

Tesis Doctoral

MODELIZACIÓN DE LA RELAJACIÓN DE TENSIONES RESIDUALES INTRODUCIDAS POR EL TRATAMIENTO MECÁNICO DE SHOT- PEENING PARA LA MEJORA DE LA RESISTENCIA A FATIGA DEL ACERO DIN 34CrNiMo6.

Presentada por:

Nelson Leguinagoicoa García

en el

Departamento de Ingeniería Mecánica

perteneciente a

Universidad del País Vasco

Para la obtención del título de

Doctor

Dirigida por

Prof. Dr. Joseba Albizuri Irigoyen

Bilbao, a 30 de junio de 2022

AGRADECIMIENTOS

En primer lugar, el principal agradecimiento lo quiero dirigir a mi tutor y director de esta Tesis Doctoral, Joseba Albizuri. Sin él, este trabajo no habría sido posible o no habría sido igual. Él ha sabido tener comprensión con un doctorando que compatibilizaba esta Tesis con su trabajo y su vida familiar. Ha mostrado paciencia en los momentos de menor dedicación y flexibilidad e involucración en los momentos de mayor atención. Además del buen ambiente y respeto que ha creado a lo largo de estos años, quiero destacar que, en todas las ocasiones requeridas, ha sido una guía y ha sabido dar luz a las dudas que aparecían durante el avance de esta investigación.

Quiero destacar el apoyo y motivación que me han mostrado profesores del *Departamento de Ingeniería Mecánica* a lo largo de estos años, como el profesor Avilés, el profesor Aguirrebeitia o el profesor Fernández de Bustos y a la profesora Guraya, perteneciente al *Departamento de Ingeniería Minera y Metalúrgica y Ciencia de los Materiales*. También agradecer el apoyo de compañeros dentro del departamento como Mikel y Adrián y del personal del *Laboratorio del Departamento de Ingeniería Mecánica*; Isaac, Joxe y Raúl.

Me gustaría agradecer a los servicios prestados por la UPV/EHU, especialmente al servicio de la Biblioteca y en especial a los *Servicios Generales de investigación SGiker*. De estos servicios, querría destacar la colaboración de la Doctora Suárez del *Departamento de Microscopia Electrónica y Microanálisis de Materiales*.

Especialmente quiero agradecer todo el trabajo realizado por el Doctor Larrañaga del *Servicio General de Rayos X*. Sin duda, su trabajo ha permitido el desarrollo de esta Tesis Doctoral. Además de agradecer la inmensidad de las mediciones realizadas, quiero destacar su enorme conocimiento, paciencia y comprensión para explicar cualquier duda sobre los datos de las mediciones y su interpretación.

Entrando en un terreno más personal y familiar, debo decir que esta Tesis Doctoral solo ha sido posible por el sacrificio, esfuerzo, paciencia, comprensión y cariño de mi mujer, que me motiva cada día para sacar lo mejor de mí. Ha suplido con creces mi ausencia con nuestras dos pequeñas hijas, a las que espero que este trabajo las motive cuando sean adultas.

Quiero agradecer el ánimo, el afecto y la comprensión que toda mi familia me ha mostrado a lo largo de estos largos años. También al apoyo y paciencia de mis amigos y compañeros de trabajo.

Finalmente, quiero dedicar este trabajo a mis padres, por inculcarme el valor por la formación y educación y a mis hermanas por mantenerme presente los mismos valores en su ausencia.

RESUMEN

La investigación de esta Tesis Doctoral se centra en la aplicación de un tratamiento mecánico de shot-peening, con intensidad 8A y cobertura del 200%, sobre probetas tipo *hourglass* elaboradas con el acero DIN 34CrNiMo6 en condición de templado y revenido. Este tratamiento mecánico se aplica con el objetivo de mejorar la resistencia a fatiga axial. La mejora del valor del límite de fatiga que se obtiene es del 22% respecto a probetas mecanizadas y del 3,5% respecto a probetas pulidas a espejo.

La mejora de la resistencia a fatiga que produce el tratamiento de shot-peening se debe a los dos efectos positivos que el tratamiento provoca en la zona superficial de las probetas: el *work-hardening* y el campo de tensiones residuales de compresión. Estos dos efectos se cuantifican respectivamente por medio de la técnica de difracción de rayos X, que permite conocer el nivel *micro-strain* o *strain* o distorsión cristalina y de *macro-strain* o tensiones residuales. Se observa que la capa afectada por el tratamiento de shot-peening es aproximadamente de 0,18 mm. El *work-hardening* generado es muy ligero y la magnitud del campo de tensiones residuales de compresión es aproximadamente del 60% del valor del límite elástico.

Sin embargo, el shot-peening introduce un efecto negativo respecto a la mejora de la resistencia a fatiga. Se produce un deterioro de la rugosidad superficial, que pasa de un R_a 0,81 μm para variante mecanizada a un R_a 1,93 μm para la variante con shot-peening.

Otro fenómeno que impide un mayor incremento de la resistencia a fatiga a causa del shot-peening es la reducción o relajación de tensiones residuales cuando se aplica una tensión externa cíclica.

La reducción o relajación de tensiones residuales es ampliamente estudiada a lo largo del desarrollo de esta investigación. En primer lugar, se estudia la relajación de tensiones residuales bajo carga cuasi-estática. Este análisis muestra la influencia de la magnitud y del sentido (signo) de la tensión aplicada en la relajación de tensiones

residuales. Se observa que una mayor magnitud y que una tensión de compresión generan mayor relajación de tensiones residuales.

El estudio de la relajación de tensiones residuales continúa con su análisis bajo carga cíclica axial en R₋₁. En este caso, el material presenta un comportamiento elastoplástico cíclico con tendencia al *cyclic-softening* que favorece aún más la relajación de tensiones residuales.

El proceso de relajación de tensiones residuales bajo carga cíclica se puede dividir en dos fases. En la primera fase la relajación de tensiones es bastante brusca. Sin embargo, en la segunda fase la reducción de la tensión residual es más suave o incluso se detiene. Se observa que un mayor nivel de tensión aplicada produce una mayor relajación de tensiones.

Considerando la tendencia mostrada por la relajación de tensiones residuales, se propone una ecuación logarítmica que predice con bastante precisión la convergencia y evolución de las tensiones residuales en la superficie.

Si la magnitud de la tensión aplicada es suficientemente alta, la carga cíclica es capaz de modificar la microestructura del material, reduciendo, en este caso, la densidad de dislocaciones. Este hecho se interpreta con la variación del parámetro FWHM. En esta situación de carga, la relajación de tensiones residuales se extiende hasta el último ciclo de carga aplicada. Sin embargo, si el nivel de tensión aplicada es reducido, con el avance de los ciclos de carga, la tensión residual converge a un valor en el que queda constante o estabilizado hasta que se alcanza el ciclo de rotura. En estas situaciones de carga, el valor del FWHM no muestra ningún tipo de variación en todo el proceso de fatiga.

Con el objetivo de generalizar el análisis de la relajación de tensiones residuales bajo carga cíclica, se estudian varios casos en los que la tensión cíclica aplicada contiene una componente media, que puede ser de tracción (9 casos) o de compresión (5 casos). Se observa que una componente media de compresión favorece siempre la relajación

de tensiones residuales. Sin embargo, cuando la componente media es de tracción, su influencia en la relajación de tensiones residuales depende de la relación de carga R . Cuando R es menor que $-0,25$ la tensión media reduce la relajación de tensiones. En cambio, a partir de un R mayor que $-0,25$ se invierte esta tendencia y comienza a favorecer la relajación de tensiones residuales.

Finalmente, con los resultados obtenidos en los ensayos de relajación cíclica con componente media, se generaliza la ecuación logarítmica para predecir la relajación de tensiones residuales en la superficie.

INDICE

Índice de figuras.....	27
Índice de tablas.....	37
Capítulo 1 Introducción y objetivo de la tesis.....	51
1.1 Contexto y antecedentes.....	51
1.2 Objetivo de la investigación.....	53
1.3 Metodología empleada en el desarrollo de la Tesis Doctoral.....	56
Capítulo 2 Introducción al estudio de fatiga en metales.....	61
2.1 Introducción y contenido del capítulo.....	61
2.2. La curva S-N.....	61
2.2.1 Cálculo de la curva S-N.....	63
2.2.2 Obtención del límite de fatiga.....	65
2.2.3. Diagrama logarítmico logS-logN y ecuación de Basquin.....	66
2.3 Coeficientes modificativos de Marin.....	69
2.3.1 Coeficiente de acabado superficial o rugosidad, Cs.....	71
2.3.2 Coeficiente de trabajo, Ct.....	72
2.3.3 Coeficiente de tratamientos mecánicos, Cm.....	74
2.4 Tensiones medias en fatiga.....	75
2.4.1 Criterios de equivalencia.....	78
2.5 Fatiga de bajos ciclos.....	78
Capítulo 3 Tratamientos mecánicos y shot-peening.....	83
3.1 El shot-peening.....	84
3.1.1 Selección de la granalla.....	88
3.1.2 Intensidad del shot-peening.....	89
3.1.3 Cobertura del shot-peening.....	92
3.1.4 Ejemplos de piezas tratadas con shot-peening.....	94
3.2 Otros tratamientos mecánicos.....	97
3.2.1 Warm shot-peening WSP.....	98
3.2.2 Shot-peening más un recocido (annealing) SSP+A.....	99
3.2.3 Dual shot-peening DSP.....	100

