ 705 &\leq \sigma'_{-1}(N) \leq 950 \end{aligned} \right\} \quad (9-10)$$

Esta relación se representa en la Figura 9-8, donde se comprueba que esta relación es prácticamente lineal (Avilés, et al., 2013) y en este caso puede sustituirse por:

$$\left. \begin{aligned} \sigma'_{-1LPB}(N) &\approx 0,8879 \cdot \sigma'_{-1}(N) + 107,11 \\ 705 &\leq \sigma'_{-1}(N) \leq 950 \end{aligned} \right\} \quad (9-11)$$

Tal y como se ha comentado anteriormente, desde un punto de vista de ingeniería práctica, la comparación de los procesos SP y LPB debería hacerse tomando como referencia para el material base los resultados de las probetas mecanizadas en lugar de las pulidas a espejo, ya que el SP y el LPB son procesos de acabado que se realizan habitualmente sobre piezas que han sido previamente mecanizadas.

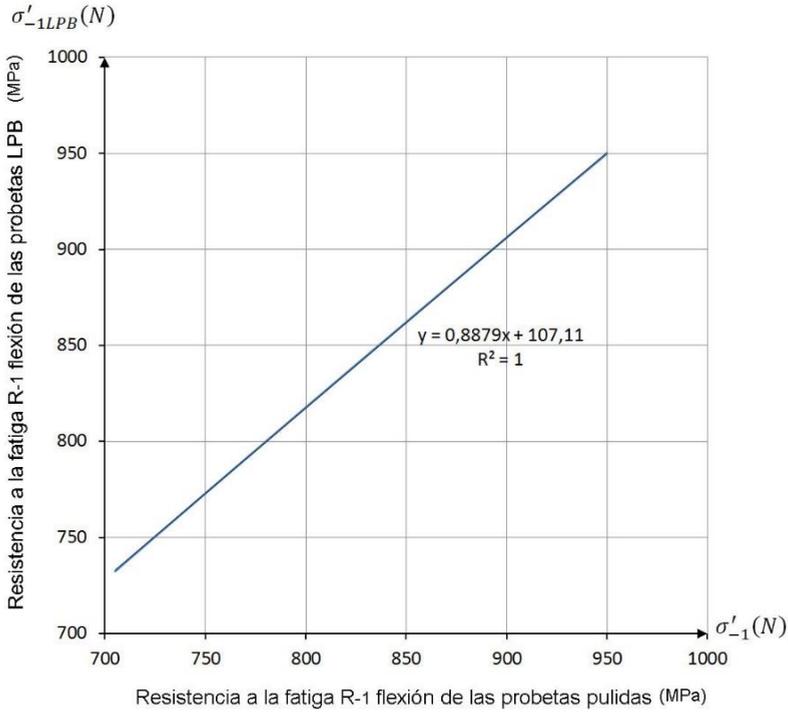


Figura 9-8. Relación casi lineal entre resistencias a la fatiga LPB y material base.

De acuerdo con los resultados de los ensayos de probeta rotatoria en las probetas mecanizadas, se puede tomar como curva S-N la que se define por los puntos de la Tabla 9-7.

Tabla 9-7. Puntos que definen la curva S-N de las probetas mecanizadas.

Número de ciclos		Tensión	
N		(MPa)	
N_g	10.000	σ'_g	950
$N_e = 1,63 N_f$	650.000	σ'_{-1mec}	465

De donde:

$$\left. \begin{aligned} m &= \frac{\log N_f - \log N_g}{\log \sigma'_g - \log \sigma'_{-1mec}} = 5,843 \\ \alpha &= \log \sigma'_g + m^{-1} \cdot \log N_g = 3,662 \\ \sigma_0 &= 10^\alpha = 4595,18 \end{aligned} \right\} \quad (9-12)$$

Y las ecuaciones S-N de las probetas mecanizadas son:

$$\left. \begin{aligned} \sigma &= \sigma_0 \cdot N^{-\frac{1}{m}} = 4595,18 \cdot N^{-0,1711} \\ N &= \left(\frac{\sigma_0}{\sigma}\right)^m = \left(\frac{4595,18}{\sigma}\right)^{5,843} \end{aligned} \right\}; 10^4 \leq N \leq 6,5 \cdot 10^5 \quad (9-13)$$

$\sigma = 465; N > 6,5 \cdot 10^5$
Mecanizadas, R_{-1} flexión

Comparando los límites de fatiga y tomando como referencia las mecanizadas, el proceso LPB lo mejora con un factor algo superior a 1,5 y el SP algo inferior a 1,4:

$$\left. \begin{aligned} \frac{\sigma'_{-1LPB}}{\sigma'_{-1mec}} &\approx 1,52 \\ \frac{\sigma'_{-1SP}}{\sigma'_{-1mec}} &\approx 1,39 \end{aligned} \right\} \quad (9-14)$$

Es decir que el proceso LPB en este caso incrementa el límite de fatiga de las probetas mecanizadas en un 52% mientras el SP lo hace en un 39%.

En la Figura 9-9 se representan conjuntamente las curvas “normalizadas”, o ingenieriles, de las probetas pulidas, SP y LPB junto con las mecanizadas.

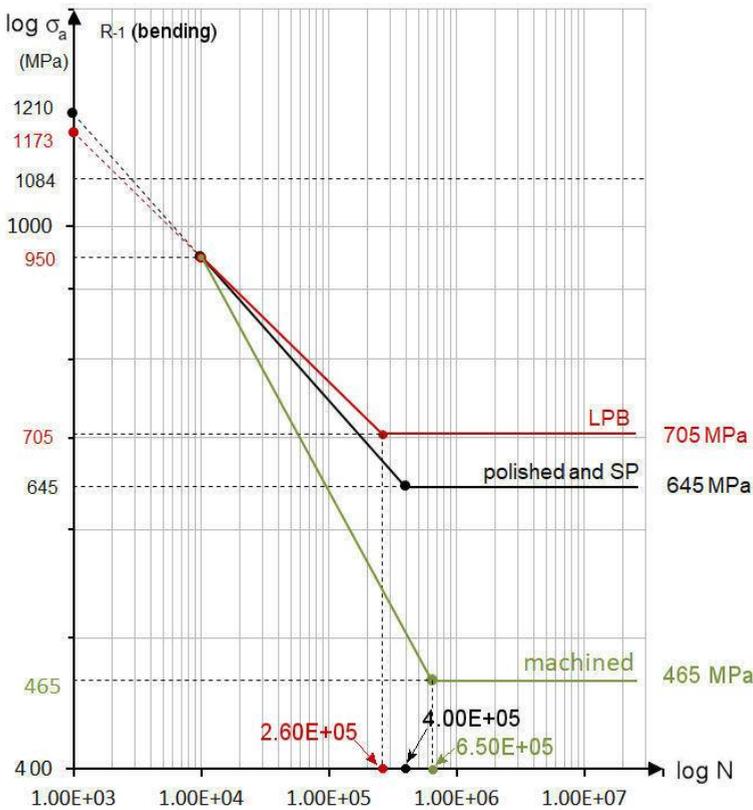


Figura 9-9. Curvas S-N R-1 de flexión una vez ajustadas a valores ingenieriles.

Otra cuestión de tipo práctico es si económicamente compensa esa mejora del 13% que se consigue con el LPB respecto al SP tomando como referencia las probetas mecanizadas, ya que éste es un proceso considerablemente más caro que el SP, sobre todo en piezas, o partes de piezas, complejas. En una comparación económica deben tenerse en cuenta otros factores, como la calidad del acabado superficial, la resistencia a la corrosión y oxidación, etc. pero el estudio detenido de la rentabilidad de procesos de fabricación de piezas cae fuera de los objetivos de esta Tesis.

9.4. Interpretación de la dispersión observada en el límite de fatiga de las probetas mecanizadas:

Los procesos de pulido y posterior pulido a mano, de LPB y de SP se realizan sobre probetas que han sido mecanizadas en torno utilizando unos parámetros predefinidos y razonablemente controlados de acuerdo con las dos primeras fases de la norma ASTM E466-07 (ASTM, 2002); las fases siguientes corresponden al pulido de las probetas y por eso no son de aplicación aquí. De cualquier manera, aun cuando se hayan respetado los principales parámetros de torneado como la velocidad, avance y profundidad de pasada, y habiendo constancia de que así se ha hecho en este caso, la integridad superficial depende también de otros parámetros más difíciles de controlar, como la lubricación, el desgaste de las cuchillas y las propiedades dinámicas de las máquinas en las que se han fabricado: la misma máquina para todas en este caso (todas ellas mecanizadas en la empresa RONAY). Sin embargo, los procesos de pulido, SP y LPB son de tal severidad que anulan los posibles efectos de irregularidades en la zona superficial de las probetas de base: es decir mecanizadas. Así pues, el estudio del comportamiento a fatiga de las probetas mecanizadas no es en principio de gran trascendencia para los objetivos de este trabajo, pero sin embargo se ha decidido hacerlo a fin de tener un conocimiento lo más profundo posible de los efectos de los procesos SP y LPB cuando se aplican sobre piezas que han sido previamente mecanizadas.

Una vez hechos los ensayos de fatiga en la máquina de probeta rotatoria, se han seleccionado las cuatro probetas de la Tabla 9-8 y que corresponden a la zona del límite de fatiga (las 1, 2 y 4) y algo por encima (la 3).

Tabla 9-8. *Probetas mecanizadas para estudios de rugosidad y geometría.*

Probeta	Tensión (MPa)	Rotura	Zona de rotura	Núm. de ciclos	Diámetro (mm)
1	449	no	-	$> 5 \cdot 10^6$	8,009
2	547	no	-	$> 3 \cdot 10^6$	8,021
3	586	si	lateral	488.098	8,012
4	547	si	centro	174.618	8,005

Tras ser sometidas al mismo ensayo a fatiga, se aprecia una elevada dispersión en los resultados, en concreto en el número de ciclos antes de romper (Tabla 9-7), donde dos de las probetas han roto, y las otras dos no. Se han realizado mediciones de la textura superficial de las cuatro probetas, obteniendo la topografía 3D en la zona central del cuello de cada una de ellas. Se ha medido también el perfil 2D en la misma zona y se han obtenido los parámetros de rugosidad en tres zonas de cada probeta. También se ha medido el diámetro en la zona central del cuello (Tabla 9-7). El objetivo es cuantificar el efecto de la rugosidad superficial y del proceso de fabricación en la dispersión de los resultados.

El análisis de la textura superficial se ha realizado en diferentes zonas de la probeta, tal y como se muestra en la Figura 9-10. Las mediciones de rugosidad superficial se han realizado con un rugosímetro óptico Leica y los parámetros

de rugosidad se han obtenido según la norma ISO 4287 y aplicando un Filtro Gaussiano con *Cut-off* de 0,8mm. En cada zona se han tomado 4 medidas a 90°; los resultados de la rugosidad media R_a [μm] se muestran en la Tabla 9-8. Los resultados muestran un acabado superficial similar en las probetas 2 y 3; por el contrario, la probeta 1 tiene un acabado superficial mejor, con un promedio de valores de R_a inferior a 1 μm . La probeta 4, posee un acabado superficial intermedio entre la probeta 1 y las demás.

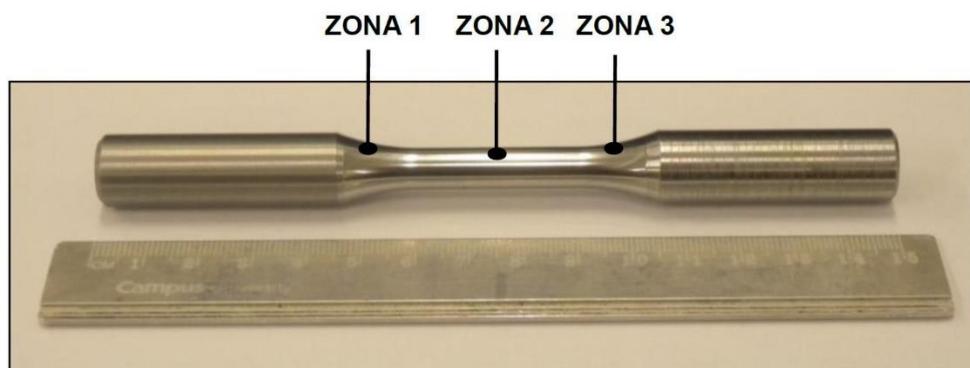


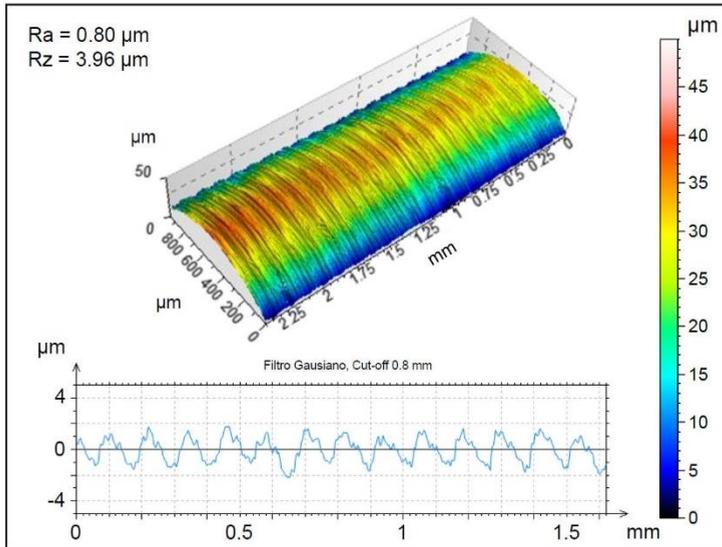
Figura 9-10. Zonas de medida para el estudio de rugosidad.

Tabla 9-9. Valores de R_a [μm] obtenidos en las mediciones realizadas.

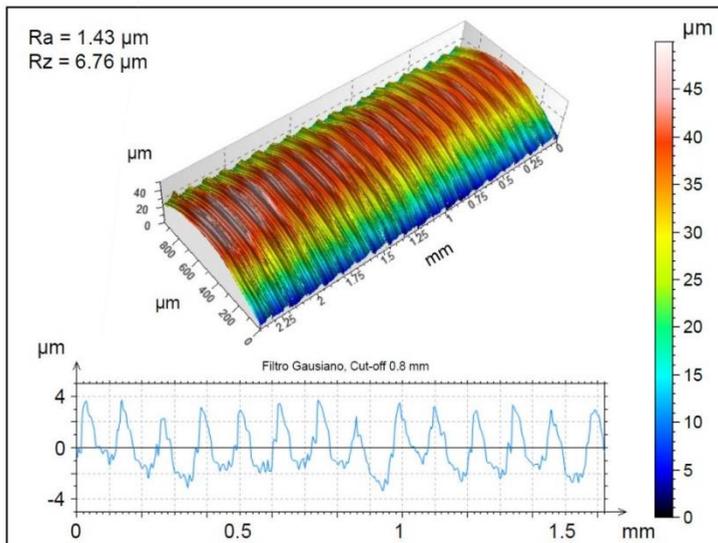
	Probeta 1	Probeta 2	Probeta 3	Probeta 4
	R_a [μm]			
Zona 1	1.18	1.69	1.62	0.99
	1.13	1.55	1.68	0.96
	1.06	1.70	1.66	1.31
	0.82	1.66	1.64	1.13

	0.90	1.59	1.69	1.48
Zona 2	0.87	1.61	1.63	1.32
	0.84	1.64	1.65	1.42
	0.82	1.59	1.61	1.31
	1.14	1.65	1.7	1.69
Zona 3	1.08	1.45	1.67	1.46
	0.89	1.65	1.74	1.32
	0.90	1.62	1.69	1.34
	Promedio	0.97	1.62	1.66

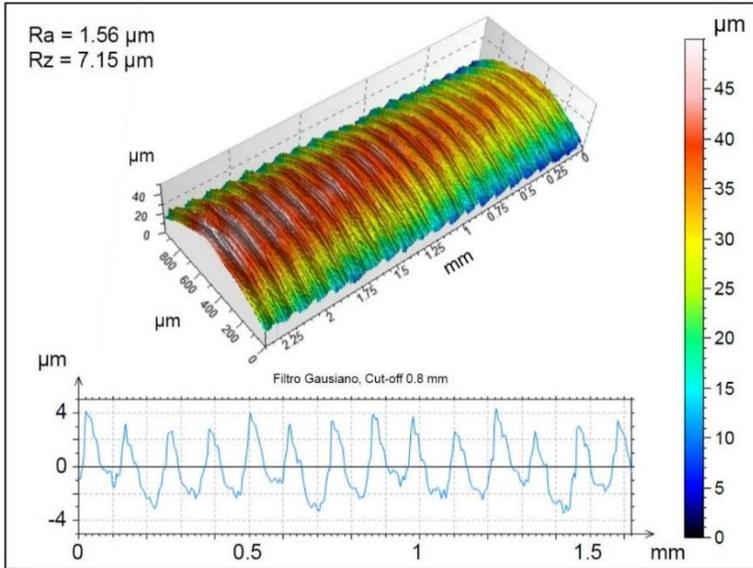
A continuación, en la Figura 9-11 se muestran las topografías 3D y los perfiles 2D de las cuatro probetas estudiadas. La medición en este caso se ha realizado en la zona 2, esto es, en el centro del cuello de la probeta. Nótese que la diferencia en valores de rugosidad Ra con respecto a la Tabla 9-9 se debe principalmente a la diferencia en los procedimientos de medida, siendo una medida en 2D en el caso de la Tabla 9-9 y una medida extraída de una topografía 3D ahora. Independientemente de la metodología de medida, la desviación existente es despreciable.



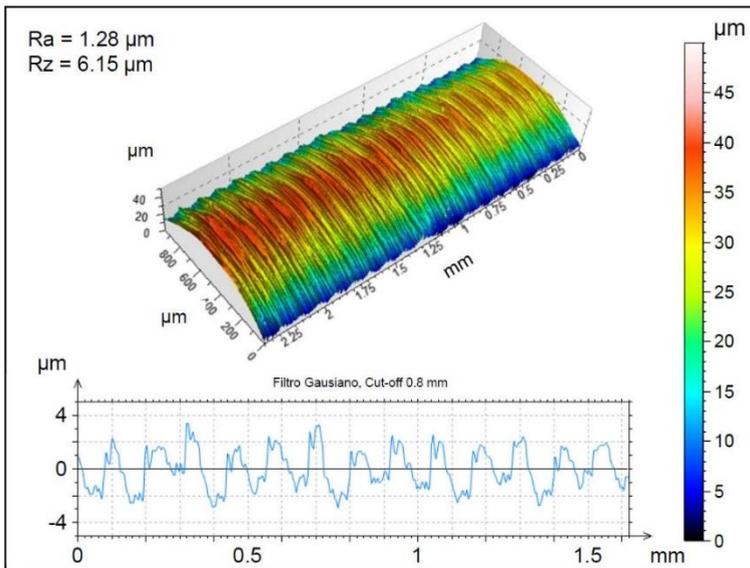
a. Topografía 3D y perfil de la Probeta 1



b. Topografía 3D y perfil de la Probeta 2



c. Topografía 3D y perfil de la Probeta 3



d. Topografía 3D y perfil de la Probeta 4.

Figura 9-11. Probetas mecanizadas de la Tabla 9-9

A fin de evaluar la posibilidad de un deterioro de herramienta o un cambio de parámetros geométricos de corte que hayan hecho variar las propiedades superficiales de las probetas, se analizan en detalle los perfiles de rugosidad obtenidos, los cuales se muestran en la Figura 9-12.

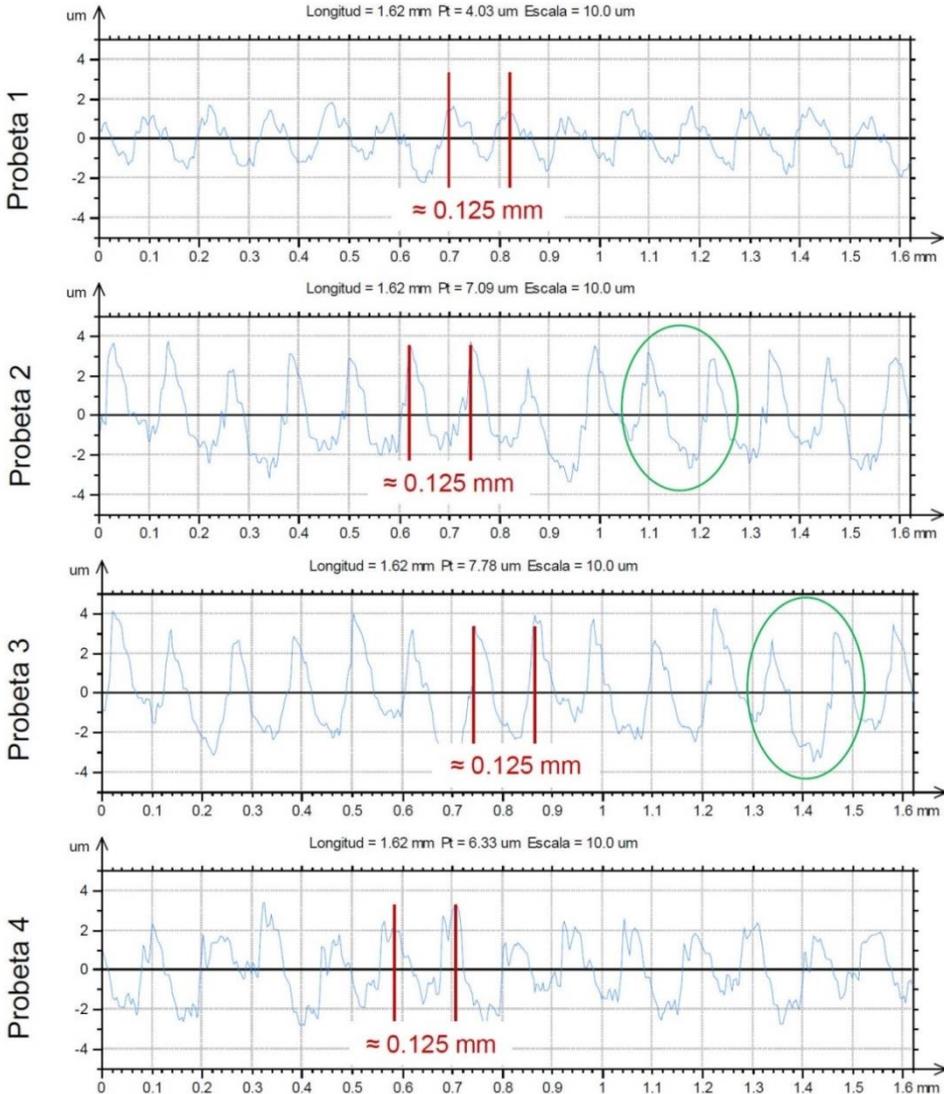


Figura 9-12. Perfiles de rugosidad de todas las probetas en la zona 2.

El avance por revolución del torneado (f [mm]) determina junto con el radio de la herramienta (r [mm]) el valor teórico de la rugosidad. En este caso el valor f permanece constante en todas las probetas, lo cual indica que en ningún caso se han variado los parámetros de corte geométricos que afectan a la rugosidad. La diferencia en acabado superficial (sobre todo el mostrado en la probeta 1, aunque también el de la probeta 4), puede ser debido a múltiples factores, uno de los cuales podría ser que la herramienta utilizada presentase un estado de desgaste diferente al resto.

En la Figura 9-12 y en la Figura 9-13 se aprecian las similitudes entre los perfiles de la probeta 2 y 3, mostrando características en común. Esto hace pensar que la herramienta se encontraba en similares condiciones cuando se mecanizaron ambas probetas. Si bien las probetas 1 y 4 podrían presentar un perfil diferente debido a la utilización de una herramienta en estado de desgaste diferente, también podría ser debido a otro tipo de variables no analizables en el momento como errores de posicionamiento, falta de lubricante, etc.

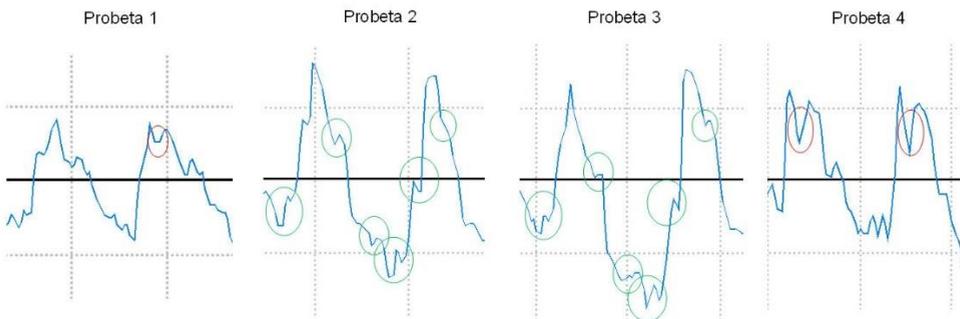


Figura 9-13. Detalle de los perfiles de rugosidad de las probetas en la zona 2.

De los resultados obtenidos se extraen las siguientes conclusiones:

- Con los datos de los que se dispone no se puede afirmar que se haya mecanizado con herramientas excesivamente desgastadas.
- La diferencia en rugosidad entre probetas no es elevada y es aceptable en procesos industriales de torneado de calidad.
- Las desviaciones en los resultados de los ensayos a fatiga pueden ser causadas por las condiciones superficiales tan irregulares que genera el proceso de torneado, con múltiples picos y valles, pudiéndose comportarse cada uno de ellos como una zona de posible fallo.

Por otra parte, las rugosidades R_a medidas en diferentes probetas y zonas del lote utilizado oscilan aproximadamente entre un valor mínimo de $0,50 \mu\text{m}$ y uno máximo de $1,75 \mu\text{m}$, a las que según la tabla de coeficientes modificativos de acabado superficial de Johnson (Johnson, 1973), para un acero de 1.209 MPa de resistencia le corresponden unos valores de 0,77 y 0,92 respectivamente; es decir con una variación superior al 16%, que en unas probetas de unos 500 MPa se convierte en más de 80 MPa, a la que hay que sumar la variación propia del material: unos 20 MPa “observados” en los ensayos realizados sobre las probetas pulidas, SP y LPB. De este modo, la variación observada en las mecanizadas de alrededor de 100 MPa queda explicada.

Respecto a las tensiones residuales, se han medido en tres probetas diferentes y son de tracción en la superficie, tal y como se muestra en la Tabla 9-10 para las medidas en direcciones longitudinal y tangencial, con un valor máximo de alrededor de +200 MPa. Sin embargo, al efectuar las medidas hacia el interior

de la probeta se comprueba que existe un gradiente muy alto, ya que la componente longitudinal pasa de esos +200 MPa al valor cero en tan solo unos 5 μm .

Tabla 9-10. Tensiones residuales en las probetas mecanizadas.

Profundidad (mm)	Longitudinal σ_{resyy} (MPa)	Tangencial σ_{resxx} (MPa)
Probeta P1		
0,000	207± 6	133± 5
Probeta P2		
0.000	185 ± 9	56 ± 14
0.014	-128 ± 3	81 ± 6
0.033	-212 ± 4	-177 ± 5
0.068	-91 ± 2	-120 ± 4
0.098	-47 ± 4	-78 ± 3
0.199	-18 ± 7	-26 ± 4
0.395	-26 ± 5	-30 ± 6

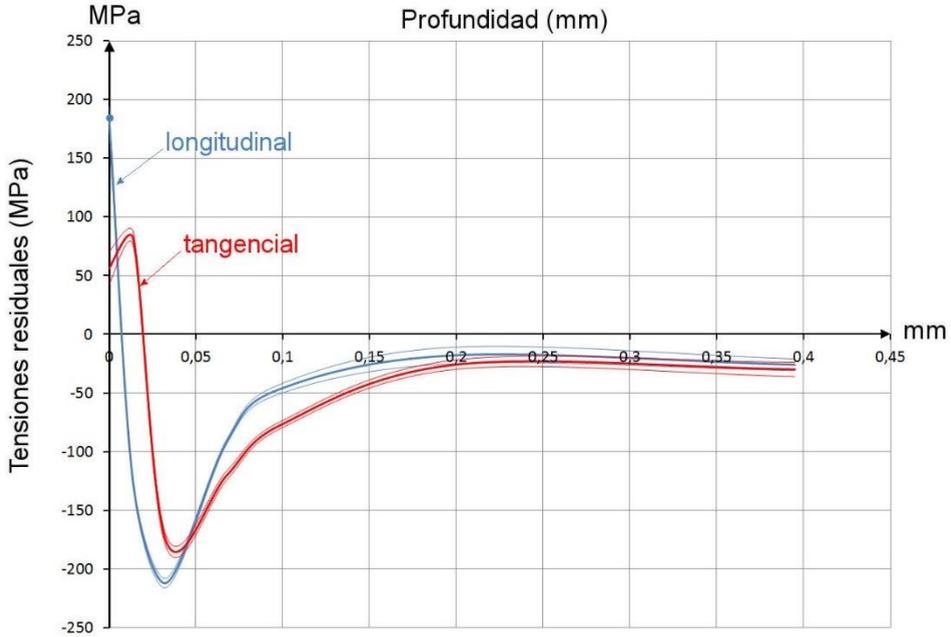


Figura 9-14. Tensiones residuales en la probeta mecanizada P2 de la Tabla 9-10

9.5. Ensayos axiales de tensión alterna

9.5.1. Finalidad de los ensayos axiales

La primera finalidad de los ensayos de fatiga axial es la de obtener la teoría de tensiones medias que mejor se adecúa a este material. Para ello se obtendrán las curvas S-N con diferentes relaciones de carga, concretamente para $R_{0,05}$, $R_{0,5}$, R_{-1} y R_{-2} como se describe en el siguiente capítulo. Esa teoría (se demostrará que en este caso es la de Dietmann (Dietmann, 1973)) servirá para la aplicación del concepto de tensión media eficaz para este acero y los

tratamientos SP y LPB. Sin embargo, los ensayos axiales R_{-1} en concreto tienen otra finalidad adicional, que se expone a continuación.

Como se estudiará en un capítulo posterior, uno de los parámetros que se utilizan en la obtención de la tensión media eficaz es el que relaciona las resistencias a la fatiga R_{-1} de flexión y axial. En principio se suele suponer que esa relación es una propiedad del material, que por tanto no depende de los tratamientos superficiales que se le hubieran podido dar (mecánicos en este caso) (Faupel & Fisher, 1981), a este respecto, la bibliografía clásica de diseño de máquinas no menciona nada especial (Juvinall & Marshek, 2000) (Shigley, et al., 2004). Es por ello que se ha decidido comparar las curvas de Basquin de flexión y axiales con R_{-1} para las probetas pulidas a espejo y para las probetas SP en primer lugar. Si se observara que la relación entre las curvas S-N es la misma para las probetas pulidas y las SP, se procedería seguidamente a comprobar si sucede lo mismo con las probetas LPB. Sin embargo, se ha comprobado que el tratamiento SP sólo produce “un pequeño cambio” en la citada relación para el límite de fatiga, por lo que no se ha realizado el ensayo R_{-1} de las probetas LPB en la máquina axial, quedando el estudio más profundo y preciso de esta cuestión como una línea futura de investigación continuación de esta Tesis.

Hay que añadir que se eligieron las probetas SP en lugar de las LPB para hacer esta comprobación en primer lugar, aprovechando que en este caso se ha dado la casualidad de que la curva de Basquin de las SP es coincidente con la de las probetas pulidas a espejo.

9.5.2. Probetas sometidas a SP

Los ensayos de las probetas sometidas a shot-peening fueron encargados a los laboratorios Azterlan¹¹, ya que se realizaron con anterioridad a que se dispusiera en el Departamento de Ingeniería Mecánica de la máquina Instron de 100 KN (febrero de 2016). Los resultados de estos ensayos se recogen en la Tabla 9-11.

Tabla 9-11. Puntos que definen la curva S-N de las probetas SP en el ensayo R-1 axial.

Número de ciclos		Tensión	
N		(MPa)	
N_g	10.000	σ_{gSP}	772
N_f	1.000.000	σ_{-1SP}	592

Los parámetros de Basquin son:

$$\left. \begin{aligned} m &= \frac{\log N_f - \log N_g}{\log \sigma_g - \log \sigma_{-1SP}} = 17,3467 \\ \alpha &= \log \sigma_g + m^{-1} \cdot \log N_g = 3,118 \\ \sigma_0 &= 10^\alpha = 1312,83 \end{aligned} \right\} \quad (9-15)$$

De donde se obtiene:

$$\left. \begin{aligned} \sigma &= \sigma_0 \cdot N^{-\frac{1}{m}} = 1312,83 \cdot N^{-0,05765} \\ N &= \left(\frac{\sigma_0}{\sigma}\right)^m = \left(\frac{1312,83}{\sigma}\right)^{17,3467} \end{aligned} \right\}; 10^4 \leq N \leq 10^6 \quad (9-16)$$

$\sigma = 592; N > 10^6$
SP, R-1 axial

¹¹ Azterlan, www. Azterlan. Es, Aliendalde Etxetaldea, 6, 48200 Durango (Bizkaia)

Denominando σ'_{-1SP} al límite de fatiga en flexión de las probetas SP y σ_{-1SP} a su límite de fatiga axial, se obtiene una relación:

$$\frac{\sigma_{-1SP}}{\sigma'_{-1SP}} = \frac{592}{645} = 0,92 \quad (9-17)$$

La resistencia a la fatiga de las probetas SP para 10^4 ciclos en el ensayo axial de tensión alterna es, según la ecuación (9-16) $\sigma_{gSP} = 772$ MPa, y como de acuerdo con la Tabla 9-5 se tiene que $\sigma_{gSP} = 950$ MPa:

$$\frac{\sigma_{gSP}}{\sigma'_{gSP}} = \frac{772}{950} = 0,81 \quad (9-18)$$

9.5.3. *Probetas pulidas a espejo*

En el Capítulo 10 se describirán y estudiarán detenidamente los resultados de los ensayos de fatiga realizados en la máquina axial Instron sobre las probetas pulidas a espejo, entre ellos los correspondientes a R_{-1} , cuyos resultados proporcionan un límite de fatiga $\sigma_{-1} = 616$ MPa a $6 \cdot 10^5$ ciclos y de $\sigma_g = 840$ MPa para 10^4 ciclos. Por tanto, para el límite de fatiga de las probetas pulidas, utilizadas como referencia para los cálculos con coeficientes modificativos, se obtiene:

$$\frac{\sigma_{-1}}{\sigma'_{-1}} = \frac{615}{645} = 0,95 \quad (9-19)$$

y para 10^4 ciclos:

$$\frac{\sigma_g}{\sigma'_g} = \frac{840}{950} = 0,88 \quad (9-20)$$

Se comprueba que la diferencia con los resultados de (9-17) y (9-18) es mayor en la duración de 10^4 ciclos, mientras que la diferencia en el caso de los límites de fatiga es menor (0,92 frente a 0,95) e incluso pudiera entrar dentro de la dispersión propia de la fatiga y debido a que se ha utilizado una máquina de ensayo diferente en Azterlan (probetas SP) y en los laboratorios del departamento (Instron para las probetas pulidas).

La Figura 9-15 completa la Figura 9-4, donde ahora se han añadido las curvas S-N de las probetas pulidas en el ensayo axial $R-1$, así como el resultado de los ensayos de torsión alterna (Pallarés, 2018).

En cuanto a las probetas ensayadas a torsión alterna (Pallarés, 2018), ese resultado se utiliza aquí para verificar hasta qué punto el acero 34CrNiMo6 utilizado se puede considerar como que cumple la teoría de von Mises en fatiga, que predice una relación igual a $\sqrt{3}$ entre el límite de fatiga de flexión y el de torsión alterna, que en este caso es $\tau_{-1} = 437$ MPa:

$$\frac{\sigma'_{-1}}{\tau_{-1}} = \frac{645}{437} = 1,48 \quad (9-21)$$

Que siendo superior al 1,73 previsto, aun entra dentro de lo que se considera habitualmente admisible (Juvinal & Marshek, 2000) (Shigley, et al., 2004) (Norton, 2006) (Avilés, 2015) para poder considerar a un material dúctil como que cumple la hipótesis de von Mises en fatiga.

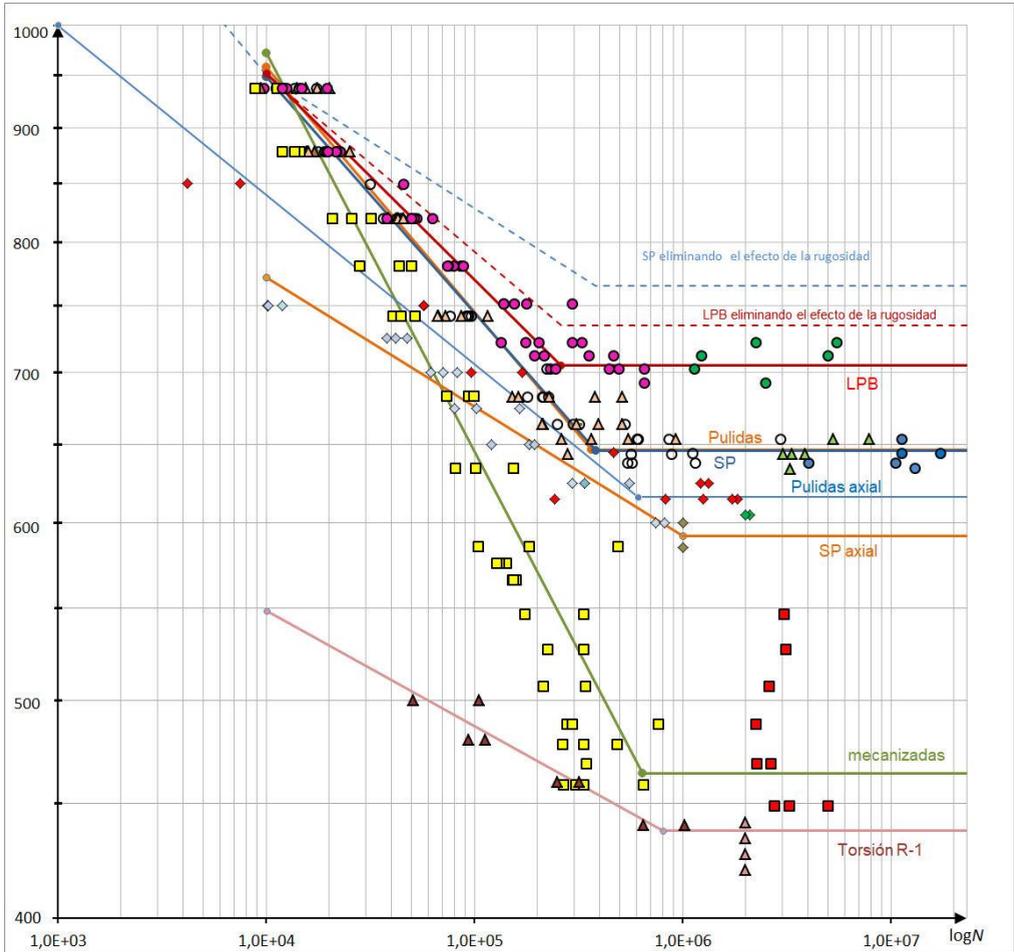


Figura 9-15. Conjunto completo de resultados de ensayos y curvas S-N para R-1.

Capítulo 10:

ENSAYOS HCF AXIALES DEL MATERIAL BASE Y SU ANÁLISIS

CAPÍTULO 10. ENSAYOS HCF AXIALES DEL MATERIAL BASE Y SU ANÁLISIS

10.1. Ensayos axiales en probetas pulidas

Se ha realizado una campaña de ensayos axiales en probetas de material base, pulidas a espejo, en la máquina Instron 8801 (100 kN) para caracterizar el efecto de las tensiones medias en el comportamiento a fatiga de este acero. Se han obtenido las curvas S-N para las relaciones de tensión $R_{0,05}$, $R_{0,5}$, R_{1} , y R_{2} .

A continuación, se presenta un resumen de los resultados obtenidos para cada relación de carga.

10.1.1. Ensayos axiales $R=0,05$

Los ensayos se realizaron a niveles de tensión máxima entre 1.100 y 1.040 MPa, resultando en la curva de la Figura 10-1, en la Tabla 10-1 se representan los puntos que definen la curva de fatiga.

Los parámetros de Basquin son:

$$\left. \begin{aligned} m &= \frac{\log N_f - \log N_g}{\log \sigma_g - \log \sigma_{-1SP}} = 93.98 \\ \alpha &= \log \sigma_g + m^{-1} \cdot \log N_g = 3.082 \\ \sigma_0 &= 10^\alpha = 1209 \end{aligned} \right\} \quad (10-1)$$

Tabla 10-1. Puntos que definen la curva S-N de las probetas pulidas en el ensayo $R_{0.05}$ axial.

Número de ciclos		Tensión Máxima	
N		(MPa)	
N_g	10.000	σ_g	1096
N_f	10^{10}	$\sigma_{0.05}$	960

De donde se obtiene:

$$\left. \begin{aligned}
 \sigma &= \sigma_0 \cdot N^{-\frac{1}{m}} = 1209 \cdot N^{-0.01064} \\
 N &= \left(\frac{\sigma_0}{\sigma}\right)^m = \left(\frac{1209}{\sigma}\right)^{93.98} \\
 \sigma &= 960 ; N > 10^{10} \\
 &\mathbf{R_{0.05} \text{ axial}}
 \end{aligned} \right\} ; 10^4 \leq N \leq 10^{10} \quad (10-2)$$

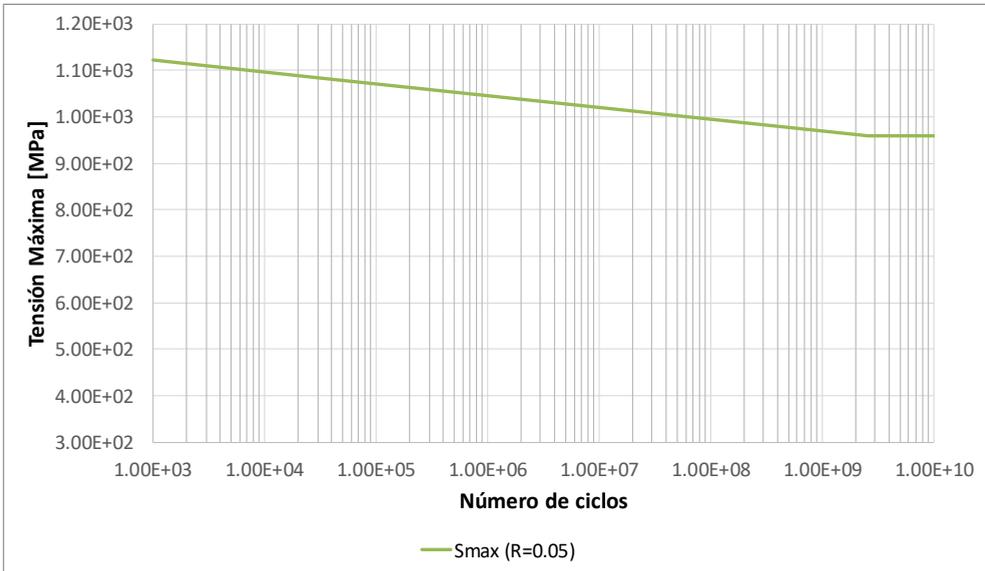


Figura 10-1. Curva de fatiga para ensayo axial ($R_{0.05}$) en probeta pulida

10.1.2. Ensayos axiales R=-1

Los ensayos se realizaron a niveles de tensión máxima entre 850 y 645 MPa, resultando en la curva de la Figura 10-2, en la Tabla 10-2 se representan los puntos que definen la curva de fatiga.

Tabla 10-2. Puntos que definen la curva S-N de las probetas pulidas en el ensayo R₋₁ axial.