3.2.4 Severe shot-peening SSP	100
3.2.5 Laser shock-peening LSP	101
3.2.6 Deep Rolling DR	104
3.2.7 Low-Plasticity Burnishing LPB.....	105
Capítulo 4 La técnica de difracción de rayos X	109
4.1 Caracterización del material	110
4.2 Medición de las tensiones residuales en la superficie	114
4.3 Extensión de la medición de la tensión residual en profundidad.....	119
4.3.1 Método de corrección de Moore y Evans	120
4.4 FWHM.....	124
4.5 Ajuste de perfil completo	126
Capítulo 5 Efectos de los tratamientos mecánicos	131
5.1 Propiedades Mecánicas.....	134
5.1.1 Tensiones residuales generadas por shot-peening.	135
5.1.1.1 La intensidad de shot-peening	135
5.1.1.2 Las propiedades mecánicas del material tratado.....	136
5.1.1.3 La forma de la pieza/probeta tratada	140
5.1.1.4 La cobertura o tiempo de exposición.....	141
5.1.1.5 Equibiaxialidad del campo de tensiones residuales.....	146
5.1.1.6 Tensión residual generada por shot-peening en otros metales	147
5.1.2. Tensiones residuales generadas por otros tratamientos	150
5.1.3 Síntesis de la generación de tensiones residuales	157
5.2.1 Work-hardening generado por el shot-peening.	159
5.2.2 Influencia de la cobertura en el cold-work aplicado.....	163
5.2.3 Work-hardening generado por shot-peening en otros metales	168
5.2.4 Cold-work introducido por otros tratamientos mecánicos.....	170
5.2.5 Modificaciones microestructurales	175
5.2.5.1 Aumento de la densidad de dislocaciones	175
5.2.5.2 Nanocristalización	177
5.2.5.3 Modificación del contenido de fases	178
5.2.6 Síntesis del cambio microestructural	179

5.3 Propiedades micro-geométricas.....	180
5.3.1 Integridad superficial tras la aplicación de shot-peening.....	181
5.3.1.1 Dureza del material tratado.....	181
5.3.1.2 Intensidad del shot-peening.....	183
5.3.1.3 Cobertura o tiempo de exposición.....	184
5.3.1.4 Rugosidad en otros metales tras shot-peening.....	186
5.3.2 Integridad superficial mediante otros tratamientos mecánicos.....	188
5.3.3 La profundidad alcanzada o deep-case o size-effect.....	191
5.4 Síntesis de la integridad superficial.....	192
Capítulo 6 Relajación de tensiones residuales sometidas a carga cíclica.....	195
6.1 Comportamiento elastoplástico bajo carga cíclica.....	197
6.1.1 Comportamiento elastoplástico tras shot-peening.....	198
6.1.2 Comportamiento elastoplástico tras distintos tratamientos mecánicos.....	204
6.1.3 Comportamiento del material combinado y efecto de la profundidad afectada.....	207
6.2 Influencia de la carga cíclica aplicada en la relajación de tensiones residuales.....	210
6.2.1 Influencia de la magnitud de la carga cíclica aplicada.....	211
6.2.2 Tensión residual estabilizada.....	215
6.2.3 Efecto del gradiente de la tensión aplicada.....	215
6.2.4 Reducción de la tensión residual en profundidad.....	216
6.2.5 Relajación de tensiones residuales generadas por otros tratamientos mecánicos.....	218
6.3. Evolución del FWHM en la relajación de tensiones cíclica.....	222
6.3.1 Variación del FWHM con carga cíclica tras distintos tratamientos mecánicos.....	226
Capítulo 7 Mejora de la resistencia a fatiga por los tratamientos mecánicos.....	231
7.1 Influencia del campo de tensiones residuales.....	233
7.2 Influencia del work-hardening o el estado de la microestructura.....	236
7.3 Influencia de la rugosidad o integridad superficial.....	238
7.4 Influencia de la profundidad de capa afectada.....	241
7.5 Mejora fatiga producida por el shot-peening.....	243

7.5.1 Optimización de la cobertura.....	243
7.5.2 Optimización de la intensidad	245
7.6 Influencia de la carga cíclica aplicada	249
7.6.1 Magnitud de la tensión aplicada	250
7.6.2 Gradiente de la carga cíclica aplicada	252
7.7 Influencia del tratamiento mecánico aplicado	253
Capítulo 8 Descripción del material empleado en los ensayos	261
8.1 Descripción del material base.....	261
8.1.1 Propiedades monotónicas del material base	262
8.1.2 Propiedades cíclicas del material base.....	264
8.2 Elaboración de probetas.....	268
8.2.1 Probetas hourglass para ensayos axiales.....	268
8.2.2 Probetas planas para caracterización de la microestructura.....	271
8.3. Descripción de la integridad superficial de las probetas.....	272
8.3.1 Probetas hourglass mecanizadas.....	273
8.3.2 Probetas hourglass con shot-peening con cobertura 100%	275
8.3.3. Probetas hourglass con shot-peening con cobertura 200%	276
8.3.4 Probeta plana con shot-peening con intensidad 8A	277
8.3.5 Probeta plana con shot-peening con intensidad 20A	278
8.4. Cold-work introducido por el tratamiento de shot-peening.....	279
8.4.1 Microdurezas	281
8.4.2 FWHM.....	283
8.4.3 Interpretación del FWHM, valor correspondiente al size/strain.....	286
8.5 Tensiones residuales generadas por shot-peening	290
8.5.1 Procedimiento para calcular tensiones residuales en profundidad	293
8.5.2 Campo de tensiones residuales tras aplicar shot-peening.....	296
Capítulo 9 Ensayos de fatiga axial con R: -1	303
9.1 Preparación de la campaña de ensayos.....	304
9.2. Resultados de los ensayos de fatiga axial R: -1	305
9.3. Análisis de los resultados de fatiga.....	311
9.3.1. Coeficientes de Marin para el proceso de shot-peening	312

9.3.2	Coeficiente de Marin para el shot-peening respecto al mecanizado.....	318
9.3.3	Coeficientes de Marin de trabajo para el DIN 34CrNiMo6.....	320
9.4	Análisis de la curva S-N de la variante mecanizada.....	322
9.4.1	Dispersión por el acabado superficial de mecanizado.....	323
9.4.2	Valoración de la curva S-N obtenida para la variante mecanizada.....	327
9.4.3	Estimación para corregir la curva S-N de la variante mecanizada.....	329
9.5	Tensión media eficaz.....	331
Capítulo 10	Relajación de tensiones residuales por carga cuasi-estática.....	335
10.1	Descripción del ensayo cuasi-estático.....	335
10.2	Resultados de los ensayos cuasi-estáticos.....	337
10.3	Análisis de los resultados del ensayo cuasi-estático.....	340
10.3.1	Análisis del primer medio ciclo de ensayo cuasi-estático.....	340
10.3.2	Análisis del segundo medio ciclo de ensayo cuasi-estático.....	344
10.3.3	Resultados del ciclo completo de ensayo.....	347
10.3.4	Interpretación del parámetro FWHM.....	349
10.4	Interpretación de la relajación cuasi-estática.....	350
Capítulo 11	Relajación de tensiones residuales por carga cíclica con R: -1.....	359
11.1	Selección de puntos de ensayo cíclico.....	361
11.2	Resultados de los ensayos cíclicos con probetas con cobertura 200%.....	363
11.3	Resultados de los ensayos cíclicos con probetas con cobertura 100%.....	371
11.4	Interpretación del valor del parámetro FWHM.....	374
11.4.1	Análisis de la evolución del FWHM y del size/strain con la probeta plana.....	376
11.4.2	Evaluación de la microestructura tras un recocido con la probeta plana... ..	380
11.5	Comparación de la relajación de tensiones entre distintas variantes con shot-peening.....	384
11.5.1	Comparación de la relajación de tensiones con distinto gradiente de tensión aplicada.....	388
11.6	Modelo de predicción de relajación de tensiones residuales.....	389
11.6.1	Revisión bibliográfica de otros modelos de predicción.....	389
11.6.2	Descripción del modelo de predicción.....	393

11.6.3 Interpretación de la relajación de tensiones cíclica	395
11.7 Aplicación del modelo a los casos de ensayo estudiados	399
11.7.1 Probetas con shot-peening con cobertura 200%	399
11.7.2 Probetas con shot-peening con cobertura 100%	400
11.7.3 Predicción de la tensión residual estabilizada	402
Capítulo 12 Relajación de tensiones residuales por carga cíclica con $R \neq -1$	409
12.1 Selección de puntos de ensayo	410
12.1.1 Estimación de la resistencia a fatiga de los casos propuestos.....	413
12.2 Resultados de los ensayos cíclicos con tensión media de tracción.....	414
12.3 Resultados de los ensayos cíclicos con tensión media de compresión	429
12.4 Influencia de la componente media en la relajación de la tensión residual ..	438
12.4.1 Influencia de la tensión aplicada máxima o mínima.....	438
12.4.2. Efecto de la amplitud de la tensión respecto a las tensiones máximas	442
12.4.3 Efecto de la magnitud de la tensión media para una tensión alterna establecida	443
12.4.4 Efecto de la magnitud de la tensión alterna para una tensión media establecida	446
12.5 Interpretación de la relajación de tensiones residuales bajo carga cíclica con componente media.....	448
12.6 Descripción del modelo general de predicción de relajación de tensiones residuales	455
12.6.1 Obtención del modelo de predicción generalizado para tensiones medias de tracción	457
12.6.2 Obtención del modelo de predicción generalizado para tensiones medias de compresión	461
12.6.3 Aplicación del modelo de predicción generalizado para tensiones medias	464
Capítulo 13 Análisis fractográfico	471
13.1 Estudio fractográfico de probetas mecanizadas.....	473
13.2 Estudio fractográfico de las probetas A1, A2 y A3	475
13.3 Probetas B1 y B2 con cobertura 100%	479
13.4 Probetas ensayo relajación con tensiones medias.....	480
13.5 Detección de grietas.....	484