Número de ciclos		Tensión Máxima	
N		(MPa)	
N _g	10.000	σ _g	829
N _f	10 ¹⁰	σ ₋₁	616

Los parámetros de Basquin son:

$$\left. \begin{aligned} m &= \frac{\log N_f - \log N_g}{\log \sigma_g - \log \sigma_{-1SP}} = 14.174 \\ \alpha &= \log \sigma_g + m^{-1} \cdot \log N_g = 3.201 \\ \sigma_0 &= 10^\alpha = 1589 \end{aligned} \right\} \quad (10-3)$$

De donde se obtiene:

$$\left. \begin{aligned} \sigma &= \sigma_0 \cdot N^{-\frac{1}{m}} = 1589 \cdot N^{-0.07055} \\ N &= \left(\frac{\sigma_0}{\sigma}\right)^m = \left(\frac{1589}{\sigma}\right)^{14.174} \\ \sigma &= 616; N > 10^{10} \\ &\quad \mathbf{R_{-1} \text{ axial}} \end{aligned} \right\}; 10^4 \leq N \leq 10^{10} \quad (10-4)$$

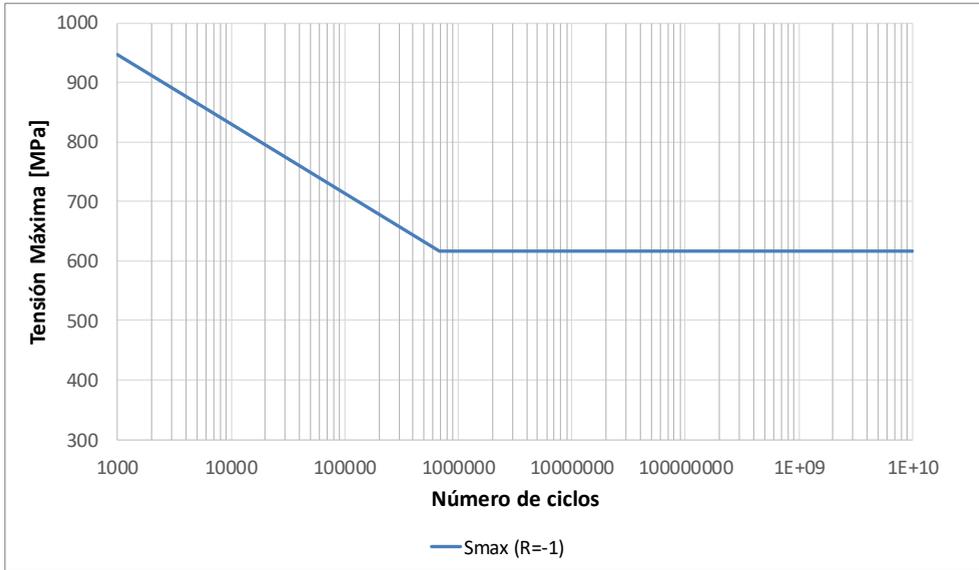


Figura 10-2. Curva de fatiga para ensayo axial (R-1) en probeta pulida

10.1.3. Ensayos axiales R=-2

Los ensayos se realizaron a niveles de tensión máxima entre 520 y 460 MPa, resultando en la curva de la Figura 10-3, en la Tabla 10-3 se representan los puntos que definen la curva de fatiga.

Tabla 10-3. Puntos que definen la curva S-N de las probetas pulidas en el ensayo R₂ axial.

Número de ciclos		Tensión Máxima	
N		(MPa)	
N_g	10.000	σ_g	536
N_f	10^{10}	σ_{-2}	433

Los parámetros de Basquin son:

$$\left. \begin{aligned} m &= \frac{\log N_f - \log N_g}{\log \sigma_g - \log \sigma_{-1SP}} = 25.399 \\ \alpha &= \log \sigma_g + m^{-1} \cdot \log N_g = 2.887 \\ \sigma_0 &= 10^\alpha = 770 \end{aligned} \right\} \quad (10-5)$$

De donde se obtiene:

$$\left. \begin{aligned} \sigma &= \sigma_0 \cdot N^{-\frac{1}{m}} = 770 \cdot N^{-0.03937} \\ N &= \left(\frac{\sigma_0}{\sigma}\right)^m = \left(\frac{770}{\sigma}\right)^{25.399} \end{aligned} \right\}; 10^4 \leq N \leq 10^{10} \quad (10-6)$$

$\sigma = 433 ; N > 10^{10}$
R₋₂ axial

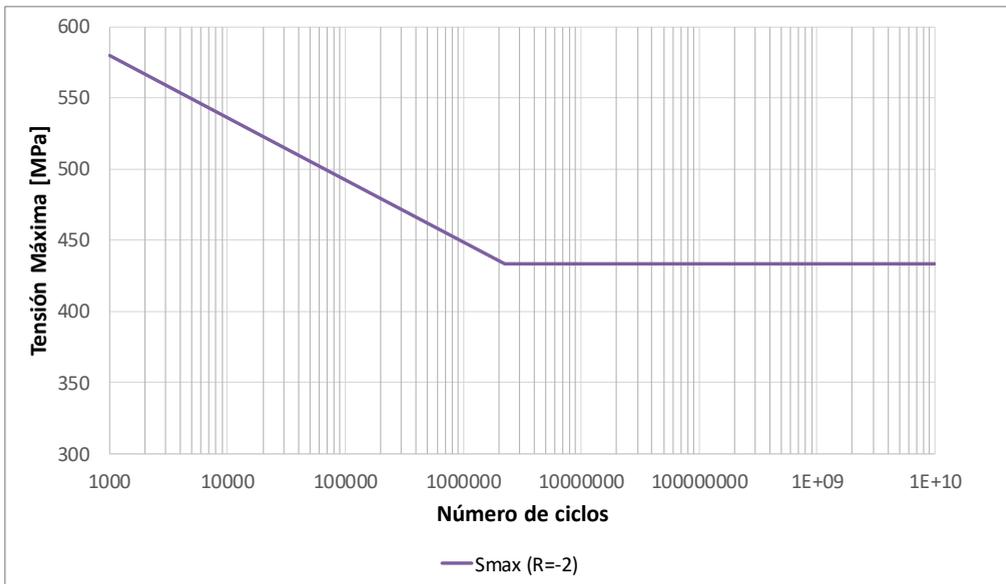


Figura 10-3. Curva de fatiga para ensayo axial (R=-2) en probeta pulida

10.1.4. Ensayos axiales $R=-0,5$

Los ensayos se realizaron a niveles de tensión máxima entre 950 y 750 MPa, resultando en la curva de la Figura 10-4, en la Tabla 10-4 se representan los puntos que definen la curva de fatiga.

Tabla 10-4. Puntos que definen la curva S-N de las probetas pulidas en el ensayo $R_{-0,5}$ axial.

Número de ciclos		Tensión Máxima	
N		(MPa)	
N_g	10.000	σ_g	1033
N_f	10^{10}	$\sigma_{-0.5}$	725

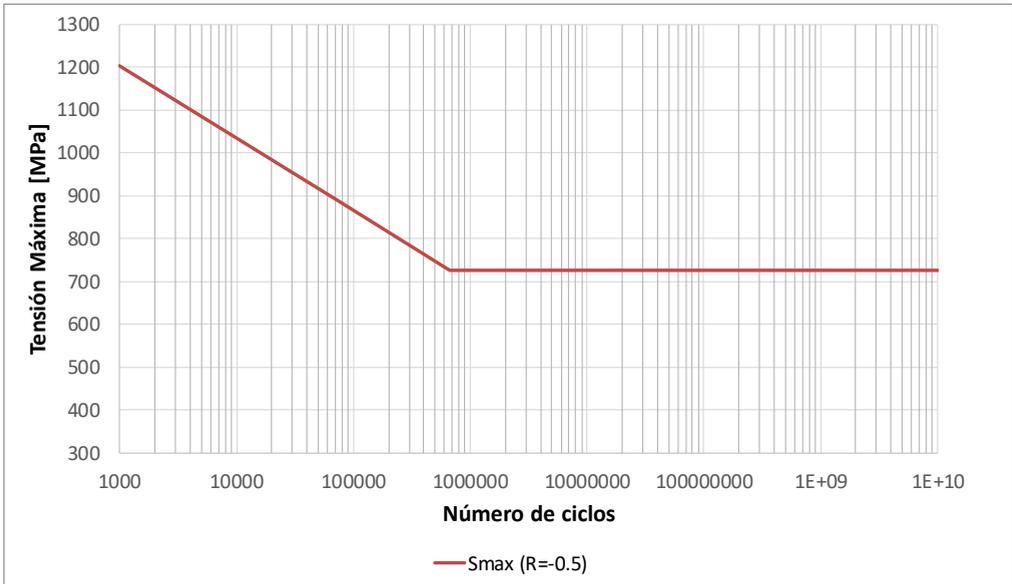


Figura 10-4. Curva de fatiga para ensayo axial ($R-0.5$) en probeta pulida

Los parámetros de Basquin son:

$$\left. \begin{aligned} m &= \frac{\log N_f - \log N_g}{\log \sigma_g - \log \sigma_{-1SP}} = 11.867 \\ \alpha &= \log \sigma_g + m^{-1} \cdot \log N_g = 3.352 \\ \sigma_0 &= 10^\alpha = 2247 \end{aligned} \right\} \quad (10-7)$$

De donde se obtiene:

$$\left. \begin{aligned} \sigma &= \sigma_0 \cdot N^{-\frac{1}{m}} = 2247 \cdot N^{-0.08427} \\ N &= \left(\frac{\sigma_0}{\sigma}\right)^m = \left(\frac{2247}{\sigma}\right)^{11.867} \\ \sigma &= 433 ; N > 10^{10} \\ &\mathbf{R_{-0,5} \text{ axial}} \end{aligned} \right\} ; 10^4 \leq N \leq 10^{10} \quad (10-8)$$

10.2. Resumen de resultados y criterio de tensión media

La Figura 10-5 muestra las cuatro curvas de fatiga obtenidas en los distintos ensayos axiales en un diagrama *Tensión Máxima – Número de ciclos*. A la hora de comparar resultados de ensayos llevados a cabo con distintas relaciones de carga, no sólo ha de tenerse en cuenta la tensión máxima si no también la componente alterna. Esto se observa en la Tabla 10-5, donde se presentan los límites de fatiga obtenidos para las distintas relaciones de carga.

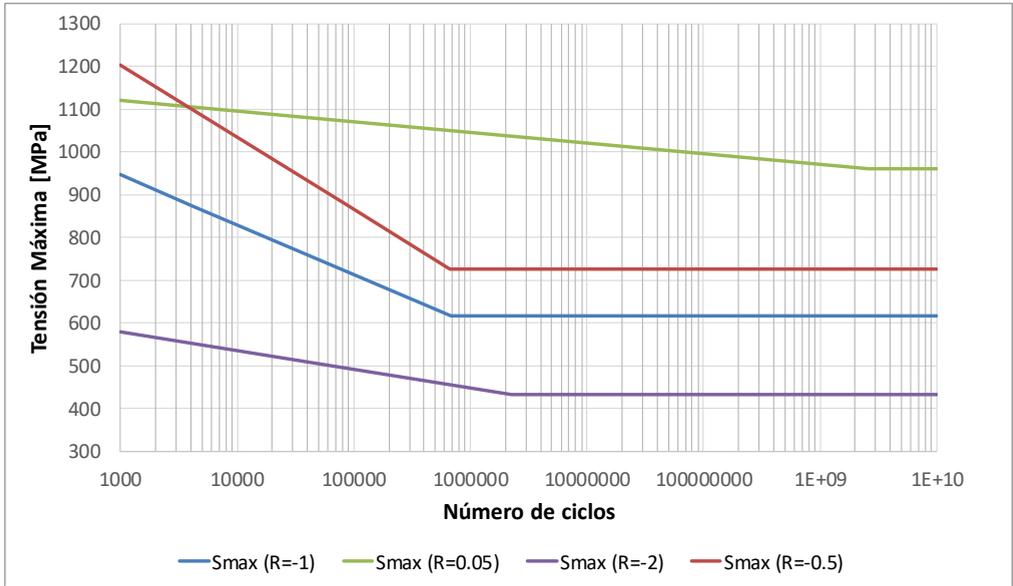


Figura 10-5. Curvas de fatiga para ensayos axiales ($R_{0,05}$, $R_{-0,5}$, R_{-1} , y R_{-2}) en probeta pulida

Tabla 10-5. Límites de fatiga en ensayos axiales

Ratio	Límite de fatiga	
	σ_m (MPa)	σ_a (MPa)
$R_{0,05}$	504	456
$R_{-0,5}$	181	542
R_{-1}	0	616
R_{-2}	-216	650

Se recuerda que la relación entre el límite a fatiga a flexión con la tensión última de este acero es

$$r_f = \frac{\sigma'_{-1}}{\sigma_{ut}} = 0,53 \quad (10-9)$$

Siendo $\sigma_{-1} = 616$ MPa el límite de fatiga axial y $\sigma'_{-1} = 647$ MPa el límite de fatiga a flexión de este acero, se puede medir el efecto del gradiente de tensión en los ensayos a flexión en el límite de fatiga como un “coeficiente de gradiente” c_{gr} , definido como la relación entre ambos límites de fatiga.

$$c_{gr} = \frac{\sigma_{-1}}{\sigma'_{-1}} = 0,95 \quad (10-10)$$

Ambos valores están en concordancia con valores que se encuentran en la biografía de diseño de máquinas, donde suele utilizarse un valor de $r_f = 0,5$ y $c_{gr} = 0,9$ (Avilés, 2015) (Juvinall & Marshek, 2000) (Norton, 2006) (Shigley, et al., 2004) (Faupel & Fisher, 1981). Estando en este caso por encima de la media, los valores obtenidos indican por lo tanto que se trata de un acero de alta calidad.

Por último, los resultados de la Tabla 10-5 pueden representarse en un diagrama de Haigh como el de la Figura 10-6, junto con distintos criterios de tensión media como son el de Dietmann y el de Morrow. En dicha figura se observa como para las relaciones de carga ensayadas ambos criterios dan resultados similares y se acercan a los resultados obtenidos en los ensayos (representados como puntos rojos para cada relación de carga).

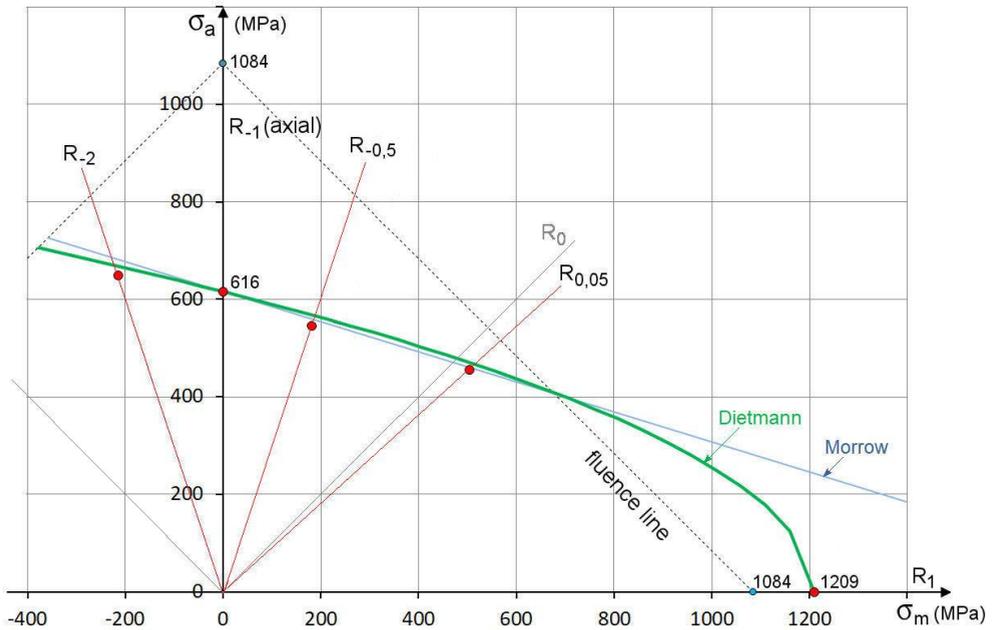


Figura 10-6. Criterio de Dietmann y Morrow (Morrow, 1968) en el diagrama de Haigh del acero 34CrNiMo6

Capítulo 11:

ESTUDIO FRACTOGRÁFICO DE LAS PROBETAS DE FATIGA

CAPÍTULO 11. ESTUDIO FRACTOGRÁFICO DE LAS PROBETAS DE FATIGA

11.1. Finalidad y planteamiento del análisis fractográfico

Este Capítulo 11 está dedicado al análisis fractográfico de probetas rotas en los ensayos de fatiga descritos en los capítulos 9 y 10. Para ello se han seleccionado algunas probetas que presenten características especiales, como roturas que se inician en el interior, aparición de agrietamientos secundarios, roturas iniciadas en inclusiones y otros. Se han realizado estudios de probetas pulidas, mecanizadas, tratadas con SP y con LPB y para diferentes relaciones de carga.

El análisis fractográfico no es imprescindible para los objetivos finales de esta Tesis, que fundamentalmente se dirigen a obtener datos cuantitativos de los procesos SP y LPB y proporcionar métodos y procedimientos de cálculo de ingeniería para piezas sometidas a dichos tratamientos y trabajando a fatiga. De todos modos, se ha considerado interesante realizarlo a fin de comprender mejor el efecto de los procesos SP y LPB en el comportamiento a fatiga, e identificar los principales mecanismos y causas de rotura en estos procesos. Por otra parte, en el grupo de investigación ADM se tiene intención de continuar profundizando en el estudio de estos procesos en el futuro, por lo que este estudio fractográfico puede ser de interés como fuente de comparación y referencia para futuros trabajos que se desarrollen, por ejemplo, con otros parámetros de SP y LPB y con diferentes materiales. En los trabajos

de Branco se pueden encontrar otros estudios fractográficos de este acero (Branco, et al., 2012).

Durante los muy numerosos ensayos de fatiga rotatoria realizados en la máquina Zwick-Roell UBM 200tc (Figura 11-1) no se han producido roturas debidas a fallos de la máquina o de la fabricación o del montaje de las probetas; por ejemplo, sí se ha producido en alguna ocasión (muy pocas) el deslizamiento entre un cojinete y la probeta, pero la propia máquina informa de ese incidente que siempre ha sido debido a error humano por un insuficiente apriete de las mordazas. Las probetas en las que ha sucedido esto han sido retiradas y se ha repetido el ensayo.

Por otra parte, todas las roturas de las probetas en la máquina Zwick-Roell se han producido en la zona cilíndrica, bien sea en la zona central o acercándose más a alguno de los dos hombros, pero dentro de lo admisible en este tipo de probetas y ensayo (Figura 11-2).

Esta máquina es un modelo clásico de la marca Zwick-Roell, y por tanto muy afinado y que proporciona una muy buena fiabilidad. Por otra parte, esa máquina en concreto lleva ya unos ocho años en los laboratorios del Departamento de Ingeniería Mecánica y ha superado con mucho la etapa de fallos iniciales, que fueron reparados y verificados en su momento (en su día hubo algunos fallos en el circuito de aire comprimido que se utiliza para convertir uno de los cojinetes en flotante; también fallos en uno de los rodamientos); esta máquina es periódicamente revisada y ajustada por personal de la empresa suministradora y de los laboratorios del departamento.

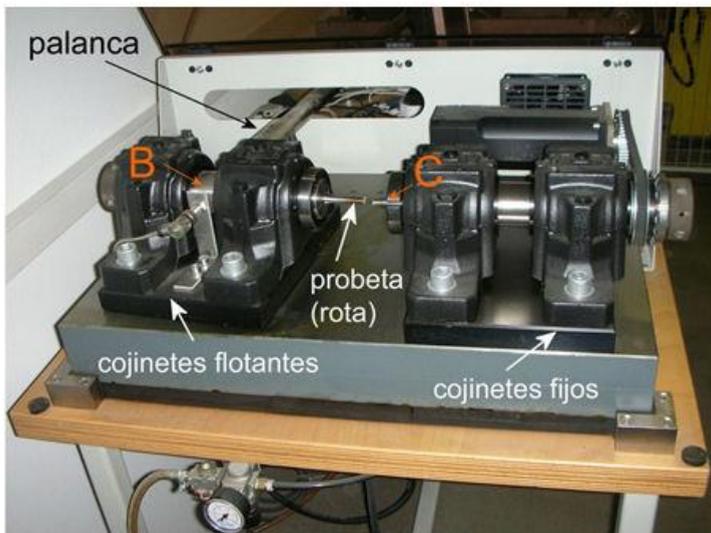


Figura 11-1. Máquina Zwick-Roell UBM 200tc y detalle de la zona de ensayos de probetas.

Se han seleccionado para este capítulo también algunas roturas de probetas del acero AISI 1045 normalizado utilizado en trabajos previos del grupo a fin de

poder establecer comparaciones con las roturas del acero DIN 34CrNiMo6 aquí utilizado, tanto en el caso de ensayos de fatiga rotatoria de probetas pulidas y LPB con la máquina Zwick-Roell (Avilés, et al., 2013) como en ensayos axiales $R_{0,1}$ en una máquina MTS 810 de probetas pulidas y otras tratadas con Laser-Polishing “LP” en aire (Avilés, et al., 2011) y en atmósfera inerte (Avilés, et al., 2014). Siendo la principal diferencia observada que, ni en el caso de ensayos de fatiga a flexión ni en los $R_{0,1}$ axiales del acero 1045 no se encontraron roturas que se iniciaran desde el interior, tanto en probetas pulidas como LPB (tampoco en las LP), y eso independientemente del nivel de tensión alterna del ensayo, mientras que sí aparecen algunas roturas iniciadas en inclusiones en el interior en el caso del 34CrNiMo6, tanto sin tratar como sometido a SP y a LPB.



Figura 11-2. *Típica rotura de una probeta de acero 34CrNiMo6 templado y revenido en la máquina Zwick-Roell.*

Sin embargo, la máquina Instron 8805 MTB de 100 kN es un modelo nuevo (Figura 11-3), que ha dado numerosos problemas con las garras de las mordazas, causando que un número importante de probetas sufrieran roturas

en la zona de sujeción: es decir que se rompían en uno de los hombros, invalidando así el ensayo de cada una de esas probetas: a veces esas roturas improcedentes se producían a millones de ciclos, ocasionando un importante retraso en las campañas de ensayos axiales.

Como se puede ver en la Figura 6-9, las probetas utilizadas en los ensayos axiales son de forma “*hourglass*” y tienen hombros lisos, puesto que las mordazas de la Instron 8805 MTB sujeta las probetas por presión a través de unas garras que presentan un dentado que se “clava” hasta cierto punto en los hombros de las probetas. Con muy pocas horas de uso algunos de esos dientes de las garras se deterioraban, haciendo que el reparto de presión no fuera todo lo uniforme que se esperaba y permitiendo micro-deslizamientos entre el hombro la garra, lo que añadido a la fuerte presión y la muy alta concentración de tensiones causaba la rotura de algunas probetas en el hombro, en el interior de la zona abarcada por la garra. Este problema no sólo se produjo en la máquina de nuestro laboratorio, sino que fue un problema común de esta serie, corregido posteriormente posiblemente a base de cambiar el material y/o el tratamiento térmico de las garras en la zona de los dientes, con lo cual ese problema dejó de producirse.



Figura 11-3. Máquina de ensayos axiales Instron 8805 MTB (Laboratorio del Dpt. I. Mecánica en la ETSI de Bilbao) y detalle de la sujeción de las probetas.

En la Figura 11-4 se puede ver una probeta rota por la zona del hombro debido al problema de las garras antes citado y en la Figura 11-4 una probeta correctamente rota por la zona central; se aprecian en ambos casos las muescas que dejan las garras en los hombros originalmente lisos como se puede comprobar en la Figura 6-9.



Figura 11-4. *Probetas rotas en la máquina axial Instron 8805 MTB, arriba: Rotura por el hombro debido al defecto de diseño de las mordazas, abajo: Rotura correcta en la zona central.*

En la Figura 11-5 se pueden observar las roturas de tres probetas de acero AISI 1045 normalizado que han sido sometidas a un proceso LPB similar al que se está estudiando en esta Tesis, donde se comprueba que todas las roturas se han iniciado en la superficie, lo cual es una característica peculiar de ese acero y que ha sido observada ya desde hace tiempo por diversos investigadores (Zhuang & Halford, 2001) (Zhuang & Wicks, 2003) (Avilés, et al., 2011) (Avilés, et al., 2013) (Avilés, et al., 2014). Sin embargo, el acero 34CrNiMo6, pese a ser de calidad superior al anterior, presenta un comportamiento a fatiga muy sensible a los defectos internos, como poros e inclusiones, que facilitan la iniciación de grietas desde el interior sobre todo (pero no solo) para duraciones muy elevadas.

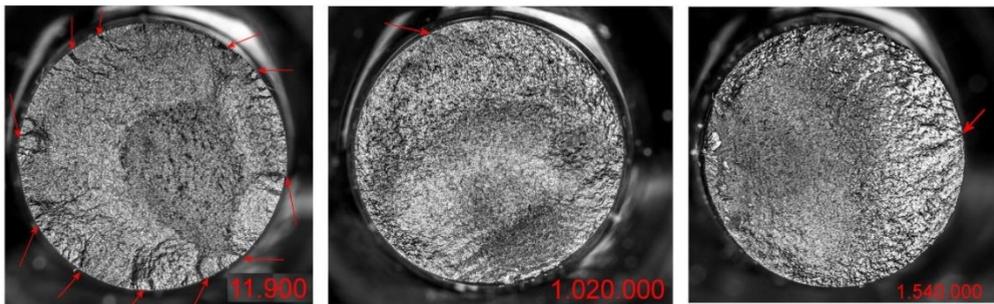


Figura 11-5. Iniciación de grietas en la superficie en probetas de acero AISI 1045 normalizado sometidas a bruñido LPB (Avilés, et al., 2013).

11.2. Probetas mecanizadas y pulidas.

En las probetas mecanizadas no se han observado roturas iniciadas en el interior, aun no siendo esto imposible que suceda, pero la rugosidad exterior relativamente elevada, junto con las tensiones residuales de tracción en la

superficie que se muestran en la Figura 9-11, hacen que la probabilidad de iniciación de grietas superficiales sea muy elevada. La Figura 11-6 muestra la típica rotura de una probeta mecanizada, con sus secciones de rotura, el punto de iniciación en la superficie y un detalle de esa zona. Esta probeta fue sometida a una tensión alterna de amplitud 566 MPa en la máquina de fatiga rotatoria, y rompió en 158.432 ciclos.



Figura 11-6. Probeta de acero 34CrNiMo6 mecanizada rota, y detalle de la sección

Sin embargo, la buena calidad del acabado superficial en el caso de las probetas pulidas a espejo hace que aumente la probabilidad de iniciación en puntos internos, como por ejemplo en la rotura de la Figura 11-7, que se

produjo alrededor de $1,1 \cdot 10^6$ ciclos y se inició en una inclusión en un punto interior en un ensayo $R_{0,05}$; ciertamente la probabilidad de iniciación en puntos internos en las probetas ensayadas a flexión es mucho menor debido al gradiente de tensiones.



Figura 11-7. Sección de rotura de una Probeta pulida a espejo, sometida a una tensión máxima de 1.040 MPa en un ensayo axial $R_{0,05}$ (Pallarés, et al., 2018).

En la Figura 11-8 se muestran fotografías de microscopio SEM de diversas probetas pulidas con puntos de iniciación en la superficie (Pallarés, et al., 2018), siendo:

- **Probeta (a)** $R=-2$; $\sigma_a= 440$ MPa; $\sigma_m= 0$ MPa; $N=986.700$
- **Probeta (b)** $R=-1$; $\sigma_a= 430$ MPa; $\sigma_m= 0$ MPa; $N=1.722.153$
- **Probeta (c)** $R=-0.5$; $\sigma_a= 430$ MPa; $\sigma_m= 0$ MPa; $N=1.193.924$.

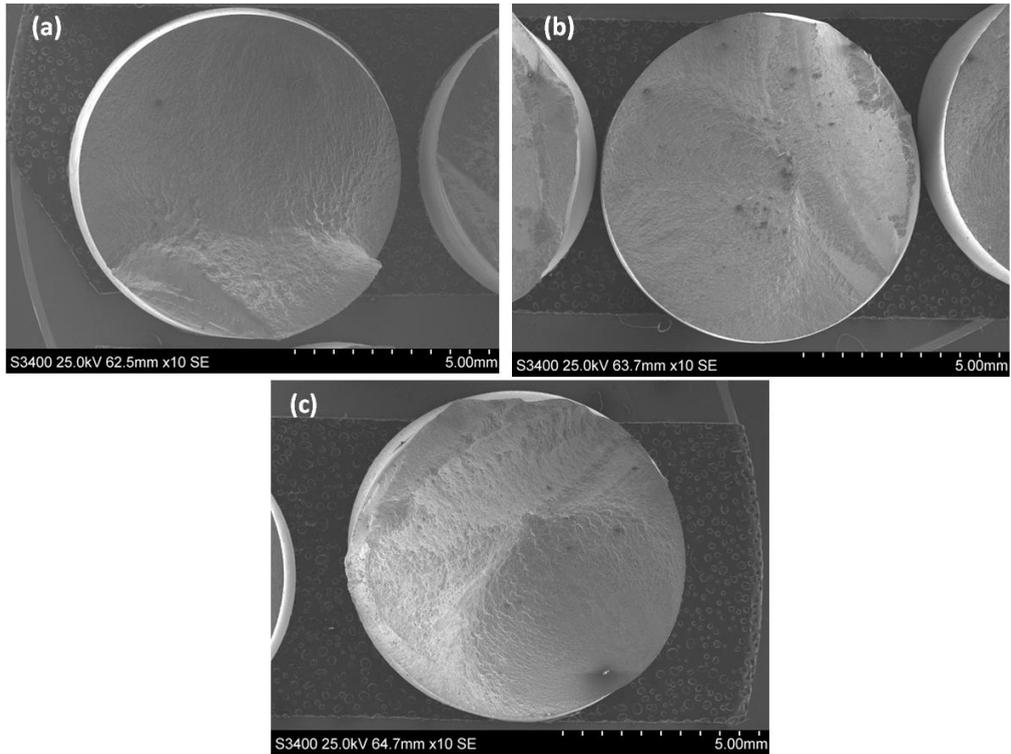


Figura 11-8. *Iniciación en la superficie para:*

Hay que señalar que el estudio fractográfico y metalúrgico detallado de las probetas tratadas con SP y LPB se ha querido realizar a fondo, lo que requiere de unos medios y conocimientos metalúrgicos que son propios de la ingeniería de materiales y que caen fuera del campo habitual de trabajo y especialización de este grupo de investigación ADM. Por ello, ya desde hace años (Avilés, et al., 2011) (Avilés, et al., 2013) (Avilés, et al., 2014) (Ayesta, et al., 2016), este grupo solicita para estos temas la colaboración de la sección de materiales del centro tecnológico Azterlan, que es lo que se ha hecho también en este caso, para de esa forma tener un conocimiento más profundo de lo que sucede a nivel microscópico sobre todo en las fases de iniciación de las roturas por

fatiga. Otros aspectos han sido estudiados directamente en el grupo investigador, utilizando los dos microscopios ópticos de que se dispone, así como los servicios SGIker de microscopía electrónica en la UPV/EHU.

11.3. Probetas tratadas con SP

Tal y como se ha comentado anteriormente, en el caso de las probetas pulidas a espejo del acero 34CrNiMo6 ensayadas a flexión *R-I*, es muy improbable encontrar puntos de iniciación en el interior, sin embargo, esto sí es más probable para duraciones elevadas en probetas sometidas a tratamientos mecánicos como el SP, debido a que el material es menos resistente a la fatiga en la zona en la que las tensiones residuales cambian a ser de tracción.

En la Figura 11-9 se observa la sección de rotura de una probeta sometida a SP, rota en el ensayo de fatiga rotatoria con una amplitud de tensión de 654 MPa en unos 3·10⁶ ciclos. El punto de iniciación está a 0,42 mm de la superficie y coincide con una inclusión.

Para tensiones elevadas las grietas se inician en la superficie, pudiendo presentar múltiples puntos de iniciación y un característico “perfil almenado” de la sección de rotura, como se muestra en la Figura 11-10 para una probeta SP sometida a un ensayo de fatiga rotatoria con una amplitud de tensión de 937 MPa y rota en unos 12.000 ciclos.

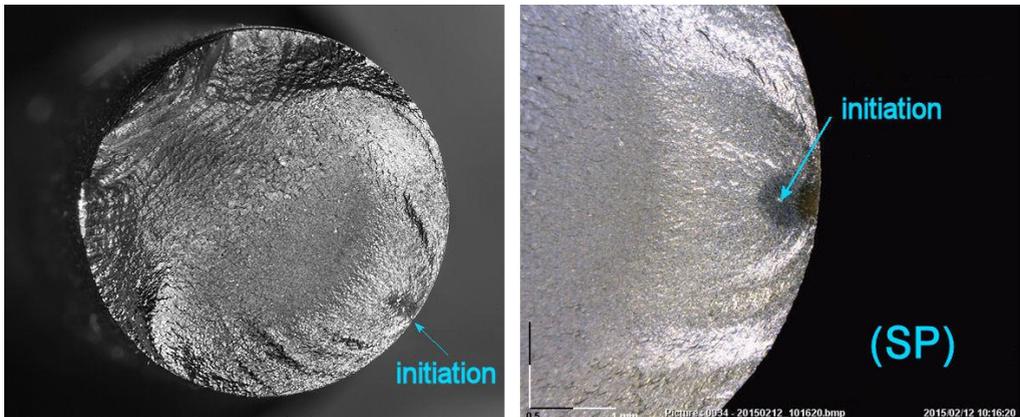


Figura 11-9. Sección de probeta sometida a SP en un ensayo de flexión R-1

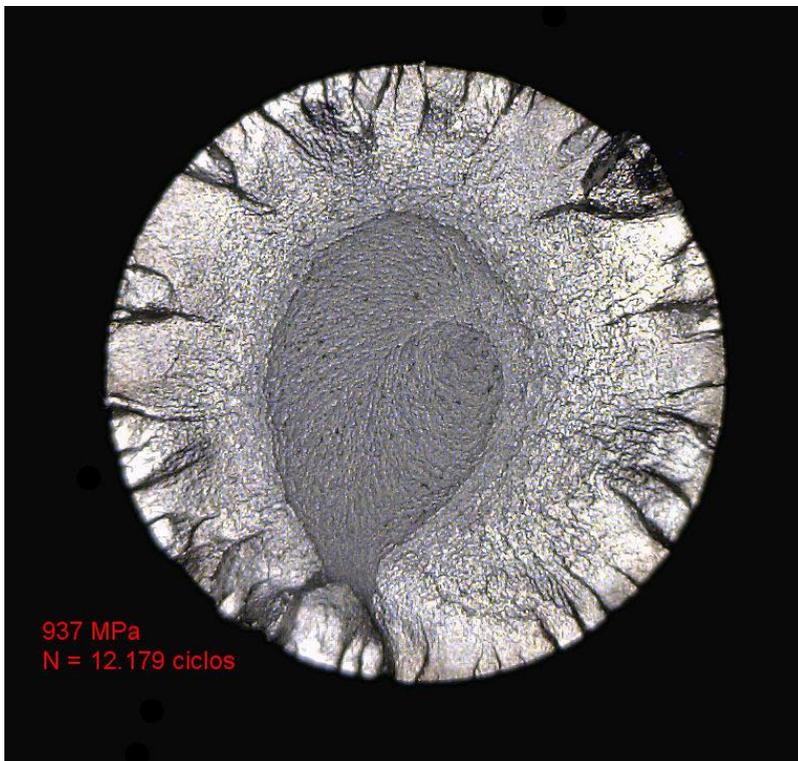


Figura 11-10. Iniciación en múltiples puntos en la superficie (perfil “almenado”) de probeta sometida a shot-peening, con una tensión de flexión R-1 de 937 MPa y rota en 12.179 ciclos; acero 34CrNiMo6.

También se han estudiado en detalle dos de las probetas SP ensayadas con R_{-1} en una máquina axial" de resonancia en Azterlan. La probeta que se denominará SP1 fue sometida a una tensión de amplitud 750 MPa y rompió en 10.103 ciclos, y la probeta SP2 sometida a 600 Mpa y que rompió en 742.287 ciclos.

11.3.1. Probeta SP1

El plano de rotura principal presenta un desarrollo predominantemente transversal a la probeta de tracción (ver la Figura 11-11). El análisis sobre este plano revela que la rotura no incuba en un único punto, sino que existen múltiples frentes de progresión que se inician a lo largo del perímetro exterior de la probeta en un arco aproximado de 100-120°. Los diferentes planos de progresión confluyen en posiciones muy próximas a la periferia de la probeta (inferiores a 500 μm). Los caracteres que presenta la superficie de fractura en estas zonas de la probeta son propios de las roturas por fatiga. El análisis en torno a la posición en la que se originan los diferentes frentes de progresión no ha revelado la existencia de irregularidades superficiales, o inclusiones, asociados al inicio de dichos frentes de rotura. Los caracteres asociados a la etapa final de la rotura se corresponden con "microcúpulas" propias de un mecanismo de rotura dúctil.

Se muestra a continuación el área ocupada, en la superficie de fractura, por los dos mecanismos de rotura diferenciados (Figura 11-12).



Figura 11-11. Probeta SP1 (Obsérvese la sujeción a las mordazas en la máquina de ensayo utilizada en Azterlan es roscada).

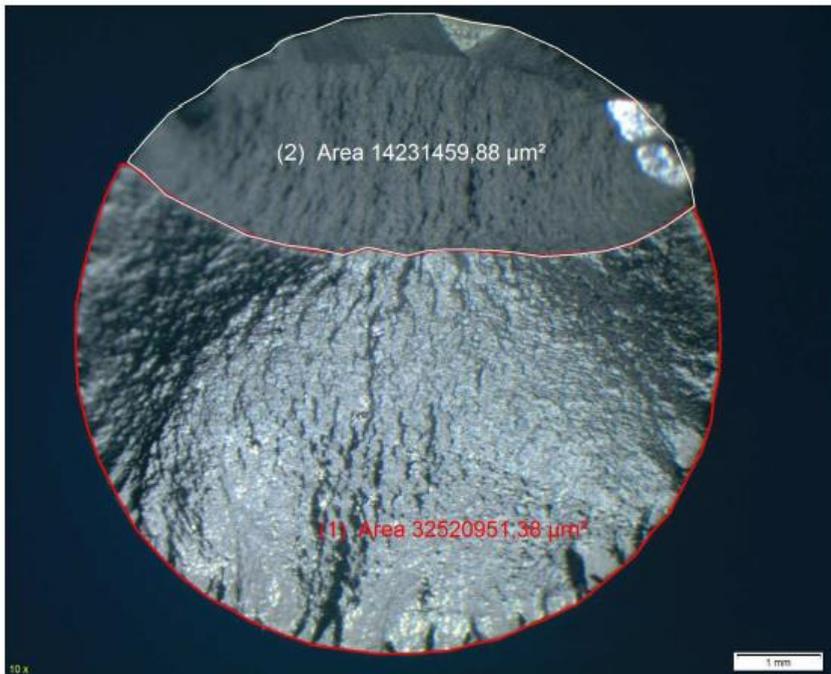


Figura 11-12. Superficie de fractura y diferenciación de las áreas de fallo por fatiga y dúctil.

En la Figura 11-13 se observan varios frentes de progresión que confluyen en el plano principal de rotura (se señala la posición en la que se inician varios de los frentes de progresión).

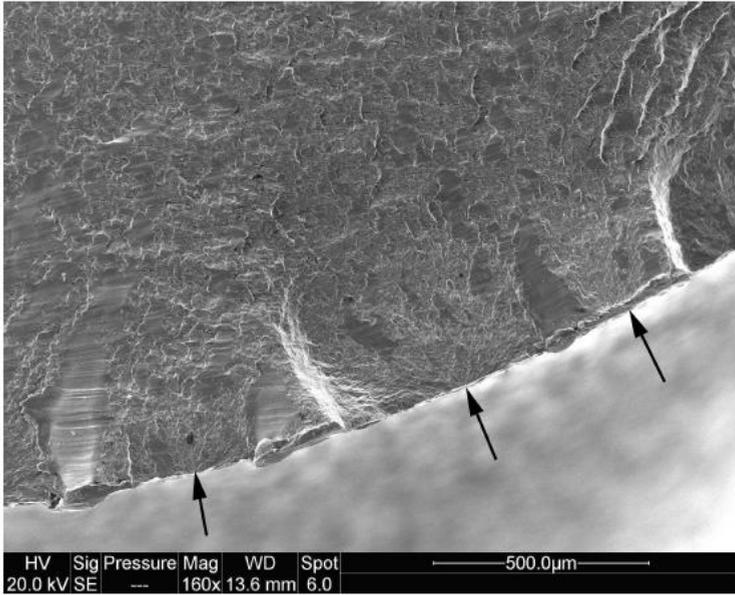


Figura 11-13. *Frentes de progresión en la superficie de fractura.*

La Figura 11-14 (izquierda) muestra un detalle de la zona en la que se origina uno de los frentes de fatiga. A su vez en la Figura 11-14 (derecha) no se observan irregularidades o inclusiones asociadas al inicio del frente de fatiga.

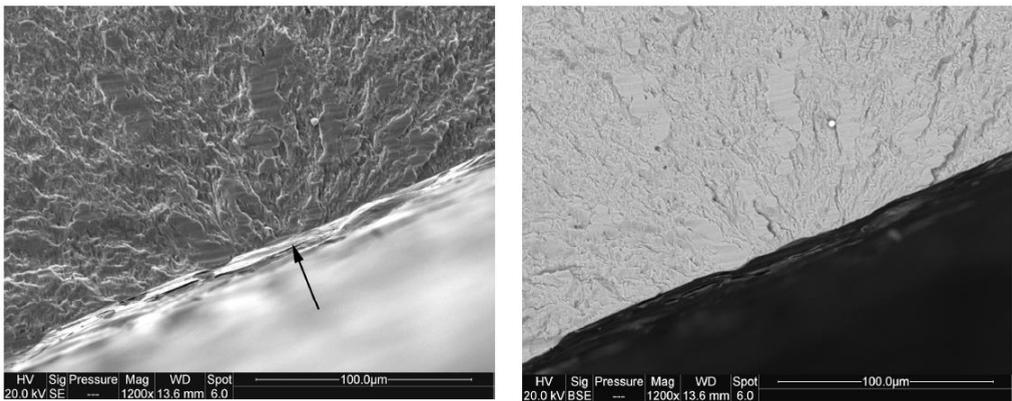


Figura 11-14. *Detalle de la zona de iniciación de uno de los frentes de fatiga*

En la Figura 11-15 (izquierda) se señala la transición entre la etapa de fatiga y la etapa final de desarrollo dúctil. Y en la Figura 11-15 (derecha) se muestra un detalle de dicha transición.

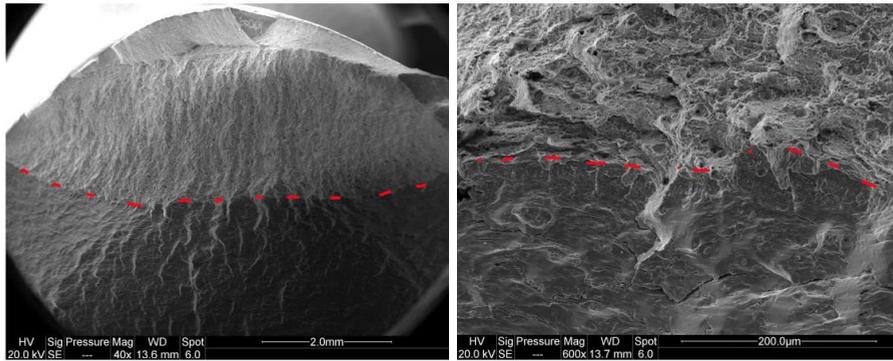


Figura 11-15. Transición entre la etapa de fatiga y la etapa final de desarrollo dúctil.

En la Figura 11-16 (izquierda) se muestran los caracteres observados en la etapa final de la etapa de fatiga. Mientras que en la Figura 11-16 (derecha) se observa como la última etapa de la rotura presenta “microcúpulas” propias de una rotura dúctil.

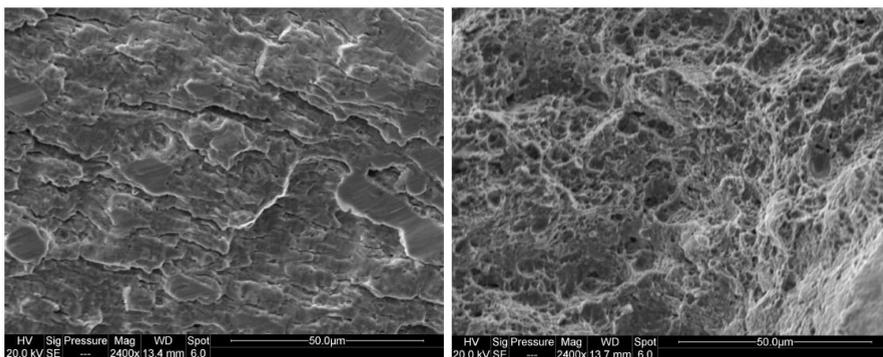


Figura 11-16. Caracteres observados en la etapa de fatiga (izquierda) y de rotura dúctil (derecha)

Los controles sobre la estructura metalúrgica se realizan sobre un plano secante a la superficie de fractura de la probeta de tracción por la posición central del área de fatiga (Figura 11-17). El conjunto estructural es una estructura compuesta por martensita revenida de aspecto uniforme como se puede ver en la Figura 11-18. En el entorno del borde de rotura no se han observado irregularidades superficiales, inclusiones o cambios estructurales significativos que puedan haber condicionado la rotura.

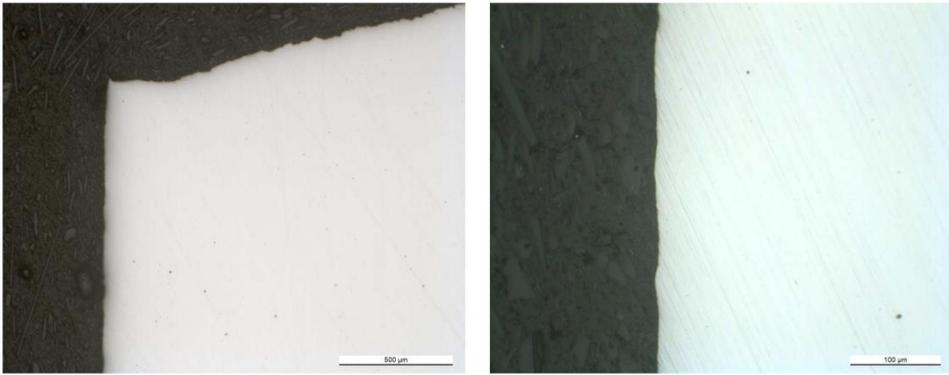


Figura 11-17. Sección secante a la superficie de fractura (izquierda) y detalle del perfil (derecha).

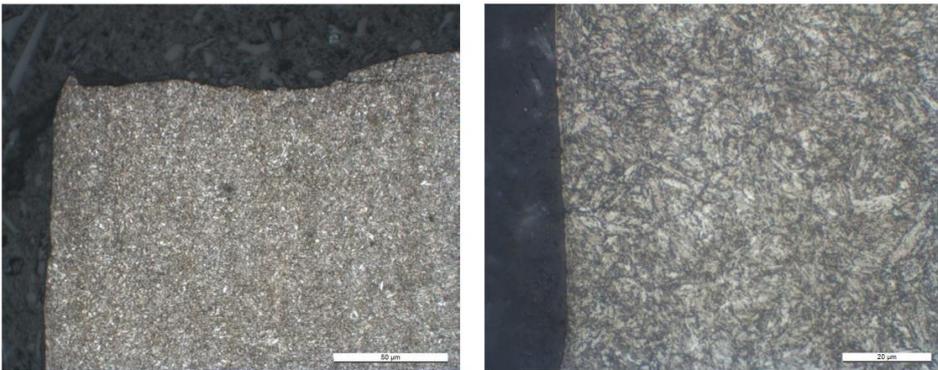


Figura 11-18. Conjunto estructural de la Probeta SP1 (izquierda) y detalle del perfil (derecha).

11.3.2. Probeta SP2

El plano de rotura principal presenta un desarrollo transversal a la probeta de tracción. El análisis sobre este plano revela que dicho plano de rotura se inicia en un único punto situado en la periferia de la probeta. Si bien la zona en la que incuba la rotura aparece parcialmente deteriorada por la fricción, no se han observado irregularidades superficiales, o inclusiones, asociadas al origen de la rotura. Las zonas libres de fricción evidencian la existencia de caracteres propios de roturas a fatiga en esta zona de la rotura. La etapa final de la rotura está compuesta por microcúpulas propias de un mecanismo de rotura dúctil al igual que en la SP1.

En la Figura 11-19 se muestra el área ocupada en la superficie de fractura por los dos mecanismos de rotura diferenciados

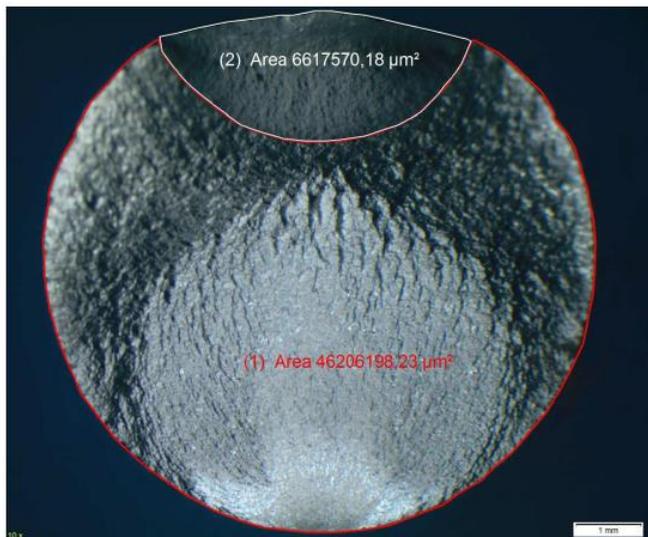


Figura 11-19. Superficie de fractura y diferenciación de las áreas de fallo por fatiga y dúctil.

En la Figura 11-20 se observa como la rotura presenta un único punto de iniciación en la superficie exterior de la probeta.

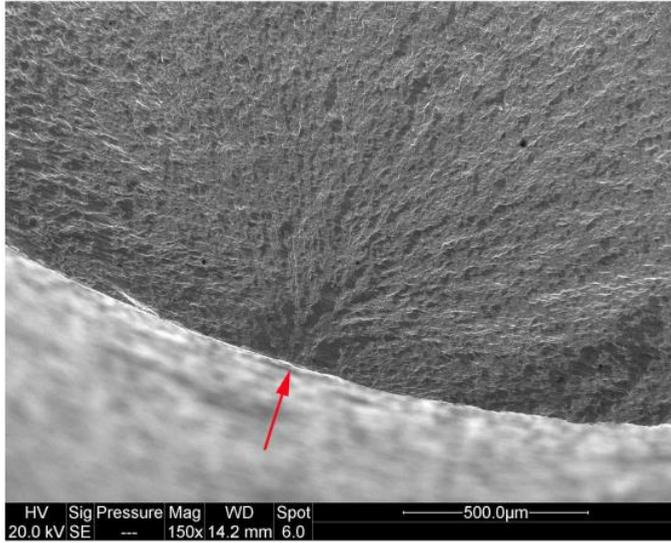


Figura 11-20. Detalle del punto de iniciación

En la Figura 11-21 (izquierda) se señala la transición entre la etapa de fatiga y la etapa final de desarrollo dúctil. Y en la Figura 11-21 (derecha) se muestra un detalle de dicha transición.

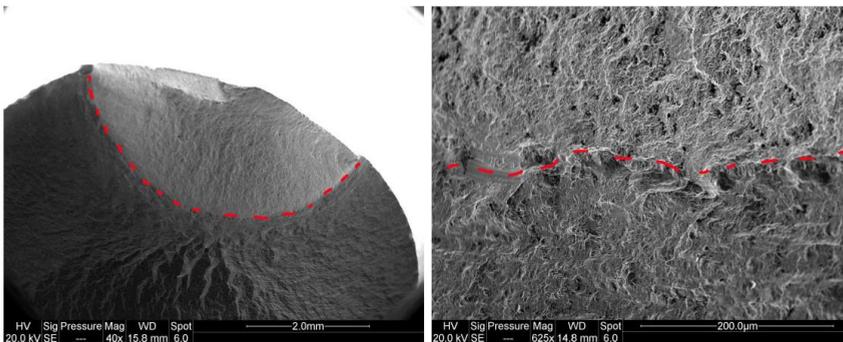


Figura 11-21. Transición entre la etapa de fatiga y la etapa final de desarrollo dúctil.

En la Figura 11-22 (izquierda) se muestran los caracteres observados en la etapa final de la etapa a fatiga. Mientras que en la Figura 11-22 (derecha) se observa como la última etapa de la rotura presenta microcúpulas propias de una rotura dúctil.

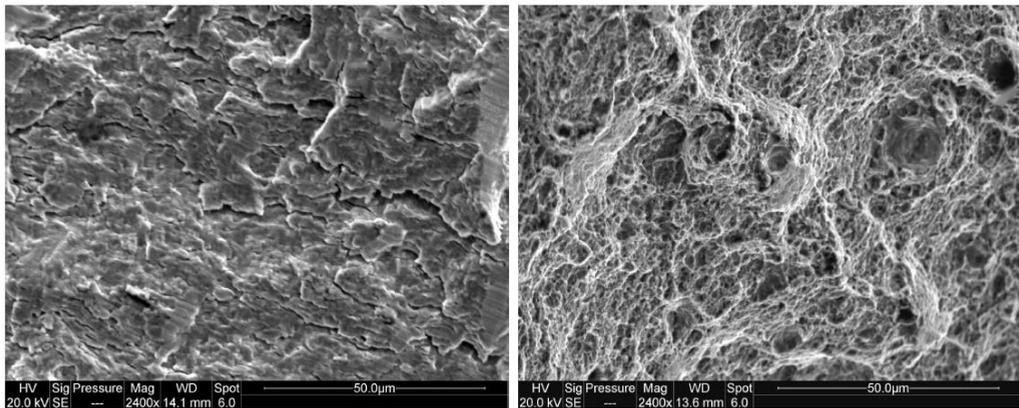


Figura 11-22. Caracteres observados en la etapa de fatiga (izquierda) y de rotura dúctil (derecha)

Al igual que en la probeta SP1, no se han observado cambios irregularidades, inclusiones o elevados niveles de inclusiones, asociadas a la posición en la que se origina la rotura.

11.4. Probetas tratadas con LPB

En la referencia (Avilés, et al., 2013) se puede encontrar el estudio fractográfico de probetas de acero AISI 1045 normalizado tratadas con LPB y ensayadas en la misma máquina de fatiga rotatoria utilizada aquí. Ahora se han seleccionado dos probetas tratadas con LPB, la LPB1 sometida a una tensión

alterna de 800 MPa y que rompió en 19.179 ciclos y la LPB2 a 683 MPa y rota en 653.693 ciclos.

11.4.1. Probeta LPB1

La periferia de la superficie de rotura presenta un perfil dentado a modo de sierra que se relaciona con la existencia de múltiples frentes de rotura a lo largo de los 360° de revolución de la probeta y que confluyen entre dando lugar a la superficie de fractura (Figura 11-23). La mayor parte de la superficie de fractura presenta desarrollo transversal a la probeta, observándose un plano inclinado que se une con algunos frentes de rotura ya originados a lo largo del perímetro de la probeta y que se relaciona con la sección resistente anterior al colapso de la rotura.



Figura 11-23. Probeta LPB1 rota.

La Figura 11-24 muestra el detalle de la zona de fractura, donde se observan numerosos agrietamientos secundarios. Estas grietas secundarias también se habían observado previamente en el acero AISI 1045 normalizado tratado con LPB (Avilés, et al., 2013).

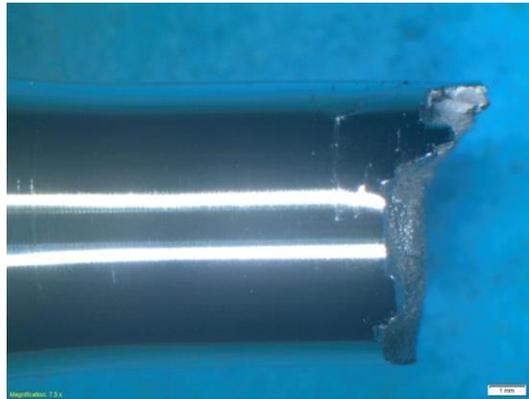


Figura 11-24. Probeta LPB1 detalle de la sección de rotura

Los análisis mediante microscopio electrónico permiten confirmar las apreciaciones macroscópicas. Esto es, en la periferia de la superficie de fractura se observan numerosos frentes de iniciación que confluyen formando el plano de rotura (Figura 11-25).

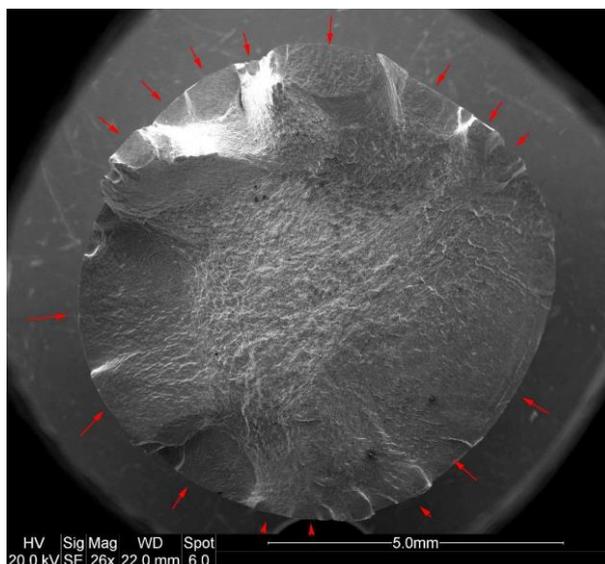


Figura 11-25. Sección de rotura donde se presentan numerosos frentes de iniciación.

No se observan heterogeneidades o inclusiones asociadas al inicio de estos frentes de rotura (Figura 11-26 y Figura 11-27). Si bien en las zonas más exteriores de ellos los caracteres aparecen afectados debido a fenómenos de fricción, en las zonas menos deterioradas se constata que se trata de caracteres propios de rotura a fatiga. La etapa final de rotura se produce a través de un mecanismo de rotura dúctil. En torno a la superficie de fractura se observan varios agrietamientos secundarios que aparecen asociados a las marcas de acabado superficial que presenta la superficie de la probeta (también en (Avilés, et al., 2013)).

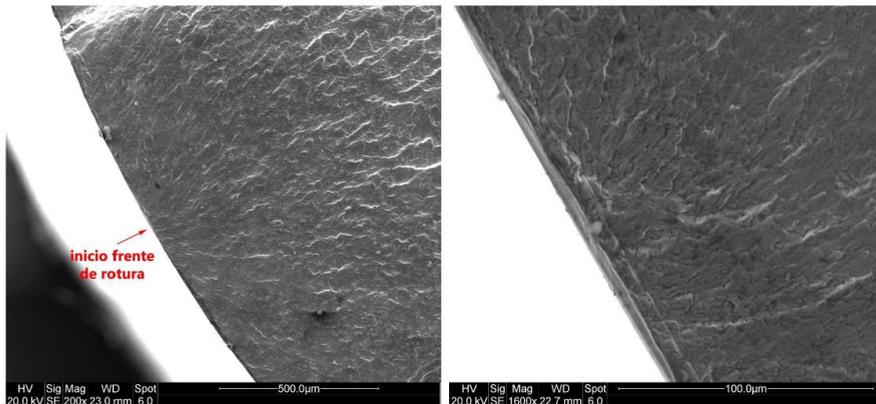


Figura 11-26. Detalle de la zona de inicio de uno de los frentes de rotura

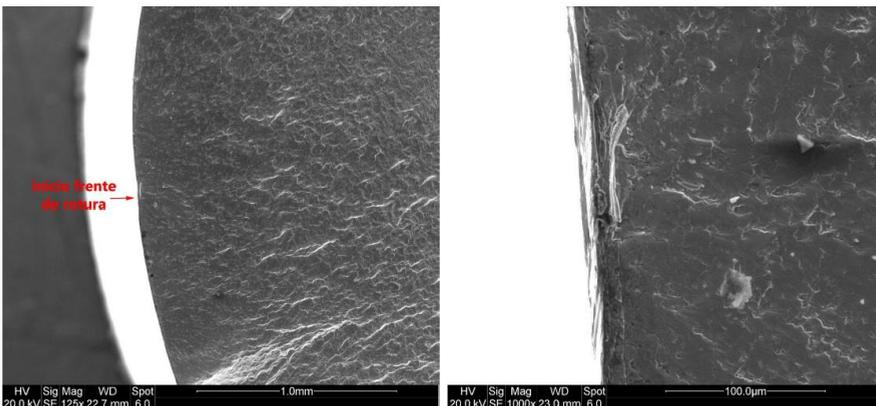


Figura 11-27. Detalle de la zona de inicio de otro de los frentes de rotura

En la Figura 11-28 (izquierda) se muestran los caracteres de fatiga observados en la superficie de fractura. Mientras que en la Figura 11-28 (derecha) se muestra la etapa final de la rotura, propia de una rotura dúctil por coalescencia de micro-vacíos.

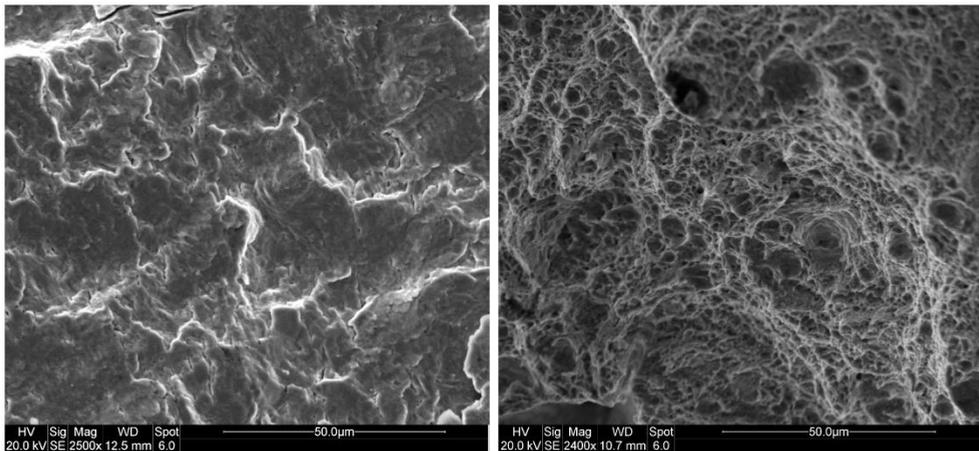


Figura 11-28. Caracteres de fatiga observados en la superficie de fractura (izquierda) y zona de rotura dúctil por coalescencia de micro-vacíos (derecha).

Como se ha comentado anteriormente, en torno a la superficie de fractura se han observado algunos agrietamientos secundarios que aparecen asociados a las marcas paralelas que presenta el acabado superficial de la probeta (Figura 11-29).

Los controles sobre la estructura metalúrgica se realizaron sobre un plano secante a la superficie de fractura de la probeta de tracción por la posición central del área de fatiga. El conjunto estructural que presenta (ver Figura 11-30 izquierda) la probeta es propio del estado de bonificado, es decir que se

trata de una estructura compuesta principalmente por martensita revenida, observándose en este caso algunas bandas en las que aparecen elevados contenidos de austenita retenida (Figura 11-30 derecha).

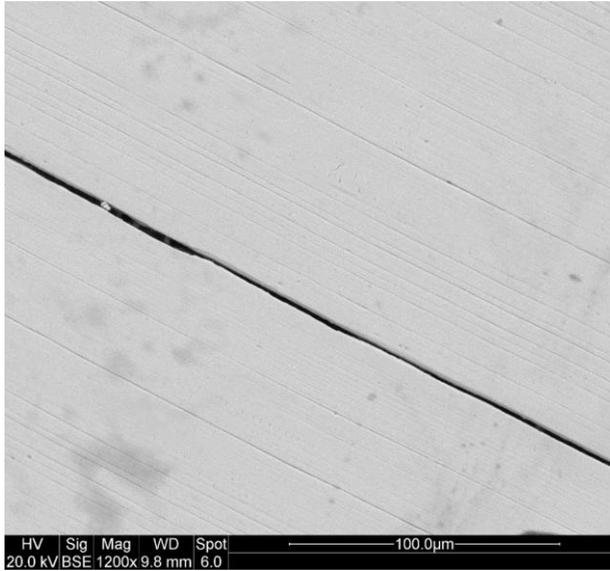


Figura 11-29. Agrietamientos secundarios asociados a las marcas paralelas que presenta el acabado superficial de la probeta.

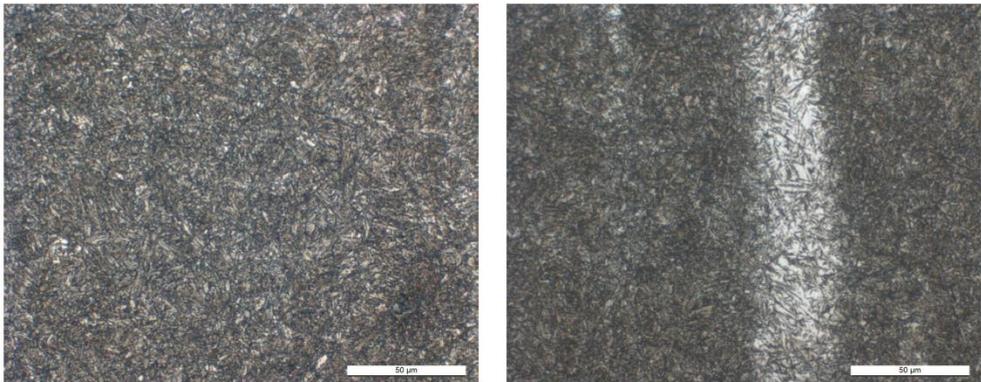


Figura 11-30. Detalle del conjunto estructural compuesto por martensita revenida (izquierda), bandas de segregación (derecha).

En torno a la rotura se han observado varias discontinuidades secundarias (Figura 11-31) que en la sección metalográfica acondicionada alcanza profundidades comprendidas entre aproximadamente 95 μm y 782 μm . No se han observado cambios estructurales significativos asociados a la superficie mecanizada de las probetas ni a los labios de los agrietamientos secundarios o del borde de rotura.

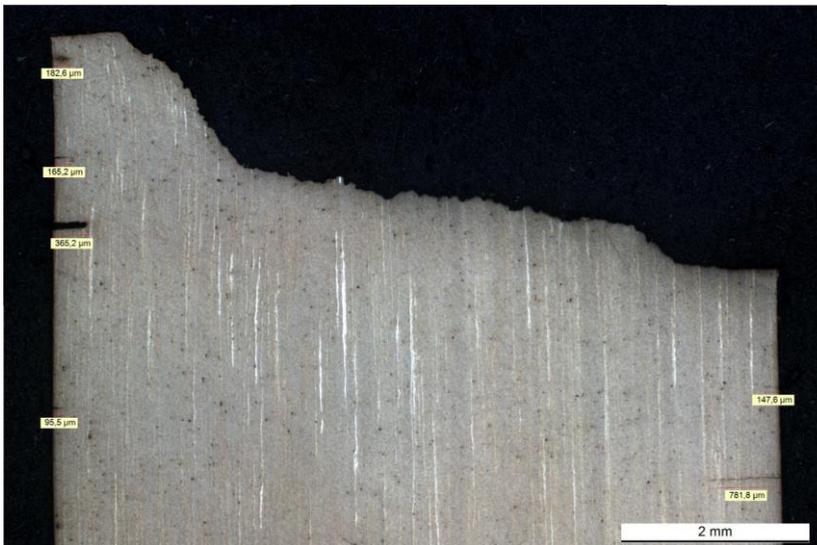


Figura 11-31. Discontinuidades secundarias en la sección metalográfica acondicionada.

11.4.2. Probeta LPB2

La superficie de fractura de esta probeta LPB2 presenta dos planos de rotura diferenciados. Esto es, se observa un plano de rotura principal con desarrollo transversal a la dirección de la probeta y un plano que presenta una inclinación de aproximadamente 45° respecto al anterior y que se relaciona con la etapa final de rotura por sobreesfuerzo una vez la sección resistente se ha reducido

hasta un nivel crítico (Figura 11-32). Asociada a ésta última etapa de rotura se han observado fenómenos de estricción. El análisis en periferia del plano de rotura principal muestra un perfil continuo que se relaciona con un único punto de incubación de este frente de rotura.

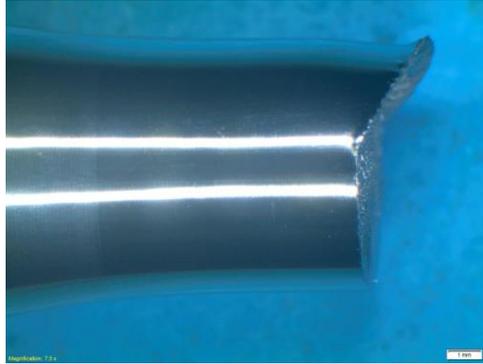


Figura 11-32. Sección de rotura de la probeta LPB2.

Las marcas de progresión señalan un único punto situado en la periferia de la superficie de fractura como punto de iniciación de la grieta que condujo finalmente a la rotura (Figura 11-33).

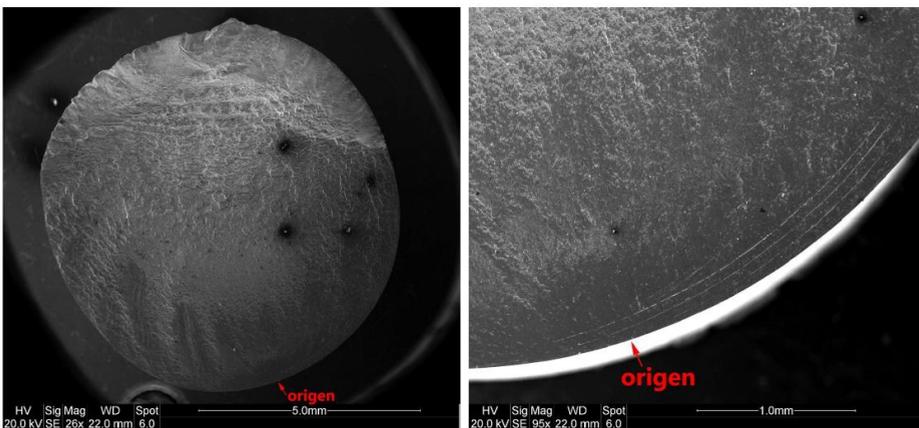


Figura 11-33. Superficie de fractura y detalle de la sección en torno al inicio de la rotura

El análisis a mayores aumentos permite constatar la existencia de una inclusión, que en la superficie de fractura presenta un tamaño de aproximadamente $15 \times 10 \mu\text{m}$ (ver Figura 11-34 y Figura 11-35).

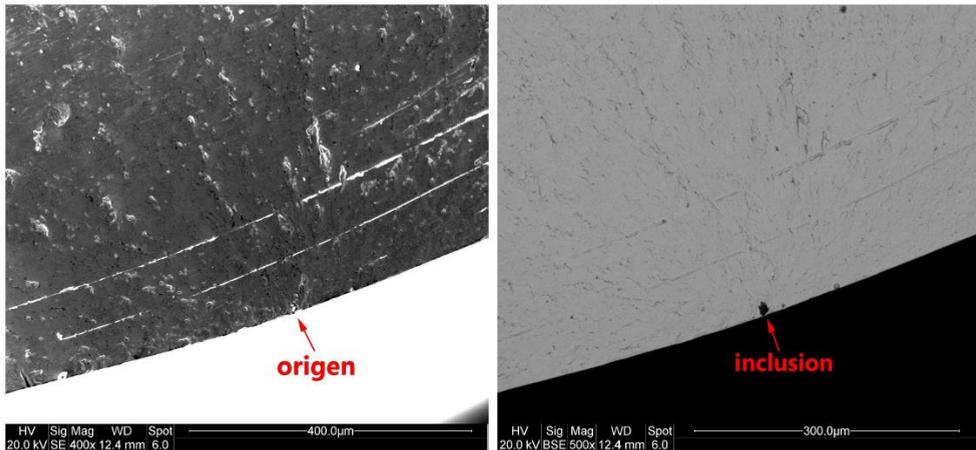


Figura 11-34. Posición en la que se origina la rotura (izquierda), detalle donde se observa una inclusión asociada al inicio de la rotura (derecha).

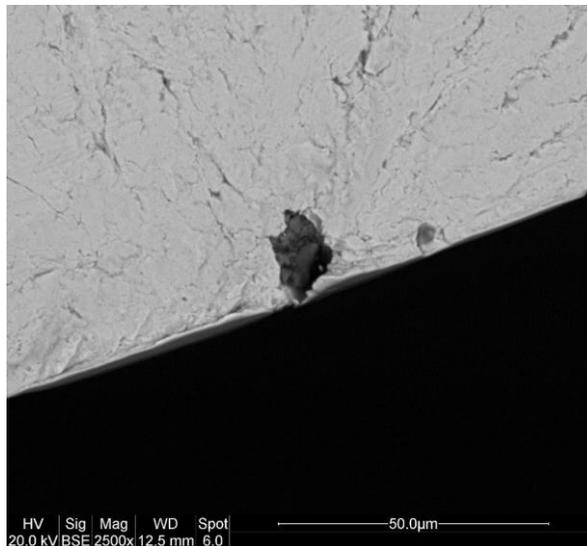


Figura 11-35. Detalle de la inclusión detectada en el punto de iniciación.

El análisis espectrográfico (realizado en Azterlan), que se muestra en la Figura 11-36, ha permitido determinar que el espectro de la inclusión está compuesto principalmente por O y Al junto con cantidades significativas de Mg y Ca además de pequeños contenidos de Si, lo que es propio de una inclusión de alúmina.

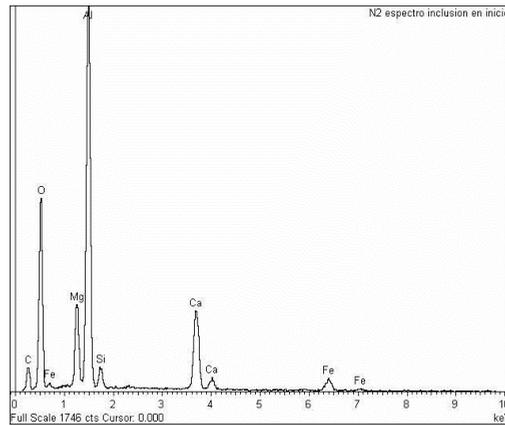


Figura 11-36. Espectro de la inclusión asociada al inicio de la rotura.

Si bien la textura de la rotura en torno al inicio aparece deteriorada debido a fenómenos de fricción, en el entorno de la rotura aparece algunas marcas concéntricas (Figura 11-37) cuyo análisis confirma que se trata de estriaciones debido a la indentación de alguna partícula.

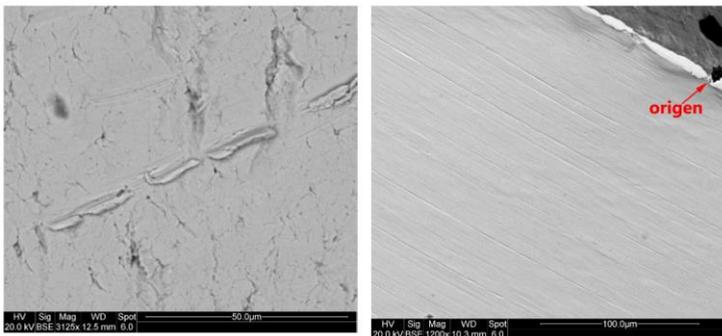


Figura 11-37. Textura de la rotura en torno al inicio

En las zonas exentas de deterioro, los caracteres son propios de las roturas por fatiga. La salida de la rotura se produce a través de un mecanismo de rotura dúctil por coalescencia de micro-vacíos (Figura 11-38). En torno al inicio de la rotura no se han observado agrietamientos secundarios sobre la superficie de la probeta.

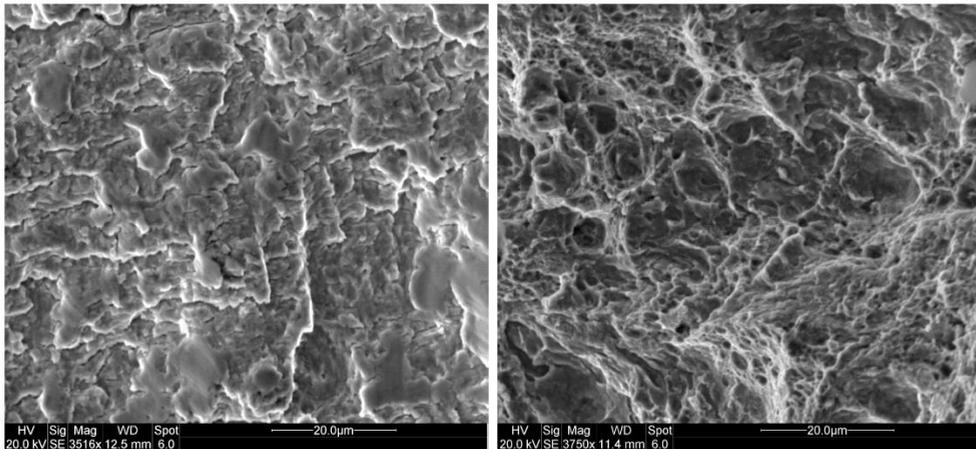


Figura 11-38. Caracteres de fatiga observados en la superficie de fractura (izquierda) y zona de rotura dúctil por coalescencia de micro-vacíos (derecha).

También en este caso aparecen las mismas bandas de segregación de la Figura 11-28.

Una de las principales conclusiones que se extrae de todo este estudio fractográfico es que este acero es proclive a la iniciación de grietas en puntos del interior, generalmente en defectos como inclusiones. Esta posibilidad es lógicamente mayor en los ensayos axiales que en los de flexión, ya que el gradiente de tensiones reduce el nivel de tensiones internas. No obstante, en el

caso de tratamientos mecánicos como el SP o el LPB también aparecen algunas roturas iniciadas en puntos del interior, sobre todo para duraciones elevadas. También se ha comprobado en el caso del LPB que algunas de las iniciaciones en la superficie son ocasionadas por la presencia de inclusiones. Otra característica a señalar es que en el LPB se pueden producir agrietamientos secundarios que se inician en el fondo de alguna de las marcas que este proceso deja en la superficie y que se propagan siguiendo precisamente esa misma marca. Se piensa que las inclusiones superficiales en el caso del SP son menos importantes ya que la rugosidad es muy elevada y la topografía superficial demasiado irregular como para que, desde un punto de vista estadístico, una inclusión típica situada en la superficie suponga una ventaja para la iniciación en comparación con otras zonas.

Como los cálculos de fatiga, que son el objetivo fundamental de esta Tesis, se realizan a nivel macroscópico, todas estas particularidades no influyen en el desarrollo que aquí se realiza, pero sin embargo indican direcciones que podrían servir para mejorar el comportamiento a fatiga de este material y de los tratamientos. Por ejemplo, una reducción en la proporción de inclusiones durante el proceso de fabricación del material conduciría directamente a una mejora en el comportamiento a fatiga, tanto del material base como sometido a tratamientos mecánicos. El acabado superficial que deja el LPB tiene muy buena apariencia y una baja rugosidad Ra, sin embargo, su topografía superficial presenta unas marcas características que pueden ser perjudiciales, aparte de que no cubre completamente las marcas del mecanizado previo. Los resultados de los estudios fractográficos realizados en este Capítulo apuntan claramente a que una mejora en el proceso de tratamiento LPB, reduciendo el

número y profundidad de los surcos que deja en la superficie y suprimiendo completamente las marcas de mecanizado, producirían una mejora aún mayor en el comportamiento a fatiga de las piezas tratadas.

Capítulo 12:

**ANÁLISIS CUANTITATIVO DE
LOS RESULTADOS DE LOS
ENSAYOS DE FATIGA;
TENSION MEDIA EFICAZ Y SU
GENERALIZACIÓN**

CAPÍTULO 12. ANÁLISIS CUANTITATIVO DE LOS RESULTADOS DE LOS ENSAYOS DE FATIGA; TENSIÓN MEDIA EFICAZ Y SU GENERALIZACIÓN

12.1. Coeficientes modificativos de los procesos SP y LPB

De acuerdo con la definición de coeficiente modificativo, en su versión generalizada, (Avilés, 2015), resulta que para caso de SP considerado se da la casualidad de que es igual a la unidad, pues las curvas de flexión R_{-1} de las probetas SP y de las probetas pulidas a espejo son prácticamente coincidentes en este caso, tal y como se ha comprobado en el Capítulo 9. Sin embargo, si se separa el efecto de la rugosidad superficial del resto (fundamentalmente las tensiones residuales) entonces el límite de fatiga “ficticio” de las probetas SP (es decir eliminando el efecto de la rugosidad superficial) aumenta.

Si se admite que los valores de los coeficientes proporcionados por Johnson son válidos (Johnson, 1973), para un acero de $\sigma_{ut} = 1.209$ MPa y una rugosidad superficial $Ra = 1,41$ μm se obtiene un $c_{SSP}^e \approx 0,83$; valor corroborado con los que proporcionan las referencias de (Juvinall & Marshek, 2000) y también (Haibach, 1970), en este último caso para $Rz = 7,79$ μm , es decir que:

$$\left. \begin{array}{l} c_{SP}^e = c_{SSP}^e = c_{SSP}^e \approx 1,0 \\ c_{SSP}^e \approx 0,83 \implies c_{mSP}^e \approx 1,2 \\ c_{SP}^g = c_{SSP}^g = c_{mSP}^g \approx 1,0; \end{array} \right\} \begin{array}{l} N_e = 400.000 \text{ ciclos} \\ N_g = 10.000 \text{ ciclos} \end{array} \quad (12-1)$$

Donde c_{SP}^e es el coeficiente combinado o completo del proceso SP, c_{SSP}^e es el coeficiente de acabado superficial (de rugosidad) y c_{mSP}^e es el coeficiente que corresponde al tratamiento mecánico prescindiendo del efecto de rugosidad. El superíndice “e” se refiere al valor que toman estos coeficientes a N_e ciclos mientras el superíndice “g” se refiere a N_g ciclos (10^4 en este caso).

Estos coeficientes del proceso SP en la fórmula (12.1) también están de acuerdo con los valores proporcionados por la referencia (Faupe & Fisher, 1981). Para las probetas LPB se obtiene:

$$\left. \begin{aligned} c_{LPB}^e &= c_{SLPB}^e \cdot c_{mLPB}^e \approx 1,1 \\ c_{SLPB}^e &\approx 0,98 \implies c_{mLPB}^e \approx 1,12 \\ c_{LPB}^g &= c_{SLPB}^g = c_{mLPB}^g \approx 1,0; \quad N_g = 10^4 \text{ ciclos} \end{aligned} \right\} \begin{aligned} N_e &= 2,6 \cdot 10^5 \text{ ciclos} \\ N_g &= 10^4 \text{ ciclos} \end{aligned} \quad (12-2)$$

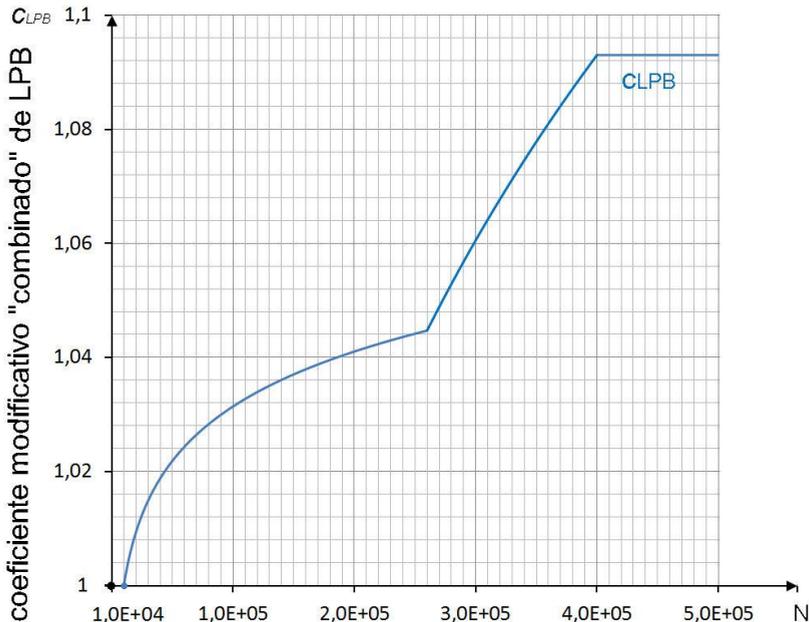


Figura 12-1. Coeficiente modificativo combinado c_{LPB} , respecto de las probetas pulidas, dependiente de la duración N .

El coeficiente modificativo $c_{LPB}(N)$ se obtiene como el cociente de la curva de Basquin de las probetas LPB y de las pulidas, teniendo tres tramos: de 10^4 hasta $2,6 \cdot 10^5$ ciclos, desde ese valor hasta $4 \cdot 10^5$ ciclos y a partir de ahí siendo igual a 1,1 (ver la Figura 12-1):

$$\begin{aligned}
 c_{LPB}(N) &= \frac{2207,526 \cdot N^{-0,0915455}}{2498 \cdot N^{-0,104967}} = 0,88372 \cdot N^{0,01342} ; 10^4 \leq N \leq 2,6 \cdot 10^5 \\
 c_{LPB}(N) &= \frac{705}{2498 \cdot N^{-0,104967}} = 0,28223 \cdot N^{0,104967} ; 2,6 \cdot 10^5 \leq N \leq 4 \cdot 10^5 \\
 c_{LPB}(N) &= 1,093 ; N \geq 4 \cdot 10^5
 \end{aligned}
 \tag{12-3}$$

Debido a que las curvas S-N de las probetas pulidas y de las SP son prácticamente coincidentes en este acero, el coeficiente combinado¹² c_{LPB} representa también la mejora en la resistencia a fatiga del proceso LPB en comparación con el SP. El coeficiente modificativo c_{SP} es igual a la unidad para todo número de ciclos.

La parte que corresponde al coeficiente de tratamiento mecánico $c_{mLPB}(N)$ se obtiene simplemente dividiendo el coeficiente combinado $c_{LPB}(N)$ entre el de rugosidad superficial $c_{sLPB}(N)$, o bien la curva S-N eliminado el efecto de rugosidad dividido entre la curva S-N de las probetas pulidas. La curva S-N de las probetas LPB una vez suprimido el efecto de la rugosidad superficial se obtiene de:

$$\left. \begin{aligned}
 m &= \frac{\log N_f - \log N_g}{\log \sigma'_g - \log(\sigma'_{-1LPB}/0,98)} = 11,7172 \\
 \alpha &= \log \sigma'_g + m^{-1} \cdot \log N_g = 3,3191 \\
 \sigma_0 &= 10^\alpha = 2084,9837
 \end{aligned} \right\}
 \tag{12-4}$$

¹² Se denomina “coeficiente combinado” por incluir tanto la parte correspondiente al tratamiento mecánico LPB en sí mismo c_{mLPB} como el efecto de la rugosidad superficial c_{sLPB} .

De donde resulta:

$$\left. \begin{aligned} \sigma &= \sigma_0 \cdot N^{-\frac{1}{m}} = 2084,9837 \cdot N^{-0,085345} \\ N &= \left(\frac{\sigma_0}{\sigma}\right)^m = \left(\frac{2084,9837}{\sigma}\right)^{11,7172} \end{aligned} \right\}; 10^4 \leq N \leq 2,6 \cdot 10^5 \quad (12-5)$$

$\sigma = 719,4; N > 2,6 \cdot 10^5$
mLPB, R₋₁ flexión

Y el coeficiente modificativo $c_{mLPB}(N)$:

$$\left. \begin{aligned} c_{mLPB}(N) &= \frac{2084,9837 \cdot N^{-0,085345}}{2498 \cdot N^{-0,104967}} = 0,83466 \cdot N^{0,019622}; 10^4 \leq N \leq 2,6 \cdot 10^5 \\ c_{mLPB}(N) &= \frac{719,4}{2498 \cdot N^{-0,104967}} = 0,288 \cdot N^{0,104967}; 2,6 \cdot 10^5 \leq N \leq 4 \cdot 10^5 \\ c_{mLPB}(N) &= 1,115; N \geq 4 \cdot 10^5 \end{aligned} \right\} \quad (12-6)$$

Análogamente, la curva S-N de las probetas una vez suprimido el efecto de la rugosidad es:

$$\left. \begin{aligned} m &= \frac{\log N_e - \log N_g}{\log \sigma'_g - \log(\sigma'_{-1}/0,83)} = 18,3634 \\ \alpha &= \log \sigma'_g + m^{-1} \cdot \log N_g = 3,19555 \\ \sigma_0 &= 10^\alpha = 1571,71 \end{aligned} \right\} \quad (12-7)$$

y se obtiene:

$$\left. \begin{aligned} \sigma &= \sigma_0 \cdot N^{-\frac{1}{m}} = 1571,71 \cdot N^{-0,054456} \\ N &= \left(\frac{\sigma_0}{\sigma}\right)^m = \left(\frac{1571,71}{\sigma}\right)^{18,3634} \end{aligned} \right\}; 10^4 \leq N \leq 4 \cdot 10^5 \quad (12-8)$$

$\sigma = 777,1; N > 4 \cdot 10^5$
mSP, R₋₁ flexión

El coeficiente modificativo $c_{mSP}(N)$ del tratamiento mecánico SP es el cociente de la curva S-N anterior entre la de las probetas pulidas, es decir:

$$c_{mSP}(N) = \left. \begin{aligned} \frac{1571,71 \cdot N^{-0,054456}}{2498 \cdot N^{-0,104967}} &= 0,62919 \cdot N^{0,050511} ; 10^4 \leq N \leq 4 \cdot 10^5 \\ c_{mSP}(N) &= 1,20 ; N \geq 4 \cdot 10^5 \end{aligned} \right\} \quad (12-9)$$

En la Figura 12-2 se representan conjuntamente estos dos coeficientes.