13.5.1 Detección de grietas.....	484
Capítulo 14 Conclusiones y líneas futuras de investigación	489
14.1 Conclusiones de la investigación desarrollada	489
14.2 Líneas futuras de investigación	495
BIBLIOGRAFÍA	503

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2-1. <i>Ejemplo de curva S-N.</i>	62
Figura 2-2. <i>Ejemplo del método de la escalera.</i>	65
Figura 2-3. <i>Ejemplo de curva logS-logN.</i>	67
Figura 2-4. <i>Curvas Basquin de fatiga de flexión rotativa (A. Avilés et al., 2019).</i>	69
Figura 2-5. <i>Ejemplo de curva S-N para un componente mecánico.</i>	70
Figura 2-6. <i>Esquema de la tensión sobre el plano medio para distinto tipo de trabajo.</i>	73
Figura 2-7. <i>Ejemplo curva S-N incluyendo tensión media.</i>	75
Figura 2-8. <i>Diagrama de Haigh adaptado para el acero 34CrNiMo6.</i>	76
Figura 2-9. <i>Curvas S-N con distinto R para el acero DIN 34CrNiMo6 (Pallarés-Santasmartas L. et al., 2018).</i>	77
Figura 2-10. <i>Deformación y duración LCF para el acero DIN 34CrNiMo6.</i>	80
Figura 3-1. <i>Ejemplo de aplicación de shot-peening (Totten et al., 2002).</i>	84
Figura 3-2. <i>Esquema de impactos de shot-peening (Llaneza & Belzunce, 2015a).</i> ..	85
Figura 3-3. <i>Simulación de tensiones por impacto de granalla</i>	86
Figura 3-4. <i>Evolución tensiones generadas por impacto (Kobayashi et al., 1998).</i> ..	87
Figura 3-5. <i>Efecto del ángulo de impacto (Totten et al., 2002).</i>	89
Figura 3-6. <i>Cálculo de la intensidad Almen (Totten et al., 2002).</i>	91
Figura 3-7. <i>Curva de saturación de la intensidad.</i>	91
Figura 3-8. <i>Evolución de la cobertura (Abyaneh, 1996).</i>	93
Figura 3-9. <i>Shot-peening para la reducción de peso (Duchet et al., 2019).</i>	94
Figura 3-10. <i>Eje tratado con shot-peening (Li et al., 2020).</i>	95
Figura 3-11. <i>Engranaje tratado con shot-peening</i>	96
Figura 3-12. <i>Esquema del proceso de LSP (Ren et al., 2016).</i>	101
Figura 3-13. <i>Esquema de la generación de tensiones residuales con LPB (Clauer, 1996).</i>	102
Figura 3-14. <i>Rugosidad tras aplicar LPB (Gao et al., 2021).</i>	103
Figura 3-15. <i>Ejemplo de pieza tratada por DR (Delgado et al., 2016).</i>	105
Figura 3-16. <i>Esquema del proceso de LPB (Prevéy, 2020).</i>	106
Figura 3-17. <i>Aplicación de LPB en probetas para fatiga (A. Avilés, 2018).</i>	106
Figura 4-1. <i>Medida de tensión residual por distintas técnicas (Glaser et al., 2018).</i>	110
Figura 4-2. <i>Set-up con muestra plana para difracción de alta resolución con BRUKER D8 Advance.</i>	112
Figura 4-3. <i>Difractograma del acero DIN 34CrNiMo6.</i>	113
Figura 4-4. <i>Patrón de difracción de la martensita.</i>	114

Figura 4-5. <i>Difracción de rayos X sobre una red cristalina (M. E. Fitzpatrick et al., 2005).</i>	115
Figura 4-6. <i>Diagramas strain/ $\sin^2\psi$.</i>	116
Figura 4-7. <i>Set-up para la medición de la tensión residual.</i>	117
Figura 4-8. <i>Ejes de referencia para la tensión residual.</i>	118
Figura 4-9. <i>Componentes de la tensión residual (Moore & Evans, 1958).</i>	121
Figura 4-10. <i>Cálculo del área bajo la curva σ_m/r.</i>	123
Figura 4-11. <i>Medida del FWHM del acero DIN 34CrNiMo6.</i>	124
Figura 5-1. <i>Propiedades superficiales tras los tratamientos mecánicos (Lin et al., 2020).</i>	132
Figura 5-2. <i>Representación esquemática del campo de tensiones residuales.</i>	134
Figura 5-3. <i>Campo de tensiones residuales tras cuatro intensidades distintas de shot-peening (Torres & Voorwald, 2002).</i>	136
Figura 5-4. <i>Campo de tensiones residuales tras cinco intensidades distintas de shot-peening (Vielma et al., 2014a).</i>	137
Figura 5-5. <i>Tensiones residuales con distintas temperaturas de revenido (Llaneza & Belzunce, 2015a).</i>	139
Figura 5-6. <i>Tensiones residuales tras shot-peening sobre un acero con dos tratamientos térmicos (Holzapfel et al., 1998).</i>	140
Figura 5-7. <i>Perfil de tensiones residuales con distinto espesor de la pieza tratada (Buchanan & John, 2014).</i>	141
Figura 5-8. <i>Tensión residual variando la cobertura (Prevéy & Cammett, 2002).</i> ..	142
Figura 5-9. <i>Tensiones residuales generadas por SP y SSP en el acero 39NiCrMo3 (Bagherifard & Guagliano, 2012).</i>	143
Figura 5-10. <i>Tensiones residuales generadas por SP y SSP en fundición (Bagherifard et al., 2014).</i>	144
Figura 5-11. <i>Tensiones residuales generadas por SP y SSP en el acero X70 (Miková et al., 2013).</i>	145
Figura 5-12. <i>Tensiones residuales para cobertura 100% y 1.000% en el acero SAE 3415 (Fathallah et al., 2003).</i>	146
Figura 5-13. <i>Equibiaxialidad de las tensiones residuales (Dalaei et al., 2010).</i>	147
Figura 5-14. <i>Tensiones residuales tras SP en el acero SS304 (Yang et al., 2020).</i> ..	148
Figura 5-15. <i>Tensiones residuales generadas en la aleación de Al 6082-T5 (Benedetti et al., 2004).</i>	149
Figura 5-16. <i>Campos de tensiones residuales obtenidos mediante distintos tratamientos mecánicos (Klumpp et al., 2014).</i>	150
Figura 5-17. <i>Tensiones residuales obtenidas por SP, SP+A y WSP en el acero AISI 4140 (Wick et al., 2000).</i>	151

Figura 5-18. Tensiones residuales generadas por SP y LPB en el acero AISI 4140 (I. Menig et al., 2002).....	152
Figura 5-19. Tensiones residuales generadas por SP y LPB (A. Avilés et al., 2019).	153
Figura 5-20. Tensiones residuales en IN718 por varios tratamientos (Zhuang & Halford, 2001).	154
Figura 5-21. Tensiones residuales obtenidas en la aleación Ti-6Al-4V (Luo et al., 2021).	155
Figura 5-22. Tensiones residuales en el acero inoxidable AISI 304 (Altenberger, Scholtes, et al., 1999).....	156
Figura 5-23. Tensiones residuales en una aleación de titanio (Wagner, 1999).	156
Figura 5-24. Variación de la dureza (HV) generada por tres intensidades de SP (Vielma et al., 2014a).	159
Figura 5-25. Valores del FWHM para siete intensidades distintas de SP (Vielma et al., 2014a).	160
Figura 5-26. Valores del FWHM según la Tª revenido (Llaneza & Belzunce, 2015a).	161
Figura 5-27. Valores del FWHM variando intensidad de SP (Llaneza & Belzunce, 2015a).	162
Figura 5-28. Evolución del efecto del cold-work (K. Iida & K. Tosha, 1987).	163
Figura 5-29. Variación del FWHM con la cobertura (Prevéy & Cammett, 2002)..	164
Figura 5-30. Microdurezas en el acero 39NiCrMo3 (Bagherifard & Guagliano, 2012).	165
Figura 5-31. Valores del FWHM en acero el 39NiCrMo3 (Bagherifard & Guagliano, 2012).	165
Figura 5-32. Microdurezas en fundición nodular (Bagherifard et al., 2014).	166
Figura 5-33. Valores del FWHM en fundición nodular (Bagherifard et al., 2014).	166
Figura 5-34. Microdurezas en el acero X70 (Miková et al., 2013).	167
Figura 5-35. Valores del FWHM en el acero X70 (Miková et al., 2013).	168
Figura 5-36. Microdureza en el acero inoxidable SS304 (Yang et al., 2020).	169
Figura 5-37. Microdurezas en la aleación de Al 6028-T5 (Benedetti et al., 2004).	169
Figura 5-38. Valores del FWHM tras seis tratamientos (Klumpp et al., 2014).	170
Figura 5-39. Valores del HW tras SP, WSP y SP+A (Wick et al., 2000).....	171
Figura 5-40. Valores del HV para distintas temperaturas de WSP (R. Menig et al., 2003b).	172
Figura 5-41. Valores del HW en el AISI 4140 tras SP y LSP (I. Menig et al., 2002).	173
Figura 5-42. Cold-work en IN718 tras SP, LSP y LPB (Zhuang & Halford, 2001).	174

Figura 5-43. <i>Valores del HW en el acero AISI 304 tras SP y DR (Altenberger, Scholtes, et al., 1999).</i>	174
Figura 5-44. <i>Evolución de la densidad de dislocaciones y HW (Martin et al., 1998).</i>	177
Figura 5-45. <i>Capa nanocristalizada por SSP (Bagherifard & Guagliano, 2012).</i> ...	177
Figura 5-46. <i>Microestructura del acero AISI 304 tratado mecánicamente (Altenberger, Scholtes, et al., 1999).</i>	178
Figura 5-47. <i>Transformación martensítica en el acero AISI 304 (Altenberger, Scholtes, et al., 1999).</i>	179
Figura 5-48. <i>Rugosidad al variar la dureza (Llaneza & Belzunce, 2015a).</i>	182
Figura 5-49. <i>Rugosidad variando la intensidad del SP (Llaneza & Belzunce, 2015a).</i>	183
Figura 5-50. <i>Rugosidad variando la cobertura (Llaneza & Belzunce, 2015a).</i>	184
Figura 5-51. <i>Morfología superficial en Al, tras dos tratamientos de SP (Benedetti et al., 2004).</i>	186
Figura 5-52. <i>Topografía 3D del acero inoxidable S304 tras varios SP (Yang et al., 2020).</i>	187
Figura 5-53. <i>Rugosidad tras distintos tratamientos mecánicos (Klumpp et al., 2014).</i>	190
Figura 6-1. <i>Comportamiento elastoplástico tras shot-peening del SAE 1045 (Martin et al., 1998).</i>	199
Figura 6-2. <i>Comportamiento elastoplástico del AISI 4140 (Schulze et al., 1996).</i> .	201
Figura 6-3. <i>Comparación comportamiento con y sin shot-peening (Schulze et al., 1996).</i>	202
Figura 6-4. <i>Comportamiento elastoplástico del acero microaleado (Dalaei et al., 2011).</i>	203
Figura 6-5. <i>Comportamiento elastoplástico de las variantes SP y DR del acero SAE 1045 (Altenberger, 2002).</i>	204
Figura 6-6. <i>Comportamiento elastoplástico del acero inoxidable AISI 304 (Altenberger, Scholtes, et al., 1999).</i>	206
Figura 6-7. <i>Comportamiento elastoplástico AZ31, sin tratar y tratado por SP y DR (Altenberger, Martin, et al., 1999).</i>	207
Figura 6-8. <i>Comportamiento elastoplástico variando la relación de áreas (Martin et al., 1998).</i>	209
Figura 6-9. <i>Comportamiento elastoplástico del SAE 1045 con DR (Altenberger, 2002).</i>	210
Figura 6-10. <i>Evolución de la relajación de tensiones residuales en acero SAE 1045 (Martin et al., 1998).</i>	212

Figura 6-11. <i>Relajación de tensiones residuales en AISI 4140 con shot-peening (Schulze et al., 1996).</i>	213
Figura 6-12. <i>Relajación de tensiones residuales bajo distinto nivel de deformación (Dalaei et al., 2011).</i>	214
Figura 6-13. <i>Relajación de tensiones residuales bajo tensión aplicada axial o de flexión rotativa (Bignonnet, 1987).</i>	216
Figura 6-14. <i>Relajación de tensiones en profundidad (Dalaei et al., 2011).</i>	217
Figura 6-15. <i>Tensiones residuales en profundidad tras $N_f/2$ ciclos (Dalaei et al., 2011).</i>	217
Figura 6-16. <i>Relajación de tensiones residuales tras $N_f/2$ ciclos en el acero SAE 1045 (Martin et al., 1998).</i>	218
Figura 6-17. <i>Relajación de tensiones residuales tras $N_f/2$ en el acero AISI 304 (Altenberger, Scholtes, et al., 1999).</i>	219
Figura 6-18. <i>Relajación de tensiones residuales en el acero DIN 34CrNiMo6 (A. Avilés et al., 2019).</i>	220
Figura 6-19. <i>Evolución de las tensiones residuales y del HV para el acero AISI 4140 (Wick et al., 2000).</i>	221
Figura 6-20. <i>Evolución del HW para el acero SAE 1045 (Martin et al., 1998).</i>	224
Figura 6-21. <i>Evolución del FWHM para distintos niveles de deformación aplicada (Dalaei et al., 2011).</i>	225
Figura 6-22. <i>Valores del HW de la aleación AZ31 con SP, antes y después del ensayo (Altenberger, Scholtes, et al., 1999).</i>	226
Figura 6-23. <i>Evolución del HW tras SP y DR en el acero AISI 304 (Altenberger, Scholtes, et al., 1999).</i>	227
Figura 7-1. <i>Curva S-N acero AISI 4140 con SP y WSP (Wick et al., 2000), (Menig et al., 2003).</i>	235
Figura 7-2. <i>Curva S-N acero AISI 4140 con SP+A (Menig et al., 2002).</i>	236
Figura 7-3. <i>Incremento de la resistencia a fatiga por la estabilidad microestructural (Altenberger et al., 1999).</i>	238
Figura 7-4. <i>Propagación de grieta en el AISI 304 con distintos DR aplicados (Altenberger et al., 1999).</i>	242
Figura 7-5. <i>Optimización del límite de fatiga según la cobertura (Prevéy & Cammett, 2002).</i>	244
Figura 7-6. <i>Optimización de la intensidad de SP para el AISI 4340 (Torres & Voorwald, 2002).</i>	246
Figura 7-7. <i>Intensidades de SP para optimizar la resistencia a fatiga del AZ80 (Wagner, 1999).</i>	248
Figura 7-8. <i>Curva $\Delta\epsilon_p$-N del acero tratado con SP (Dalaei et al., 2011).</i>	251
Figura 7-9. <i>Resistencia a carga variable del acero SAE 1045.</i>	252

Figura 7-10. <i>Curva S-N axial y de flexión rotativa para el acero 4NiCr (Bignonnet, 1987).</i>	253
Figura 7-11. <i>Curvas S-N para el Ti-6Al-7Nb (Wagner, 1999).</i>	255
Figura 8-1. <i>Curva tensión-deformación monotónica.</i>	264
Figura 8-2. <i>Comportamiento cíclico del DIN 34CrNiMo6 (Branco et al., 2012).</i> ..	265
Figura 8-3. <i>Ciclos histéresis a) $\pm 2\%$ b) $\pm 0,8\%$ para el DIN 34CrNiMo6 (Branco et al., 2016).</i>	266
Figura 8-4. <i>Curvas cíclicas para el DIN 34CrNiMo6.</i>	268
Figura 8-5. <i>Dimensiones de las probetas hourglass.</i>	269
Figura 8-6. <i>Probeta plana (adaptada de la probeta hourglass).</i>	271
Figura 8-7. <i>Topografía de la probeta hourglass mecanizada.</i>	273
Figura 8-8. <i>Perfil 2D de la rugosidad de la probeta mecanizada.</i>	274
Figura 8-9. <i>Perfil corregido 2D de la rugosidad de la probeta mecanizada.</i>	274
Figura 8-10. <i>Topografía de la probeta hourglass con SP con cobertura 100%.</i>	275
Figura 8-11. <i>Topografía de la probeta hourglass con SP con cobertura 200%.</i>	276
Figura 8-12. <i>Topografía de la probeta plana con SP con intensidad 8A.</i>	277
Figura 8-13. <i>Topografía de la probeta plana con SP con intensidad 20A.</i>	278
Figura 8-14. <i>Metalografía de la probeta mecanizada.</i>	280
Figura 8-15. <i>Metalografía de la probeta con SP C: 100%.</i>	280
Figura 8-16. <i>Metalografía de la probeta con SP C: 200%.</i>	281
Figura 8-17. <i>Representación de las microdurezas medidas.</i>	282
Figura 8-18. <i>Valores del FWHM medido en profundidad.</i>	285
Figura 8-19. <i>Medidas del FWHM con distinta radiación en las variantes empleadas.</i>	288
Figura 8-20. <i>Representación del size/strain para las probetas planas.</i>	289
Figura 8-21. <i>Representación sección probeta con tensiones residuales.</i>	293
Figura 8-22. <i>Dosificación del ataque químico.</i>	294
Figura 8-23. <i>Medición de la profundidad con proyector de perfiles.</i>	295
Figura 8-24. <i>Tensiones residuales en profundidad obtenidas tras SP.</i>	296
Figura 8-25. <i>Tensiones residuales en profundidad.</i>	298
Figura 8-26. <i>Tensiones residuales en profundidad de las variantes mecanizada y SP.</i>	299
Figura 9-1. <i>Máquina de ensayos axial Instron 8801 MTB.</i>	303
Figura 9-2. <i>Curvas S-logN obtenidas para mecanizadas y shot-peening.</i>	307
Figura 9-3. <i>Curvas Basquin obtenidas.</i>	310
Figura 9-4. <i>Representación coeficiente global del shot-peening.</i>	314
Figura 9-5. <i>Representación del coeficiente superficial de shot-peening.</i>	316
Figura 9-6. <i>Coeficiente de tratamiento mecánico de shot-peening.</i>	318