Denominando c_t^e al cociente de los límites de fatiga R_{-1} axial y de flexión se cumple:

$$c_t^e = \frac{\sigma_{-1}}{\sigma'_{-1}} \quad (12-10)$$

Es decir que:

$$\sigma_{-1} = c_t^e \cdot \sigma'_{-1} \quad (12-11)$$

En el artículo (Avilés, et al., 2013) está implícita la hipótesis simplificativa de que este coeficiente es una propiedad del material, es decir que es independiente del tratamiento mecánico “m” que en su caso se haya realizado en la zona superficial (ver el apartado 9.5), es decir:

$$c_t^e = \frac{\sigma_{-1}}{\sigma'_{-1}} \approx \frac{\sigma_{-1LPB}}{\sigma'_{-1LPB}} \approx \frac{\sigma_{-1SP}}{\sigma'_{-1SP}} \approx \frac{\sigma_{-1m}}{\sigma'_{-1m}} \quad (12-12)$$

En el caso de las probetas sometidas a SP, el límite de fatiga R_{-1} axial es de 592 MPa y se produce a 10^6 ciclos, mientras que el de flexión es de 645 MPa a 400.000 ciclos, por tanto $c_t^e = 0,92$. Para 10^3 ciclos se obtienen 882 MPa y por tanto un $c_t^g = 0,73$. Prescindiendo del desplazamiento en el número de ciclos, estos resultados son perfectamente conformes con los documentados en la mayoría de la bibliografía de diseño de máquinas para los materiales base,

es decir aceros sin tratamiento (Avilés, 2015), (Juvinall & Marshek, 2000), (Norton, 2006), (Shigley, et al., 2004).

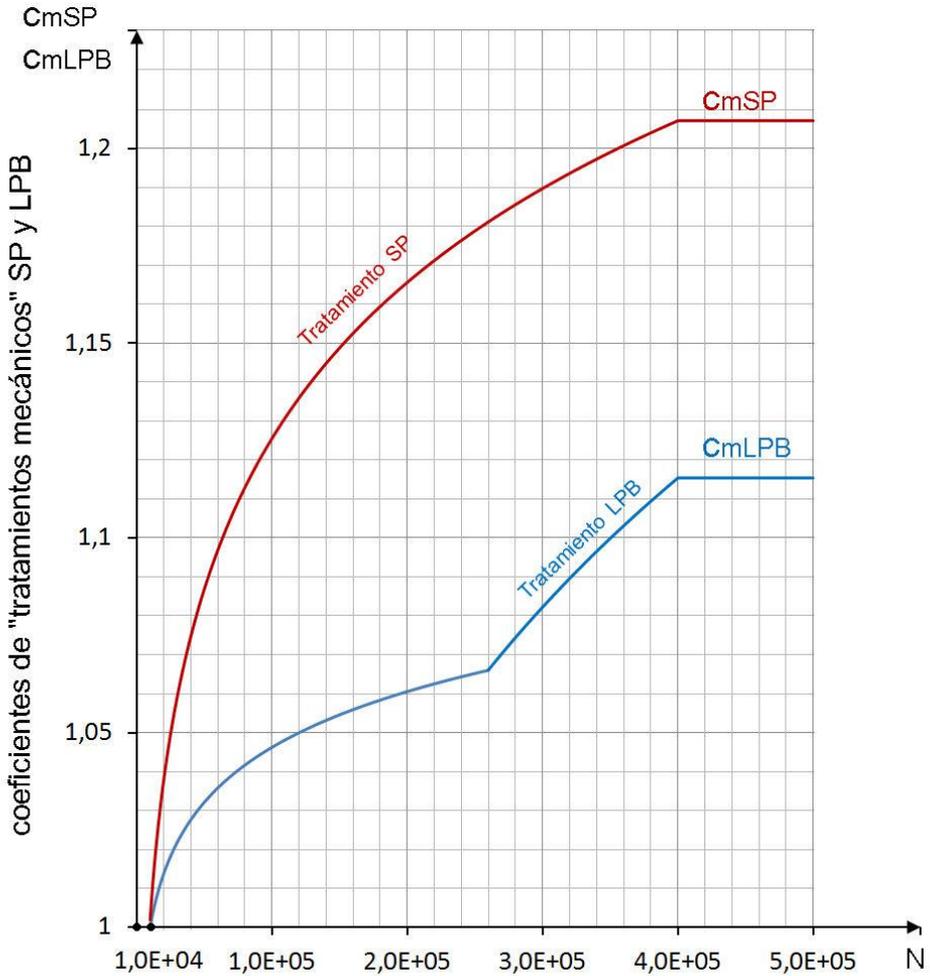


Figura 12-2. Coeficientes modificativos C_{mSP} y C_{mLPB} correspondientes a los tratamientos mecánicos SP y LPB.

El comportamiento R_{-I} axial de las probetas SP se puede plantear mediante la fórmula de Marin (Marin, 1962) generalizada como se describe en la referencia (Avilés, 2015). Tomando la curva S-N R_{-I} de flexión de las probetas pulidas como referencia, las diferencias están en el acabado superficial, el proceso SP en sí mismo y la forma de trabajo; se puede escribir, por tanto:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_{-1SP} &= c_{SP}^e \cdot c_t^e \cdot \sigma'_{-1} = (c_{SSP}^e \cdot c_{mSP}^e) \cdot c_t^e \cdot \sigma'_{-1} \\ \sigma_{gSP} &= c_{SP}^g \cdot c_t^g \cdot \sigma'_g = (c_{SSP}^g \cdot c_{mSP}^g) \cdot c_t^g \cdot \sigma'_g \\ N_e &= c_{SP}^N \cdot c_t^N \cdot N_f = (c_{SSP}^N \cdot c_{mSP}^N) \cdot c_t^N \cdot N_f \end{aligned} \right\} \quad (12-13)$$

La Tabla 12-1 recoge los valores de todos estos coeficientes modificativos que relacionan las curvas S-N para R_{-I} de flexión y axial con tratamiento SP:

Tabla 12-1 Coeficientes modificativos correspondientes al SP.

	c_{SP}	c_t	c_{SSP}	c_{mSP}
del límite de fatiga $\sigma'_{-1} \rightarrow \sigma_{-1SP}$	$c_{SP}^e = 1,0$	$c_t^e = 0,92$	$c_{SSP}^e = 0,83$	$c_{mSP}^e = 1,20$
de la tensión de referencia a N_g ciclos $\sigma'_g \rightarrow \sigma_g$	$c_{SP}^g = 1,0$	$c_t^g = 0,73$	$c_{SSP}^g = 1,0$	$c_{mSP}^g = 1,0$
del número de ciclos del codo de la curva S-N $N_f \rightarrow N_e$	$c_{SP}^N = 1,0$	$c_t^N = 2,50$	$c_{SSP}^N = 1,0$	$c_{mSP}^N = 1,0$

En la Tabla 12-2 se presentan los coeficientes del LPB bajo la hipótesis de que c_t es una propiedad del material independiente del tratamiento (ver apartado 9.5). Una línea futura a desarrollar es la de ajustar con mayor precisión estos valores, aunque los resultados obtenidos con las probetas pulidas y con las SP parecen apuntar a que la influencia del proceso, aun cuando no es nula, es reducida y entra dentro de la dispersión que caracteriza a los fenómenos relacionados con la fatiga.

Tabla 12-2 *Coeficientes modificativos correspondientes al low-plasticity burnishing.*

	c_{LPB}	c_t (*)	c_{SLPB}	c_{mLPB}
del límite de fatiga σ'_{-1} $\rightarrow \sigma_{-1LPB}$	$c_{LPB}^e = 1,1$	$c_t^e = 0,92$	$c_{SLPB}^e = 0,98$	$c_{mLPB}^e = 1,12$
de la tensión de referencia a N_g ciclos $\sigma'_g \rightarrow \sigma_g$	$c_{LPB}^g = 1,0$	$c_t^g = 0,73$	$c_{SLPB}^g = 1,0$	$c_{mLPB}^g = 1,0$
del número de ciclos del codo de la curva S-N $N_f \rightarrow N_e$	$c_{LPB}^N = 0,65$	$c_t^N = 2,50$	$c_{SLPB}^N = 1,0$	$c_{mLPB}^N = 0,65$

(*) *Valores estimados*

12.2. Tensión media eficaz

12.2.1. Antecedentes, concepto y evolución

Como se ha comentado anteriormente el autor de esta Tesis trabajó como alumno interno dentro del grupo de investigación ADM, colaborando en los inicios de la investigación en el desarrollo de métodos de cálculo para fatiga. En esa época el grupo sólo contaba aun con la máquina de fatiga rotatoria Zwick-Roell, hacía poco tiempo recibida e instalada. Por eso, en esa época, los ensayos axiales de fatiga se encargaban a los laboratorios Azterlan de Durango (Bizkaia), ya varias veces citados a lo largo de esta Tesis y las medidas de tensiones residuales a los laboratorios ASM “*Advanced Stress Measurements*” en las Rozas (Madrid). Uno de los primeros temas en que se comenzó a trabajar en esta línea de fatiga, con la colaboración del autor de esta Tesis, fue el del estudio de la influencia del pulido láser (*laser-polishing* o LP) en la resistencia a la fatiga del acero AISI 1045, cuyos resultados dieron lugar a una publicación en el “*International Journal of Fatigue*” (Avilés, et al., 2011) de la cual el autor de esta Tesis es firmante.

En dicho trabajo se construyeron unas 90 probetas: 60 de las cuales con hombros roscados para la máquina MTS y 30 con hombros lisos para la Zwick-Roell. De las 60 roscadas, 30 fueron pulidas y las 30 restantes sometidas a LP, y ambos conjuntos se ensayaron en la máquina axial de la marca MTS de Azterlan a una frecuencia de 20 Hz y con una relación de carga $R_{0,1}$. Las otras 30 de hombros lisos fueron pulidas y utilizadas para obtener la curva S-N de fatiga rotatoria R_{-1} en la máquina Zwick-Roell. Se observó que la resistencia a la fatiga de las probetas tratadas con LP era inferior a las del

material base (probetas pulidas) y se identificaron diferentes causas de ello, junto con la obtención de una rugosidad umbral: por encima de la cual el LP produce una mejora del comportamiento a fatiga.

El proceso LP genera unas tensiones residuales de compresión en la superficie de unos -350 MPa, que en dirección longitudinal se hacen nulas a unos 0,1 mm en el interior y luego pasan a ser positivas. Sin embargo, la superficie de las probetas tratadas con LP presenta una rugosidad superior a la de las pulidas, aparte de numerosos problemas como inclusiones, oxidación, microgrietas, etc. que hacen que, pese a las tensiones residuales de compresión citadas, la influencia del estado superficial prevalezca provocando un peor comportamiento a fatiga.

En esa época fue cuando se vio en el grupo ADM la conveniencia de separar los efectos de las tensiones residuales del resto, fundamentalmente de las condiciones de la superficie. Pero también fue en esa época cuando se empezó a pensar en buscar una tensión media que produjera el mismo efecto que el tratamiento LP, de modo en cierta manera similar a la idea de Morrow ([Morrow, 1968](#)) para tener en cuenta las tensiones medias corrigiendo la ecuación de Coffin-Manson ([Coffin Jr, 1954](#)) ([Manson, 1962](#)) (ver también ([Avilés, 2015](#))). Utilizando el método de Goodman en este caso, se obtuvo de forma orientativa una tensión equivalente de tracción de unos +100 MPa para la tensión del límite de fatiga R_{-1} a 10^6 ciclos. El procedimiento entonces utilizado para obtener esa tensión media equivalente no estaba refinado ni se generalizó para otras duraciones distintas de la del límite de fatiga, ni buscó su relación con los coeficientes modificativos, pero la idea de partida del

concepto de “tensión media eficaz” surgió en ese momento. Todo esto fue publicado en el artículo de 2011 arriba citado.

Posteriormente, el grupo ADM profundizó más en el concepto de tensión media eficaz y fue utilizado en los trabajos (Avilés, et al., 2013) y en (Avilés, et al., 2014), trabajo este último en el cual el autor de esta Tesis también participó y es firmante.

Las tensiones residuales producidas por tratamientos superficiales como el SP y el LPB (también el LP) son multiaxiales, tienen un elevado gradiente y se relajan en el tiempo por efecto de las cargas aplicadas; por tanto, no pueden ser consideradas como unas tensiones medias e incluidas en los cálculos directamente sumadas a las tensiones aplicadas. Si se utilizan coeficientes modificativos, como se ha hecho en el apartado anterior, los efectos producidos por la multiaxialidad, el gradiente y la relajación quedan “embebidos” dentro del coeficiente (Marin, 1962), (Avilés, 2015). De una forma en cierta medida semejante:

La “tensión media eficaz” es una tensión media, dependiente de la duración N , uniaxial, sin gradiente y constante en el tiempo (sin relajación) cuyo efecto en la resistencia a la fatiga es el mismo que el del tratamiento superficial aplicado. La tensión media eficaz es una alternativa a la utilización de coeficientes modificativos generalizados (es decir dependientes de N) y puede ser linealmente superpuesta a las tensiones alternas aplicadas. Conociendo la tensión media eficaz se puede obtener la ecuación de Basquin de las probetas tratadas directamente a partir de la de las pulidas (o de referencia). La “tensión media eficaz generalizada”, que se presenta en un apartado posterior de este

capítulo, puede utilizarse cuando las tensiones aplicadas tienen una componente media no nula.

12.2.2. Cálculo de la tensión eficaz media para SP y LPB

Los apartados anteriores están dedicados a consideraciones sobre tensiones alternas, por lo que a fin de simplificar la notación se han denotado simplemente como σ en lugar de σ_a ; sin embargo, a partir de este momento aparecen también tensiones medias por lo que para evitar confusiones, a partir de ahora se utiliza la notación σ_a para las componentes variables de la tensión y σ_m para las medias.

Debido a que en este caso las curvas S-N de las probetas pulidas a espejo y de las tratadas con SP son prácticamente coincidentes, la tensión eficaz media es nula para todo el rango de tensiones entre 850 MPa (para $N_g = 10^4$ ciclos) y 645 MPa (para $N_f = 4 \cdot 10^5$ ciclos) y corresponde con el coeficiente modificativo unidad del apartado anterior. Sin embargo, se puede calcular para el tratamiento LPB sabiendo que la teoría de tensiones medias adecuadas para el material utilizado es la de Dietmann (Dietmann, 1973), según se comprobó en el Capítulo 11.

La Figura 12-4 representa el cálculo de la tensión media eficaz para el límite de fatiga mediante los criterios de Dietmann (Dietmann, 1973) y de Morrow (Morrow, 1968) bajo la antes citada hipótesis de que el coeficiente de trabajo sea una propiedad del material. Las ecuaciones respectivas son:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_m^{ef}(\text{Dietmann}) &= \sigma_{ut} \cdot \left(1 - \left(\frac{\sigma_{-1LPB}}{\sigma_{-1}}\right)^2\right) = \sigma_{ut} \cdot \left(1 - \left(\frac{\sigma'_{-1LPB}}{\sigma'_{-1}}\right)^2\right) = -235,4 \text{ MPa} \\ \sigma_m^{ef}(\text{Morrow}) &= \sigma_{ur} \cdot \left(1 - \left(\frac{\sigma_{-1LPB}}{\sigma_{-1}}\right)\right) = \sigma_{ur} \cdot \left(1 - \left(\frac{\sigma'_{-1LPB}}{\sigma'_{-1}}\right)\right) = -186 \text{ MPa} \end{aligned} \right\} \quad (12-14)$$

Sin tener en cuenta de momento los resultados de los ensayos R_I axiales sobre las probetas LPB. Utilizando el criterio de Dietmann, se puede obtener la variación de la tensión media eficaz con el número de ciclos $\sigma_m^{ef}(N)$ como:

$$\sigma_m^{ef}(N) = \sigma_{ut} \cdot \left(1 - \left(\frac{\sigma_{-1LPB}(N)}{\sigma_{-1}(N)}\right)^2\right) \approx \sigma_{ut} \cdot \left(1 - \left(\frac{\sigma'_{-1LPB}(N)}{\sigma'_{-1}(N)}\right)^2\right) \quad (12-15)$$

Donde $\sigma_{-1LPB}(N)$ y $\sigma'_{-1LPB}(N)$ son las resistencias a la fatiga R_I de las probetas LPB y $\sigma_{-1}(N)$ y $\sigma'_{-1}(N)$ de las pulidas a espejo.

Para duraciones comprendidas entre 10^4 y $2,6 \cdot 10^5$ ciclos se cumple:

$$\sigma_m^{ef}(N) = 1209 \cdot \left(1 - \left(\frac{2207,526 \cdot N^{-0,0915455}}{2498 \cdot N^{-0,104967}}\right)^2\right) = 1209 - 944,176 \cdot N^{0,02684} \left. \vphantom{\sigma_m^{ef}(N)} \right\} LP. \quad (12-16)$$

$10^4 \leq N \leq 2,6 \cdot 10^5$

Desde $2,6 \cdot 10^5$ hasta $4 \cdot 10^5$ ciclos la resistencia a la fatiga de las probetas LPB es constante e igual a 705 MPa:

$$\sigma_m^{ef}(N) = 1209 \cdot \left(1 - \left(\frac{705}{2498 \cdot N^{-0,104967}}\right)^2\right) = 1209 - 96,299 \cdot N^{0,20993} \left. \vphantom{\sigma_m^{ef}(N)} \right\} LP. \quad (12-17)$$

$2,6 \cdot 10^5 \leq N \leq 4 \cdot 10^5$

La Figura 12-3 representa esta tensión media eficaz.

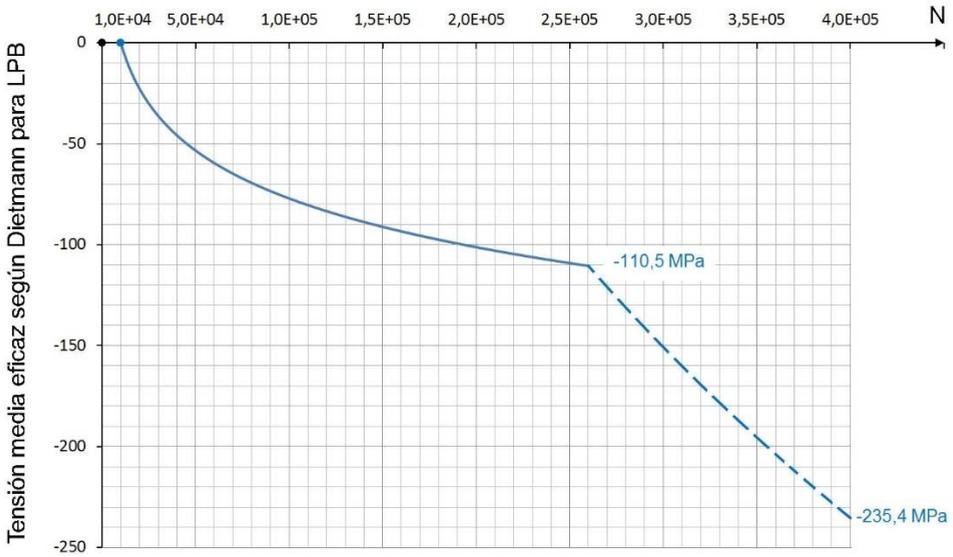


Figura 12-3. Tensión media eficaz según el criterio de Dietmann de las probetas LPB (R_{-1}).

Se puede obtener la tensión media eficaz en función de la tensión aplicada simplemente sustituyendo el número de ciclos N por su relación con la tensión en la curva S-N de las probetas LPB (ver la ecuación (9-8)):

$$\left. \begin{aligned} \sigma_m^{ef}(\sigma_a) &= 1209 - 9023,26 \cdot \sigma_a^{-0,29319} \\ 705 &\leq \sigma_a \leq 950 \end{aligned} \right\} \quad (12-18)$$

Que como se ve en la Figura 12-5 puede ser aproximadamente sustituida por una relación lineal:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_m^{ef}(\sigma_a) &= 0,4489 \cdot \sigma_a - 422,94 \\ 705 &\leq \sigma_a \leq 950 \end{aligned} \right\} \quad (12-19)$$

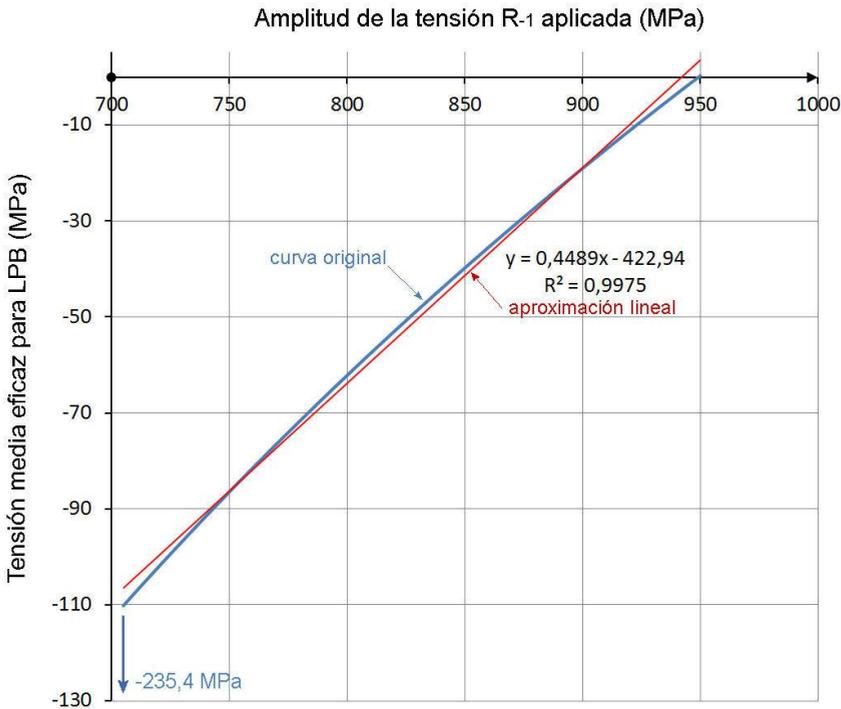


Figura 12-5. Tensión media eficaz del proceso LPB en función de la amplitud de la tensión aplicada ($R-1$).

Por debajo de 705 MPa la duración es ilimitada y la tensión eficaz equivalente no tiene sentido. Téngase en cuenta que la curva S-N definida de la forma habitual para ingeniería aplicada, como se ha hecho aquí, es una función compuesta por dos o más tramos rectos en el diagrama logN-logS, uno de ellos horizontal, sin derivadas continuas y además no es una función biunívoca: ya que para todo N existe un único valor de la tensión, pero para tensiones inferiores al límite de fatiga N no está definida. Por ello, la tensión media eficaz no se puede definir para valores inferiores a 705 MPa, donde además hay una indeterminación que se resuelve puesto que a 705 MPa también existe un valor discreto, “un punto” aislado, en -235 MPa (indicado en la Figura 12-6). La curva S-N real (por ejemplo, del 50%) no es una curva por tramos y en ese caso la tensión media eficaz vendría representada por una línea continua desde el punto (705, -235) hasta (950, 0) MPa en lugar de por un punto y un tramo como sucede aquí.

Como se ha comentado al comienzo de este apartado, en el caso del SP con los parámetros aquí utilizados, se da la coincidencia de que la curva S-N es coincidente con la de las probetas pulidas, por lo que la tensión eficaz media es nula. Pudiera haberse pensado en obtener esta tensión media eficaz una vez suprimido el efecto de la rugosidad superficial, pero al ser el SP un proceso de acabado no tiene interés hacer esto ya que posteriormente habría que introducir el efecto de la rugosidad, que compensa o contrarresta el efecto del tratamiento mecánico en sí (fundamentalmente debido a las tensiones residuales de compresión). Es decir que la tensión equivalente eficaz de un tratamiento tiene interés como alternativa a la utilización de coeficientes

modificativos de la ecuación de Marin cuando engloba todos los efectos de ese tratamiento ($c_s \cdot c_m$).

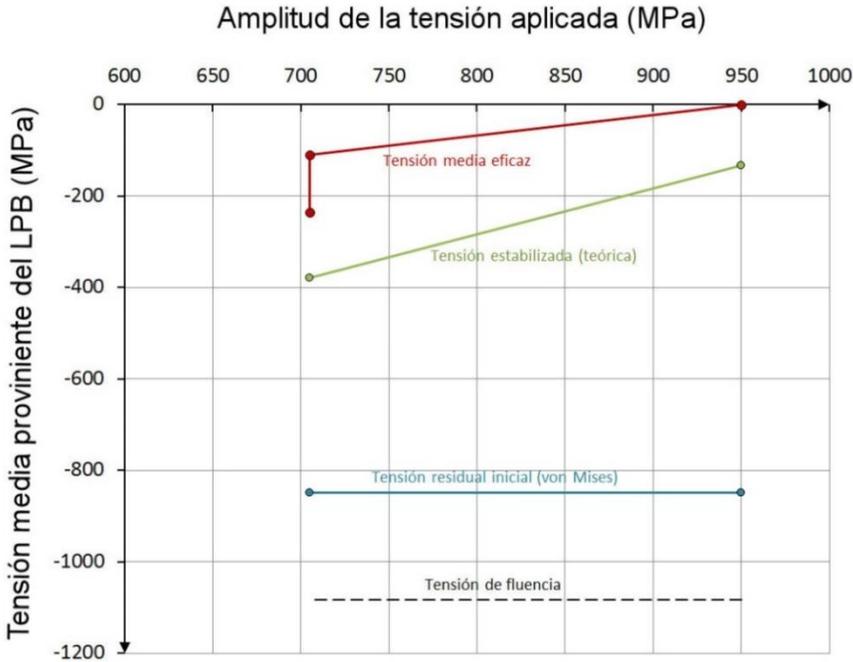


Figura 12-6. Diferentes hipótesis de tensiones medias que se utilizan en cálculos de fatiga para considerar el efecto de un tratamiento (LPB en este caso).

12.2.3. Relación entre las tensiones media eficaz y estabilizada teórica

En los cálculos de fatiga se puede pensar en tener en cuenta las tensiones residuales como una tensión media que se superpone directamente con las tensiones debidas a las sollicitaciones exteriores, pero esto no es aceptable por varias razones: ignora la multiaxialidad, prescinde del efecto del gradiente y, sobre todo, no tiene en cuenta la relajación de las tensiones residuales debido a

las cargas. Este fenómeno se estudia en detalle en el siguiente capítulo, pero es sabido que si la suma de la tensión residual más la aplicada supera la tensión de fluencia del material (ya se entrará a ver en este material si es la monotónica o la cíclica) entonces se produce el fenómeno de relajación de tensiones, de forma que estas decrecen paulatinamente hasta “estabilizarse” en una tensión estabilizada teórica que se puede estimar como:

$$\sigma_{est} = -\sigma_{yp} + \sigma_a \quad (12-20)$$

Y la fórmula (12.19) se convierte en:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_m^{ef}(\sigma) &= 0,4489 \cdot (\sigma_{est} + \sigma_{yp}) - 422,94 \\ 705 &\leq \sigma_a \leq 950 \end{aligned} \right\} \quad (12-21)$$

Y como en este caso $\sigma_{yp} = 1.084$ MPa:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_m^{ef}(\sigma) &= 0,4489 \cdot \sigma_{est}(\sigma) + 63,67 \\ 705 &\leq \sigma_a \leq 950 \end{aligned} \right\} \quad (12-22)$$

Un error, relativamente pequeño, que se tiene al aplicar esta fórmula es debido a haber utilizado la relación aproximadamente lineal entre tensión media eficaz y tensión aplicada.

El procedimiento de la tensión eficaz media es tan preciso como pueda serlo utilizar el coeficiente modificativo y la ecuación de Marin. En efecto, teniendo en cuenta que:

$$c_{LPB}(N) = \left(\frac{\sigma_{-1LPB}(N)}{\sigma_{-1}(N)} \right) \quad (12-23)$$

Sustituido en la ecuación (12-15) resulta para Dietmann:

$$\sigma_m^{ef}(N) = \sigma_{ut} \cdot \left(1 - (c_{LPB}(N))^2\right) \quad (12-24)$$

Y en caso de haber utilizado el criterio de Morrow para las tensiones medias:

$$\sigma_m^{ef}(N) = \sigma_{ur} \cdot (1 - c_{LPB}(N)) \quad (12-25)$$

En la Figura 12-7 se representa la tensión eficaz media del proceso LPB aquí utilizado como referencia, y se comprueba que utilizar la tensión residual inicial como una tensión media, que se superpone directamente a las cargas externas para los cálculos de fatiga, conduce a sobrevalorar mucho el efecto del tratamiento LPB cuando se sobrepasa la fluencia, también la tensión estabilizada teórica lo sobrevalora en este caso, pero en menor medida.

En un caso de tensiones residuales uniaxiales de compresión, la tensión media eficaz es también de compresión y tendrá un valor absoluto inferior al inicial de la tensión residual y superior al de la tensión residual estabilizada (la tensión equivalente de von Mises puede hacer que esto no sea siempre así). Aparte de servir también para la comprensión y modelización del fenómeno de relajación, la tensión media eficaz puede ser útil como alternativa a la aplicación de coeficientes modificativos como los utilizados en la fórmula de Marin ([Marin, 1962](#)) o en versiones generalizadas de la misma ([Avilés, 2015](#)), por ejemplo en el desarrollo de fórmulas y procedimientos de cálculo a fatiga o directamente en cálculos de piezas en las que unas partes de las mismas hayan sido sometidas a un determinado tratamiento y otras no, ya que (suponiendo que esa sea la única diferencia) se puede utilizar una única curva de Basquin para la pieza ([Avilés, et al., 2013](#)).

12.3. Ampliación del concepto de tensión media eficaz

De acuerdo con lo expuesto en el apartado anterior, se puede dar la siguiente definición:

La “tensión media eficaz” es una tensión uniaxial, sin gradiente y constante en el tiempo, dependiente de la duración, cuyo efecto en el comportamiento a fatiga es el mismo que el producido por un tratamiento mecánico o de otro tipo.

Normalmente, las tensiones residuales son multiaxiales, tienen gradiente y decrecen en el tiempo debido al fenómeno de relajación, por lo que su inclusión en los cálculos de fatiga es problemática; sin embargo, si se conoce la tensión media eficaz ésta se trata como una tensión media que se añade directamente a la tensión aplicada en casos uniaxiales. Si las tensiones aplicadas son multiaxiales también se puede utilizar la tensión media eficaz, aunque en este caso se introduce un cierto error al considerar que las componentes de las tensiones residuales multiaxiales y las de las aplicadas están desacopladas (Socie & Marquis, 2000), (Weber, 1999). Este concepto de tensión media eficaz (*effective mean stress*) se ha definido en principio para estados de tensión alterna σ_a , que pasan a convertirse en casos de tensión media no nula ($\sigma_m^{ef}(N) \pm \sigma_a$).

Aquí se va a generalizar el concepto de tensión media eficaz para casos en los que la tensión aplicada sea uniaxial, pero con componente media no nula, es

decir de la forma $(\sigma_m \pm \sigma_a)$, pasando a convertirse en $((\sigma_m + \sigma_m^{ef}(\sigma_m, N)) \pm \sigma_a)$.

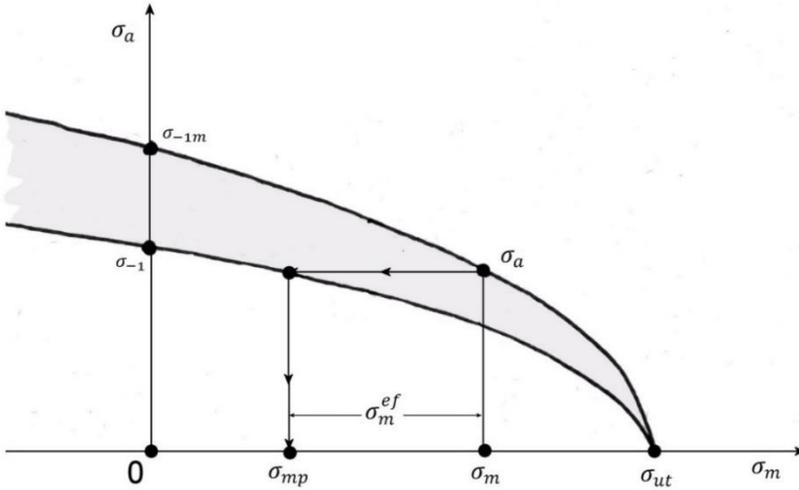


Figura 12-7. Obtención de la “tensión eficaz media generalizada” para N_e ciclos.

Suponiendo, sin pérdida de generalidad, que el criterio de Dietmann ajusta bien el comportamiento a fatiga de un material con tensiones medias no nulas, tratando de obtener la tensión media eficaz para una combinación $(\sigma_m \pm \sigma_a)$ correspondiente a N_e , o N_f , ciclos y de acuerdo con la nomenclatura de la Fig. 12-7 se verifica:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_m &= \sigma_{ut} \cdot \left(1 - \left(\frac{\sigma_a}{\sigma_{-1m}} \right)^2 \right) \\ \sigma_{mp} &= \sigma_{ut} \cdot \left(1 - \left(\frac{\sigma_a}{\sigma_{-1}} \right)^2 \right) \end{aligned} \right\} \quad (12-26)$$

Correspondiendo el subíndice “p” a valores de las probetas pulidas a espejo, es decir al material base. La tensión media eficaz es:

$$\sigma_m^{ef} = \sigma_{mp} - \sigma_m = \sigma_{ut} \cdot \left(\left(\frac{1}{\sigma_{-1m}} \right)^2 - \left(\frac{1}{\sigma_{-1}} \right)^2 \right) \cdot \sigma_a^2 \quad (12-27)$$

Y por estar el estado de tensiones $(\sigma_m \pm \sigma_a)$ en la línea de Dietmann se cumple:

$$\sigma_a^2 = \sigma_{-1m}^2 \cdot \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_{ut}} \right) \quad (12-28)$$

Que llevado a la ecuación anterior resulta:

$$\sigma_m^{ef}(\sigma_m) = \sigma_{ut} \cdot \left(1 - \left(\frac{\sigma_{-1m}}{\sigma_{-1}} \right)^2 \right) \cdot \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_{ut}} \right) \quad (12-29)$$

Y de acuerdo a la hipótesis de la constante de relación entre límites de fatiga de flexión y axiales:

$$\sigma_m^{ef}(\sigma_m) = \sigma_{ut} \cdot \left(1 - \left(\frac{\sigma'_{-1m}}{\sigma'_{-1}} \right)^2 \right) \cdot \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_{ut}} \right) \quad (12-30)$$

En el caso de las probetas LPB aquí utilizadas se cumple:

$$\sigma_m^{ef}(\sigma_m) = -235,4 \cdot \left(1 - \frac{\sigma_m}{1209} \right) \quad (12-31)$$

que es la relación lineal entre tensión media eficaz y tensión media representada en la Fig. 12.8.

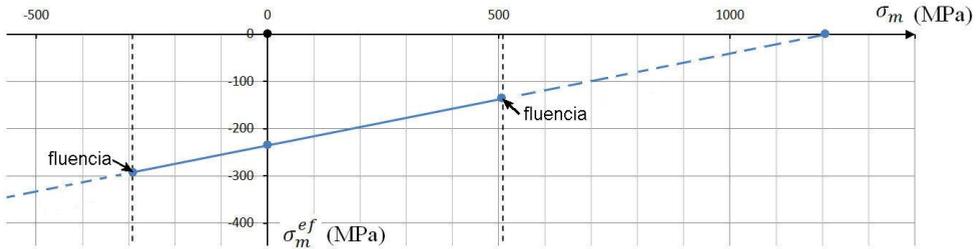


Figura 12-8. Tensión eficaz media generalizada (Dietmann) en función de la componente media de la tensión para el número de ciclos del límite de fatiga en las probetas LPB.

En caso de haber utilizado el criterio de Morrow, se obtiene:

$$\sigma_m^{ef}(\sigma_m) = \sigma_{ur} \cdot \left(1 - \left(\frac{\sigma'_{-1m}}{\sigma'_{-1}}\right)\right) \cdot \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_{ur}}\right) \quad (12-32)$$

En la Figura 12-9 se ha representado la obtención de la tensión eficaz media generalizada para una tensión media aplicada de 409 MPa en las probetas sometidas a LPB utilizando el criterio de Dietmann, proporcionando un valor de -156 MPa.

Para duración finita las ecuaciones son:

$$\left. \begin{aligned} \text{Dietmann : } \sigma_m^{ef}(\sigma_m, N) &= \sigma_{ut} \cdot \left(1 - \left(\frac{\sigma'_{-1m}(N)}{\sigma'_{-1}(N)}\right)^2\right) \cdot \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_{ut}}\right) \\ \text{Morrow : } \sigma_m^{ef}(\sigma_m, N) &= \sigma_{ur} \cdot \left(1 - \left(\frac{\sigma'_{-1m}(N)}{\sigma'_{-1}(N)}\right)\right) \cdot \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_{ur}}\right) \end{aligned} \right\} \quad (12-33)$$

Y teniendo en cuenta la definición de coeficiente modificativo combinado c_M ($c_M = c_s \cdot c_m$) de un tratamiento “m” (ver las referencias (Avilés, et al., 2013), (Avilés, 2015)):

$$\left. \begin{aligned} \text{Dietmann} &\longrightarrow \sigma_m^{ef}(\sigma_m, N) = \sigma_{ut} \cdot (1 - (c_M(N))^2) \cdot \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_{ut}}\right) \\ \text{Morrow} &\longrightarrow \sigma_m^{ef}(\sigma_m, N) = \sigma_{ur} \cdot (1 - c_M(N)) \cdot \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_{ur}}\right) \end{aligned} \right\} (12-34)$$

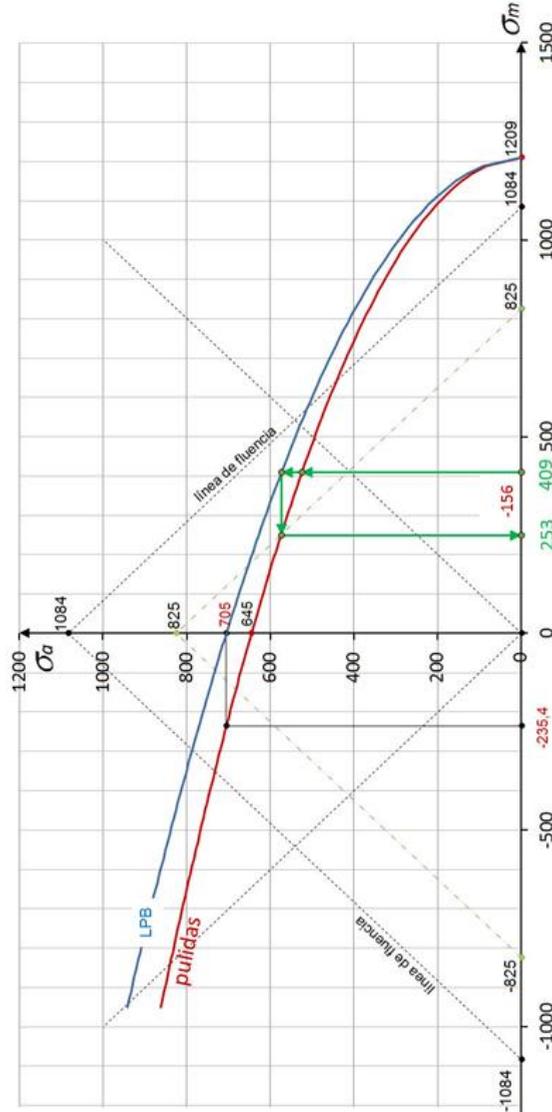


Figura 12-9. Tensión eficaz media para una tensión media aplicada de 409 MPa.

12.4. Tensión eficaz media generalizada

Seguidamente, con la ayuda de la Figura 12-10 se va a presentar el procedimiento de la tensión media eficaz generalizada de forma independiente del criterio de tensión media elegido. Para ello supóngase un material del cual se conoce la ecuación $f(\sigma_m, \sigma_a, \sigma_N) = 0$ del criterio de tensión media adecuado (Morrow, Goodman (Goodman, 1899), Dietmann, Lüpfert (Lüpfert & Spies, 2004) u otro cualquiera) y su curva de Basquin para R_{-1} de la forma:

$$\left. \begin{aligned} N &= b(\sigma_N) \\ \sigma_N &= b^{-1}(N) \end{aligned} \right\} \quad (12-35)$$

cuyo límite de fatiga axial es σ_{-1} .

A ese material se le somete a un tratamiento mecánico, o de otro tipo, que modifica su comportamiento a fatiga, obteniendo mediante ensayos su curva de Basquin:

$$\left. \begin{aligned} N &= \bar{b}(\sigma_N) \\ \sigma_N &= \bar{b}^{-1}(N) \end{aligned} \right\} \quad (12-36)$$

y el nuevo límite de fatiga $\bar{\sigma}_{-1}$ (obsérvese que $\bar{\sigma}_{-1} = \sigma_{-1m}$) y la ecuación $\bar{f}(\sigma_m, \sigma_a, \sigma_N) = 0$, donde $f(\)$ y $\bar{f}(\)$ pueden ser del mismo tipo o no.

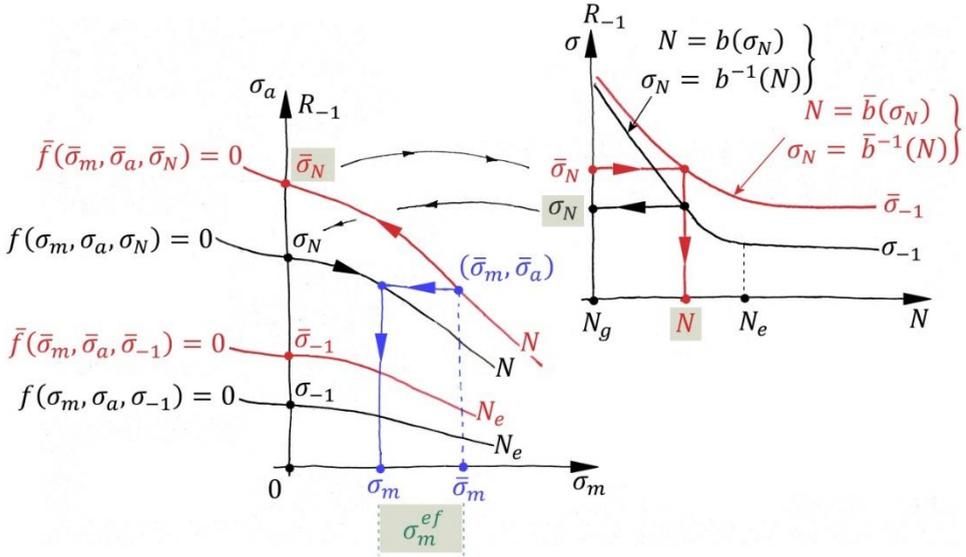


Figura 12-10. Esquema del concepto de tensión eficaz media generalizada.

Si al material así tratado se le somete a una tensión conocida $(\bar{\sigma}_m \pm \bar{\sigma}_a)$, se puede obtener la “tensión alterna equivalente en duración” (Norton, 2006), (Avilés, 2015) $\bar{\sigma}_N$:

$$\bar{f}(\bar{\sigma}_m, \bar{\sigma}_a, \bar{\sigma}_N) = 0 \implies \bar{\sigma}_N \quad (12-37)$$

Y mediante la ecuación de Basquin se obtiene la duración N :

$$N = \bar{b}(\bar{\sigma}_N) \quad (12-38)$$

Con esa duración N se obtiene ahora la tensión alterna correspondiente σ_N para el material base:

$$\sigma_N = b^{-1}(N) \quad (12-39)$$

Que define la ecuación del material base en el diagrama de Haigh (Haigh, 1915) para esos N ciclos. Llevando la componente alterna $\bar{\sigma}_a$ de la tensión aplicada a esa ecuación se obtiene la tensión media σ_m que junto con esta alterna proporcionaría una duración N en el material base:

$$f\left(\bar{\sigma}_m, \bar{\sigma}_a, \sigma_N\right) = 0 \implies \sigma_m \quad (12-40)$$

La tensión media eficaz es:

$$\sigma_m^{ef}(N) = \sigma_m - \bar{\sigma}_m \quad (12-41)$$

Que es una superficie en el espacio tridimensional $(\sigma_m, N, \sigma_m^{ef})$. Por ejemplo, la Figura 12-9 representa la intersección de dicha superficie con el plano de duración $N = N_e$ utilizando el criterio de Dietmann para las probetas LPB.