Figura 9-7. <i>Coficiente global de shot-peening respecto a la variante mecanizada.</i>	319
Figura 9-8. <i>Curvas S-logN de fatiga axial y flexión rotativa.</i>	321
Figura 9-9. <i>Coficientes de trabajo para variante pulida y shot-peening.</i>	322
Figura 9-10. <i>Cuchilla redonda para la prueba de mecanizado.</i>	324
Figura 9-11. <i>Superficie de las variantes con cuchilla plana (a) y rectificada (b).</i>	325
Figura 9-12. <i>Relación entre rugosidad y coeficiente superficial.</i>	326
Figura 9-13. <i>Curva S-logN variante mecanizada, con alternativas y dispersión.</i>	329
Figura 9-14. <i>Curva S-logN obtenida y estimada de la variante mecanizada.</i>	330
Figura 9-15. <i>Tensión media eficaz en función de N.</i>	332
Figura 10-1. <i>Descripción de los tipos de ensayo cuasi-estático: T-C y C-T.</i>	336
Figura 10-2. <i>Representación gráfica resultados ensayos cuasi-estáticos.</i>	339
Figura 10-3. <i>Resultados ensayos tras primer medio ciclo aplicado.</i>	341
Figura 10-4. <i>Relación tensión aplicada con tensión residual relajada tras el primer medio ciclo.</i>	342
Figura 10-5. <i>Relación tensión aplicada con tensión residual relajada.</i>	345
Figura 10-6. <i>Ratio de relajación en los medios ciclos de compresión.</i>	347
Figura 10-7. <i>Tensión relajada en los ensayos cuasi-estáticos completos.</i>	348
Figura 10-8. <i>Representación gráfica de los resultados del parámetro FWHM tras los ensayos cuasi-estáticos.</i>	350
Figura 10-9. <i>Tensiones en sección de la probeta en el ensayo nº 1.</i>	352
Figura 10-10. <i>Tensiones en sección de la probeta en el ensayo nº 6.</i>	353
Figura 11-1. <i>Situación de los casos seleccionados en la curva S-N.</i>	362
Figura 11-2. <i>Gráfico relajación tensiones residuales en el caso A1.</i>	364
Figura 11-3. <i>Gráfico relajación tensiones residuales en el caso A2.</i>	366
Figura 11-4. <i>Gráfico relajación tensiones residuales en el caso A3.</i>	367
Figura 11-5. <i>Gráfico relajación tensiones residuales en el caso A4.</i>	369
Figura 11-6. <i>Evolución de las tensiones residuales y del FWHM en los cuatro casos de estudio.</i>	370
Figura 11-7. <i>Gráfico relajación tensiones residuales en el caso B1.</i>	372
Figura 11-8. <i>Gráfico relajación tensiones residuales en el caso B2.</i>	373
Figura 11-9. <i>Evolución del FWHM en probeta plana tras 1.500 ciclos de fatiga.</i>	377
Figura 11-10. <i>Size y strain de las probetas planas con SP tras 1.500 ciclos de fatiga.</i>	378
Figura 11-11. <i>Difractograma antes y después del ensayo de fatiga.</i>	379
Figura 11-12. <i>Evolución de las tensiones residuales bajo carga térmica.</i>	381
Figura 11-13. <i>Evolución del FWHM con la exposición térmica para las probetas planas con SP de dos intensidades.</i>	382

Figura 11-14. Evolución del size/strain para las probetas planas con SP en función del tiempo de recocido.....	383
Figura 11-15. Comparación relajación tensiones caso A3 y B2 (± 703 MPa).....	385
Figura 11-16. Comparación relajación tensiones residuales variantes de SP con C: 100% y C: 200%.....	386
Figura 11-17. Comparación relajación tensiones residuales fatiga axial y de flexión rotativa.	388
Figura 11-18. Explicación proceso relajación cíclica de tensiones residuales con tensión aplicada máxima.	396
Figura 11-19. Explicación proceso relajación cíclica de tensiones residuales con tensión aplicada mínima.....	398
Figura 11-20. Comparativa modelo predicción y resultados ensayos de relajación cíclica para los cuatro casos con C: 200%.	400
Figura 11-21. Comparativa entre el modelo de predicción y los resultados de los ensayos de relajación cíclica para los dos casos con C: 100%.	402
Figura 11-22. Relación entre σ_a y $\sigma_{res\ est}$	404
Figura 11-23. Representación de la $\sigma_{res\ est}(N)$ y la $\sigma_{mef}(N)$	405
Figura 12-1. Diagrama de Haigh con los casos seleccionados.....	412
Figura 12-2. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MT1.	415
Figura 12-3. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MT2.	417
Figura 12-4. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MT3.	418
Figura 12-5. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MT4.	420
Figura 12-6. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MT5.	421
Figura 12-7. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MT6.	423
Figura 12-8. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MT7.	424
Figura 12-9. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MT8.	426
Figura 12-10. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MT9.	428
Figura 12-11. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MC1.....	430

Figura 12-12. <i>Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MC2.</i>	432
Figura 12-13. <i>Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MC3.</i>	433
Figura 12-14. <i>Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MC4.</i>	435
Figura 12-15. <i>Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MC5.</i>	437
Figura 12-16. <i>Relajación de tensiones residuales con σ_{max} 978,2 MPa.</i>	439
Figura 12-17. <i>Relajación de tensiones residuales con σ_{max} 1.025,6 MPa.</i>	440
Figura 12-18. <i>Relajación de tensiones residuales con σ_{min} -978,2 MPa.</i>	440
Figura 12-19. <i>Relajación de tensiones residuales con $1/\sigma_{max}$ / 978,2 MPa.</i>	441
Figura 12-20. <i>Relajación de tensiones residuales con tracción o compresión pura.</i>	442
Figura 12-21. <i>Relajación de tensiones residuales comparando tensión máxima o tensión alterna.</i>	443
Figura 12-22. <i>Relajación de tensiones residuales con tensión alterna constante \pm 576,9 MPa.</i>	444
Figura 12-23. <i>Relajación de tensiones residuales con tensión alterna constante y tensión media de tracción.</i>	445
Figura 12-24. <i>Relajación de tensiones residuales con tensión alterna constante y tensión media de compresión.</i>	446
Figura 12-25. <i>Relajación de tensiones residuales con tensión media de tracción constante.</i>	447
Figura 12-26. <i>Relajación de tensiones residuales con tensión media de compresión constante.</i>	447
Figura 12-27. <i>Representación esquemática del proceso de relajación de tensiones residuales.</i>	454
Figura 12-28. <i>Modelo relajación con distinto R (Zhuang & Halford, 2001).</i>	456
Figura 12-29. <i>Gráfico relación β y R.</i>	459
Figura 12-30. <i>Comparación del modelo de predicción y resultados obtenidos para los casos MT (parte 1).</i>	465
Figura 12-31. <i>Comparación del modelo de predicción y resultados obtenidos para los casos MT (parte 2).</i>	466
Figura 12-32. <i>Comparación modelo predicción y resultados obtenido, casos MC.</i> 467	
Figura 13-1. <i>Muestras para cargarse en el microscopio electrónico.</i>	472
Figura 13-2. <i>Imágenes de fractura de probetas mecanizadas.</i>	474
Figura 13-3. <i>Imágenes de fractura en la probeta del caso A1 (\pm 849 MPa).</i>	475
Figura 13-4. <i>Imágenes de fractura en la probeta del caso A2 (\pm 776 MPa).</i>	476

Figura 13-5. <i>Imagen de detalle del perímetro de la probeta A3 (± 703 MPa).</i>	477
Figura 13-6. <i>Imágenes de detalle del perímetro de la probeta con shot-peening (curva S-N a ± 665 MPa).</i>	478
Figura 13-7. <i>Imágenes de fractura de la probeta del caso A3 (± 703 MPa).</i>	479
Figura 13-8. <i>Imágenes de fractura de las probetas de los casos B1 (± 849 MPa) y B2 (± 703 MPa).</i>	480
Figura 13-9. <i>Imágenes fractura probetas caso MT1 y MC1.</i>	481
Figura 13-10. <i>Imágenes fractura probetas caso MT2, MT3, MT4 y MT5.</i>	482
Figura 13-11. <i>Imágenes fractura probetas caso M6, MT7, MT8 y MT9.</i>	483
Figura 13-12. <i>Ubicación de las grietas en la probeta A1.</i>	485
Figura 13-13. <i>Detección grietas del caso A1: (a) 30°-70°, (b) 180°-200°.</i>	486