Cuando se trate de una pieza cualquiera en lugar de probetas como se ha venido haciendo aquí, también se puede aplicar el concepto de tensión media eficaz. Para ello es necesario conocer las ecuaciones de Basquin de la pieza cuyo límite de fatiga R_I es σ_e antes del tratamiento mecánico “m”, obtenidas por ejemplo a través de las ecuaciones de Basquin del material base (probetas pulidas) y la ecuación de Marin generalizada (Avilés, 2015); se debe conocer también el correspondiente coeficiente modificativo generalizado $c_M(N)$ del tratamiento “m”. De este modo se conocen también ahora las ecuaciones de Basquin de la pieza tras el tratamiento, siendo el nuevo límite de fatiga $\bar{\sigma}_e$. Aplicando ahora el procedimiento explicado en los párrafos anteriores, se obtiene la tensión eficaz media.

Capítulo 13:

EL FENÓMENO DE RELAJACIÓN DE TENSIONES RESIDUALES

CAPÍTULO 13. EL FENÓMENO DE RELAJACIÓN DE TENSIONES RESIDUALES

13.1. Introducción

Cuando se describe el fenómeno de relajación y sus causas suele separarse en dos fases, si inicialmente las tensiones aplicadas superpuestas a la tensión residual superan la tensión de fluencia del material hay una primera fase de relajación brusca que generalmente sucede durante el primer ciclo. Posteriormente hay otra fase en la que la relajación es gradual a lo largo de “N” ciclos hasta que las tensiones residuales se estabilizan o la pieza rompe. Desde un punto de vista más general, hay autores que clasifican el fenómeno de relajación en función de la tensión total aplicada (incluyendo el efecto superpuesto de la tensión residual y la tensión aplicada) y las propiedades de material (tensión de fluencia y límite de fatiga) (James, 1987). Pueden diferenciarse los siguientes escenarios:

1. La tensión total aplicada supera la tensión de fluencia.
2. La tensión total aplicada está entre la tensión de fluencia y el límite de fatiga.
3. La tensión total aplicada está por debajo del límite de fatiga.

Un punto que destacar cuando se habla de la tensión de fluencia, y se la define como una métrica para determinar si va a haber relajación de tensiones residuales, es que debe determinarse si esa tensión de fluencia es la cíclica (Torres & Voorwald, 2002) o la monotónica. Dependiendo del material y de

su comportamiento bajo carga variable puede haber notables diferencias entre la tensión de fluencia monotónica y la cíclica. Si el material presenta un endurecimiento cíclico (*cyclic hardening*) la tensión de fluencia cíclica será más grande que la monotónica. Mientras que si el material presenta un ablandamiento cíclico (*cyclic softening*) la tensión de fluencia monotónica será mayor que la cíclica. Este efecto se representa esquemáticamente en la Figura 13-1 para un ensayo de extensión controlada.

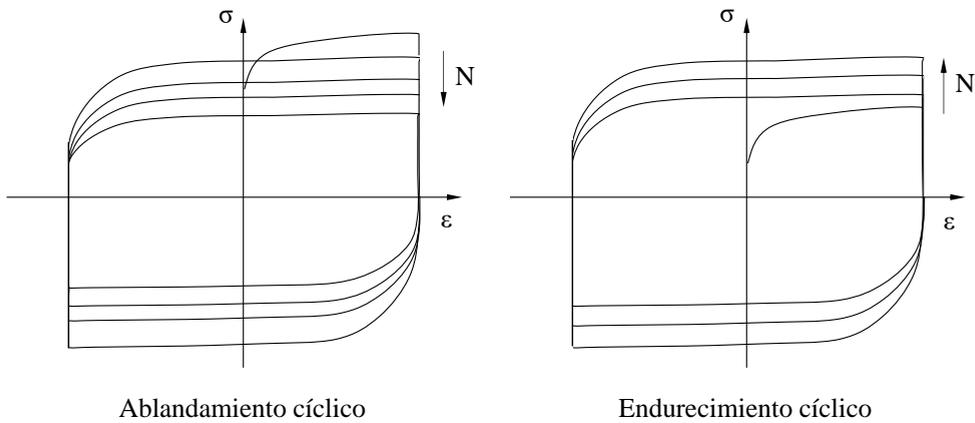


Figura 13-1. Esquema de ablandamiento/endurecimiento cíclico

Adicionalmente tras un proceso de tratamiento superficial, como el shot-peening, la superficie tratada puede sufrir un endurecimiento por deformación que puede hacer que, bajo cargas cíclicas, posteriormente el material sufra un ablandamiento por deformación y por lo tanto la relajación de tensiones residuales pueda darse a tensiones menores que la de fluencia monotónica (Jinxiang & Ming, 2012), (Smith, et al., 2001), (Lu & Flavenot, 1989). Este último efecto de endurecimiento por deformación creado por tratamientos

superficiales como el shot peening depende del material y de las propiedades superficiales de partida, por ejemplo, en un acero 42CrMo4 templado y revenido no se observa apenas endurecimiento superficial, pese a estar tratado con shot-peening (Hanagarth, et al., 1990); esto tampoco se observa en el 34CrNiMo6 utilizado en esta Tesis. La influencia de las propiedades cíclicas y del endurecimiento por deformación en la relajación de las tensiones residuales es un aspecto que sigue bajo estudio y es aún incierto.

Cuando se estudia la relajación de tensiones residuales bajo cargas cíclicas no hay, por lo tanto, un consenso fijo acerca de cuál de las dos tensiones (monotónica y cíclica) ha de utilizarse para evaluar el fenómeno de relajación. Por ejemplo, en (Benedetti, et al., 2009), (Sano, et al., 2011) o (Smith, et al., 2001) se estudia y modeliza la relajación de tensiones residuales y se identifica la tensión de fluencia como umbral para dicha relajación pero no se define explícitamente si es la monotónica o la cíclica. Por otro lado, en (Benedetti, et al., 2014) se define que la relajación comienza cuando se supera la tensión de fluencia cíclica en una aleación de aluminio Al-7075-T651 en ensayo de flexión (R_I).

Hay autores que, al separar la relajación en dos fases, una durante el primer ciclo y la otra durante los N ciclos, utilizan la tensión de fluencia monotónica para estudiar la relajación en el primer ciclo y la tensión de fluencia cíclica para estudiar la relajación en el resto de ciclos. Esto puede verse por ejemplo en (Dalei, et al., 2010) donde se estudia la relajación de un acero sometido a carga axial (R_I) y definen ambas fases de relajación regidas cada una de ellas por la tensión de fluencia monotónica y la cíclica respectivamente. En un

estudio anterior, (Holzapfel, et al., 1998), donde se analiza el comportamiento de un acero 42CrMo4 (AISI 4140) a temperatura ambiente, y altas temperaturas, bajo carga monotónica y carga cíclica, se define de nuevo la tensión de fluencia cíclica como umbral para la relajación tras el primer ciclo, mientras que la relajación durante el primer ciclo se observa que es similar a la relajación bajo carga monotónica.

Esta clasificación diferenciando la relajación durante el primer ciclo y la relajación posterior, y la definición de los umbrales monotónica y cíclico, parece la más adecuada para explicar la primera fase de relajación rápida durante el primer ciclo y la consiguiente fase de relajación bajo carga cíclica. Pese a ello no existe aún un criterio fijo para definir ambos umbrales.

La relajación depende no solo de la magnitud de la carga aplicada sino también de la dirección de aplicación. Las tensiones residuales generadas por tratamientos superficiales como el shot-peening y LPB son multiaxiales, específicamente en la superficie son biaxiales. Adicionalmente puede darse el hecho de que las tensiones residuales sean isótropas o anisótropas en función del tratamiento superficial, y por lo tanto del mecanismo que se utilice para generarlas. Un claro ejemplo de esto son las tensiones residuales anisótropas generadas por el LPB debido a que son generadas por la deformación plástica inducida por el avance de la herramienta en dirección longitudinal, combinado con la rotación de la pieza. Por el contrario las tensiones residuales generadas en la superficie por el shot-peening son prácticamente isótropas especialmente en superficies planas y con ángulos de impacto cercanos a 90 grados (Jinxiang & Ming, 2012) (Dalaei, et al., 2012) (Holzapfel, et al., 1998) (Hirsch, et al.,

1987). Tal como se explica en (Noyan & Cohen, 1986) esto se debe a que tras el impacto de cada granalla se genera una deformación plástica en dirección radial, y por conservación de volumen se genera simultáneamente una deformación plástica en dirección tangencial lo que hace que la distribución de deformación plástica superficial tienda a ser homogénea.

Como se ha comentado anteriormente, bajo carga cíclica, y siempre y cuando se cumplan las condiciones adecuadas, las tensiones residuales sufrirán una relajación, que por lo general es anisótropa. Por ejemplo en (Fang, et al., 1989) (Dalaei, et al., 2012) (Kim, et al., 2013) se observa como las tensiones residuales, partiendo de un estado biaxial isótropo, se relajan más en la dirección longitudinal que en la transversal. En (Soady, et al., 2013) se describen los resultados obtenidos por (Kim, et al., 2005) en probetas de Udimet 720Li bajo carga axial (R_0) en las que la relajación era mayor en dirección longitudinal.

Este efecto de relajación anisótropa de tensiones generadas por shot peening también se documenta en (Seddik, et al., 2016) en donde se analizan los resultados de un modelo de elementos finitos que simula el proceso completo de shot peening en una super-aleación de níquel, Waspaloy. Una de las conclusiones extraídas de los resultados del análisis es que las tensiones residuales en dirección longitudinal se relajaban más que las transversales, para una pieza sometida a carga axial (R_1). En (Holzapfel, et al., 1998) se observa de nuevo que en probetas de acero 42CrMo4 (AISI 4140) sometidas a carga variable de flexión alterna (R_1) las tensiones residuales longitudinales se relajan más que las transversales.

En (Boyce, et al., 2003), se estudia la relajación del campo de tensiones residuales generado por el impacto de un cuerpo extraño en un componente de titanio Ti-6Al-4V sometido simultáneamente a cargas cíclicas axiales ($R_{0,1}$) también se observó que las tensiones residuales en longitudinal se relajaban un 50 % en el primer ciclo mientras que las transversales se relajaban un 20%.

Si bien este es un efecto ampliamente documentado en la literatura, no se ha dado una explicación clara de cuáles pueden ser las causas concretas de dicha anisotropía en la relajación de las tensiones residuales longitudinales y transversales. Es posible que dicho efecto se deba exclusivamente al hecho de que tanto en los ensayos axiales como de flexión la carga aplicada tiene dirección preferente longitudinal. Por tanto, la principal interacción se realiza con las tensiones residuales en esa dirección, mientras que en la dirección tangencial las cargas van afectadas principalmente por el efecto Poisson.

13.2. Modelos de relajación de tensiones residuales.

Las tensiones residuales generadas en una pieza durante el proceso de fabricación, o en tratamientos superficiales específicos, pueden posteriormente relajarse e incluso eliminarse mediante la aplicación de cargas térmicas o mecánicas. En los casos en los que las tensiones residuales generadas en la pieza por el proceso de fabricación no son deseadas, puede buscarse el relajarlas antes de que la pieza entre en servicio mediante, por ejemplo, un tratamiento térmico. En el caso de que las tensiones residuales se hayan generado para obtener un mejor comportamiento de la pieza en servicio ha de tenerse en cuenta que por la aplicación, durante la vida del componente, de

cargas mecánicas y térmicas, esas tensiones residuales inicialmente presentes en la pieza pueden relajarse, disminuyendo entonces los beneficios que se buscaban en primera instancia.

Esto hace que, si se quiere tener en cuenta el efecto de las tensiones residuales en el comportamiento mecánico de un componente durante la fase de diseño y análisis, haya que incluir también los posibles efectos de relajación de tensiones. De las dos causas principales de relajación, esto es cargas térmicas y mecánicas, este apartado va a centrarse exclusivamente en las segundas. La causa y predicción de la relajación de tensiones residuales ha sido y es actualmente objeto de investigación, con el propósito de desarrollar leyes que permitan predecir la evolución de las tensiones residuales bajo condiciones de carga dadas.

A continuación, se va a realizar una revisión, no necesariamente en orden cronológico, de las principales leyes propuestas para estimar la evolución de tensiones residuales en función del número de ciclos.

Como se ha descrito anteriormente, se puede separar la relajación de tensiones residuales en dos fases, la primera es la relajación durante el primer ciclo, o primeros ciclos de carga, la segunda es la relajación progresiva en los subsecuentes ciclos de carga (Cao & Castex, 1989). La primera fase aparece cuando la tensión aplicada, superpuesta a la tensión residual inicial, supera el límite de fluencia. El material entra en régimen plástico y sufre una brusca reducción de tensión residual, debida principalmente a la redistribución y movimiento de dislocaciones (Fang, et al., 1989). Durante la segunda fase la relajación es más gradual y puede, generalmente, aproximarse como

proporcional al logaritmo del número de ciclos (Holzapfel, et al., 1998). El fenómeno de relajación, y por tanto esta ecuación de comportamiento logarítmico, depende principalmente de la tensión aplicada y de las propiedades del material. Estas últimas se introducen generalmente usando parámetros que es necesario obtener mediante ensayos.

En 1959 Morrow y Sinclair presentaron un estudio sobre la relajación de la tensión media en un material sometido a carga variable (Morrow & Sinclair, 1959). Los ensayos se realizaron en una máquina axial con extensión controlada. Tal y como informan los autores, debido a la dificultad de medir tensiones residuales en la época, se estudió el efecto de la relajación de la tensión media manteniendo constante la extensión media y variable. Esto se asumió equivalente al estudio de las tensiones residuales ya que en ambos casos ambas son tensiones medias sobre las que fluctúan las componentes variables, y por tanto se juzgó adecuada esa hipótesis para el estudio del efecto de relajación de tensiones residuales macroscópicas. El material utilizado en este estudio fue un SAE 4340 en forma de probetas tubulares de pared delgada de media pulgada de diámetro. Tras el mecanizado las probetas se sometían a un tratamiento térmico para reducir las tensiones residuales iniciales manteniéndolas a 150 °C y 205 °C durante una hora en un horno en vacío.

Los resultados obtenidos muestran como el límite de fatiga de las probetas de mayor dureza (41 y 50 HRC) se ve afectado por el valor de la tensión media inicial mientras que el límite de fatiga de las probetas más blandas (29 HRC) variaba menos en función de la tensión media aplicada. En cuanto al comportamiento en el tiempo de la tensión media en las probetas se observó

que en aquellas probetas en las que en el primer ciclo no se llegaba a la tensión de fluencia, no se producía apenas relajación en los subsecuentes ciclos. Por el contrario, en los especímenes en los que en el primer ciclo se superaba la tensión de fluencia se observó una reducción en la tensión media durante el primer ciclo. A mayor tensión aplicada dicha reducción de tensión media resultó ser más marcada. Durante el resto de ciclos, la tensión media se reduce con el número de ciclos de una forma lineal en un gráfico semi-logarítmico. El proceso de relajación se separó en dos fases, la primera consiste en la relajación durante el primer ciclo de carga y la segunda consiste en la relajación de la tensión media durante los subsecuentes ciclos aplicados. Los resultados obtenidos en los ensayos permitieron a los autores llegar a la siguiente ecuación para estimar la tensión tras un número “N” de ciclos.

$$\frac{\sigma_N}{\sigma_0} = \frac{\sigma_1}{\sigma_0} - \left(\frac{\sigma_a}{\sigma_y} \right)^{5.7} \log N \quad (13-1)$$

Donde σ_1 es la tensión media después del primer ciclo, σ_0 es la tensión media inicial, σ_N es la tensión media tras N ciclos, σ_y es la tensión de fluencia, σ_a es la tensión alterna aplicada (obtenida como el producto del módulo de Young y la extensión aplicada) y b es un parámetro del material.

En la relación obtenida σ_1 depende del valor de la tensión media aplicada, en el caso en el que en el primer ciclo se supere la tensión de fluencia $\sigma_1 = \sigma_a - \sigma_y$; y en caso de que no se supere σ_y en el primer ciclo, σ_1 es igual a σ_0 .

Pese a que no se midieron exactamente las tensiones residuales en un material tratado superficialmente, las conclusiones extraídas, es decir una marcada relajación de tensión media en el primer ciclo si se supera la tensión de fluencia y una relajación logarítmica en los siguientes ciclos, están en línea con estudios posteriores.

En (Seungho, et al., 2002) se propone una ley de relajación que relaciona la tensión residual tras “ N ” ciclos con el exponente del número de ciclos. Este artículo estudia la relajación de tensiones residuales en soldaduras, que, si bien no es el objeto de esta Tesis, las conclusiones llevan a unas ecuaciones de relajación similares a las obtenidas por otros autores en otras condiciones. Esto refleja el hecho de que al igual que, de modo general, procesos que dependen de la temperatura o de energías de activación siguen leyes, por lo general, exponenciales de tipo Arrhenius, la relajación de tensiones residuales, sin importar el proceso que las haya generado, puede seguir una ley semi-logarítmica en función del número de ciclos.

En (Jhansale & Topper, 1971) se propone una ley exponencial entre la tensión residual y el número de ciclos con la siguiente ecuación

$$\sigma_{mN} = \sigma_{m1}(N)^B \quad (13-2)$$

Donde σ_{mN} es la tensión residual tras N ciclos, σ_{m1} es la tensión residual tras el primer ciclo y B es un parámetro función de la carga aplicada. En los ensayos se usaron tanto especímenes de aluminio como de acero 4340.

La relación anterior también ha sido usada por otros autores como (Landgraf & Chernenkoff, 1988), donde B se define como una función de la dureza Brinell y de la carga aplicada. En sus ensayos obtuvieron para un acero SAE 1045 sometido a carga axial (R_I):

$$r = 8.5 \cdot 10^{-2} \left(1 - \frac{\Delta\varepsilon}{\Delta\varepsilon_{th}} \right) \quad (13-3)$$

Donde $\Delta\varepsilon$ es el rango de extensión aplicado y $\Delta\varepsilon_{th}$ es el umbral de relajación definido en la siguiente ecuación.

$$\frac{\Delta\varepsilon_{th}}{2} = e^{(-8.41 + 5.36 \cdot 10^{-3}(HB))} \quad (13-4)$$

Donde HB es la dureza Brinell.

En (Zhuang & Halford, 2001) se propone nuevamente una ecuación que relaciona la tensión residual tras N ciclos con el exponente del número de ciclos. En este caso se introdujeron constantes adicionales a la ecuación para tener en cuenta el efecto del trabajo en frío que puede generar el tratamiento superficial. Adicionalmente la ecuación propuesta incluye el efecto de la relación de tensiones, “ R ”.

$$\frac{\sigma_N^{re}}{|\sigma_0^{re}|} = A \left(\frac{2\sigma_a^2}{(1-R)(C_w\sigma_y)^2} \right)^m (N-1)^B - 1 \quad (13-5)$$

Donde A , C_w , m y B son parámetros del material que es necesario ajustar. A depende de la respuesta a cargas cíclicas, B depende de la carga aplicada y

dicta la velocidad de relajación, C_w es un parámetro que permite incluir el efecto del trabajo en frío y m de nuevo depende de la respuesta del material a cargas cíclicas. Como puede verse, el hecho de tener cuatro parámetros que dependen del material y de las condiciones de carga hacen que ajustar este modelo requiera un alto número de ensayos. Adicionalmente el modelo aquí propuesto fue comprobado con modelos de elementos finitos, pero en la investigación quedó por ser comprobado frente a resultados de ensayos.

En (Smith, et al., 2001) se midió la relajación de tensiones residuales en un acero En15R sometido a shot-peening y carga variable de tensión-compresión. A su vez se realizó un modelo de elementos finitos para simular dicha relajación. Los resultados obtenidos con el modelo de elementos finitos para simular la relajación bajo carga estática fueron satisfactorios, pero bajo carga cíclica no quedó validado. Los autores proponen la siguiente fórmula para la relajación de tensiones residuales:

$$\sigma^{R,N} = \sigma^{R'} + B e^{-CN} \quad (13-6)$$

Donde $\sigma^{R,N}$ es la tensión residual tras “ N ” ciclos, B y C son constantes ajustadas mediante ensayos y $\sigma^{R'}$ es la tensión residual estabilizada para $N=\infty$. Pero dicha formula no se llegó a comprobar con resultados experimentales.

En (James, 1982), se propuso la siguiente relación para aluminios, que depende de las tensiones cortantes.

$$\frac{d\sigma_R(N)}{dN} = -\beta\sigma_R(N)(\tau'_{eff} - \tau_0)e^{-\theta N} \quad (13-7)$$

$$\sigma_R(N) = \sigma_R(0)e^{-\frac{\beta}{\theta}(\tau'_{eff}-\tau_0)(1-e^{-\theta N})} \quad (13-8)$$

Donde β es un parámetro del material y dependiente del gradiente de tensiones residuales en profundidad. θ es un parámetro para tener en cuenta el endurecimiento por deformación, y τ_0 representa la tensión cortante mínima para que se produzca el deslizamiento. $\sigma_R(0)$ es la tensión residual inicial y se asume que es uniforme en todos los granos.

Todos estos modelos, y otros que se han propuesto, tienen como objetivo el predecir el valor de la tensión residual superficial u obtener una tensión equivalente que permita caracterizar el estado de las tensiones residuales tras la aplicación de una carga cíclica. La mayoría de los estudios se basan generalmente en la tensión residual en la superficie, debido a que los métodos de medición de tensiones residuales actuales (Rayos X es el comúnmente utilizado) no permiten, por si solos, realizar mediciones en profundidad, sin destruir la probeta. Este enfoque al problema de relajación de tensiones residuales para cálculos de fatiga resulta adecuado. Pero, cabe destacar que cuando se trata la relajación de tensiones residuales no sólo es la tensión residual superficial, si no el perfil completo de tensiones residuales en profundidad el que se relaja bajo la aplicación de carga cíclica (Torres & Voorwald, 2002) (Farrahi, et al., 1995) (ver Figura 13-2). Este efecto de relajación del perfil de tensiones residuales generadas por shot peening también se observa en (Seddik, et al., 2016) en donde se analizan los resultados de un modelo de elementos finitos que simula el proceso completo de SP en una super-aleación de níquel, Waspaloy.

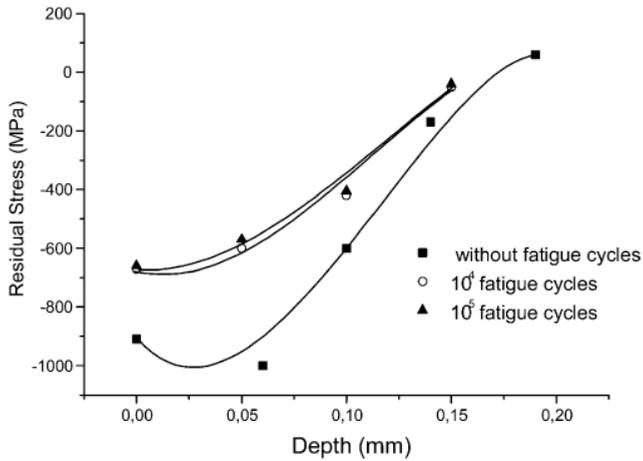


Figura 13-2. Relajación del perfil de tensiones residuales en un acero 4340 bajo carga cíclica (Torres & Voorwald, 2002)

13.3. Resultados de ensayos de pseudo-relajación en SP

En este apartado se presentan los resultados de mediciones de tensiones residuales en ocho probetas tratadas con SP, utilizadas para obtener la curva de fatiga que se muestra en el Capítulo 9, ensayadas a distintos niveles de tensión. Se denominan “*ensayos de pseudo-relajación*” dado que las mediciones se realizaron únicamente al final de los ensayos. Los ensayos de relajación se describirán en el apartado 13.4.

En general, el tensor de tensiones residuales en un punto, tras aplicar una tensión σ (que puede tener componente media σ_m y variable σ_a) durante un número de ciclos n es:

$$[\sigma_{res}(\sigma, n)] = \begin{bmatrix} \sigma_{resxx} & \tau_{resxy} & \tau_{resxz} \\ & \sigma_{resyy} & \tau_{resyz} \\ & & \sigma_{reszz} \end{bmatrix} \text{ (simétrico)} \quad (13-9)$$

A su vez, se han obtenido las tensiones residuales iniciales en la superficie de otras dos probetas P1 y P2 sometidas a *shot-peening*, cuyos tensores en MPa se presentan a continuación:

$$\left. \begin{aligned} [\sigma_{res}(0,0)]_{P1} &= \begin{bmatrix} -590,2 \pm 25,0 & 131,5 \pm 24,5 & 78,7 \pm 8,2 \\ & -532,7 \pm 25,0 & -17,6 \pm 8,2 \\ & & 0,0 \end{bmatrix} \\ [\sigma_{res}(0,0)]_{P2} &= \begin{bmatrix} -620,8 \pm 21,0 & 115,6 \pm 20,7 & 92,2 \pm 6,9 \\ & -556,6 \pm 21,0 & -16,7 \pm 6,9 \\ & & 0,0 \end{bmatrix} \end{aligned} \right\}; N_0 = 0 \quad (13-10)$$

Se recuerda, a partir de la Tabla 7-4, que las medidas en superficie obtenidas en una tercera probeta fueron $\sigma_{resyy} = -649 \pm 5$ MPa en dirección longitudinal y $\sigma_{resxx} = -586 \pm 6$ MPa en la transversal, valores que están de acuerdo con las mediciones ahora obtenidas.

El tensor de tensiones residuales $[\sigma_{res}(0,0)]$ de las probetas SP antes de ser sometidas a carga se ha tomado el promedio de los dos anteriores. El resto de las probetas han sido ensayadas a flexión rotatoria con amplitudes de tensión 634 MPa, 644 MPa, 664 MPa, 683 MPa, 742 MPa, 820 MPa, 878 MPa y 937 MPa, la primera de ellas no ha roto tras 17.350.000 ciclos, la segunda tras 13.068.000 ciclos y las otras seis lo han hecho a los números de ciclos que se indican en los resultados de las medidas presentados a continuación.

Se observa que existe relajación de tensiones incluso cuando la tensión aplicada está por debajo del límite de fatiga. La tensión transversal decrece un 14% mientras que la longitudinal lo hace un 36%; por su parte la tensión

principal 1 decrece un 17% y la 2 un 37%. Redondeando estos valores, se puede decir que la componente transversal se relaja alrededor de un 15% entre una tensión cero y el límite de fatiga, mientras que la longitudinal lo hace en un 35% (ver la Figura 13-3).

$$\left. \begin{aligned}
 [\sigma_{res}(0,0)] &= \begin{bmatrix} -605,0 \pm 23,0 & 123,6 \pm 22,6 & 85,5 \pm 7,6 \\ & -544,7 \pm 23,0 & -17,2 \pm 7,6 \\ & & 0,0 \end{bmatrix}; N_0 = 0 \\
 [\sigma_{res}(634, N_1)] &= \begin{bmatrix} -552,0 \pm 11,3 & 88,8 \pm 11,0 & 66,8 \pm 3,5 \\ & -359,3 \pm 10,3 & -9,4 \pm 3,4 \\ & & 0,0 \end{bmatrix}; N_1 > 13.068.000 \\
 [\sigma_{res}(644, N_2)] &= \begin{bmatrix} -518,5 \pm 24,5 & 122,4 \pm 24,1 & 70,8 \pm 8,0 \\ & -348,0 \pm 24,5 & -20,8 \pm 8,0 \\ & & 0,0 \end{bmatrix}; N_2 > 17.350.000 \\
 [\sigma_{res}(664, N_3)] &= \begin{bmatrix} -503,8 \pm 13,2 & 70,3 \pm 14,0 & 45,7 \pm 4,4 \\ & -181,9 \pm 13,2 & -10,1 \pm 4,4 \\ & & 0,0 \end{bmatrix}; N_3 = 530.244 \\
 [\sigma_{res}(683, N_4)] &= \begin{bmatrix} -512,0 \pm 16,0 & 70,3 \pm 15,6 & 69,8 \pm 5,0 \\ & -261,1 \pm 14,7 & -0,9 \pm 4,8 \\ & & 0,0 \end{bmatrix}; N_4 = 297247 \\
 [\sigma_{res}(742, N_5)] &= \begin{bmatrix} -236,0 \pm 19,9 & -45,7 \pm 17,9 & 73,6 \pm 6,1 \\ & -43,5 \pm 16,7 & 6,3 \pm 5,5 \\ & & 0,0 \end{bmatrix}; N_5 = 96.263 \\
 [\sigma_{res}(820, N_6)] &= \begin{bmatrix} -239,3 \pm 10,4 & 42,5 \pm 9,9 & 69,7 \pm 3,2 \\ & -127,1 \pm 8,7 & -0,8 \pm 2,9 \\ & & 0,0 \end{bmatrix}; N_6 = 49.930 \\
 [\sigma_{res}(878, N_7)] &= \begin{bmatrix} -126,6 \pm 11,4 & 29,4 \pm 10,2 & 19,6 \pm 3,5 \\ & -390 \pm 9,5 & -7,3 \pm 3,2 \\ & & 0,0 \end{bmatrix}; N_7 = 19.022 \\
 [\sigma_{res}(937, N_8)] &= \begin{bmatrix} -104,6 \pm 11,9 & 14,5 \pm 10,7 & 17,9 \pm 3,6 \\ & 21,3 \pm 10,0 & 4,7 \pm 3,3 \\ & & 0,0 \end{bmatrix}; N_8 = 17.380
 \end{aligned} \right\} \quad (13-11)$$

Las medidas en las probetas rotas se han realizado en un punto alejado de la sección de rotura.

Las tensiones principales son:

$$\left. \begin{aligned}
 & \left. \begin{aligned}
 \sigma_{res1}(0,0) &= -711 \\
 \sigma_{res2}(0,0) &= -451 \\
 (\sigma_{res3}(0,0) &= 11,9)
 \end{aligned} \right\} ; N_0 = 0 \\
 & \left. \begin{aligned}
 \sigma_{res1}(634, N_1) &= -594,0 \\
 \sigma_{res2}(634, N_1) &= -325,4 \\
 (\sigma_{res3}(634, N_1) &= 8,0)
 \end{aligned} \right\} ; N_1 > 13.068.000 \\
 & \left. \begin{aligned}
 \sigma_{res1}(644, N_2) &= -591,3 \\
 \sigma_{res2}(644, N_2) &= -284,8 \\
 (\sigma_{res3}(644, N_2) &= 9,5)
 \end{aligned} \right\} ; N_2 > 17.350.000 \\
 & \left. \begin{aligned}
 \sigma_{res2}(664, N_3) &= -522,7 \\
 \sigma_{res2}(664, N_3) &= -167,2 \\
 (\sigma_{res3}(664, N_3) &= 4,2)
 \end{aligned} \right\} ; N_3 = 530.244 \\
 & \left. \begin{aligned}
 \sigma_{res2}(683, N_4) &= -538,8 \\
 \sigma_{res2}(683, N_4) &= -244,0 \\
 (\sigma_{res3}(664, N_4) &= 9,8)
 \end{aligned} \right\} ; N_4 = 297.247 \\
 & \left. \begin{aligned}
 \sigma_{res1}(742, N_5) &= -266,4 \\
 \sigma_{res2}(742, N_5) &= -34,9 \\
 (\sigma_{res3}(742, N_5) &= 21,8)
 \end{aligned} \right\} ; N_5 = 96.263 \\
 & \left. \begin{aligned}
 \sigma_{res1}(820, N_6) &= -270,0 \\
 \sigma_{res2}(820, N_6) &= -115,9 \\
 (\sigma_{res3}(820, N_6) &= 19,6)
 \end{aligned} \right\} ; N_6 = 49.930 \\
 & \left. \begin{aligned}
 \sigma_{res1}(878, N_7) &= -137,6 \\
 \sigma_{res2}(878, N_7) &= -34,4 \\
 (\sigma_{res3}(878, N_7) &= 6,4)
 \end{aligned} \right\} ; N_7 = 19.022 \\
 & \left. \begin{aligned}
 \sigma_{res1}(937, N_8) &= -109,0 \\
 \sigma_{res2}(937, N_8) &= 25,0 \\
 (\sigma_{res3}(937, N_8) &= 0,8)
 \end{aligned} \right\} ; N_8 = 17.380
 \end{aligned} \right\} \quad (13-12)$$

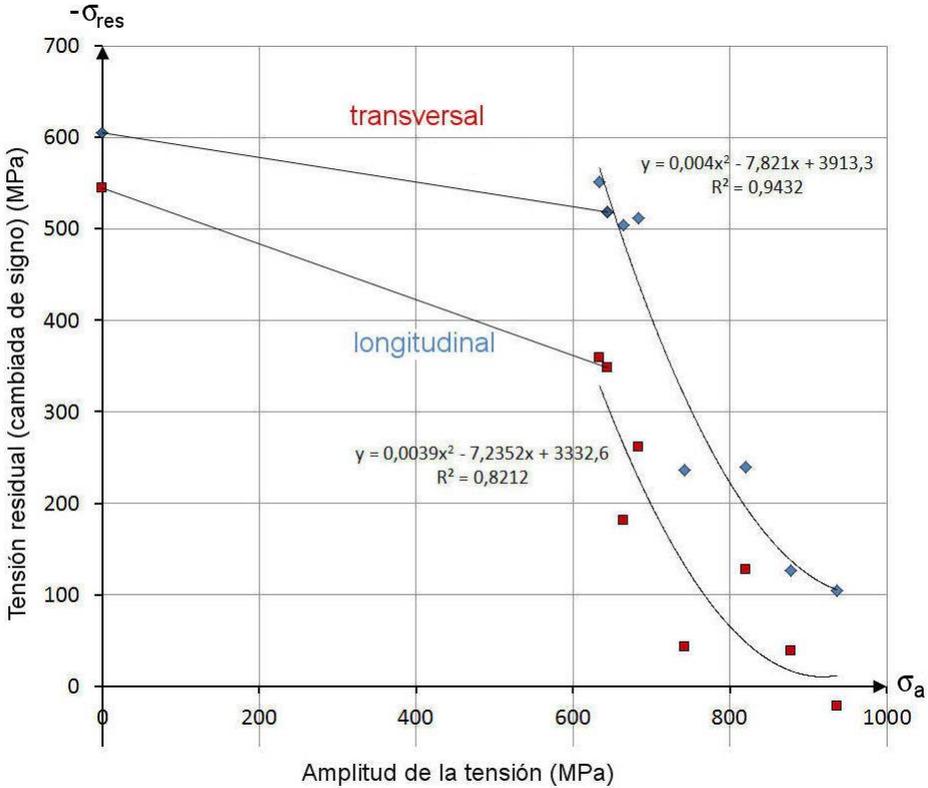


Figura 13-3. Relajación de las tensiones residuales en las probetas SP.

Para relacionar la relajación de tensiones residuales con la fluencia, se utiliza habitualmente el criterio de von Mises (Avilés, 2015) por tratarse de un material dúctil. Las tensiones de von Mises se obtienen a partir de los valores de (13-12) y son las de la Tabla 13-1. Hay que señalar que según los criterios de signo a utilizar en fatiga multiaxial con la teoría de von Mises (Avilés, 2015) (Bishop & Sherrat, 2000), (Socie & Marquis, 2000), (Sines, 1959), (Sines, 1955) en este caso se trata de tensiones con signo negativo es decir de compresión, aunque esto no es importante para el estudio que se está realizando en este apartado.

Tabla 13-1 Tensiones residuales estabilizadas de von Mises (en MPa) despreciando la tensión principal 3 e incluyéndola.

σ_a	σ_{res1}	σ_{res2}	σ_{res3}	$\sigma_{res}^{vM}(1, 2)$	$\sigma_{res}^{vM}(1, 2, 3)$
0	-711,0	-451,0	11,9	-623,11	-634,33
634	-594,0	-325,4	8,0	-515,20	-522,35
644	-591,3	-284,8	9,5	-512,20	-520,34
664	-522,7	-167,2	4,2	-462,36	-465,5
683	-538,8	-244,0	9,8	-467,31	-475,54
742	-266,4	-34,9	21,8	-250,78	-264,45
820	-270,0	-115,9	19,6	-234,61	-250,97
878	-137,6	-34,4	6,4	-124,03	-128,55
937	-109,0	25,0	0,8	-123,41	-123,69

En la Figura 13-4 se comprueba cómo una primera hipótesis de ajuste sencilla consiste en suponer que la relajación se produce cuando se alcanza la tensión de fluencia σ_{yp} del material, que en este caso es 1.084 MPa tomada como la resistencia $Rp_{0,2}$ (0,2% de deformación). Según Stephens y Fatemi (Stephens, et al., 2001) no está claro si la relajación tiene relación con la tensión de fluencia monotónica o con la cíclica¹³, pero a la vista de los resultados representados en la Figura 13-4 y utilizando la tensión residual estabilizada de von Mises, es la tensión de fluencia de la curva monotónica σ_{yp} quien define

¹³ "... The residual stress persist as long as the sum of residual stress and applied stress does not exceed the pertinent yield strength, S_y or S'_y , of the material..." página 257 de la ref. (Stephens, et al., 2001).

mejor la relajación para este acero en concreto. Si se adoptara la hipótesis de que la tensión de fluencia cíclica es coincidente con el límite de fatiga R_{-1} (O'Connor & Morrison, 1956), (Thielen & Fine, 1976), (Weng, 1981), (MSC), es decir aproximadamente con $\sigma'_{-1sp} = 646$ MPa en este caso, apoyaría aún más el que sea la tensión de fluencia monotónica σ_{yp} quien controla la relajación.

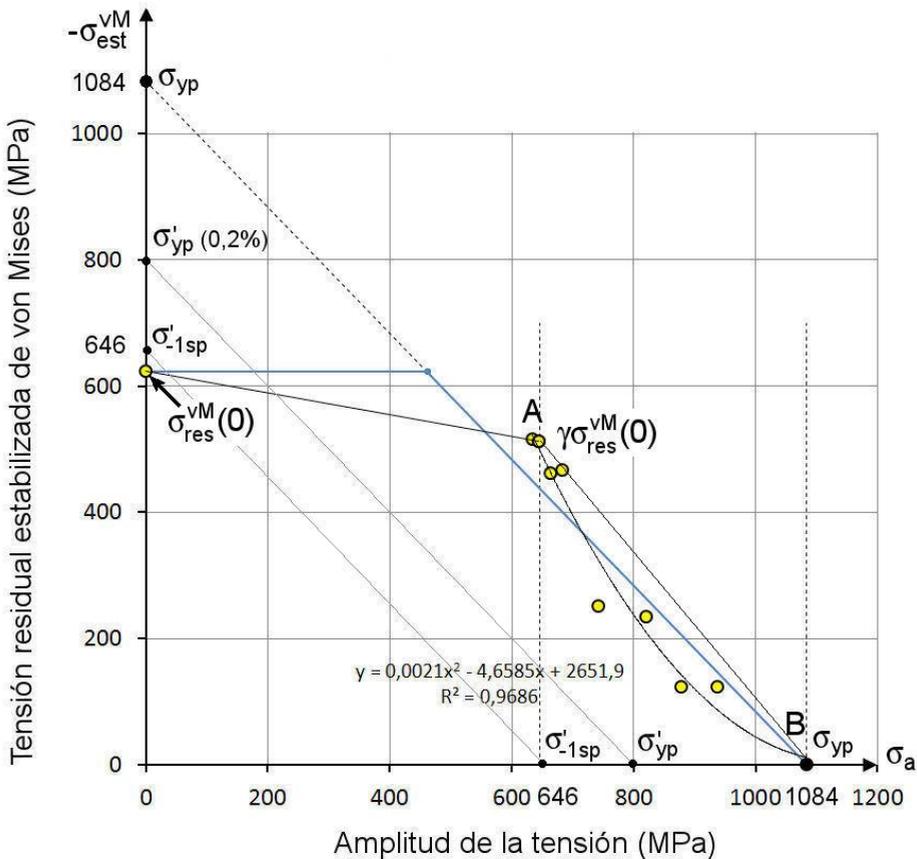


Figura 13-4. Tensiones residuales estabilizadas de von Mises.

La tensión residual estabilizada de von Mises σ_{est}^{vM} se puede obtener aproximadamente a partir de la tensión de fluencia monotónica del material σ_{yp} , de la tensión residual inicial de von Mises $\sigma_{res}^{vM}(0)$ y de la amplitud de la tensión aplicada (uniaxial en este caso) σ_a . Obsérvese de nuevo, que puede existir relajación de tensiones cuando la tensión aplicada está por debajo del límite de fatiga:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_{res}^{vM}(0) + \sigma_a > \sigma_{yp} &\implies \sigma_{est}^{vM} \approx \sigma_{yp} - \sigma_a \\ \sigma_{res}^{vM}(0) + \sigma_a < \sigma_{yp} &\implies \sigma_{est}^{vM} \approx \sigma_{res}^{vM}(0) \end{aligned} \right\} \quad (13-13)$$

Las relaciones de (13-13) contienen un cierto error ya que se está sumando una tensión equivalente de von Mises, y por ello sin dirección, a una tensión uniaxial aplicada de dirección longitudinal. Una aproximación más rigurosa, consiste en sumar los tensores de tensiones residuales $[\sigma_{res}(\sigma_a, N)]$ con los de tensiones aplicadas $[\sigma_a]$.

Las ecuaciones de (13-13) indican que sólo se produce relajación de las tensiones residuales cuando la amplitud de la tensión aplicada σ_a sumada a la tensión residual de von Mises $\sigma_{res}^{vM}(0)$ es superior a la tensión de fluencia del material σ_{yp} . Este criterio está de acuerdo con la bibliografía actual (Avilés, 2015), (Löhe, et al., 2002), (Löhe & Vöhringer, 2002), (Stephens, et al., 2001), pero la tensión residual estabilizada no es de utilidad directa para el estudio del comportamiento a fatiga de componentes ya que es una tensión estática constante, que no tiene en cuenta el tiempo transcurrido para pasar desde $\sigma_{res}^{vM}(0)$ hasta σ_{est}^{vM} . El criterio de la “tensión eficaz media” sin embargo permite utilizar una tensión media constante que incluye dentro de sí tanto los

efectos de multiaxialidad de las tensiones residuales como de su relajación en el tiempo (Avilés, et al., 2011) (Avilés, et al., 2013) (Avilés, et al., 2014).

La tensión residual estabilizada cuando la tensión aplicada es el límite de fatiga se reduce respecto de la tensión residual inicial (Figura 13-4) y el coeficiente γ relaciona la tensión residual inicial $\sigma_{res}^{vM}(0)$ con la tensión estabilizada σ_{est}^{vM} para una tensión aplicada igual al límite de fatiga σ'_{-1sp} , es decir:

$$\gamma = \left. \begin{aligned} & \frac{\sigma_{est}^{vM}(\sigma'_{-1sp})}{\sigma_{res}^{vM}(0)} \\ & 0 < \gamma \leq 1 \end{aligned} \right\} \quad (13-14)$$

En el caso de las probetas SP aquí ensayadas y estudiadas resulta:

$$\gamma = \frac{\sigma_{est}^{vM}(\sigma'_{-1sp})}{\sigma_{res}^{vM}(0)} = \frac{515,2}{623,1} = 0,83 \quad (13-15)$$

Si se acepta la hipótesis simple de que la reducción de la tensión residual en la zona del límite de fatiga es lineal y directamente debida a la plastificación (Figura 13-4), para un material elastoplástico perfecto se cumple, según la ecuación (13-13):

$$\left. \begin{aligned} \gamma \sigma_{res}^{vM}(0) &= \sigma_{res}^{vM}(0) - \left((\sigma_{res}^{vM}(0) + \sigma'_{-1sp}) - \sigma_{yp} \right) = \sigma_{yp} - \sigma'_{-1sp} \\ & \text{cuando } (\sigma_{res}^{vM}(0) + \sigma'_{-1sp}) > \sigma_{yp} \\ \gamma &= 1 \text{ cuando } (\sigma_{res}^{vM}(0) + \sigma'_{-1sp}) \leq \sigma_{yp} \end{aligned} \right\} \quad (13-16)$$

de donde:

$$\gamma = \frac{\sigma_{yp} - \sigma'_{-1sp}}{\sigma_{res}^{vM}(0)} \quad (13-17)$$

que en este caso particular resulta:

$$\gamma = \frac{\sigma_{yp} - \sigma'_{-1sp}}{\sigma_{res}^{vM}(0)} = \frac{1084 - 646}{623,1} = 0,70 \quad (13-18)$$

La diferencia del 13% entre el resultado obtenido a partir de las medidas experimentales en la ecuación (13-15) y el teórico de (13-18) es debida a la dispersión de las tensiones residuales y de las medidas, a la suma de tensiones de von Mises con tensiones σ_a en (13-16), a la hipótesis lineal de la Figura 13-4, a que el material no es elastoplástico perfecto y se ha utilizado $R_{p0,2}$ como límite de fluencia, además de que la hipótesis de utilizar tensiones de von Mises en este material es también sólo aproximada.