INDICE DE TABLAS

Tabla 5-1. <i>Variantes del acero 4340 según su temperatura de revenido (Llaneza & Belzunce, 2015a).</i>	138
Tabla 5-2. <i>Síntesis del campo de tensiones residuales generado por shot-peening.</i> 157	
Tabla 5-3. <i>Valores de la rugosidad en el acero AISI 4340 (Torres et al., 2002).</i> ...	182
Tabla 5-4. <i>Valores Ra y Rz (μm) de dos aceros (Wierzchowski et al., 2002).</i>	183
Tabla 5-5. <i>Rugosidad tras aplicar SP y SSP (Bagherifard & Guagliano, 2012).</i> ...	185
Tabla 5-6. <i>Rugosidad tras aplicar SP, SSP y DSP (Bagherifard et al., 2014).</i>	186
Tabla 5-7. <i>Rugosidad tras SP y LPB (A. Avilés et al., 2019).</i>	188
Tabla 5-8. <i>Rugosidad tras LSP y SP (Luo et al., 2021).</i>	189
Tabla 5-9. <i>Rugosidades tras LSP y SP (Rodopoulos et al., 2003).</i>	189
Tabla 5-10. <i>Rugosidad máxima (μm) para distintos tratamientos (Mhaede et al., 2011).</i>	191
Tabla 7-1. <i>Efecto de los tres principales factores en la resistencia a fatiga.</i>	231
Tabla 7-2. <i>Datos de la rugosidad y el límite de fatiga para el acero 39NiCrMo3 (Bagherifard & Guagliano, 2012).</i>	239
Tabla 7-3. <i>Datos de la rugosidad y límites de fatiga para el 42CrMo4 y el 54SiCr6 (Wierzchowski et al., 2002).</i>	240
Tabla 7-4. <i>Resultados del estudio con fundición nodular y SSP (Bagherifard et al., 2014).</i>	245
Tabla 7-5. <i>Datos de ensayos con 42CrMo4 y 54SiCr6 (Wierzchowski et al., 2002).</i>	247
Tabla 7-6. <i>Datos del estudio con la aleación Al-7075-T651 tratada con SP (Benedetti et al., 2009).</i>	249
Tabla 7-7. <i>Resultados de los límites de fatiga del acero 4NiCr (Bignonnet, 1987).</i> 253	
Tabla 7-8. <i>Resultados de las variantes EP, SP, LSP y BB del Al 7075-T73 y del Ti-6Al-4V (Mhaede et al., 2011).</i>	254
Tabla 8-1. <i>Composición química del acero DIN 34CrNiMo6.</i>	262
Tabla 8-2. <i>Propiedades monotónicas del acero DIN 34CrNiMo6.</i>	262
Tabla 8-3. <i>Revisión de las propiedades mecánicas del acero DIN 34CrNiMo6.</i>	263
Tabla 8-4. <i>Parámetros del proceso del SP aplicado.</i>	270
Tabla 8-5. <i>Rugosidades superficiales medidas.</i>	272
Tabla 8-6. <i>Rugosidades superficiales medidas en las probetas planas.</i>	279
Tabla 8-7. <i>Microdurezas en profundidad.</i>	282
Tabla 8-8. <i>Mediciones del FWHM en la superficie de probeta hourglass.</i>	283
Tabla 8-9. <i>Medida del FWHM de alta resolución en la probeta plana.</i>	286
Tabla 8-10. <i>Tensor de tensiones residuales medio tras SP C:200%.</i>	290
Tabla 8-11. <i>Tensor de tensiones residuales medio tras SP C:100%.</i>	290

Tabla 8-12. Tensor de tensiones residuales en la probeta plana tras SP con I: 8A.	292
Tabla 8-13. Tensor de tensiones residuales en la probeta plana tras SP con I: 20A.	292
Tabla 9-1. Límites de fatiga previamente obtenidos.	304
Tabla 9-2. Coeficientes curva S-N axial mecanizada y shot-peening.	306
Tabla 9-3. Parámetros principales de las curvas S-logN.	307
Tabla 9-4. Coeficientes curva Basquin mecanizadas y shot-peening.	308
Tabla 9-5. Límites de fatiga para las tres variantes.	310
Tabla 9-6. Coeficientes de trabajo de las tres variantes.	320
Tabla 9-7. Resultados de la prueba de mecanizado (σ_a : \pm 665 MPa).	326
Tabla 10-1. Definición ensayos cuasi-estáticos.	337
Tabla 10-2. Resultados ensayos relajación cuasi-estática T-C (en MPa).	338
Tabla 10-3. Resultados ensayos relajación cuasi-estática C-T (en MPa).	338
Tabla 10-4. Resultados del FWHM ($^{\circ}$) tras ensayos T-C.	349
Tabla 10-5. Resultados del FWHM ($^{\circ}$) tras ensayos C-T.	349
Tabla 10-6. Tensión residual obtenida y estabilizada en ensayos T-C.	355
Tabla 10-7. Tensión residual obtenida y estabilizada en ensayos C-T.	355
Tabla 11-1. Descripción de los casos de estudio seleccionados.	361
Tabla 11-2. Evaluación deformaciones en los casos de estudio seleccionados.	363
Tabla 11-3. Datos ensayo relajación cíclica A1.	364
Tabla 11-4. Datos ensayo relajación cíclica A2.	365
Tabla 11-5. Datos ensayo relajación cíclica A3.	367
Tabla 11-6. Datos ensayo relajación cíclica A4.	368
Tabla 11-7. Datos ensayo relajación cíclica B1.	371
Tabla 11-8. Datos ensayo relajación cíclica B2.	373
Tabla 11-9. Medidas del FWHM en las probetas planas tras el ensayo de fatiga.	377
Tabla 11-10. Resultados de size y strain para las probetas planas con SP tras el ensayo de fatiga.	378
Tabla 11-11. Valores del FWHM ($^{\circ}$) tras la exposición térmica.	382
Tabla 11-12. Valores de size y strain con el tiempo de exposición.	383
Tabla 11-13. Principales resultados del estudio de relajación cíclica en R_{-1} de tensiones residuales.	387
Tabla 11-14. Comparación entre la tensión residual estabilizada del modelo y obtenida por ensayos, medidas en (MPa).	403
Tabla 12-1. Casos seleccionados con tensión media de tracción.	410
Tabla 12-2. Casos seleccionados con tensión media de compresión.	412
Tabla 12-3. Equivalente Dietmann de los casos de estudio.	413
Tabla 12-4. Resultados del ensayo MT1.	414
Tabla 12-5. Resultados del ensayo MT2.	416

Tabla 12-6. <i>Resultados del ensayo MT3.</i>	418
Tabla 12-7. <i>Resultados del ensayo MT4.</i>	419
Tabla 12-8. <i>Resultados del ensayo MT5.</i>	421
Tabla 12-9. <i>Resultados del ensayo MT6.</i>	422
Tabla 12-10. <i>Resultados del ensayo MT7.</i>	424
Tabla 12-11. <i>Resultados del ensayo MT8.</i>	426
Tabla 12-12. <i>Resultados del ensayo MT9.</i>	428
Tabla 12-13. <i>Resultados del ensayo MC1.</i>	430
Tabla 12-14. <i>Resultados del ensayo MC2.</i>	431
Tabla 12-15. <i>Resultados del ensayo MC3.</i>	433
Tabla 12-16. <i>Resultados del ensayo MC4.</i>	434
Tabla 12-17. <i>Resultados del ensayo MC5.</i>	436
Tabla 12-18. <i>Resultados de los ensayos de relajación con tensión media de tracción.</i>	450
Tabla 12-19. <i>Resultados de los ensayos de relajación con tensión media de compresión.</i>	452
Tabla 12-20. <i>Evolución parámetro β.</i>	458
Tabla 12-21. <i>Valores de β óptimos.</i>	458
Tabla 12-22. <i>Valor de β en función de R para los casos MT.</i>	461
Tabla 12-23. <i>Valor de coeficiente p de los casos MC.</i>	464
Tabla 12-24. <i>Convergencia de la tensión residual con tensión media de tracción.</i>	466
Tabla 12-25. <i>Convergencia de la tensión residual con tensión media de compresión.</i>	468