Haciendo la representación de los resultados de la Figura 13-4 en un diagrama semilogarítmico ($\log \sigma_a - \sigma_{est}^{vM}$) se observa que los puntos se ajustan bien mediante una recta que pasa aproximadamente por los puntos $(\sigma'_{-1sp}, \gamma \sigma_{res}^{vM}(0))$ y $(\sigma_{yp}, 0)$, tal y como se puede ver en la Figura 13-5. Se comprueba también que un diagrama ($\log \sigma_a - \log \sigma_{est}^{vM}$) o uno $(\sigma_a - \log \sigma_{est}^{vM})$ no corresponden con una aproximación lineal. También es sencillo ver que una recta en el diagrama lineal de la Figura 13-4 desde el punto A al B aproxima peor los resultados que la línea a 45° desde σ_{yp} .

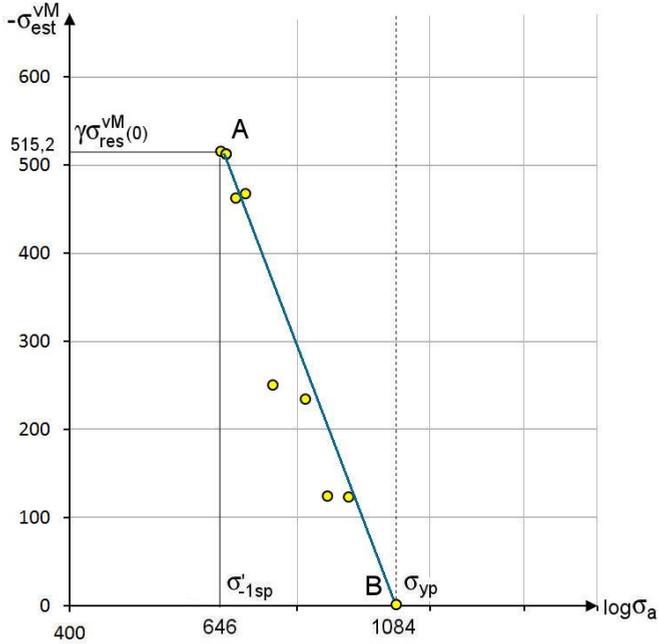


Figura 13-5. Tensiones residuales de von Mises en un diagrama semilogarítmico.

La ecuación de la recta es:

$$\sigma_{est}^{vM} = a + b \cdot \log \sigma_a \quad (13-19)$$

que particularizada para los dos extremos del segmento indicado en la Figura 13-5:

$$\left. \begin{aligned} 0 &= a + b \cdot \log \sigma_{yp} \\ \gamma \sigma_{res}^{vM}(0) &= a + b \cdot \log \sigma'_{-1sp} \end{aligned} \right\} \quad (13-20)$$

y se obtiene:

$$\sigma_{est}^{vM} = \frac{\gamma \sigma_{res}^{vM}(0)}{\log \left(\frac{\sigma_{yp}}{\sigma'_{-1sp}} \right)} \cdot \log \left(\frac{\sigma_{yp}}{\sigma_a} \right) \quad (13-21)$$

Esta ecuación permite obtener el valor de la tensión estabilizada σ_{est}^{vM} para cualquier tensión aplicada σ_a cuando se conoce el límite de fatiga σ'_{-1sp} , la tensión estabilizada a esa tensión $\sigma_{est}^{vM}(\sigma'_{-1sp})$ y la tensión de fluencia monotónica del material σ_{yp} .

Una aproximación parabólica, con eje principal en dirección del de ordenadas, pasando por el punto A y tiene su vértice en el B demuestra proporcionar mejores resultados, tal y como se puede ver en la *Figura 13-6*. La ecuación es:

$$\sigma_{est}^{vM} = \frac{\gamma \sigma_{res}^{vM}(0)}{(\sigma_{yp} - \sigma'_{-1sp})^2} \cdot (\sigma_{yp} - \sigma_a)^2 \quad (13-22)$$

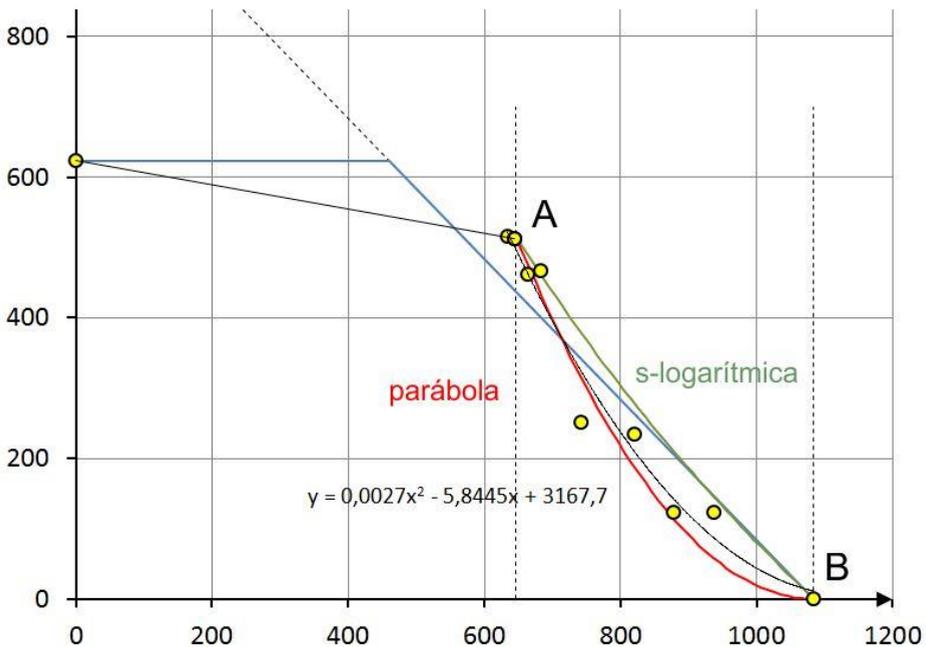


Figura 13-6. Aproximación cuadrática, parabólica, con vértice en $(\sigma_{yp}, 0)$ y logarítmica

Para fines de comparación de la aproximación logarítmica y de la parabólica, se escriben nuevamente ambas ecuaciones en la forma:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_{est}^{vM} &= \gamma \sigma_{res}^{vM}(0) \cdot \left(\frac{\log \sigma_{yp} - \log \sigma_a}{\log \sigma_{yp} - \log \sigma'_{-1sp}} \right) \\ \sigma_{est}^{vM} &= \gamma \sigma_{res}^{vM}(0) \cdot \left(\frac{\sigma_{yp} - \sigma_a}{\sigma_{yp} - \sigma'_{-1sp}} \right)^2 \end{aligned} \right\} \quad (13-23)$$

Se pueden buscar aproximaciones más ajustadas a los datos, por ejemplo, tal y como se representa en la Figura 13-6 en la que se puede ver también una curva cuadrática, pero no se adivina una relación de sus parámetros con las propiedades del material, lo que sí hacen las otras aproximaciones. De todos modos, hay que reconocer que se puede profundizar más en este campo, siendo una posible tarea futura a desarrollar.

13.4. Relajación de tensiones residuales en LPB y SP para el acero 34CrNiMo4, resultados de ensayos

13.4.1. Estudio de relajación de tensiones residuales en LPB y SP

Los ensayos de relajación en probetas SP y LPB se realizaron bajo dos niveles de tensión en una máquina de flexión rotatoria (R_1) en las instalaciones de la UPV/EHU. Periódicamente las probetas fueron extraídas de la máquina para realizar la medición de tensiones residuales; tras cada medición las probetas se volvieron a introducir de nuevo en la máquina para continuar el ensayo. Dado que este proceso es costoso y que el al tiempo de ensayo hay que añadir los

tiempos de envío y de medición de cada probeta, se realizaron una cantidad limitada de mediciones.

A continuación, se muestran los resultados obtenidos en los ensayos de relajación en probetas tratadas con SP y LPB. Como se ha comentado anteriormente la tensión residual inicial en las probetas sometidas a shot-peening es de unos 630 MPa mientras que en las probetas tratadas con LPB es de unos 850 MPa.

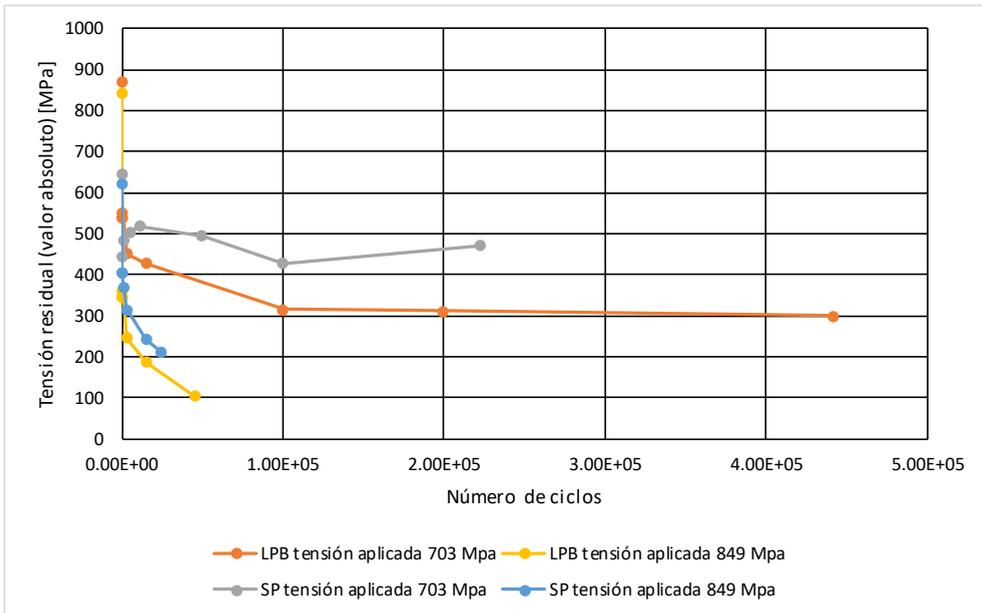


Figura 13-7. Resultados de ensayos de relajación en SP y LPB (escala lineal)

Como puede observarse en la Figura 13-7, a mayor tensión aplicada, mayor, y más rápida, es la relajación de tensiones residuales para ambos tratamientos. Igualmente, en ambos casos, la relajación de tensiones residuales sigue un comportamiento logarítmico con el número de ciclos y está marcada por una

fuerte relajación inicial. Estas características del fenómeno de relajación observadas en las probetas ensayadas van en concordancia con estudios previamente comentados en la sección 13.2. Se incluye también el resultado de los ensayos en escala logarítmica (omitiendo la tensión residual inicial), en la Figura 13-8, dada la idoneidad de esta representación para estudiar la evolución de las tensiones en función del tiempo.

Tabla 13-2 Datos de ensayos de relajación LPB y SP para tensión aplicada de 849 MPa y 703 MPa.

LPB ($\sigma_a=849$ MPa)		LPB ($\sigma_a=703$ MPa)		SP ($\sigma_a=849$ MPa)		SP ($\sigma_a=703$ MPa)	
N	σ_{res}	N	σ_{res}	N	σ_{res}	N	σ_{res}
0	845	0	872	0	623	0	645
100	361	100	551	100	403	500	443
200	345	200	537	200	403	1000	485
500	347	500	541	1000	369	5000	505
3100	245	3100	450	3000	314	11000	518
15000	187	15000	427	15000	242	50000	494
45460	104	100000	315	25000	210	100000	427
		200000	310	31553	211	222265	471
		442016	298				

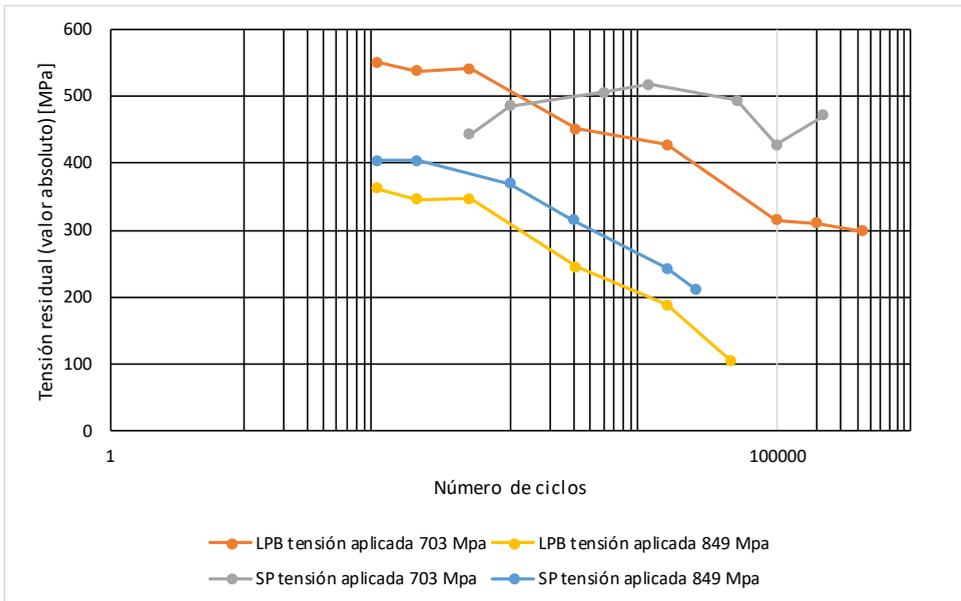


Figura 13-8. Resultados de ensayos de relajación en SP y LPB (escala logarítmica)

Puede observarse en las cuatro curvas de la Figura 13-8 que los resultados obtenidos para la probeta sometida a SP y con una tensión de 703 MPa (curva gris) se desvían sustancialmente del comportamiento esperado, comparado con los otros tres resultados. En dicha probeta la relajación parece suceder en los primeros 500 ciclos, mientras que entre 500 y $2 \cdot 10^5$ ciclos parece no haber relajación. Las oscilaciones que ese observan pueden deberse a que las tensiones residuales no se midieron en el mismo punto, y como se ha comentado en la sección 3.2, en probetas tratadas con SP puede haber elevadas diferencias en la tensión residual medida en distintos puntos de la superficie. Ensayos adicionales de relajación a distintos niveles de tensión serían necesarios para estudiar si se trata de un efecto aislado o forma parte del comportamiento de las probetas SP bajo ese nivel de carga variable.

Por otro lado, se observa que, para un mismo nivel de tensión, las probetas LPB exhiben una mayor relajación que las probetas SP, lo cual no es en primera instancia esperado. Por lo general, y como se ha comentado anteriormente, el LPB es un tratamiento que genera tensiones residuales más estables que el SP, dado que el trabajo en frío de la superficie durante el LPB es menor. El hecho de que con LPB las tensiones residuales sufran una relajación más marcada es probablemente debido a que las tensiones residuales iniciales en las probetas LPB son 200 MPa superiores que las de las SP; por lo tanto ante una misma carga aplicada la relajación será más marcada en las LPB. Esta diferencia hace que la comparación de ambos procesos en términos de relajación no sea posible, pero si su estudio de manera independiente.

Por último, cabe destacar la variabilidad en la tensión residual inicial para un mismo tratamiento, en el caso del LPB se obtiene una variación de 27 MPa y en el caso del SP se obtienen 22 MPa, teniendo en cuenta que las mediciones poseen un error medio de ± 15 MPa.

En cualquier caso, y para el objetivo de esta Tesis, es posible estudiar la relajación de tensiones residuales en SP y LPB por separado a fin de obtener una ley de relajación para ambos casos. En vista de los resultados obtenidos en los ensayos y de su concordancia con resultados obtenidos en estudios previos como los de (Morrow & Sinclair, 1959) (Jhansale & Topper, 1971) (Landgraf & Chernenkoff, 1988) (Zhuang & Halford, 2001) y otros, se ha optado por ajustar los resultados mediante una ecuación semi-logarítmica. El objetivo principal de este ajuste es obtener una ley de relajación cuyos parámetros

puedan ser estimados a partir de las propiedades del material, del tratamiento superficial (LPB o SP) y de las condiciones de carga aplicada.

Para realizar el ajuste se supone que la tensión residual tras el primer ciclo es conocida, ya sea porque se ha extrapolado de los resultados obtenidos (como va a hacerse en este caso), o bien porque se ha obtenido mediante métodos analíticos o numéricos.

La Tabla 13-3 recoge los resultados de realizar dicha extrapolación, puede observarse un comportamiento anómalo en la probeta SP bajo tensión aplicada de 703 MPa (curva gris en la Figura 13-9) dado que la pendiente de la curva logarítmica extrapolada es prácticamente igual a la unidad sugiriendo que toda la relajación sucede en el primer ciclo y en el resto de ciclos la tensión residual permanece constante (teniendo en cuenta los errores inherentes a la medición de tensiones residuales por difracción de rayos X). Si bien esto es posible, y se ha observado en otros trabajos como el de ([Morrow & Sinclair, 1959](#)), sugiere la necesidad de estudiar, en trabajos futuros, el fenómeno de relajación a niveles de tensión adicionales. A su vez el valor extrapolado de la tensión residual en el primer ciclo es de 490 MPa para $\sigma_a=703$ MPa, menor que el de $\sigma_a=849$ MPa, lo cual no es esperable dado que el nivel de tensión aplicada es menor. Por lo tanto, se ha tomado un valor de $\sigma_I=600$ MPa para $\sigma_a=703$ MPa, que es un valor cercano a la tensión residual inicial para esa probeta. Se remarca de nuevo la importancia de medir las tensiones residuales durante los primeros ciclos y siempre en las mismas posiciones para realizar un estudio en detalle del fenómeno de relajación.

Tabla 13-3 Tensión a $N=1$ estimada mediante extrapolación logarítmica

Probeta	Tensión Aplicada (σ_a) [MPa]	σ_1 [MPa]
SP	849 MPa	595
	703 MPa	(490) 600
LPB	849 MPa	575
	703 MPa	720

También se asumen conocidas las propiedades del material, así como la tensión residual inicial. Los datos obtenidos en los ensayos pueden aproximarse a una función logarítmica (*Figura 13-9*) en función de la tensión aplicada (σ_a), la tensión de fluencia (σ_{yp}), la tensión residual inicial ($\sigma_{res}(0)$) y tras el primer ciclo ($\sigma_{res}(1)$) y dos parámetros “ k ” y “ n ”, función del tratamiento superficial realizado.

$$\sigma_{res}(N) = -k \left(\frac{\sigma_a}{(\sigma_{yp} - \sigma_{res}(0))} \right)^n \log(N) + \sigma_{res}(1) \quad (13-24)$$

El parámetro k es un factor de corrección con unidades de MPa que, en los ajustes realizados, tiene valor $k=1$ MPa.

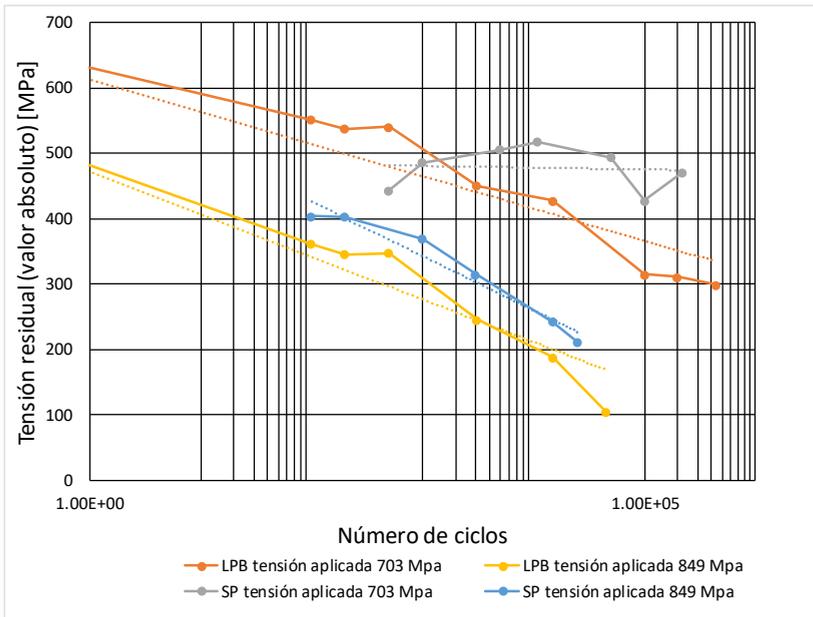


Figura 13-9. Aproximación logarítmica de los resultados de ensayos y obtención de σ_l

En el caso del LPB, de la Tabla 13-2 se tiene que las tensiones residuales iniciales son 845 MPa y 872 MPa para las probeta sometidas a 849 MPa y 703 MPa respectivamente, y las tensiones residuales tras el primer ciclo estimadas (Tabla 13-3) son 575 MPa y 720 MPa. Con ello, es posible encontrar un valor de “ n ” que permita minimizar el error en el ajuste, en este caso se ha obtenido $n = 2.9$ para ambos niveles de tensión. La Figura 13-10 y la Figura 13-11 muestran los datos obtenidos en las mediciones y el resultado de la aproximación analítica. A su vez se han añadido unas bandas de error para los datos de las mediciones, fijando el error a un valor medio de ± 15 MPa en cada punto de medición. Con todo ello, se obtiene, para la probeta sometida a una tensión de 849 MPa, un error medio de 17 MPa y una desviación estándar de

10 MPa; y para la probeta sometida a 703 MPa, un error medio de 15 MPa y una desviación estándar de 9 MPa.

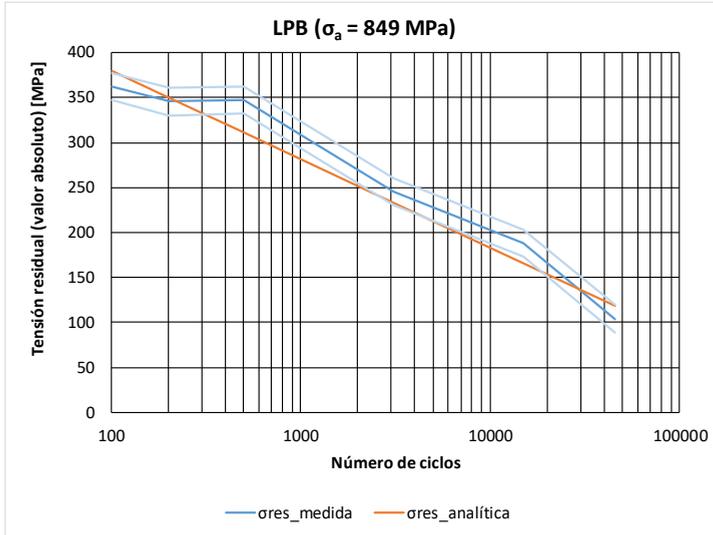


Figura 13-10. Aproximación logarítmica de los resultados de ensayos de LPB con $\sigma_a = 849$ MPa

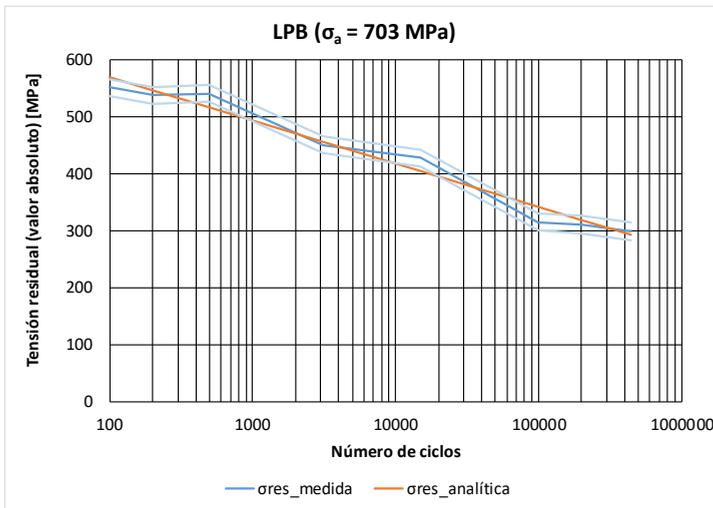


Figura 13-11. Aproximación logarítmica de los resultados de ensayos de LPB con $\sigma_a = 703$ MPa

En el caso del SP, de la Tabla 13-2 se tiene que las tensiones residuales son 623 MPa y 645 MPa para las probetas sometidas a 849 MPa y 703 MPa respectivamente, y las tensiones residuales tras el primer ciclo estimadas (Tabla 13-3) son 595 MPa y 490 MPa. Con ello, es posible encontrar un valor de “ n ” que permita minimizar el error en el ajuste, en este caso se ha obtenido $n = 6$ para ambos niveles de tensión. Las Figura 13-12 y la Figura 13-13 muestran los datos obtenidos en las mediciones y el resultado de la aproximación analítica. A su vez se han añadido unas bandas de error para los datos de las mediciones, fijando el error a un valor medio de ± 15 MPa en cada punto de medición. Con todo ello, se obtiene, para la probeta sometida a una tensión de 849 MPa, un error medio de 14 MPa y una desviación estándar de 11 MPa; y para la probeta sometida a 703 MPa, un error medio de 34 MPa y una desviación estándar de 22 MPa.

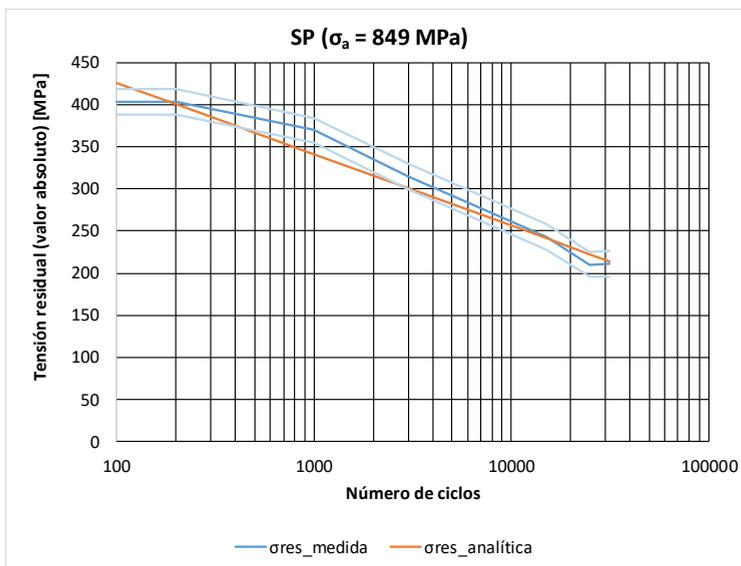


Figura 13-12. Aproximación logarítmica de los resultados de ensayos de SP con $\sigma_a = 849$ MPa

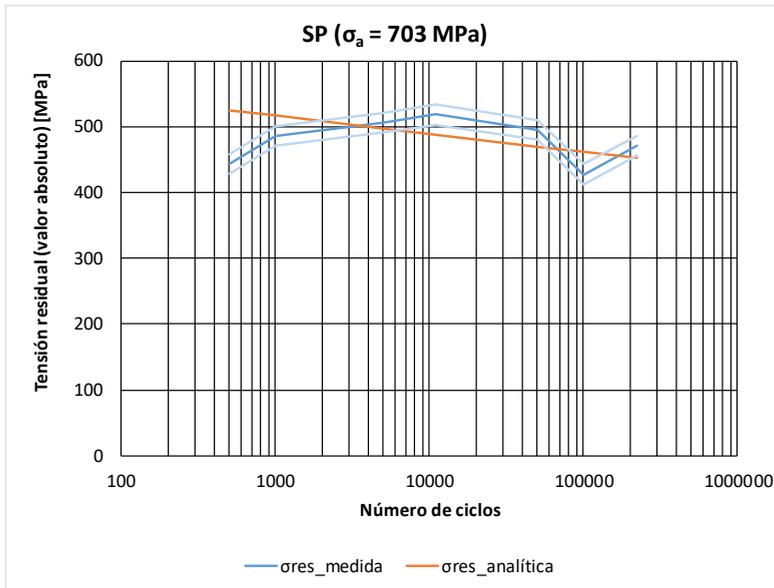


Figura 13-13. Aproximación logarítmica de los resultados de ensayos de SP con $\sigma_a = 703$ MPa

Los parámetros “ k ” y “ n ” en la ecuación (13-24) permiten caracterizar ambos tratamientos, de modo que es posible estimar la evolución de la tensión residual superficial en probetas sometidas a los tratamientos de SP y LPB aquí descritos en función de la tensión aplicada y la tensión residual inicial y tras el primer ciclo. Aunque se requieren de más ensayos para estudiar el fenómeno de relajación en las probetas SP, debido a los resultados obtenidos a 703 MPa y la relajación de la tensión residual en los primeros ciclos. Como en el resto de trabajos citados anteriormente en la sección 13.2, la relación obtenida entre tensión residual y tensión aplicada es válida siempre y cuando la superposición de la tensión residual inicial y la tensión aplicada superen la tensión de fluencia.

13.4.2. *Estudio de relajación de tensiones residuales (ley alternativa)*

La aproximación propuesta para la “ley de relajación de tensiones residuales en la superficie, $\sigma_{res}(n)$, para duraciones finitas se compone de dos sumandos, el primero y principal es debido a los fenómenos de plastificación y se define mediante una función del tipo $\rho_p(\sigma_{res}(0), \sigma_{est}, N, n)$, donde N es la duración que corresponde a la tensión alterna aplicada σ y $0 \leq n \leq N$. Este sumando principal se supone que varía desde la tensión residual inicial en la superficie $\sigma_{res}(0)$ hasta alcanzar la tensión residual estabilizada σ_{est} que corresponde a la tensión σ . El segundo sumando, o secundario, ρ_s engloba el resto de factores, es decir depende de las tensiones residuales en el interior de la pieza, que se manifiestan modificando los valores principales de las tensiones residuales en la superficie (“surgen del interior a la superficie”) a medida que progresa el proceso de relajación, pero también incluye los errores de medida:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_{res}(n) &= \rho_p(n) + \rho_s(n) \\ \sigma_{res}(0) &\geq \rho_p(n) \geq \sigma_{est} \\ \rho_s(0) &= 0 \implies \rho_p(0) = \sigma_{res}(0) \end{aligned} \right\} \quad (13-25)$$

En base a los resultados experimentales de relajación medidos tanto para el caso del SP como del LPB en este material y en el AISI 1045 tratado con LPB, así como las recomendaciones de la bibliografía sobre este tema, se supondrá que la ley de relajación de la componente principal es de tipo logarítmico, es decir:

$$\sigma_{res}(n) = (\sigma_{res}(0) + \alpha \cdot \ln(n + 1)) + \rho_s(n) \quad (13-26)$$

El parámetro α tiene unidades de tensión y se puede estimar haciendo la hipótesis de que, para duraciones N suficientemente elevadas, el valor de la tensión residual habrá alcanzado ya la tensión estabilizada:

$$\rho_p(N) = \sigma_{res}(0) + \alpha \cdot \ln(N + 1) = \sigma_{est} \quad (13-27)$$

de donde se obtiene:

$$\alpha = \frac{\sigma_{est} - \sigma_{res}(0)}{\ln(N + 1)} \quad (13-28)$$

Y por tanto:

$$\sigma_{res}(n) = \left(\sigma_{res}(0) + \left(\frac{\sigma_{est} - \sigma_{res}(0)}{\ln(N + 1)} \right) \cdot \ln(n + 1) \right) + \rho_s(n) \quad (13-29)$$

o lo que es igual:

$$\sigma_{res}(n) = \left(\sigma_{res}(0) + (\sigma_{est} - \sigma_{res}(0)) \cdot \frac{\ln(n + 1)}{\ln(N + 1)} \right) + \rho_s(n) \quad (13-30)$$

Como ha sido comentado ya a lo largo de esta Tesis, no es del todo claro si la tensión estabilizada está más relacionada con la tensión de fluencia monótonica o con la cíclica, pero por los ensayos realizados en esta Tesis (los de relajación con dos probetas SP y otras dos LPB a 703 MPa y 849 MPa, junto con las pruebas denominadas aquí como de “pseudorelajación”) parece que, al menos en el material aquí utilizado, está más relacionada con la monótonica.

Por otra parte, téngase en cuenta que las tensiones residuales son multiaxiales, mientras que las aplicadas son tensiones alternas de dirección axial y de

amplitud constante σ ; sin embargo, lo habitual en la bibliografía es considerar únicamente la componente axial de las tensiones residuales (en ocasiones es la única que se mide), lo cual es sin duda muy discutible. En las medidas utilizadas en esta Tesis sin embargo se han obtenido los tensores de tensiones en la superficie incluyendo todas sus componentes normales y cortantes, que es una información mucho más completa. Surge entonces el problema de cómo aprovechar toda esa información para construir un modelo de relajación más preciso; un criterio razonable es el de utilizar una tensión residual uniaxial equivalente mediante una teoría de fallo, como por ejemplo la de Von Mises, si se supone que este material la verifica. Las condiciones estrictas para que un material cumpla von Mises son:

$$\frac{\sigma'_{-1}}{\tau_{-1}} = \frac{\sigma_{yp}}{\tau_{yp}} = \sqrt{3} \approx 1,73 \quad (13-31)$$

Se han realizado ensayos específicos en la ENSAM de Burdeos para obtener el límite da fatiga a torsión de este material (Pallarés, 2018) que ha resultado $\tau_{-1} = 438$ MPa, por tanto:

$$\frac{\sigma'_{-1}}{\tau_{-1}} = \frac{645}{438} = 1,47 \quad (13-32)$$

Por lo que el comportamiento a fatiga de este material se desvía de Von Mises. Si se tiene en cuenta que otra teoría para materiales dúctiles sería la de Tresca, que da un cociente igual a 2,0, y que a veces se utilizan también teorías como las de Möhr modificadas (generalmente para materiales frágiles, y este claramente es muy dúctil) que dan un cociente 1,25, resulta entonces que, a falta de desarrollar una teoría más específica para este material, se puede

utilizar Von Mises en una primera aproximación (ver la Figura 13-14), lo cual es además práctica común en este tipo de materiales.

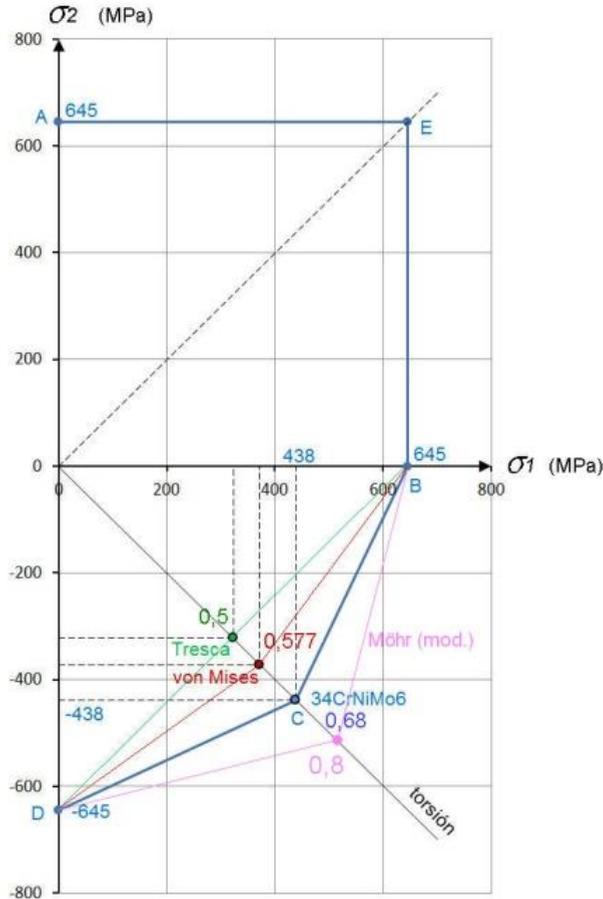


Figura 13-14. Criterios de fallo para el 34CrNiMo6.

La Figura 13-15 presenta los resultados de medidas de tensiones residuales a lo largo del tiempo para una probeta SP (datos en azul) y para una probeta LPB (datos en rojo) sometidas ambas a una tensión alterna de 849 MPa. Se han incluido unas ventanas de detalle de los primeros cientos de ciclos, donde

se observa el efecto producido por las tensiones residuales del interior de la probeta que influyen introduciendo un “transitorio” que altera los valores de la superficie. La Figura 13-16 es análoga, pero ahora para una tensión de 703 MPa. En ambas figuras se han incluido también unas líneas de puntos que corresponden a aproximaciones logarítmicas (no de acuerdo con las ecuaciones anteriores aquí presentadas):

$$\left. \begin{aligned}
 SP &\implies \sigma_{res}(n) \approx -613 + 39 \cdot \ln(n + 1) \\
 LPB &\implies \sigma_{res}(n) \approx -755 + 64 \cdot \ln(n + 1) \\
 SP &\implies \sigma_{res}(n) \approx -604 + 13 \cdot \ln(n + 1) \\
 LPB &\implies \sigma_{res}(n) \approx -803 + 42 \cdot \ln(n + 1)
 \end{aligned} \right\} \sigma = 849 \text{ MPa} \quad (13-33)$$

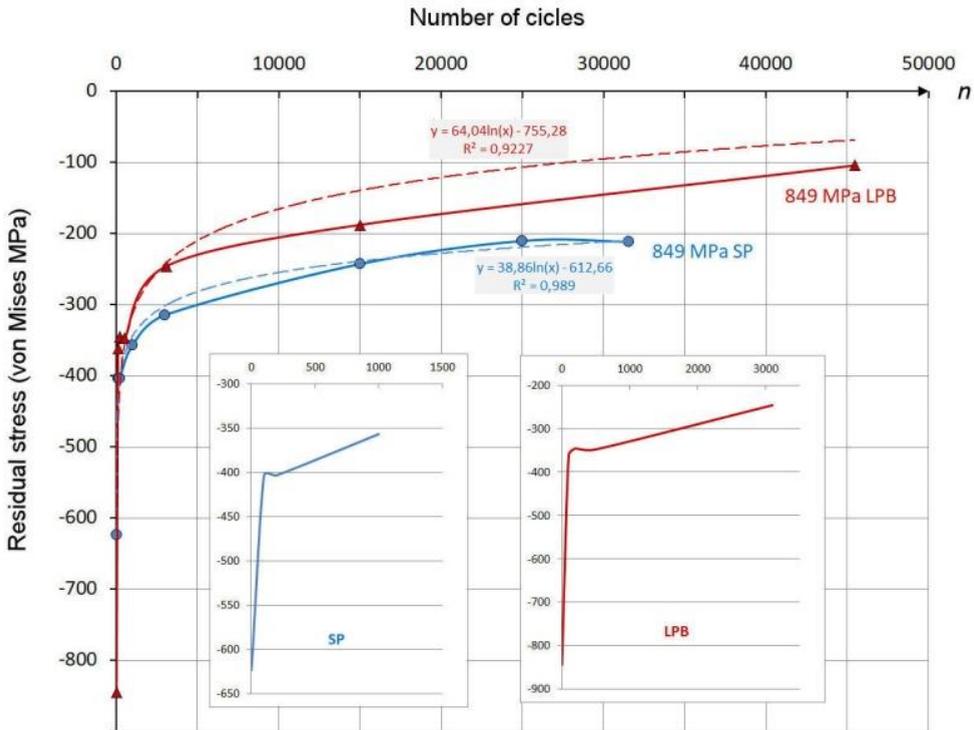


Figura 13-15. Relajación de tensiones residuales en SP

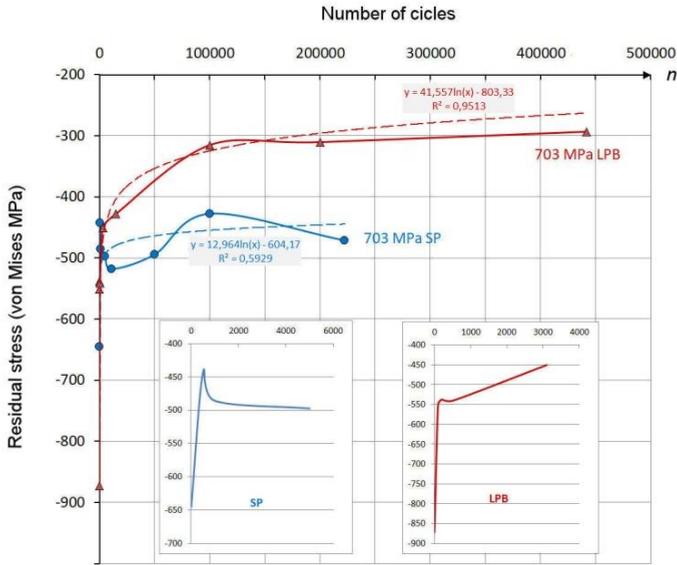


Figura 13-16. Relajación de tensiones residuales en LPB.

Admitiendo Von Mises y que la tensión estabilizada de compresión en este acero se puede estimar como:

$$\sigma_{est} = -\sigma_{yp} + \sigma \quad (13-34)$$

Resulta:

$$\left. \begin{aligned} \sigma = 834 \text{ MPa} &\implies \sigma_{est} = -235 \text{ MPa} \\ \sigma = 703 \text{ MPa} &\implies \sigma_{est} = -381 \text{ MPa} \end{aligned} \right\} \quad (13-35)$$

Y de acuerdo con (13-28):

$$\left. \begin{aligned} SP &\implies \alpha = \frac{623,7 - 235}{\ln(31554)} = 37,5 \\ LPB &\implies \alpha = \frac{845,1 - 235}{\ln(45461)} = 56,9 \end{aligned} \right\} \sigma = 849 \text{ MPa} \\ \left. \begin{aligned} SP &\implies \alpha = \frac{645,1 - 381}{\ln(222266)} = 21,5 \\ LPB &\implies \alpha = \frac{872,5 - 381}{\ln(442017)} = 37,8 \end{aligned} \right\} \sigma = 703 \text{ MPa} \quad (13-36)$$

Según (13-29) las “ecuaciones de las curvas principales de relajación” son:

$$\rho_p(n) = \sigma_{res}(0) + \alpha \cdot \ln(n + 1) \quad (13-37)$$

Y en este caso:

$$\left. \begin{array}{l} SP \implies \rho_p(n) = -623,7 + 37,5 \cdot \ln(n + 1) \\ LPB \implies \rho_p(n) = -845,1 + 56,9 \cdot \ln(n + 1) \end{array} \right\} \sigma = 849 \text{ MPa} \quad (13-38)$$

$$\left. \begin{array}{l} SP \implies \rho_p(n) = -645,1 + 21,5 \cdot \ln(n + 1) \\ LPB \implies \rho_p(n) = -872,5 + 37,8 \cdot \ln(n + 1) \end{array} \right\} \sigma = 703 \text{ MPa}$$

De la Figura 13-17 a la Figura 13-20 se representan las componentes principales y secundarias para los casos aquí utilizados como ejemplos.

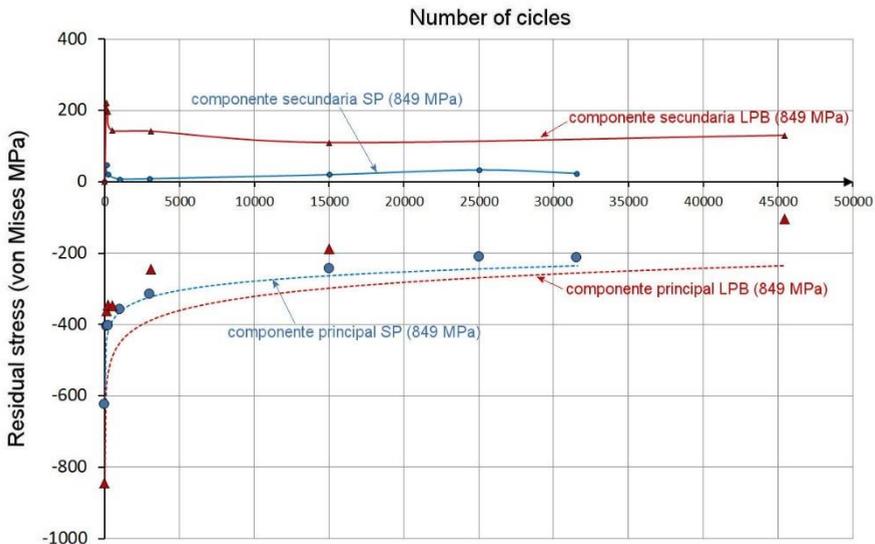


Figura 13-17. Componentes principales y secundarias de las tensiones residuales para tensión alterna de amplitud 849 MPa.

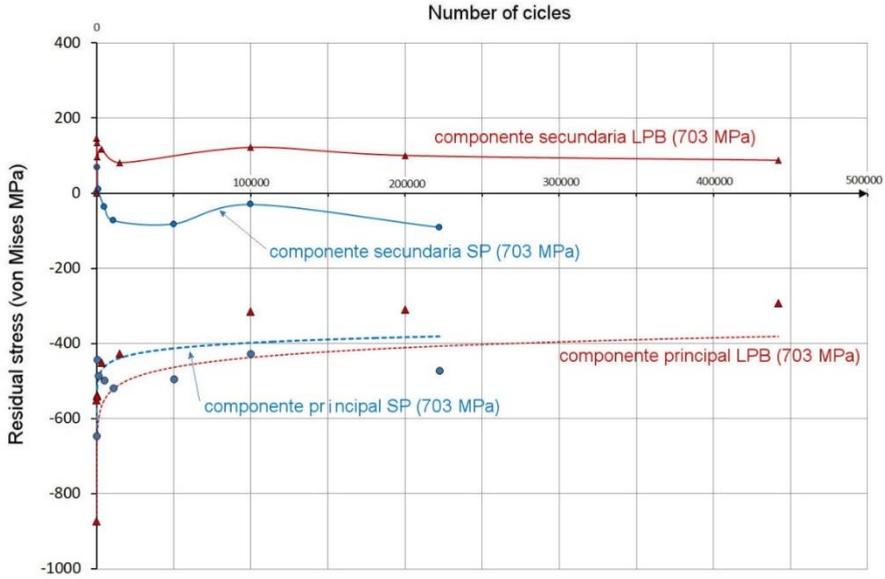


Figura 13-18. Componentes principales y secundarias de las tensiones residuales para tensión alterna de amplitud 703 MPa

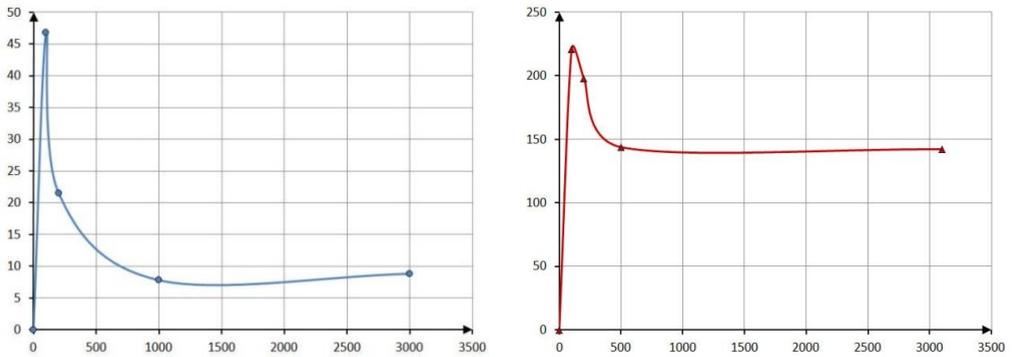


Figura 13-19. Detalle primeros ciclos SP (izda) y LPB (dcha) (849 MPa)

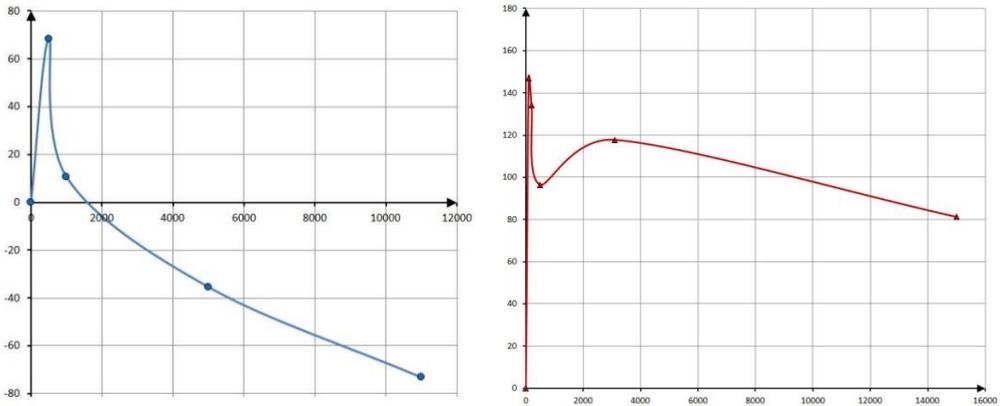


Figura 13-20. Detalle primeros ciclos SP (izda) y LPB (dcha) (703 MPa)

Obsérvese la similitud entre los coeficientes de las relaciones (13-36), obtenidas a partir de la ecuación (13-29) que proviene de un enfoque general, mecánico, basado en unas hipótesis con sentido físico y que sólo requiere unas sencillas propiedades cuantitativas del material, con los de las relaciones en (13-33) generadas mediante una “hoja de cálculo” para ajustarse en particular a unos datos concretos. Las componentes secundarias agrupadas en $\rho_s(n)$ en (13-29) no pueden ser predichas en este momento, pero son fundamentalmente debidas al equilibrio de las tensiones residuales internas con las de la superficie a lo largo del proceso de relajación, a la hipótesis de tensión equivalente uniaxial utilizada (von Mises), a la hipótesis de que la tensión estabilizada se alcanza precisamente en N ciclos, a los errores de medida de las tensiones residuales y a la propia dispersión inherente al fenómeno de la fatiga de materiales.

Analizando los datos obtenidos, y que se presentan en la Figura 13-18, se puede observar como la tras un transitorio caracterizado por variaciones

irregulares, durante los primeros ciclos, el término $\rho_s(n)$ es prácticamente constante. Este se convierte entonces en un parámetro, que puede ser ajustado en base a resultados experimentales, y que depende del tratamiento mecánico como se presenta a continuación:

$$\left. \begin{array}{l} \rho_s(n) \approx \rho_s \\ SP \implies \rho_s = 0 \text{ MPa} \\ LPB \implies \rho_s = 115 \text{ MPa} \end{array} \right\} \quad (13-39)$$

Substituyendo en la ecuación (13-30):

$$\left. \begin{array}{l} SP \implies \sigma_{res}(n) \approx \left(\sigma_{res}(0) + (\sigma_a - (\sigma_{res}(0) + 1084)) \cdot \frac{\ln(n+1)}{\ln(N+1)} \right) \\ LPB \implies \sigma_{res}(n) \approx \left(\sigma_{res}(0) + (\sigma_a - (\sigma_{res}(0) + 1084)) \cdot \frac{\ln(n+1)}{\ln(N+1)} \right) + 115 \end{array} \right\} \quad (13-40)$$

Como se ha comentado, debido al transitorio inicial este criterio no es preciso en los primeros ciclos, y para poder realizar predicciones para un número alto de ciclos es necesario conocer la tensión residual inicial, $\sigma_{res}(0)$, la tensión aplicada, σ_a , y la duración correspondiente obtenida de la curva S-N a partir de la ecuación de Basquin (en principio se utiliza la curva del 50 % aunque curvas para otras fiabilidades pueden utilizarse a partir del coeficiente modificativo de fiabilidad en la ecuación de Marin ([Avilés, 2015](#)) ([Juvinall & Marshek, 2000](#)) ([Norton, 2006](#)) ([Shigley, et al., 2004](#)))

En el caso de los ensayos de relajación realizados para una tensión aplicada, σ_a , de 703 MPa y 849 MPa, se han estudiado dos probetas SP y dos LPB. En las medidas de tensiones residuales en ambas parejas de probetas que se presentan en la Tabla 13-2 se observa que las tensiones residuales iniciales de las dos probetas SP y de las dos probetas LPB difieren entre sí. Por lo tanto, se

considera razonable el utilizar la media de las tensiones de von Mises para cada tratamiento, de modo que se obtiene:

$$\left. \begin{aligned} SP &\implies \sigma_{res}(0) \approx -635 \text{ MPa} \\ LPB &\implies \sigma_{res}(0) \approx -858 \text{ MPa} \end{aligned} \right\} \quad (13-41)$$

La Tabla 13-4 presenta las duraciones estimadas según la ecuación de Basquin para la curva del 50% y las duraciones obtenidas en los ensayos.

Tabla 13-4 Duración estimada y medida de las probetas LPB y SP

	703 MPa		849 MPa	
Tratamiento	N según S-N	N ensayos	N según S-N	N ensayos
SP	176,000	222,265	29,180	31,553
LPB	∞	442,016	34,140	45,460

Y, por lo tanto, utilizando las duraciones, N, obtenidas de la curva S-N se pueden derivar las siguientes ecuaciones:

$$\left. \begin{aligned} SP &\implies \sigma_{res}(n) = -635 + 20.63 \cdot \ln(n + 1) \\ LPB &\implies \sigma_{res}(n) = -743 + 37.54 \cdot \ln(n + 1) (*) \end{aligned} \right\} \sigma_a = 703 \text{ MPa} \\ \left. \begin{aligned} SP &\implies \sigma_{res}(n) = -635 + 39.91 \cdot \ln(n + 1) \\ LPB &\implies \sigma_{res}(n) = -743 + 58.82 \cdot \ln(n + 1) \end{aligned} \right\} \sigma_a = 849 \text{ MPa} \quad (13-42)$$

(*)obtenido con $N = N_e = 260,000$

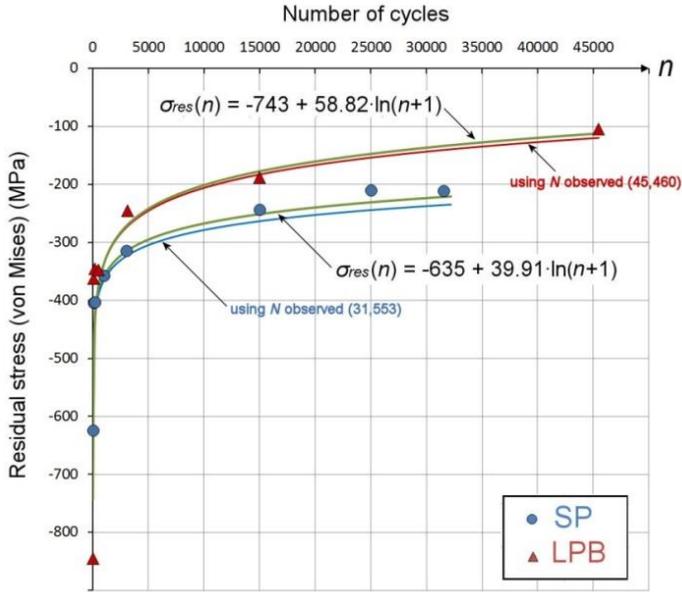


Figura 13-21. Modelo de relajación de tensiones residuales (flexión rotatoria) para las probetas SP y LPB. Tensión aplicada $\sigma_a = 849$ MPa

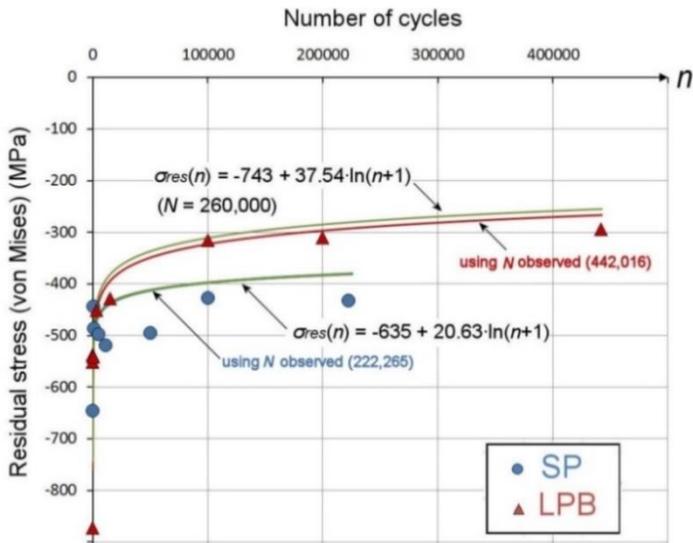


Figura 13-22. Modelo de relajación de tensiones residuales (flexión rotatoria) para las probetas SP y LPB. Tensión aplicada $\sigma_a = 703$ MPa

En la Figura 13-21 y la Figura 13-22 puede observarse como los resultados de las ecuaciones (13-42) son cercanos a los valores experimentales obtenidos en las probetas LPB, tanto para el nivel de tensión alto de 849 MPa como para el nivel de tensión bajo de 703 MPa, que esta justo por debajo del límite de fatiga. Se ha obtenido también una buena aproximación de los resultados obtenidos en la probeta SP sometida a la tensión más alta de 849 MPa. En el caso de la probeta SP ensayada con 703 MPa, la ecuación da un error algo más alto debido a que las tensiones residuales medidas presentan una variación irregular en el tiempo, especialmente en los primeros cientos de ciclos. El error, medido como la diferencia entre los valores experimentales y los valores analíticos se presentan en la Figura 13-23 donde se observa que el error más alto se obtiene en los ciclos iniciales.

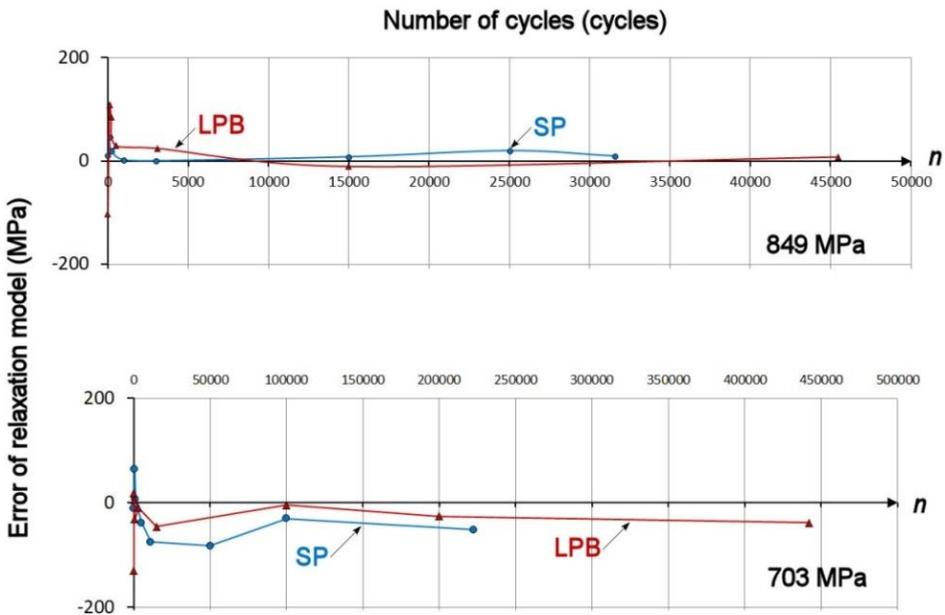


Figura 13-23. Error del modelo de relajación para las probetas LPB y SP ensayadas a 849 y 703 MPa

Como se discutió en la sección dedicada al estudio de la integridad superficial, la superficie de las probetas SP, además de tener una alta rugosidad en comparación con las probetas LPB, presenta una topografía compleja, como se puede ver en la Figura 6-17. Esto, a su vez, genera irregularidades en los valores de tensión residual superficial, e influye en la precisión de las mediciones de tensión residual mediante difracción de rayos X. Este fenómeno de falta de uniformidad en las tensiones residuales en los procesos SP está bien documentado y descrito en (Schulze, 2006). En el caso de los especímenes SP a altos niveles de tensión, la relajación es más intensa y más rápida y contribuye a reducir la influencia de las irregularidades de tensiones residuales citadas. La topografía de la superficie de las muestras LPB tiene una menor rugosidad, como se muestra en la Figura 6-16, y la distribución de las tensiones residuales en la superficie es más uniforme.

13.5. Estudio de la tensión media eficaz en probetas tratadas con LPB

A partir de los ensayos de pseudo-relajación que se presentan en la Tabla 13-5, es posible realizar un estudio de la relación entre la tensión media eficaz y la tensión residual estabilizada en función de la tensión aplicada. La Tabla 13-5 presenta los resultados de duración para cada nivel de tensión aplicado, en dichos ensayos, donde se marca la probeta ensayada con 693 MPa en rojo ya que no rompió tras 2.500.000 ciclos.

Tabla 13-5 Resultados de duración y tensión residual a rotura en función de la tensión aplicada en los ensayos de pseudo-relajación

Probeta	σ_a (MPa)	σ_{res} [MPa]	N_Ensayo (ciclos)
1	937	-17.62	11.987
2	878	-89.12	22.613
3	820	-175.72	51.138
4	781	-162.36	88.371
5	751	-242.01	137.753
6	732	-252.54	203.334
7	703	-238.32	231.881
8	693	-333.19	2.500.000

Primeramente, a partir de estos resultados se comprueba mediante la ecuación de Basquin de las probetas LPB (ecuación (9-8)) que las duraciones obtenidas son las esperadas según la curva de fatiga de las probetas LPB. Como puede observarse en la Tabla 13-6, las duraciones obtenidas mediante la ecuación de Basquin de las probetas LPB concuerdan con las duraciones obtenidas en los ensayos. De forma similar, se presenta en la Figura 13-24 los resultados de los ensayos frente a la curva S-N de las probetas LPB y se observa que estos siguen la ecuación de Basquin obtenida para las probetas LPB.

Tabla 13-6 Estimación de la duración de los ensayos de probetas LPB a distintos niveles de tensión

Probeta	σ_a (MPa)	σ_{res} [MPa]	N_Ensayo (ciclos)	N_Estimado (ciclos)	Error
1	937	-17.62	11.987	11624	3%
2	878	-89.12	22.613	23654	-5%
3	820	-175.72	51.138	49903	2%
4	781	-162.36	88.371	84976	4%
5	751	-242.01	137.753	130352	5%
6	732	-252.54	203.334	172458	15%
7	703	-238.32	231.881	268197	-16%
8	693	-333.19	2.500.000	313632	87%

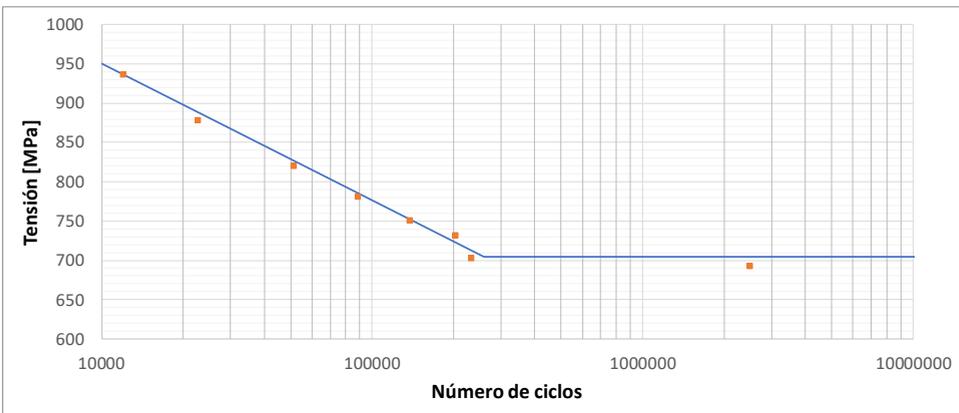


Figura 13-24. Duraciones de las probetas de LPB en ensayos de pseudo-relajación (puntos naranjas) frente a la curva S-N de las probetas LPB

Una vez se han estimado las duraciones de los ensayos, es posible utilizar el dato de tensión aplicada y de duración para calcular la tensión residual “estabilizada” mediante las ecuaciones presentadas tanto en el apartado 13.4.1 como el 13.4.2. Dicha tensión “estabilizada” es en realidad la tensión residual en el momento de la rotura, pero en lo que sigue de capítulo se le denominara “estabilizada” para evitar confusiones con lo presentado en apartados anteriores. En este caso se va a utilizar la ecuación (13-40) para estimar la tensión residual estabilizada, utilizando la tensión residual inicial definida en la ecuación (13-41), y cuyo valor es de -858 MPa. Con todo ello se obtienen los resultados de la Tabla 13-7, donde puede observarse que mediante la ecuación (13-40) es posible estimar las tensiones residuales estabilizadas a distintos niveles de tensión conociendo únicamente la tensión aplicada, el número de ciclos y la tensión residual inicial. La desviación más notable en los resultados se obtiene para la probeta de 693 MPa que, como se ha comentado anteriormente, no llegó a romper en los ensayos. Al estar en un nivel de tensión por debajo del límite de fatiga no es posible estimar correctamente el número de ciclos y por lo tanto no es posible estimar la tensión residual estabilizada, los datos obtenidos se incluyen como información no siendo útiles para derivar conclusiones.

Tabla 13-7 Estimación de la tensión residual estabilizada en probetas LPB

Probeta	σ_a (MPa)	N_Ensayo (ciclos)	N_Estimado (ciclos)	σ_{res} [MPa]	$\sigma_{res_estimada}$ [MPa]
1	937	11.987	11624	-17.62	-35
2	878	22.613	23654	-89.12	-86

3	820	51.138	49903	-175.72	-152
4	781	88.371	84976	-162.36	-192
5	751	137.753	130352	-242.01	-224
6	732	203.334	172458	-252.54	-254
7	703	231.881	268197	-238.32	-252
8	693	2.500.000	313632	-333.19	-481

Los resultados de la Tabla 13-7 se representan en la Figura 13-25 donde puede observarse como las tensiones residuales estabilizadas se ajustan correctamente a las medidas en los ensayos dentro de unos márgenes de error aceptables teniendo en cuenta las márgenes de error de las mediciones de rayos X, el uso de von Mises para representar estado tensional en cada instante de tiempo y la estimación de la tensión residual inicial según (13-41). Se representa también el punto obtenido a 693 MPa, aunque como se ha comentado anteriormente este punto no es de utilidad para derivar conclusiones.

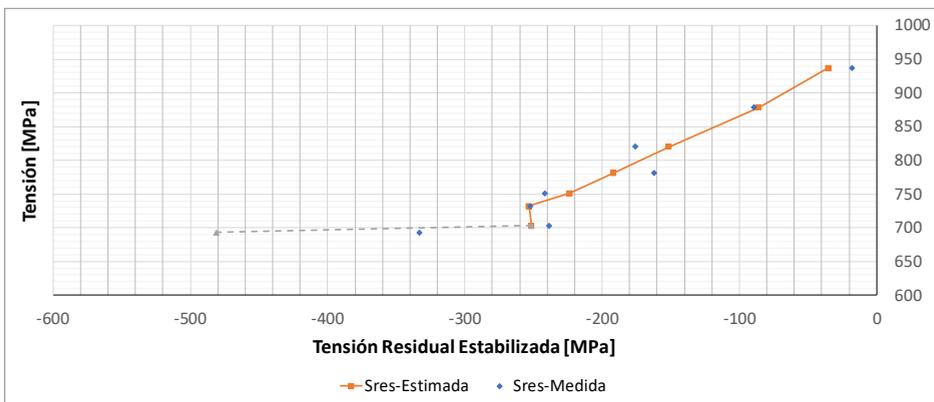


Figura 13-25. Tensión residual estabilizada según la ecuación (13-41) y tensión residual medida en probetas LPB a distintos niveles de tensión

Hasta el momento se ha visto como a partir de la tensión aplicada en los ensayos, conociendo además la curva de fatiga del material tratado y la tensión residual inicial, es posible estimar tanto la duración de las probetas como la tensión residual “estabilizada”, o tensión residual en el momento de la rotura, con unos márgenes de error aceptables. A continuación, se va a proceder a calcular la tensión media eficaz correspondiente a cada nivel de tensión, para obtener así su relación con la tensión residual estabilizada. Para ello se va a utilizar la ecuación (12-19), que relacionaba la tensión media eficaz en probetas LPB con la tensión aplicada. De este modo se obtienen los valores de tensión media eficaz que se presentan en la Tabla 13-8.

Tabla 13-8 Estimación de la tensión media eficaz en probetas LPB

Probeta	σ_a (MPa)	N_Ensayo (ciclos)	N_Estimado (ciclos)	σ_{res} [MPa]	$\sigma_{res_estimada}$ [MPa]	σ_{mef} [MPa]
1	937	11.987	11624	-17.62	-35	-5
2	878	22.613	23654	-89.12	-86	-28
3	820	51.138	49903	-175.72	-152	-53
4	781	88.371	84976	-162.36	-192	-71
5	751	137.753	130352	-242.01	-224	-86
6	732	203.334	172458	-252.54	-254	-96
7	703	231.881	268197	-238.32	-252	-111
8	693	2.500.000	313632	-333.19	-481	-117

La Figura 13-26 presenta la relación entre las tensiones residuales medidas en cada probeta y su correspondiente tensión media eficaz. Mientras que en la

Figura 13-27 se representa la relación tanto de la tensión residual medida y la tensión media eficaz como la tensión residual estimada y la tensión media eficaz.

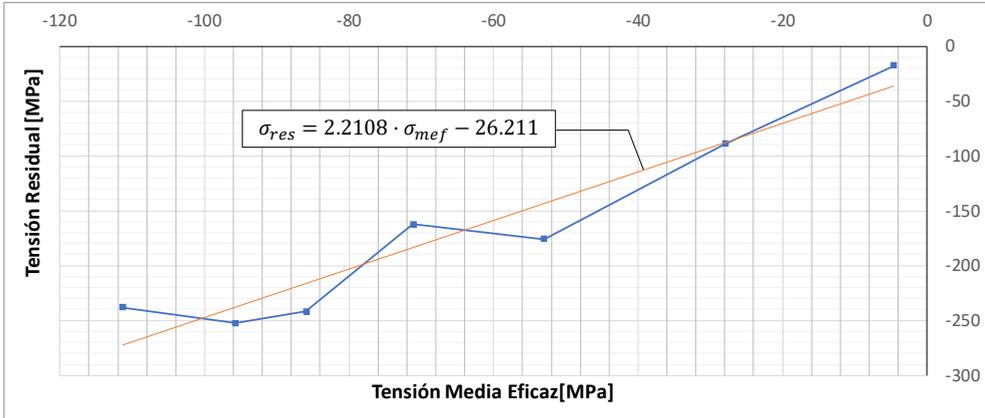


Figura 13-26. Relación entre tensión residual estabilizada medida y tensión media eficaz

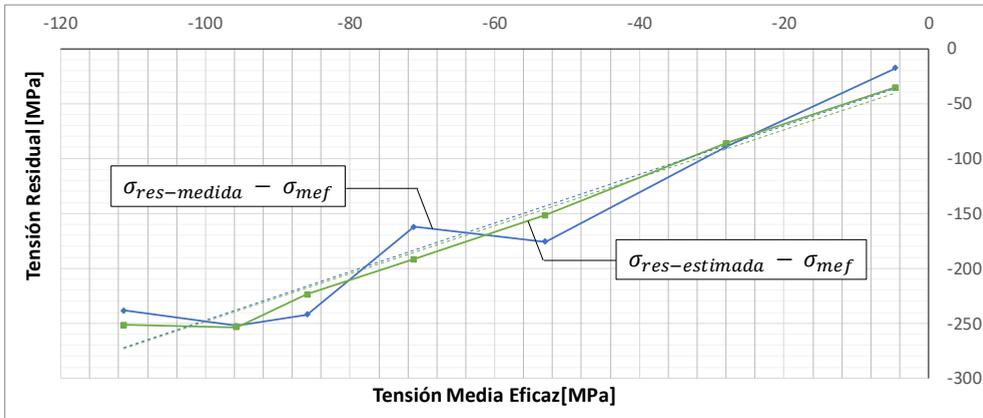


Figura 13-27. Relación entre tensión residual estabilizada medida y estimada y tensión media eficaz

En ambas figuras puede observarse que la relación entre ambas es aproximadamente lineal. A su vez, en la Figura 13-27 observarse como, dado que el error en la tensión residual estimada es bajo, ambas graficas dan resultados similares.

Capítulo 14:

CONCLUSIONES DE LA TESIS Y LÍNEAS FUTURAS DE INVESTIGACIÓN

CAPÍTULO 14. CONCLUSIONES DE LA TESIS Y LÍNEAS FUTURAS DE INVESTIGACIÓN

14.1. Conclusiones de la Tesis

Este trabajo de investigación y Tesis se han centrado en estudiar y comparar la influencia de los procesos shot-peening (SP) y low-plasticity burnishing (LPB) en el comportamiento a fatiga de ciclos altos (HCF) del acero DIN 34CrNiMo6 de temple y revenido.

El trabajo aquí presentado es parte de una investigación más amplia en la que se incluyen otros materiales metálicos (otros aceros, aleaciones de níquel y de titanio) y diferentes tratamientos mecánicos y procesos de fabricación (laser-polishing, fabricación aditiva con titanio, electroerosión). La finalidad es comprender cómo estos procesos influyen en el comportamiento a fatiga de los materiales y proporcionar datos cuantitativos y procedimientos útiles para el diseño y cálculo de componentes mecánicos.

A fin de caracterizar los procesos SP y LPB se ha seleccionado un material idóneo por sus características mecánicas, de elevada resistencia estática, así como por su buena calidad de fabricación en cuanto a homogeneidad del producto en bruto. Se trata del acero DIN 34CrNiMo6 de temple y revenido arriba citado, ampliamente utilizado en aplicaciones exigentes y suministrado por Thyssen-Krupp Ibérica.

De este material se han obtenido mediante ensayos previos a los de fatiga numerosas propiedades de interés, como su curva monotónica ingenieril, dureza superficial y sub-superficial, estructura metalúrgica, etc. Otras propiedades de las curvas monotónica real y de la cíclica se han estimado a partir de datos y fórmulas de cálculo de la bibliografía. De este modo se poseía un amplio conocimiento de las propiedades del material base antes de comenzar los tratamientos SP y LPB y los ensayos de fatiga.

Para los procesos de SP y LPB se han seleccionado unos parámetros que proporcionan unos niveles de tensiones residuales de compresión razonablemente comparables en las probetas cilíndricas utilizadas. El SP produce unas tensiones residuales cuyas componentes normales tienen un valor similar en dirección longitudinal y transversal, por ello se pueden denominar como “isótropas” en este sentido, mientras que el LPB deja unas tensiones residuales longitudinales mayores que las transversales en la superficie, es decir “anisótropas”.

Se ha realizado un exhaustivo estudio de integridad superficial, tanto del material pulido a espejo, como mecanizado, tratado con SP y LPB, e incluso de un proceso de bruñido convencional a fin de compararlo con el LPB. Se han medido las tensiones residuales en la superficie y en profundidad de las probetas pulidas, mecanizadas, SP y LPB y en el caso de las pulidas se ha comprobado el efecto de reducción de las tensiones residuales superficiales de un suave tratamiento en horno (encontrado en la bibliografía y que no altera las propiedades metalúrgicas ni mecánicas del material base en este acero).

Con los parámetros elegidos, la media de las tensiones residuales longitudinales y axiales en la superficie de ambos procesos es similar, alrededor de -625 MPa, por otra parte la dureza y tamaño de grano en la zona superficial y sub-superficial apenas varían con estos procesos en este acero, sin embargo las diferencias en otros aspectos superficiales son considerables, sobre todo en el acabado y topografía superficial con una rugosidad $Ra=1,41 \mu\text{m}$ en el SP y $Ra=0,08 \mu\text{m}$ en el LPB. Las tensiones de compresión producidas por el LPB alcanzan hasta una profundidad de 0,4 mm mientras que en el SP se hacen muy pequeñas a los 0,25 mm, como era de esperar el trabajo en frío es menor en el caso del LPB que en el SP.

Se han utilizado más de 400 probetas para el conjunto de ensayos realizados: ensayos estáticos, en la máquina de fatiga rotatoria, en la máquina axial y medidas de tensiones residuales tanto en superficie como en profundidad. A fin de reducir las causas de incertidumbre en las probetas, que puedan influir en la dispersión de los resultados del comportamiento a fatiga, todas las probetas han sido fabricadas por la misma empresa “Ronay Precisión” (Derio), que es especialista y con un prestigio reconocido en las industrias del entorno en este tipo de productos. El tratamiento SP se ha encargado a los talleres “Iparblast” (Eibar) que son líderes en la zona norte en ese y otros procesos.

El tratamiento LPB se ha realizado en los talleres del Departamento de Ingeniería Mecánica de la ESI de Bilbao (UPV/EHU), que poseen una larga y reconocida experiencia en ese tema. Las probetas pulidas a espejo han sido realizadas por sólo tres personas y utilizando las mismas máquinas del laboratorio de fatiga del grupo ADM en la ESI de Bilbao. Las medidas de

tensiones residuales en profundidad fueron realizadas por los laboratorios ASM (*Advanced Stress Measurements*, de Las Rozas) y en superficie por el servicio SGIker (UPV/EHU, Leioa). Todas las medidas de rugosidad y topografía superficial y de durezas y micro-durezas, así como estructura metalúrgica se han realizado en los laboratorios del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU. Los estudios que incluyen análisis espectrográfico en el centro Azterlan IK4 (Durango). En resumen, siempre se ha tratado de recurrir a centros especializados y de prestigio reconocido para aquellos estudios y procesos que no se podían hacer directamente en las instalaciones del Departamento y del grupo ADM.

En este trabajo se han realizado numerosos ensayos “*rotating-bending*” R_{-1} sobre probetas mecanizadas, pulidas a espejo, SP y LPB, además de ensayos axiales con relaciones de carga $R_{0.05}$, $R_{0.5}$, R_{-1} y R_{-2} sobre probetas pulidas a espejo utilizando las máquinas del Departamento. También se ha obtenido la curva S-N de las probetas SP para R_{-1} axial en los laboratorios del centro Azterlan (Durango) utilizando una máquina de resonancia (esto se hizo antes de disponer de la máquina axial Instron en el Departamento). Se han obtenido las curvas de Basquin de todos estos casos, y en el caso de las probetas mecanizadas se ha realizado un estudio detallado y cuantitativo sobre las razones de la dispersión relativamente elevada encontrada en la zona del límite de fatiga.

Los tratamientos SP y LPB son de acabado y se aplican generalmente sobre piezas previamente mecanizadas, el límite de fatiga rotating-bending de las probetas mecanizadas es de 465 MPa, mientras el de las SP es 645 MPa y el de

las LPB sube hasta 705 MPa, el de las pulidas a espejo coincide en este caso con el de las SP. Esto supone un incremento del límite de fatiga de un 39% con el tratamiento SP y del 52% con el LPB.

Se ha comprobado en este trabajo que la mayor parte de la mejoría del límite de fatiga del LPB respecto del SP se debe al mejor acabado superficial resultante, pues en ambos tratamientos las tensiones residuales se relajan muy rápidamente, incluso con tensiones aplicadas cerca del límite de fatiga.

En la zona de duración finita todas las líneas convergen en 850 MPa y unos 10^4 ciclos, pues a ese nivel de tensión tan alto las tensiones residuales se relajan muy rápidamente y el acabado superficial tiene escasa influencia, pues las grietas se inician muy rápidamente y la duración se corresponde casi íntegramente con la fase de propagación.

Los estudios de fractografía muestran que la iniciación de las grietas en la mayoría de las probetas en todos los casos y niveles de tensión se producen en la superficie, pero en no pocas ocasiones se inician en defectos e inclusiones en el interior. En el caso del LPB la iniciación en la superficie se produce generalmente en el fondo de las finas muescas que este tratamiento deja en la superficie, apareciendo también para elevados niveles de tensión grietas secundarias que siguen otras muescas superficiales cercanas en la sección de rotura. Dichos agrietamientos secundarios no han sido observados en las probetas SP.

Un procedimiento habitualmente utilizado en la práctica de ingeniería para estimar la curva S-N de una pieza se basa en utilizar la fórmula de Marin, que

corrige la curva S-N rotating-bending de las probetas pulidas a espejo mediante una serie de coeficientes modificativos. El coeficiente modificativo del límite de fatiga del SP es en este caso 1,0 desde 10^4 ciclos hasta el límite de fatiga, lo que significa que la mejoría producida por las tensiones residuales de compresión es contrarrestada por la elevada rugosidad superficial (esta comparación es respecto de las probetas pulidas a espejo).

En el tratamiento LPB ese coeficiente es 1,0 para 10^4 ciclos y 1,1 en el límite de fatiga, que es una mejoría inferior al que se obtiene en otros aceros de menor resistencia, como por ejemplo en el AISI 1045 normalizado, en el cual alcanza 1,21.

Estos coeficientes incluyen dentro de ellos tanto el efecto del acabado superficial como los de las tensiones residuales: multiaxialidad, gradiente y relajación por tensión y otros. Los ensayos axiales antes citados demuestran que el efecto de las tensiones medias en el acero 34CrNiMo6 se ajusta adecuadamente mediante el criterio de Dietmann, por lo que utilizando el concepto de tensión media eficaz, el efecto del tratamiento LPB aquí utilizado sobre el límite de fatiga es equivalente a superponer una tensión media uniaxial, sin relajación y sin gradiente de -235 MPa.

Mediante análisis no lineales de elementos finitos del proceso LPB se ha comprobado que existe una componente radial no nula de las tensiones residuales en el interior de las probetas, pero los resultados muestran que la magnitud de esta componente es pequeña en comparación con la longitudinal y con la tangencial, además de ser nula en la superficie, y por eso su influencia en la interpretación del comportamiento a fatiga de las piezas tratadas es

escasa y se puede despreciar para desarrollo de métodos de cálculo del tipo de los aquí presentados.

Se ha completado y profundizado el concepto de “tensión media eficaz” y se ha comprobado cómo utilizar la tensión estabilizada teórica o la real en los cálculos, como una tensión media que se superpone a las tensiones externas es incorrecto. Aun es todavía más incorrecto utilizar el valor de la tensión residual inicial en la superficie, pues de hecho este dato es de un valor e influencia relativamente escasos debido a la importancia del gradiente y a la rapidísima relajación de tensiones que se produce en los primeros ciclos de carga. También se ha obtenido la relación de la tensión media eficaz con los coeficientes de Marin (versión generalizada para incluir su variación en la zona de duración finita).

Se ha presentado y desarrollado también el concepto de “tensión media eficaz generalizada”, válido para casos de tensiones externas con relaciones de carga distintas de la R_{-1} .

Respecto a la relajación de las tensiones residuales en rotating-bending se ha observado que estas decrecen muy rápidamente en la superficie durante los primeros ciclos de carga, produciéndose algunas oscilaciones debido al establecimiento del equilibrio con las variaciones de las tensiones residuales en el interior. A partir de unas decenas o cientos de ciclos se observa, tanto en el caso del SP como del LPB, una tendencia de la tasa de relajación decreciendo paulatinamente hasta producirse la rotura.

Se ha obtenido la relación existente entre la tensión residual inicial medida en la superficie de las probetas sometidas a un tratamiento (como el SP o el LPB), la tensión de fluencia (monotónica en este material), el límite de fatiga del material base y la tensión media eficaz, y de ese modo es posible obtener el límite de fatiga de las probetas sometidas a un tratamiento mecánico determinado.

Se ha comprobado que en el acero 34CrNiMo6 utilizado, la tensión residual estabilizada (aproximada a la tensión residual final en la rotura) está relacionada con el límite de fluencia monotónico cuando las tensiones residuales multiaxiales se hacen equivalentes a una uniaxial mediante el criterio de von Mises..

En este trabajo se han propuesto dos modelos de relajación basados en propiedades del material y que ajustan bien los resultados obtenidos en los ensayos. Ambos modelos requieren sólo de unos pocos parámetros y datos del material, muy sencillos de obtener en ambos casos. El primero de ellos se basa en los procedimientos habituales de la bibliografía, adaptados y mejorados para el caso de este acero. El segundo es un enfoque más original, que se basa en utilizar dos términos de relajación: primario y secundario; el primario sigue una ley logarítmica y el secundario puede aproximarse mediante unos valores constantes dependientes del proceso (SP o LPB).

14.2. Líneas futuras de investigación

En el Grupo ADM están planificadas numerosas tareas a desarrollar en el campo de los métodos de cálculo de componentes estructurales sometidos a tensiones de fatiga, la mayor parte de esas tareas han sido descritas en el capítulo de esta Tesis dedicado a presentar los objetivos. En relación con esto, en este apartado se van a presentar concretamente las líneas de investigación futuras que tienen una relación más directa con los métodos y resultados de esta Tesis.

- La primera y más inmediata es la de comprobar la validez de los métodos aquí desarrollados para el acero 34CrNiMo6 utilizando otros parámetros (dentro de los límites prácticos de estos) para los tratamientos SP y LPB.
- Comprobar la validez de los procedimientos presentados para otros aceros dúctiles de temple y revenido relativamente similares al 34CrNiMo6, sometidos a SP y LPB, y posteriormente para otros aceros diferentes como por ejemplo el AISI 1045 normalizado.
- Estudiar el efecto de otros tratamientos superficiales, como el *laser-shock peening* (LSP), comprobando el campo de validez de los procedimientos aquí desarrollados en este y otros aceros.
- Obtener experimentalmente la curva cíclica de este acero para determinar con mayor precisión el valor del límite de fluencia cíclico σ'_{yp} .
- Obtener también la curva de torsión para comprobar si la relación del límite de fluencia a torsión con el axial monotónico (τ_{yp}/σ_{yp}) es

similar a la existente entre los límites de fatiga de torsión R_{-1} y de flexión alterna (τ_{-1}/σ'_{-1}), esto ayudará a comprobar de forma más precisa la desviación respecto a la teoría de von Mises y, en su caso, a desarrollar una teoría de tensiones equivalentes más específica para este material.

- Obtener mediante ensayos la curva monotónica real del material utilizado en este trabajo para obtener la resistencia a la rotura real σ_{ur} y la deformación ε_{ur} y verificar de forma más precisa la validez del método de Morrow en comparación el de Dietmann.
- Mejorar el modelo de elementos finitos para el proceso LPB permitiendo, entre otras cosas, la simulación de la aplicación de varias pasadas de la herramienta de bruñido y en diferentes direcciones, lo que ayudará a prever las tensiones residuales resultantes en diferentes condiciones de bruñido en piezas.
- Estudiar la relajación de las tensiones residuales para tensiones axiales alternas en primer lugar y para otras relaciones de carga R diferentes tanto en el SP como en el LPB.
- Estudio de la relajación de tensiones con torsión alterna y en combinación con torsión media para los tratamientos SP y LPB.
- Analizar en profundidad el proceso de relajación en la superficie durante los primeros ciclos, obteniendo un modelo teórico y una metodología que explique y cuantifique las variaciones de la tasa de relajación y su relación con lo que sucede en las capas subsuperficiales en esa fase de los primeros ciclos de carga.

- Mejorar y actualizar los valores de los coeficientes de rugosidad superficial, dentro de los límites que van de los procesos de mecanizado al pulido a espejo y para aceros de media y alta resistencia, que son los de mayor interés para este tipo de tratamientos mecánicos superficiales.
- Aparte de la rugosidad, se puede estudiar la influencia de la “topografía superficial” resultante de procesos como el SP y el LPB en la resistencia a la fatiga.
- Continuar profundizando en la relación existente entre las tensiones residuales iniciales medidas en la superficie y la tensión media eficaz para los procesos SP y LPB y otros.
- Tratar las tensiones residuales como multiaxiales y variables en el tiempo y combinarlas con las aplicadas, estudiando el conjunto mediante métodos de análisis multiaxial y comparando los resultados con los de los métodos desarrollados en esta Tesis.
- Estudio de la relajación de tensiones bajo carga con el tiempo en las capas sub-superficiales, es decir en el interior de las probetas.
- Desde un punto de vista de aspectos más concretos se trataría de comprobar, con una campaña experimental aún más completa, la validez de la hipótesis de que la relación de los límites de fatiga R_{-1} de flexión y axial del material base y tras someterlo a los procesos SP, LPB u otros permanece aproximadamente constante.
- Por otra parte, la gran cantidad de resultados experimentales obtenidos permitirán realizar estudios estadísticos más refinados, obteniendo las curvas S-N para distintas probabilidades de fallo, utilizar

aproximaciones de la curva S-N de otro tipo (no basadas en Basquin), estudios fractográficos más exhaustivos y con mayor nivel de detalle, detección de las fases de iniciación y propagación en las probetas rotas, estudio de la relajación de cada una de las componentes del tensor de tensión

BIBLIOGRAFÍA

Abdullahi, K. G. & Mamoun, M., 2014. Laser Peening Process and Its Impact on Materials Properties in Comparison with Shot Peening and Ultrasonic Impact Peening. *Materials*, Volumen 7, pp. 7925-7974.

Alkaisee, R. & Peng, R., 2014. Influence of Layer Removal Methods in Residual Stress Profiling of a Shot Peened Steel using X-ray Diffraction. *Advanced Materials Research*, Volumen 996, pp. 175-180.

Almen, J., 1944. s.l. Patente n° US2350440.

Almen, J. O., 1951. Fatigue Failures are Tensile Failures. s.l., s.n.

Al-Obaid, Y. F., 1995. The effect of shot peening on stress corrosion cracking behaviour of 2205-duplex stainless steel. *Engineering Fracture Mechanics*, vol 51.