NOMENCLATURA Y ACRÓNIMOS

α	coeficiente para las ecuación de la curva S-N y la recta de Basquin
α	coeficiente del modelo de predicción de relajación de tensiones
A	razón de variación o amplitud de tensión aplicada con tensión media
A	tipo de placa para definir la intensidad Almen del shot-peening
\hat{A}	coeficiente de la ecuación de la curva S-N
ADM	grupo de investigación: Análisis y diseño de máquinas
A_0	área nominal de la probeta del ensayo de tracción
AISI	American Iron and Steel Institute
ASME	American Society of Mechanical Engineers
ASTM	American Society for Testing and Materials
β	coeficiente para las ecuación de la curva S-N y la recta de Basquin
β	coeficiente corrector de la tensión media del modelo de predicción de relajación de tensiones residuales
β_{hkl}	tamaño de cristal metalográfico
b	exponente de la ecuación de Coffin-Manson
\hat{B}	coeficiente de la ecuación de la curva S-N
BB	Ball-burnishing o bruñido con bola
bcc	body-centered cubic o cúbica centrada en el cuerpo
C	Tipo de placa Almen
c	exponente de la ecuación de Coffin-Manson
c	parámetro de tamaño de celda cristalina
CM	método del contorno o contour-method
CSP	Cavitation shotless-peening
c_m	coeficiente modificativo correspondiente al efecto mecánico de un tratamiento mecánico (sin considerar el efecto de la rugosidad)
c_m^e, c_m^g	coeficiente modificativo de tratamiento mecánico para N_e y N_g ciclos
$c_{m\ SP}$	coeficiente modificativo correspondiente al efecto mecánico del tratamiento de shot-peening (sin considerar el efecto de la rugosidad)
c_{mSP}^e, c_{mSP}^g	coeficiente modificativo del “efecto del tratamiento mecánico” shot-peening a N_e y N_g ciclos
$c_{m\ SP} (N)$	coeficiente modificativo correspondiente al efecto mecánico del tratamiento de shot-peening en función del número de ciclos
c_{mod}	coeficiente modificativo para componente
c_{mod}^e	coeficiente modificativo del límite de fatiga para componente
c_{mod}^N	coeficiente modificativo del número de ciclos del límite de fatiga para componente
c_s	coeficiente modificativo de acabado superficial
c_s^e, c_s^g	coeficiente modificativo de rugosidad superficial para N_e y N_g ciclos
$c_{s\ SP} (N)$	coeficiente modificativo de acabado superficial para el shot-peening en función del número de ciclos

c_{SSP}^e, c_{SSP}^g	coeficientes modificativos de rugosidad superficial para shot-peening a N_e y N_g ciclos
c_S^{665}	coeficiente modificativo de rugosidad superficial para $\sigma_a \pm 665$ MPa
c_{SP}	coeficiente modificativo global para shot-peening
$c_{SP}(N)$	coeficiente global de shot-peening en función del número de ciclos
$c'_{SP}(N)$	coeficiente global de shot-peening en función del número de ciclos respecto a la variante mecanizada
c_{SP}^e, c_{SP}^g	coeficientes modificativos globales para shot-peening en N_e y N_g ciclos
c_t	coeficiente modificativo de forma de trabajo
$c_t(N)$	coeficiente modificativo de forma de trabajo en función del número de ciclos
$c_{tSP}(N)$	coeficiente modificativo de forma de trabajo de la variante con shot-peening en función del número de ciclos
c_t^e, c_t^g	coeficiente modificativo de forma de trabajo para N_e y N_g ciclos
c_{tmec}^e, c_{tmec}^g	coeficiente modificativo de forma de trabajo de la variante mecanizada para N_e y N_g ciclos
c_{tSP}^e, c_{tSP}^g	coeficiente modificativo de forma de trabajo de la variante con shot-peening para N_e y N_g ciclos
$c_{trat.mec.}$	coeficiente modificativo de tratamiento mecánico completo
CW	Cold-work
d	espaciado entre los planos cristalinos {hkl}
d_0	distancia de referencia entre planos cristalinos
Δ	incremento
DF	Diamond (burnishing) finishing
DHM	Deep-hole method
DIN	Deutsches Institut für Normung
DR	Deep rolling
DSP	Dual shot-peening
D-SSP	Dual severe shot-peening
E	módulo de Young
ϵ_a	deformación total por tensión aplicada cíclica
$\epsilon_{a,e}$	deformación elástica por tensión aplicada cíclica
$\epsilon_{a,p}$	deformación plástica por tensión aplicada cíclica
EBSD	Difracción de electrones por retrodispersión o electron backscatter diffraction
EP	electro-pulido
ϵ_e	deformación elástica
ϵ_p	deformación plástica
ϵ_{ur}	deformación real en la fractura, ductilidad
ϵ_{ut}	deformación ingenieril en la rotura
fcc	face-centered cubic o cúbica centrada en las caras

FWHM	Full Width at the Half Maximum o anchura a media altura
GD	variante rectificada
H	espesor probeta plana
HB	dureza Brinell
HCF	fatiga de ciclos altos (high-cycle fatigue)
HD	hole drilling
HP	Hammer peening
HPWP	High-pressure water peening
HRC	dureza Rockwell-C
HV	dureza Vickers
HW	half width o media anchura
i	contador niveles de tensión (método de la escalera)
IHD	incremental hole drilling
IN	Inconel
i_{SP}	factor de mejora del límite de fatiga de la variante con shot-peening
i'_{SP}	factor de mejora del límite de fatiga de la variante con shot-peening respecto la variante mecanizada
ISO	International Organization for Standardization
JIS	Japanese Industrial Standards
JSME	Japan Society of Mechanical Engineers
K'	coeficiente resistencia cíclica (ecuación Ramberg-Osgood)
L_{hkl}	parámetro cristalino ecuación de Scherrer
L_0	longitud de referencia en el ensayo de tracción
$\log \sigma$	logaritmo de la tensión aplicada (curva S-N)
LCF	fatiga de ciclos bajos (low-cycle fatigue)
LPB	Low-plasticity burnishing o bruñido hidrostático con bola
LSP	Laser shock-peening
m	exponente para la curva de Basquin
m	designa la pendiente de una curva
MEF	Método de elementos finitos
m_i	número de run-outs en cada nivel de tensión (método escalera)
MP	Micro-peening
N	duración máxima en número de ciclos
N	Tipo de placa Almen
n'	coeficiente endurecimiento cíclico (ecuación Ramberg-Osgood)
ND	Difracción de neutrones
N_e	Número de ciclos del límite de fatiga para un componente
N_f	número de ciclos del límite de fatiga para la curva S-N de probetas
N_g	número de ciclos inferior para la curva S-N
N_h	número de ciclos inferior corregido para la curva S-N
NP	non-peening (variante sin tratamiento mecánico)
N_t	número de ciclos de transición
N_{trans}	número de ciclos de transición de la variante con shot-peening

N'_{trans}	número de ciclos de transición de la variante con shot-peening respecto a la variante mecanizada
ND	difracción de neutrones
PDF	Powder Diffraction File
\emptyset	diámetro
PP	Piezo-peening
Ψ	ángulo de inclinación (medición XRD)
Q	factor probabilístico de rotura
r	designa un radio o un radio variable (medición XRD)
R	radio inicial
R	relación de carga o stress ratio
R_0	relación de carga R: 0
$R_{0,05}$	relación de carga R: 0,05
$R_{-0,5}$	relación de carga R: -0,5
R_{-1}	relación de carga R: -1 (tensión alterna)
R_{-2}	relación de carga R: -2
R_{∞}	relación de carga R: infinito
$R_{p0,2}$	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
RB	Roller-burnishing
r_ϵ	relación deformación plástica y deformación total
R_{max}	rugosidad máxima (altura entre el pico y el valle)
r_{rel}	ratio de relajación cuasi-estática de tensiones residuales
r_{ores}	relación tensión residual inicial y propiedades mecánicas
R_t	rugosidad máxima (altura entre el pico y el valle)
R_z	rugosidad media en profundidad
S	en general designa tensión valor medio de las ten.s aplicadas p 50
SAE	Society of Automotive Engineers
SEM	microscopio electrónico de barrido o scanning electron microscope
SP	Shot-peening
SP+A	Shot-peening más un recocido (annealing)
SSA	static strain aging o envejecimiento por deformación estática
SSP	Severe shot-peening
STP	Stress-peening
S_{trans}	tensión de transición de la variante con shot-peening
SXRD	Técnica de difracción de dispersión energética con synchrotron XRD
σ	en general designa tensión
$\bar{\sigma}$	valor medio de la tensión (aplicada)
$\hat{\sigma}(S)$	desviación estándar de la tensión aplicada
σ_0	nivel de tensión más bajo con un run-out (método escalera)
σ_0	tensión de rotura con un ciclo (curva Basquin)
σ_{-1}	límite de fatiga de la variante pulida a espejo con tensión axial alterna
R_{-1}	

$\sigma_{-1}(N)$	resistencia a fatiga R_{-1} axial para la variante pulida a espejo en función del número de ciclos
σ'_{-1}	límite de fatiga de la variante pulida a espejo con tensión de flexión rotativa R_{-1}
$\sigma'_{-1}(N)$	resistencia a fatiga R_{-1} de flexión rotativa para la variante pulida a espejo en función del número de ciclos
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 rotativa, R_{-1}
σ'_{-1mec}	límite de fatiga en el ensayo de probeta rotativa R_{-1} de las probetas mecanizadas
σ_{-1SP}	límite de fatiga de la variante con shot-peening con tensión de flexión rotativa R_{-1}
σ'_{-1SP}	límite de fatiga tras shot-peening en el ensayo de probeta rotativa, R_{-1}
σ_a	componente alterna de una tensión variable, tensión variable
$\sigma_{a,C}$	tensión aplicada de compresión
$\sigma_{a,T}$	tensión aplicada de tracción
σ_e	límite de fatiga R_{-1} de un componente
σ_e	tensión equivalente según criterio de tensión media
$\bar{\sigma}_e$	límite de fatiga de una pieza tras un tratamiento mecánico “m”
σ_{est}^{vM}	tensión residual estabilizada de von Mises
σ_f	límite de fatiga R_{-1} axial (método escalera)
σ'_f	límite de fatiga R_{-1} flexión rotativa
σ_g	resistencia a la fatiga R_{-1} axial para N_g ciclos
σ'_g	resistencia a la fatiga R_{-1} de flexión rotativa para N_g ciclos
σ_m	componente media de una tensión variable
σ_m^{ef}	tensión media eficaz en general
$\sigma_m^{ef}(N)$	tensión media eficaz en función del número de ciclos
σ'^{ef}_m	tensión media eficaz respecto la variante mecanizada
σ_{max}	tensión máxima
σ_{mec}^S	límite fatiga axial de la variante mecanizada obtenido a partir del coeficiente de acabado superficial
σ_{mec}^{SP}	límite fatiga axial de la variante mecanizada obtenido a partir de la variante con shot-peening
σ_{min}	tensión mínima
σ_N	tensión alterna equivalente en duración
σ_{res}	designa tensión residual
$\sigma_{res\ est}$	tensión residual estabilizada
$\sigma_{res\ vM}$	tensión residual de von Mises
σ_{res1}	tensión residual principal 1
σ_{res2}	tensión residual principal 2
$\sigma_{res\ xx}$	componente x de la tensión residual