AMS-S-13165, S., 1997. Shot Peening of Metal Parts. s.l.:s.n.

Artaraz, F. & Beitia, S., 1991. An unsuitable residual stress state in train springs originated by shot peening. *Wear*.

Asay, J. & Shahinpoor, M., 1992. High-Pressure shock compression of solids. s.l.:Springer.

Ashton-Acton, Q., 2013. *Alloys-Advances in Research and Application*. 2013 ed. Atlanta: SholarlyEditions.

Askar'yan, G. & Moroz, E., 1963. Pressure on evaporation of matter in a radiation beam. *Journal of Experimental and Theoretical Physics*, p. 1638.

ASM, 2002. *Atlas of Stress-Strain curves*, 2nd Edition. 2 ed. Materials Park (OH): ASM International.

ASME B46.1, 2009. *Surface Texture (Surface Roughness, Waviness, and Lay)*, New York: ASME.

Bibliografía

- ASTM, 2002. ASTM E466-07: Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials, West Conshohocken: ASTM International.
- ASTM, 2010. ASTM E915-96 Standard Test Method for Verifying the Alignment of X-Ray Diffraction Instrumentation for Residual Stress Measurement, West Conshohocken: ASTM International.
- Avilés, R., 2015. Métodos de Cálculo de Fatiga para Ingeniería. Madrid: Paraninfo.
- Avilés, R. y otros, 2011. Influence of laser polishing on the High Cycle Fatigue strength of medium carbon AISI 1045 steel. *International Journal of Fatigue*, Volumen 33, pp. 1477-1489.
- Avilés, R. y otros, 2014. Influence of laser polishing in an inert atmosphere on the high cycle fatigue strength of AISI 1045 steel. *International Journal of Fatigue*, Volumen 68, pp. 67-79.
- Avilés, R., Albizuri, J., Rodríguez, A. & López, L., 2013. Influence of low-plasticity ball burnishing on the high-cycle fatigue strength of medium carbon AISI 1045 steel. *International Journal of Fatigue*, Volumen 55, pp. 230-244.
- Awan, K., 2008. Knurling quality modeling using artificial neuronal network (ANN). s.l., s.n., pp. 1-14.
- Ayesta, I. y otros, 2016. Influence of the WEDM process on the fatigue behavior of Inconel 718. *International Journal of Fatigue*, Volumen 92, pp. 220-233.
- Bain, E. C. & Paxton, H. W., 1966. *Alloying Elements in Steel*. s.l.:American Society for Metals.
- Basquin, O., 1910. The exponential law of endurance tests. *Proceedings ASTM*, Volumen 10, pp. 625-630.
- Baughman, D. L., 1970. Peen Forming. *Machine Design*, Volumen 42, pp. 156-160.
- Baughman, D. L. & Carpenter, J. H., 1972. Shot Peening Aparatus. USA, Patente nº 3668912.
- Bäumel, A. J. & Seeger, T., 1990. *Materials Data for Cyclic Loading*. Amsterdam: Elsevier.

- Benedetti, M., Fontanari, V. & Bandini, M., 2014. A simplified and fast method to predict plain and notch fatigue of shot peened high-strength aluminium alloys under reverse bending. *Surface and Coatings Technology*, pp. 2-9.
- Benedetti, M. y otros, 2002. Influence of shot peening on bending tooth fatigue limit of case hardened gears. *International Journal of Fatigue* 24, pp. 1127-1136.
- Benedetti, M., Fontanari, V. & Monelli, B., 2009. Numerical Simulation of Residual Stress Relaxation in Shot Peened High-Strength Aluminum Alloys Under Reverse Bending Fatigue. *Journal of Engineering Materials and Technology*.
- Berns, H. & Weber, L., 1986. Crack initiation and growth in shot peened and prestrained peened high strength steel, s.l.: s.n.
- Bishop, N. W. M. & Sherrat, F., 2000. Finite element based fatigue calculations. s.l.:NAFEMS Ltd..
- Bleicher, F. y otros, 2012. Mechanism of surface modification using machine hammer peening technology. *CIRP Annuals - Manufacturing Technology*, Volumen 61, pp. 375-378.
- Boardman, B., 1990. Fatigue Resistance of Steels. En: *ASM Handbook*, Volumen 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys. Materials Park: ASM International, pp. 673-688.
- Borger, J. C., 1955. Method of Cold Forming Sheets. USA, Patente nº 2701408.
- Bouzid, W., Tsoumarev, O. & Saï, K., 2004. An investigation of surface roughness of burnished AISI 1042 steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 24(1-2), pp. 120-125.
- Boyce, B. L. y otros, 2003. Mechanical relaxation of localized residual stresses associated with foreign object damage. *Materials Science and Engineering*, pp. 48-58.
- Boyer, H. E., 1985. Atlas of Fatigue Curves. Materials Park (Ohio) : ASM International.
- Bragg, W. H. & Cavendish, H., 1913. The reflection of X-Rays by crystals, Cambridge: s.n.

Bibliografía

- Braithwaite, F., 1854. On the fatigue and consequent fracture of metals. Minutes of the Proceedings of the Institution of Civil Engineers, Volumen 13, pp. 463-467.
- Branco, R., Costa, J. D. & Antunes, F. V., 2012. Low-cycle fatigue behaviour of 34CrNiMo6 high strength steel. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, Volumen 58, pp. 28-34.
- Branco, R., Costa, J. D., Antunes, F. V. & Perdigão, S., 2016. Monotonic and cyclic behavior of DIN 34CrNiMo6 tempered alloy steel. Metals, pp. 6(5), 98; doi:10.3390/met6050098.
- Bridgman, P. W., 1944. The stress distribution at the neck of a tension specimen. Transactions of ASM International, Volumen 32, pp. 553-574.
- Bridgman, P. W., 1952. Studies in Large Plastic Flow and Fracture. New York: McGraw-Hill Book Company Inc..
- Bringas, J. E., 2007. Handbook of Comparative World Steel Standards. West Conshohocken: ASTM International.
- Buchanan, D. & John, R., 2014. Residual stress redistribution in shot-peened samples subject to mechanical loading. Materials Science & Engineering, pp. 70-78.
- Budynas, R. G. & Nisbett, J. K., 2014. Shigley's Mechanical Engineering Design. 10 ed. New York: McGraw-Hill.
- Callister, D., 2003. Material Science and Engineering an Introduction, 6th Ed., John Wiley and Sons, Hoboken, NJ.. Hoboken (NJ) USA: John Wiley and Sons.
- Cammett, J., Prevéry, P. & Jayaraman, N., 2005. The effect of shot peening coverage on residual stress, cold work, and fatigue in a nickel-base superalloy. Paris, s.n.
- Cammett, J. T. & Prevey, P. S., 2001. Fatigue Strength Restoration in Corrosion Pitted 4340 Alloy Steel Via Low Plasticity Burnishing.
- Campbell, F. C., 2008. Elements of Metallurgy and Engineering Alloys. s.l.:ASM International.
- Campbell, J., 1953. The dynamic yielding of mild steel. Acta Metallurgica, 1(6), pp. 706-710.

- Cao, W. & Castex, L., 1989. Modelling of the Shot Peening Residual Stress Relaxation in Steel Structure Under Cyclic Loading. s.l., Springer Netherlands, pp. 631-636.
- Cao, Z., Che, Z., Zou, S. & Fei, Q., 2011. Numerical simulation of residual stress field induced by laser shock processing with square spot. *Journal of Shanghai University*, Vol. 15(6), p. 553–556.
- Chaise, T. y otros, 2012. Modelling of multiple impacts for the prediction of distortions and residual stresses induced by ultrasonic shot peening (USP). *Journal of Materials Processing Technology*, Volumen 212, pp. 2080-2090.
- Chait, R., 1971. Factors Influencing the Strength Differential of High Strength Steels, Waterton (Mass) USA: Army Materials and Mechanics Research Center.
- Chan, K., 2009. Roles of microstructure in fatigue crack initiation. *International Journal of Fatigue*, Volumen 32, pp. 1428-1447.
- Chen, C. H. & Shiou, F. J., 2003. Determination of Optimal Ball-Burnishing Parameters for Plastic Injection Moulding Steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 21(3), pp. 177-185.
- Cheng, X., 2007. Experimental and numerical approaches for improving rolling contact fatigue of bearing steel through enhanced compressive residual stress, s.l.: School of The Ohio State University.
- Coffin Jr, L., 1954. A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. *Transactions of the ASME*, Volumen 76.
- Dahotre, N. & Harimkar, S., 2008. *Laser Fabrication and Machining of Materials*. s.l.:Springer.
- Dalaei, K., Persson, C. & Karlsson, B., 2012. Stability of Residual Stresses Created by Shot Peening in Monotonic Loading and at the Presence of Load Reversals—Experiments and Modeling. *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol. 134.
- Dalei, K., Karlsson, B. & Svensson, L., 2010. Stability of residual stresses created by shot peening of pearlitic steel and their influence on fatigue behaviour. *Procedia Engineering*, pp. 613-622.

Bibliografía

- Davis, J. R., 1995. ASM Specialty Handbook: Tool Materials. Materials Park (Ohio): ASM International.
- Davis, J. R., 2002. Surface Hardening of Steels: Understanding the Basics. s.l.:ASM International.
- Deutschmann, A. D., Michels, W. J. & Wilson, C. E., 1975. Machine Design: Theory and Practice. s.l.:Macmillan Publishing Co. Inc..
- Devaux, R., Fabbro, R., Tollier, L. & Barnicki, E., 1993. Generation of shock waves by laser-induced plasma in confined geometry. *Journal of Applied Physics*.
- Dietmann, H., 1973. Festigkeitsberechnung bei Mehrachsiger Schwingbeanspruchung. *Z. Konstruktion* , Volumen 25, pp. 181-189.
- DIN, 1982. DIN 50113: Testing of Metals; Rotating Bar Bending Fatigue Test, Berlin: DIN.
- Ding, K. & Ye, L., 2006. Laser Shock Peening: Performance and Process Simulation. s.l.:CRC Press.
- Dixon, W. J. & Mood, A. M., 1948. A Method for Obtaining and Analyzing Sensitivity Data. *Journal of the American Statistical Association*, 43(241), pp. 109-126.
- Dowling, N. E., 2004. Mean stress effects in stress-life and strain-life fatigue. *SAE Papers*, SAE International, Issue 2004-01-2227.
- EEC Network Ensped, 2014. European Network of Surface and Prestress Engineering and Design, Troyes: Third Brite Euram Research Program EEC (<http://www-ensped.utt.fr/>).
- El-Taweel, T. A. & El-Axir, M. H., 2009. Analysis and optimization of the ball burnishing process through the Taguchi technique. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Volumen 41, p. 301–310.
- ESAG, 2014. European Steel and Alloy Grades, s.l.: steelnumber.com.
- Fabbro, R. y otros, 1990. Physical study of laser-produced plasma in confined geometry. *Journal of Applied Physics*, p. 9.

Fang, G., Xu, W. K. & Zhang, D. Q., 1989. Effect of Cyclic Stress and Temperature on Residual Stress Relaxation. s.l., Springer Netherlands, pp. 759-764.

Farrahi, G. H., Lebrun, J. L. & Couratin, D., 1995. Effect of Shot Peening on Residual Stress and Fatigue Life of a Spring Steel. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, pp. 211-220.

Fatemi, A., 2014. Chapter 5: Cyclic Deformation and Strain-Life (e-N) Approach. [En línea] Available at: https://www.efatigue.com/training/Chapter_5.pdf [Último acceso: 2 12 2014].

Faupel, J. H. & Fisher, F. E., 1981. *Engineering Design*. s.l.:Wiley-Interscience.

Field, M. & Kahles, J., 1971. Review of surface integrity of machined components. *Ann. CIRP*, Volumen 20, pp. 153-163.

Fields, D. S., Backofen, W. A. & Wulff, J., 1953. Technical Report n. 4, The Ductile Fracture of Metals: Mechanical Anisotropy in SAE 4340 Steel, Cambridge (Mass): Massachusetts Institute of Technology.

Fitzpatrick, M. E. y otros, 2005. Determination of Residual Stresses by X-ray Diffraction – Issue 2, Teddington: Crown.

Flavenot, J. F. & Skalli, N., 1989. A Comparison of Multiaxial Fatigue Criteria Incorporating Residual Stress Effects. En: *Biaxial and Multiaxial Fatigue (EGF 3)*. s.l.:Wiley, pp. 437-457.

Forrest, P. G., 1962. *Fatigue of Metals*. London: Pergamon Press.

French, H., 1933. Fatigue and hardening of steel. *Transactions of the American Society for Steel Treating*, Volumen 21, p. 899.

Fu, C. & Guo, Y. B., 2012. Process Mechanics of Low Plasticity Burnishing of Nitinol Alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 21(12), p. 2607–2617.

Funatani, K., 2000. Heat Treating, Proceedings of the 20th Conference - Volume 1. Materials Park, ASM Heat Treating Society.

Gangaraj, S. & Farrahi, G., 2011. Side effects of shot peening on fatigue crack initiation life. *International Journal of Engineering*.

- Gao, Y. y otros, 2014. Analysis and prediction of surface integrity in machining: a review. *Applied Mechanics and Materials*, Volumen 610, pp. 1002-1020.
- García-Navas, V., Gonzalo, O. & Bengoetxea, I., 2012. Effect of cutting parameters in the surface residual stresses generated by turning in AISI 4340 steel. *International Journal of Machine Tools & Manufacture*, Volumen 61, pp. 48-57.
- Gariépy, A., Miao, H. & Lévesque, M., 2014. Peen Forming. En: *Comprehensive Material Processing*, vol. 3. s.l.:Elsevier Ltd., pp. 295-329.
- Golden, P. J. & Shepard, M. J., 2007. Life prediction of fretting fatigue with advanced surface treatments. *Materials Science and Engineering*, p. 15–22.
- Goodman, J., 1899. *Mechanics Applied to Engineering*. London: Longman-Green.
- Granta, M., 2014, [En línea] Available at: <http://www.grantadesign.com/education/edupack/> [Último acceso: 30 11 2014].
- Griffiths, B., 2001. *Manufacturing Surface Technology*. 1 ed. Londres: Penton Press.
- Grossman, M. A., 1951. s.l. Patente nº US2559016.
- Gruppo Lucefin, 2014. Gruppo Lucefin. [En línea]
Available at: http://www.lucefin.com/wp-content/files_mf/34crnimo6_eng.pdf
[Último acceso: 29 11 2014].
- Guagliano, M. & Vergani, L., 2004. An approach for prediction of fatigue strength of shot peened components. *Engineering Fracture Mechanics*, Volumen 71, p. 501–512.
- Guechichi, H. & Castex, L., 2006. Fatigue limits prediction of surface treated materials. *Journal of Materials Processing Technology* 172, p. 381–387.
- Gujba, A. & Medraj, M., 2014. Laser Peening Process and Its Impact on Materials Properties in Comparison with Shot Peening and Ultrasonic Impact Peening. *Materials*.
- Guo, Y., Sealy, M. P. & Guo, C., 2012. Significant improvement of corrosion resistance of biodegradable metallic implants processed by laser shock peening. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Volumen 61, pp. 583-586.

- Haibach, E., 1970. Modified linear damage accumulation hypothesis accounting for a decreasing fatigue strength during increasing fatigue damage. Report TM Nr. 50, Darmstadt (D): Laboratorium für Betriebsfestigkeit, LBF.
- Haibach, E., 2003. FKM Guideline: Analytical strength assessment of components in mechanical engineering. 5 ed. Frankfurt: Forschungsbüro Maschinenebau.
- Haigh, B. P., 1915. Report British Association n° 85 pp. 163-170, s.l.: s.n.
- Hall, E. O., 1951. The deformation and ageing of mild steel III. Discussions of results. Proceedings of the Physical Society, Section B, Volumen 64, pp. 747-753.
- Hanagarth, H., Vohringer, O. & Macherauch, E., 1990. Relaxation of Shot Peening Residual Stresses of the Steel 42 CrMo 4 by Tensile or Compressive Deformation. s.l., s.n., pp. 327-336.
- Hasegawa, N., Watanabe, Y. & Fukuyama, K., 1996. Creation of residual stress by high speed collision of steel ball. s.l., Society of Shot Peening Technology of Japan (JSSP), pp. 1-7.
- Hashimoto, M., Nagashima, S. & Shiratori, M., 1989. An X-Ray Study on the Residual Stress of Shot-Peened Steels. s.l., Springer Netherlands, pp. 907-911.
- Hauk, V., 1997. Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods. s.l.:Elsevier.
- Hawkinson, E. E., 1962. Shot Peening - History. SAE ISTC Division 20 Mechanical Prestressing of Metals.
- Haynes, R., 1967. The Influence of Residual Stress due to Shot Peening on the Fatigue Behavior of Silicon Manganese Spring Steel. Strain, pp. 3-11.
- Hertzberg, R. W., 1996. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials. New York: Wiley.
- Hiermaier, S., 2008. Structures Under Crash and Impact. Freiburg: Springer.
- Hirsch, T., Wohlfahrt, H. & Macherauch, E., 1987. Fatigue Strength Of Case Hardened And Shot Peened Gears. s.l., s.n., pp. 547-560.

Bibliografía

- Holzapfel, H., Schulze, V., Vöhringer, O. & Macherauch, E., 1998. Residual stress relaxation in an AISI 4140 steel due to quasistatic and cyclic loading at higher temperatures. *Materials Science and Engineering*, pp. 9-18.
- Hornbach, D., Prevey, P. & Loftus, E., 2006. Application of Low Plasticity Burnishing (LPB) to Improve the Fatigue Performance of Ti-6Al-4V Femoral Hip Stems. *Journal of ASTM International*.
- Ipar-Blast S. L., 2014. The Shot Peeners Corner. [En línea] Available at: http://www.ipar-blast.com/upload/ESTA_SHOT_PEENIZANDO_DEMASIADO.pdf [Último acceso: 12 febrero 2015].
- James, M., 1987. Relaxation of Residual Stress An Overview. En: *Advances in Surface Treatments*, Vol. 4. s.l.:Pergamon Press, pp. 349-365.
- James, M. R., 1982. The Relaxation of Residual Stresses During Fatigue. En: *Residual Stress and Stress Relaxation*. s.l.:Springer US, pp. 297-314.
- Javidi, A., 2008 (2). *Influence of Machining on the Surface*, Leoben : University of Leoben.
- Javidi, A., Rieger, U. & Eichseder, W., 2008. The effect of machining on the surface integrity and fatigue life. *International Journal of Fatigue*, Volumen 30, pp. 2050-2055.
- Jeffus, L., 2012. *Welding: Principles and Applications*. s.l.:Cengage Learning.
- Jhansale, H. R. & Topper, T. H., 1971. Engineering Analysis of the Inelastic Stress Response of a Structural Metal Under Variable Cyclic Strains. En: *Cyclic Stress-Strain Behavior—Analysis, Experimentation, and Failure Prediction*. s.l.:ASTM.
- Jinxiang, L. & Ming, P., 2012. Fatigue life prediction of shot-peened steel. *International Journal of Fatigue*, pp. 134-141.
- Johnson, R. C., 1973. Specifying a surface finish that won't fail in fatigue. *Machine Design*, 45(11), pp. 108-109.
- Jomaa, W., Songmene, V. & Bocher, P., 2013. *On residual stress changes after orthogonal machining induction hardened AISI 4340 steel (Materials Science & Technology 2013)*. Columbus, Wiley.

Jominy, W. E., 1939. s.l. Patente nº US2266322.

JSA, 2013. JIS B 0601 Geometrical product specifications (gps)-surface texture: profile method - terms, definitions and surface texture parameters. s.l.:s.n.

Juvinall, R. C. & Marshek, K. M., 2000. *Fundamentals of Machine Components Design* (3rd Ed.). New York: John Wiley & Sons.

Kim, J. C., Cheong, S. K. & Noguchi, H., 2013. Residual stress relaxation and low- and high-cycle fatigue behavior of shot-peened medium-carbon steel. *International Journal of Fatigue*, pp. 114-122.

Kim, S. B. y otros, 2005. Stress relaxation of shot-peened UDIMET 720Li under solely elevated-temperature exposure and under isothermal fatigue. *Metallurgical and Materials Transactions*, p. 3041–3053.

Klocke, F. y otros, 2009. Influence of process and geometry parameters on the surface layer state after roller burnishing of IN718. *Production Engineering Research and Development*, Volumen 3, p. 391–399.

Klocke, F. y otros, 2009. Influence of process and geometry parameters on the surface layer state after roller burnishing of IN718. *Production Engineering Research and Development*, Volumen 3, pp. 391-399.

Kobayashi, M., Matsui, T. & Murakami, Y., 1998. Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening. *International Journal of Fatigue*.

Kodama, S., 1973. *On the Decrease of Residual Stress due to Cyclic Stress*. Munich, s.n.

Korzynski, M., 2009. A model of smoothing slide ball-burnishing and an analysis of the parameter interaction. *Journal of Materials Processing Technology*, Volumen 209, pp. 625-633.

Kruusing, A., 2007. *Handbook of Liquids-Assisted Laser Processing*. s.l.:Elsevier.

Kudryavtsev, I. & Rymynova, Y., 1961. The increasing hardness of steels as a result of cold working. s.l., s.n., pp. pp 444-447.

- Kula, E. & Weiss, V., 1981. Residual Stress and Stress Relaxation. s.l.:Springer Science.
- Landgraf, R. W. & Chernenkoff, R. A., 1988. Residual Stress Effects on Fatigue of Surface Processed Steels. En: Analytical and Experimental Methods for Residual Stress Effects in Fatigue. s.l.:ASTM, pp. 1-12.
- Li, F. L. y otros, 2012. Analytical prediction and experimental verification of surface roughness during the burnishing process. International Journal of Machine Tools and Manufacture, Volumen 62, pp. 67-75.
- Li, J. K., Mei, Y., Duo, W. & Renzhi, W., 1992. An analysis of stress concentrations caused by shot peening and its application in predicting fatigue strength. Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures, pp. 1271-1279.
- Li, J., Sun, Q., Zhang, Z. & Li, C. a. Q. Y. J., 2009. Theoretical estimation to the cyclic yield strength and fatigue limit for alloy steels. Mechanical Research Communications, Volumen 36, pp. 316-312.
- Liu, Y., Wang, L. & Wang, D., 2011. Finite element modelling of ultrasonic surface rolling process. Journal of Materials Processing Technology, Volumen 211, pp. 2106-2113.
- Llaneza, V. & Belzunce, F. J., 2015. Study of the effects produced by shot peening on the surface of quenched and tempered steels: roughness, residual stresses and workhardening. Applied Surface Science 356, pp. 475-485.
- Loersch, J. & Neal, J., 1985. USA, Patente nº US4514469 A.
- Löhe, D., Lang, K. H. & Vöhringer, O., 2002. Residual stresses and fatigue behavior. En: G. Totten, M. Howes & T. Inoue, edits. Handbook of Residual Stress and Deformation of Steels. Materials Park (Ohio): ASM International, pp. 27-53.
- Löhe, D. & Vöhringer, O., 2002. Stability of residual stresses. En: G. Totten, M. Howes & T. Inoue, edits. Handbook of Residual Stress and Deformation of Steels. Materials Park (Ohio): ASM International, pp. 54-69.

- Loh, N. H., Tam, S. C. & Miyazawa, S., 1991. Investigation on the surface roughness produced by ball burnishing. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, 31(1), pp. 75-81.
- López de Lacalle, L. N. y otros, 2011. Five-axis machining and burnishing of complex parts for the improvement of surface roughness. *Materials and Manufacturing Processes*, Volumen 26, pp. 997-1003.
- López, Z., 2012. Correlations among Tensile and Cyclic Deformation Properties for Steels and Implications on Fatigue Life Predictions, Toledo (Oh) USA: University of Toledo.
- Luca, L., Neagu-Ventzel, S. & Marinescu, I., 2005. Effects of working parameters on surface finish in ball-burnishing of hardened steels. *Precision Engineering*, Volumen 29, p. 253–256.
- Lu, J. & Flavenot, J., 1989. Prediction of Residual Stress Relaxation During Fatigue Loading and Taking Residual Stresses in a Multiaxial Fatigue Criteria Into Account. s.l., Springer Netherlands, pp. 784-790.
- Lüpfert, H. P. & Spies, H. J., 2004. Fatigue strength of heat-treated steel under static multiaxial compression stress. *Advances Engineering Materials*, 6(7), pp. 544-550.
- Mackenzie, D. S., 2008. History of quenching. *International Heat Treatment and Surface Engineering Volume 2, Issue 2*, pp. 68-73.
- Manson, S. S., 1962. Discussion of reference 16. *Journal of Basic Engineering, Transactions of the ASME*, 84(4), p. 537.
- Marin, J., 1962. *Mechanical Behavior of Engineering Materials*. New Jersey: Prentice-Hall.
- Matweb, 2014. MatWeb: Online Materials Information Resource. [En línea] Available at: www.matweb.com [Último acceso: 29 11 2014].
- Maximov, J. T., Kuzmanov, T. V., Duncheva, G. V. & Ganev, N., 2009. Spherical motion burnishing implemented on lathes. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Volumen 49, pp. 824-831.

- McClung, R. C., 2007. A literature survey on the stability and significance of residual stresses during fatigue. *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, Volumen 30, pp. 173-205.
- McKelvey, S. & Fatemi, A., 2011. *Influence of Surface Finish on Fatigue Behavior of Forged Steel Including Heating Method, Hardness, and Shot Cleaning Effects*, Toledo (Oh) USA: The University of Toledo.
- Meguid, S. & Hammond, D., 1989. *Fatigue Fracture and Residual Stress Relaxation in Shot-Peened Components*. s.l., Springer Netherlands, pp. 797-802.
- Menig, R., Pintschovius, L., Schulze, V. & Vöhringer, O., 2001. Depth profiles of macro residual stresses in thin shot peened steel plates determined by X-ray and neutron diffraction. *Scripta Materialia*, 45(8), pp. 977-983.
- Menig, R., Schulze, V. & Vöhringer, O., 2006. *Influence of Optimized Warm Peening on Residual Stress Stability and Fatigue Strength of AISI 4140 in Different Material States*. s.l., s.n.
- Meo, M. & Vignjevic, R., 2003. Finite element analysis of residual stress induced by shot peening process. *Advances in Engineering Software*, Volumen 34, p. 569–575.
- Metal Improvement Company, 2005. *Shot-Peening Applications*. 9 ed. s.l.:Metal Improvement Company.
- Meyer, D., 2012. Cryogenic deep rolling - an energy based approach for enhanced cold surface hardening. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, Volumen 61, pp. 543-546.
- Miao, H. Y. y otros, 2010. Experimental study of shot peening and stress peen forming. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(15), pp. 2089-2102.
- Miller, K., Mohamed, H. & de los Rios, E., 1986. Fatigue Damage Accumulation Above and Below the Fatigue Limit; *Proc. The Behaviour of Short Fatigue Cracks*. ESIS, p. 491.
- Mohammadi, F., Sedaghati, R. & Bonakdar, A., 2014. Finite element analysis and design optimization of low plasticity burnishing process. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, Volumen 70, p. 1337–1354.

- Molzen, M. & Hornbach, D., 2000. Evaluation of Welding Residual Stress Levels Through Shot Peening and Heat Treating. Society of Automotive Engineers.
- Montross, C. y otros, 2002. Laser shock processing and its effects on microstructure and properties of metal alloys: a review. *International Journal of Fatigue*, Vol. 24(10), pp. 1021-1036.
- Mordfin, L., 1998. Mechanical Relaxation of Residual Stresses, ASTM STP993. West Conshohocken: ASTM.
- Morrow, J., 1968. Fatigue Properties of Metals, section 3.2.. En: *Fatigue Design Handbook*, Pub. n. AE-4. Warrendale: SAE.
- Morrow, J. & Sinclair, G. M., 1959. Cycle-Dependent Stress Relaxation. s.l., s.n.
- MSC Software, 2014. [En línea] Available at: <http://www.mscsoftware.com/product/patran> [Último acceso: 07 febrero 2014].
- Murakami, Y., 2012. Material defects as the basis of fatigue design. *International Journal of Fatigue*, Volumen 41, pp. 2-10.
- Mylonas, G. I. & Labeas, G., 2011. Numerical modelling of shot peening process and corresponding products: residual stress, surface roughness and cold work prediction. *Surface Coating Technology*, Volumen 205, pp. 4480-4494.
- Nascimento, M. P., Souza, R. C., Pigatin, W. L. & Voorwald, H. J. C., 2001. Effects of surface treatments on the fatigue strength of AISI 4340 aeronautical steel. *International Journal of Fatigue*, Volumen 23, pp. 607-618.
- Niku-Lari, A., 1996. An Overview of Shot-Peening. Bophal, s.n.
- Nishijima, S., 1993. Basic Fatigue Properties of JIS Steels for Machine Structural use: NRIM Special Report No. 93-02, Tokio: NRIM.
- Norton, R. L., 2006. *Machine Design: An Integrated Approach* (3rd Ed.). New Jersey: Pearson International Edition.

Bibliografía

- Noyan, I. C. & Cohen, J. B., 1986. Residual Stress, Measurement by Diffraction and Interpretation. Evanston: Springer-Verlag.
- O'Connor, H. C. & Morrison, J. L. M., 1956. The effect of mean stress on the push-pull fatigue properties of an alloy steel. En: Proceedings of the International Conference on Fatigue of Metals. Institution of Mechanical Engineers. London & New York: s.n., pp. 102-109.
- Odhiambo, D. & Sorayama, H., 2003. Cavitation shotless peening for improvement of fatigue strength of carbonized steel. *International Journal of Fatigue*, 25(9-11), pp. 1217-1222.
- O'Hara, P., 1983. A note on the use of dyescan tracers as a quality-control tool for coverage determination in controlled shot peening. *Journal of Mechanical Working Technology*.
- Pallarés, L., 2018. Métodos de análisis de fatiga multiaxial para metales dúctiles. Bilbao: Tesis doctoral, Departamento de Ingeniería Mecánica UPV/EHU.
- Pallarés, L., Albizuri, J., Avilés, A. & Avilés, R., 2018. Mean stress effect on the axial fatigue strength of DIN 34CrNiMo6 quenched and tempered steel. *Metals*.
- Paris, P., Gómez, M. & Anderson, W., 1961. A rational analytical theory of fatigue. *The Trend in Engineering*, The University of Seattle, 13(9), pp. 9-14.
- Petch, N. J., 1953. Cleavage strength of polycrystals. *Journal of The Iron and Steel Institution*, 174(1), pp. 25-28.
- Peyre, P., Berthe, L., Scherpereel, X. & Fabbro, R., 1998. Laser-shock processing of aluminium-coated 55C1 steel in water-confinement regime, characterization and application to high-cycle fatigue behaviour. *Journal of Materials Science*, Volumen 33, p. 1421-1429.
- Pollak, R. D., 2005. Analysis of Methods for Determining High Cycle Fatigue Strength of a Material with Investigation of Ti-6Al-4V Gigacycle Fatigue Behavior, s.l.: Air Force Institute of Technology.
- Prabhu, P., Kulkarni, S. & Sharma, S., 2010. Influence of deep cold rolling and low plasticity burnishing on surface hardness and surface roughness of AISI 4140 steel. *International Journal of Mechanical, Aerospace, Industrial, Mechatronic and Manufacturing Engineering*.
- Prévey, P., 1998. USA, Patente n° 5826453.

- Prevey, P. & Cammett, J., 2006. The Effect of Shot Peening Coverage on Residual Stress, Cold Work and Fatigue in a Ni-Cr-Mo Low Alloy Steel. s.l., Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA.
- Prevéy, P. & Hornbach, D., 2009. Safe Life Conversion of Aircraft Aluminum Structures via Low Plasticity Burnishing for Mitigation of Corrosion Related Failures. Department of Defense Corrosion Conference.
- Prevéy, P., Hornbach, D. & Mason, P., 1998. Thermal residual stress relaxation and distortion in surface enhanced gas turbine engine components. s.l., D.L. Milam et.al..
- Prevéy, P. S., 2000. The Effect of Cold Work on the Thermal Stability of Residual Compression in Surface Enhanced IN718. s.l., s.n.
- Prévey, P. S. & Cammett, J. T., 2002. The effect of shot peening coverage on residual stress, cold work and fatigue in a Ni-Cr-Mo low alloy steel. s.l., Proceedings ICSP8 (p. 295).
- Prévey, P. S. & Cammett, J. T., 2004. The influence of surface enhancement by low plasticity burnishing on the corrosion fatigue performance of AA7075-T6. International Journal of Fatigue, 26(9), pp. 975-982.
- Prevéy, P. S., Shepard, M. J. & and Smith, P. R., 2001. The effect of low plasticity burnishing on the HCF performance and FOD resistance of Ti-6Al-4V. s.l., s.n.
- Prévey, P. S., Telesman, J., Gabb, T. & Kantzos, P., 2000. FOP resistance and fatigue crack arrest in low plasticity burnished IN718. Chandler, Arizona, Proceedings of the 5th National Turbine Engine High Cycle Fatigue (HCF).
- Puchi-Cabrera, E. S. y otros, 2007. Fatigue properties of a SAE 4340 steel coated with TiCN by PAPVD. International Journal of Fatigue, Volumen 29, pp. 471-480.
- Radhakrishnan, V. & Mutoh, Y., 1986. The Behaviour of Short Fatigue Cracks. ESIS, p. 87.
- Rankine, W. J. M., 1843. On the causes of unexpected breakage of the Journals of Railway axles, and on the mean of preventing such accidents by observing the law of continuity in their construction. Minutes of the Proceedings of the Institution of Civil Engineers, Volumen 2, pp. 105-107.

Bibliografía

Rodríguez, A., 2014. Mejora funcional de superficies en componentes mecánicos mediante bruñido hidrostático con bola, Bilbao: Informe del Departamento de Ingeniería Mecánica de la ESI de Bilbao.

Rodríguez, A. y otros, 2012. Surface improvement of shafts by the deep ball-burnishing technique. *Surface and Coatings Technology*, Volumen 206, pp. 2817-2824.

Rossini, N. S., Dassisti, M., Benyounis, K. Y. & Olabi, A. G., 2012. Methods of measuring residual stresses in components. *Materials and Design* 35, pp. 572-588.

Ruy M, C. y otros, 2005. The effect of warm shot peening on the fatigue performance of a sae 5160 spring steel. s.l., s.n.

SAE, 1993. Cast shot and grit size specifications for peening and cleaning, s.l.: s.n.

SAE, 2010. Steel Cleanliness, Aircraft Quality Magnetic Particle Inspection Procedure, Warrendale: Ams E Carbon And Low Alloy Steels Committee, SAE International.

Saï, W. B. & Saï, K., 2005. Finite element modeling of burnishing of AISI 1042 steel. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 25(5-6), pp. 460-465.

Sander, M., Müller, T. & Lebahn, J., 2014. Influence of mean stress and variable amplitude loading on the fatigue. *International Journal of Fatigue*, Volumen 62, pp. 10-20.

Sano, Y. y otros, 2011. Stability of residual stress induced by laser peening under cyclic mechanical loading. *International Journal of Structural Integrity*, Vol. 2, pp. 42-50.

Sartkulvanich, P., Altan, T., Jasso, F. & Rodriguez, C., 2007. Finite Element Modeling of Hard Roller Burnishing: An Analysis on the Effects of Process Parameters Upon Surface Finish and Residual Stresses. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, 129(4), pp. 705-716.

Schajer, G. S., 2013. *Practical Residual Stress Measurement Methods*. s.l.:Wiley.

Schilling, R., 1952. s.l. Patente n° US2608752.

Schulze, V., 2006. *Modern Mechanical Surface Treatment*. Karlsruhe: WILEY-VCH.

- Seddik, R., Sghaier, R. B. & Fathallah, R., 2016. A numerical–analytical approach to predict the effects of shot peening on the fatigue performance of the nickel-based super alloy Waspaloy. SAGE.
- Seemikeri, C., Brahmanekar, P. & Mahagaonkar, S., 2008. Investigations on surface integrity of AISI 1045 using LPB tool. *Tribology International*.
- Seemikeri, C. & Mahagaonkar, S., 2010. The influence of surface enhancement by low plasticity burnishing on the surface integrity of steels. *International Journal of Surface Science and Engineering*.
- Seungho, H., Lee, T. & Shin, B., 2002. Residual stress relaxation of welded steel components under cyclic load. *Steel Research International*, pp. 414-420.
- Shengping, W., Yongjun, L., Mei, Y. & Renzhi, W., 1998. Fatigue limits of shot-peened metals. *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 57-63.
- Shigley, J. E., Mischke, C. R. & Budynas, R. G., 2004. *Mechanical Engineering Design* (7th Ed.). New York: McGraw Hill.
- Silva, F. S., 2003. Effect of temperature on fatigue crack behaviour in different alloys. *Anales de Mecánica de la Fractura, Volumen 20*, pp. 231-236.
- Sines, G., 1955. *Failure of materials under combined repeated stresses with superimposed static stresses*, Washington (USA): NACA-TN-3495. NACA.
- Sines, G., 1959. Behavior of metals under complex static and alternating stresses. En: *Metal Fatigue*. s.l.:Mac Graw-Hill, pp. 145-169.
- Smith, D. J., Farrahi, G. H., Zhu, W. X. & McMahon, C. A., 2001. Experimental measurement and finite element simulation of the interaction between residual stresses and mechanical loading. *International Journal of Fatigue* 23, pp. 293-302.
- Soady, K. A., 2013. *Reducing conservatism in life assessment approaches: Industrial steam turbine blade to disc interfaces and the shot peening process*, Southampton: University of Southampton, Faculty of Engineering and the Environment.

Soady, K. A., Mellor, B. G. & Reed, P. A. S., 2013. Life assessment methodologies incorporating shot peening process effects: mechanistic consideration of residual stresses and strain hardening Part 2 – approaches to fatigue lifing after shot peening. *Materials Science and Technology*, pp. 652-664.

Socie, D. F. & Marquis, G. B., 2000. *Multiaxial Fatigue*. s.l.:SAE International.

Sorayama, H., 2011. Introduction of compressive residual stress using a cavitation jet in air. *Journal of Engineering Materias Technology*, 126(1), pp. 2106-2113.

Stahlschlüssel, 2013. *Key to Steel - Stahlschlüssel Handbook*. Marbach: Verlag Stahlschlüssel.

Stalin, M. R., Suresh, P., Raguraman, D. & Vinayagam, D., 2012. Surface Characteristics of Low Plasticity Burnishing for Different Materials Using Lathe. *Arabian Journal for Science and Engineering*.

Stephens, R. I., Fatemi, A., Stephens, R. R. & Fuchs, H. O., 2001. *Metal Fatigue in Engineering* (2nd Ed). New York: John Wiley & Sons.

Suresh, S., 2004. *Fatigue of Materials*, 2nd Ed.. New York (USA): Cambridge University Press.

Tange, A. & Okada, H., 2002. Shot peening and coverage. s.l., *Proceedings ICSP8* (p. 516).

Telesman, J., Kantzos, P., Gabb, T. & Prévey, P. S., 1999. Effect of residual stress surface enhancement treatments on fatigue crack growth in turbine engine alloys. *Albuquerque, The Third Joint FAA/DoD/NASA Conference on Aging Aircraft*.

Tensi, H. M., Totten, G. E., Canale, L. C. F. & Liscic, B., 2010. *Quenching Theory and Technology*. s.l.:CRC Press.

Thelning, K. E., 1981. *Steel and its Heat Treatment*. s.l.:Butterworths.

Thielen, P. N. & Fine, M. E., 1976. Cyclic stress relations and strain-controlled faigue of 4140 steel. *Acta Metallurgica*, 24(1), pp. 1-10.

ThyssenKrupp, 2014. <http://www.thyssenkrupp.cl/archivos/34CrNiMo6.pdf>. [En línea] Available at: <http://www.thyssenkrupp.cl/archivos/34CrNiMo6.pdf> [Último acceso: 6 11 2014].

Tian, Y. & Shin, Y., 2007. Laser-assisted burnishing of metals. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Volumen 47, pp. 14-22.

Torres, M. & Voorwald, H., 2002. An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel. *International Journal of Fatigue* 24, p. 877–886.

Totten, G., 2006. *Steel Heat Treatment Handbook*. s.l.:Taylor and Francis.

Totten, G. E., Bates, C. E. & Clinton, N. A., 1992. *Handbook of Quenchants and Quenching Technology*. s.l.:ASM International.

Totten, G., Howes, M. & Inoue, T., 2002. *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*. s.l.:ASM International.

UNE, 1986. UNE-82-301-86 Rugosidad Superficial, Parametros, sus valores y las reglas generales para la determinación de las especificaciones. s.l.:s.n.

UNE, 2010. UNE-EN- 15305 Ensayos no destructivos-Método de ensayo para el análisis de la tensión residual por difracción de rayos X. Madrid: s.n.

UNE-EN ISO, 1999. *Especificación Geométrica de Productos (GPS)*, Madrid: Aenor.

UNE-EN ISO, 2010. UNE-EN ISO 6892-1: Ensayo de Tracción. Parte 1: método de ensayo a temperatura ambiente, Madrid: Aenor.

UST, 2014. EN10083 1.6582 34CrNiMo6 Hardening Steel. [En línea] Available at: www.shunitesteel.com/en10083-1-6582-34crnimo6-hardening-steel. [Último acceso: 14 11 2014].

Verhoeven, J. D., 2007. *Steel Metallurgy for the Non-Metallurgist*. s.l.:s.n.

- Wagner, L. y otros, 2011. Surface layer properties and fatigue behavior in Al 7075-T73 and Ti-6Al-4V: Comparing results after laser peening; shot peening and ball-burnishing. *International Journal of Structural Integrity*, Volumen 2, pp. 185-199.
- Wang, C. y otros, 2013. Comparison Research on Mechanical Properties of Stainless Steel after Laser Peened and Ultrasonically Peened. *Advanced Materials Research*, Volumen 690-693, pp. 2107-2111.
- Wang, S., Li, Y., Yao, M. & Wang, R., 1998. Compressive residual stress introduced by shot peening. *Journal of Materials Processing Technology* 73, p. 64–73.
- Wang, S., Li, Y., Yao, M. & Wang, R., 1998. Fatigue limits of shot-peened metals. *Journal of Materials Processing Technology*, pp. 57-63.
- Waterhouse, R. & Saunders, D., 1978. The effect of shot-peening on the fretting fatigue behaviour of an austenitic stainless steel and a mild steel. *Wear*.
- Weber, B., 1999. Fatigue multiaxiale des structures industrielles sous chargement quelconque, Lyon (F): Thèse de Doctorat, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon.
- Webster, G. A. & Ezeilo, A. N., 2001. Residual stress distributions and their influence on fatigue. *International Journal of Fatigue* 23, pp. 375-383.
- Weng, M. T., 1981. Some aspects of fatigue relative to cyclic yield stress. *International Journal of Fatigue*, 3(4), pp. 197-193.
- Wick, A., Schulze, V. & Vöhringer, O., 1999. Shot peening and stress peening of AISI 4140 at increased temperatures. Warsaw, Poland, s.n.
- Yen, Y. C., Sartkulvanich, P. & Altan, T., 2005. Finite Element Modeling of Roller Burnishing Process. *CIRP Annals*, 54(1), pp. 237-240.
- Zabil'skii, V. V., 1987. Temper embrittlement of structural alloy steels (review). *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, Issue 1, pp. 24-32.
- Zener, C., 1948. The micromechanism of fracture. En: *Fracturing of Metals*. Cleveland (Oh): American Society for Metals.

- Zhan, K., Wu, X. Y., Jiang, C. H. & Ji, V., 2012. Thermal Relaxation Behavior of Residual Stress and Microstructure in Shot Peened S30432 Steel at Elevated Temperatures. *Materials Transactions*, vol 53.
- Zhuang, W. & Wicks, B., 2003. Mechanical surface treatment technologies for gas turbine engine components. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, Volumen 125, pp. 1021-1025.
- Zhuang, W. & Wicks, B., 2004. Multipass low-plasticity burnishing induced residual stresses: Three-dimensional elastic-plastic finite element modelling. *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part C: Journal of Mechanical Engineering Science*, 218(6), pp. 663-668.
- Zhuang, W. Z. & Halford, G. R., 2001. Investigation of residual stress relaxation under cyclic load. *International Journal of Fatigue*, Volumen 23, pp. S31-S37.
- Zimmermann, M., Klemenz, M. & Schulze, V., 2010. Literature review on shot peening simulation. *International Journal of Computational Materials Science and Surface Engineering*, 3(4), pp. 289 - 310.
- Zinn, W. & Scholtes, B., 2005. Influence of Shot Velocity and Shot Size On Almen Intensity and Residual Stress Depth Distributions. *s.l., s.n.*, pp. 379-384.