$\sigma_{res\ y}$	componente y de la tensión residual
$\sigma_{res\ yy}^0$	componente y de la tensión residual inicial
$\sigma_{res\ zz}$	componente z de la tensión residual
σ_{SP}	límite fatiga de la variante con shot-peening sin considerar la rugosidad superficial
σ_{trans}	tensión de transición de resistencia a fatiga
σ_{ur}	resistencia a la fractura, tensión de rotura real
σ_{ut}	resistencia a la rotura ingenieril
$\sigma_{xx}, \sigma_{\theta}$	tensión residual transversal respecto al eje de la probeta
σ_{xxm}	tensión residual transversal medida
σ_{yp}	tensión de fluencia
σ'_{yp}	tensión de fluencia cíclica
σ_{yp}^{efec}	límite de fluencia efectivo
$\sigma_{yp\ C}^e$	límite de fluencia efectivo de compresión
$\sigma_{yp\ T}^e$	límite de fluencia efectivo de tracción
σ_{yy}, σ_z	tensión residual longitudinal respecto al eje de la probeta
σ_{yym}	tensión residual longitudinal medida
σ_{zz}, σ_r	componente normal o radial
τ	tensión cortante
T	designa tiempos de exposición
T^a	temperatura
TEM	Microscopía electrónica de transmisión o <i>Transmission electron microscopy</i>
τ_{xy}	componente o tensión cortante xy del tensor de tensiones residuales
τ_{xz}	componente o tensión cortante xz del tensor de tensiones residuales
τ_{yz}	componente o tensión cortante yz del tensor de tensiones residuales
UIT	Ultrasonic impact treatment
UNE	Una Norma Española
UP	Ultrasonic peening
UWP	Ultrasonic wet peening
ν	coeficiente de Poisson
WSP	Warm shot-peening
XRD	difracción de rayos X
Z	reducción de área

SECCIÓN 1

Antecedentes, aspectos generales,
introducción

Capítulo 1:

**INTRODUCCIÓN Y
OBJETIVO DE LA TESIS**

Capítulo 1 Introducción y objetivo de la tesis

1.1 Contexto y antecedentes

En mi primera experiencia laboral como ingeniero tuve la suerte de trabajar en el laboratorio de ensayos de una empresa del sector de la automoción. En ese laboratorio, el ensayo principal y generalmente el más exigente para la validación de componentes mecánicos solía ser el ensayo de fatiga. Gracias al desarrollo y ejecución de esos ensayos de fatiga, observé la importancia en la resistencia a fatiga de la elección del material empleado y de sus propiedades mecánicas, del acabado superficial y del proceso de fabricación seguido.

Esta experiencia práctica con los ensayos de fatiga despertó mi interés y ganas por formarme y aprender sobre la resistencia a fatiga. Esta inquietud se amplió gracias a la asignatura “Métodos Avanzados de Análisis de Fatiga” impartida por el profesor Rafael Avilés en el “Máster Oficial en Ingeniería Mecánica: Diseño y Fabricación”, impartido en la Escuela de Ingeniería de Bilbao de la UPV/EHU.

Después de cursar el Máster, tuve la opción de comenzar a desarrollar esta Tesis Doctoral en el grupo de investigación de Análisis y Diseño Mecánico ADM dentro del Departamento de Ingeniería Mecánica de la Escuela de Ingeniería de Bilbao de la UPV/EHU (<https://www.ehu.eus/es/web/mechanical-design/home>).

En ese momento dentro del grupo ADM, se estaban desarrollando dos Tesis Doctorales que empleaban para su investigación el acero DIN 34CrNiMo6 (Pallarés Santasmartas, 2021) y (A. Avilés, 2018). En la Tesis Doctoral de (A. Avilés, 2018) se estudia la influencia de los tratamientos mecánicos de shot-peening SP y de low-plasticity burnishing LPB en la mejora de la resistencia a fatiga. Dicha investigación sigue la línea de anteriores trabajos desarrollados dentro del grupo ADM sobre la aplicación de tratamientos mecánicos con el objetivo de incrementar la resistencia a fatiga de la pieza tratada, tales como (Avilés et al., 2013), (Rodríguez et al., 2012) donde se analiza la

influencia del LPB en el acero AISI 1045 o los estudios (Avilés et al., 2011), (Avilés et al., 2014) donde se analiza la influencia del pulido láser para el mismo material.

El planteamiento propuesto para la investigación desarrollada en esta Tesis Doctoral mantiene el empleo del acero DIN 34CrNiMo6 en condición de templado y revenido, que presenta muy buenas propiedades mecánicas. De este modo, los nuevos resultados obtenidos en este trabajo son directamente comparables con los obtenidos en las investigaciones previas dentro del grupo ADM.

Una vez seleccionado el material, se propuso dar continuidad a la línea de investigación sobre la mejora en la resistencia a fatiga mediante la aplicación de tratamientos mecánicos, ya que estos están muy extendidos en la industria de la automoción. Entre los distintos tratamientos mecánicos posibles se eligió el shot-peening, ya empleado en la anterior investigación de la Tesis Doctoral (A. Avilés, 2018). Por lo tanto, con esta elección del shot-peening como tratamiento mecánico, se ampliaba la anterior línea de investigación y el criterio comparativo.

El shot-peening es el tratamiento mecánico más estudiado y el que cuenta con una mayor base bibliográfica (Niku-Lari, 1981), ya que es el tratamiento mecánico más extendido y utilizado, por ejemplo, dentro de la industria de la automoción. Dentro de mi experiencia laboral tuve la opción de realizar una estancia en Alemania, en el principal laboratorio de ensayos de la empresa del sector de automoción donde comencé mi carrera profesional. Entre los numerosos ensayos de fatiga que presencié y participé, se incluían ensayos a estabilizadores soldados tratados por shot-peening para la suspensión de camiones.

El enfoque más práctico dentro de la acelerada industria de la automoción, simplemente, muestra o confirma que las piezas tratadas por shot-peening presentan una mayor duración en fatiga que las piezas sin tratar. Sin embargo, en muchas ocasiones, no se incide en el análisis de las causas de dicha mejora. La principal motivación del desarrollo de esta Tesis Doctoral es entender cómo afecta el shot-

peening a la pieza tratada y qué mecanismos participan en la mejora de la resistencia a fatiga.

Algunas piezas, tras su proceso de fabricación, pueden presentar tensiones residuales de tracción (Javidi et al., 2008a), que favorecen el inicio y la propagación de grieta (Nascimento et al., 2001). Por tanto, su resistencia a fatiga se ve reducida. Sin embargo, el shot-peening es capaz de reducir estas tensiones residuales de tracción y generar un perfil de tensiones residuales de compresión, que retrasa el crecimiento de grieta (de los Rios et al., 1995).

Esta mejora de la resistencia a fatiga se puede atribuir al campo de tensiones residuales de compresión generado por el shot-peening en la zona superficial de la pieza tratada. Por tanto, este campo de tensiones residuales y su evolución a lo largo de la vida a fatiga, se establece como el principal aspecto de estudio de esta investigación.

Una vez seleccionado el material y el shot-peening como tratamiento mecánico a aplicar para analizar la mejora a fatiga se puede establecer el objetivo y el alcance de la investigación en esta Tesis Doctoral.

1.2 Objetivo de la investigación

El shot-peening es el tratamiento mecánico seleccionado para la investigación de esta Tesis Doctoral. El primer objetivo es estudiar y comprender los efectos que este tratamiento produce sobre la superficie de la pieza tratada. Estos efectos se pueden sintetizar en los tres siguientes:

- Generación de un campo de tensiones residuales de compresión en la zona sub-superficial.
- Introducción de un trabajo en frío o *cold-work* que generalmente produce *work-hardening* en las capas superficiales afectadas por el tratamiento.

- Alteración de la integridad superficial y deterioro de la rugosidad.

El estudio de estos tres principales efectos sirve de base para conocer y entender los efectos que distintos tratamientos mecánicos pueden generar, ya que son comunes a la aplicación de diferentes tratamientos mecánicos (Altenberger, 2002). Estos tratamientos mecánicos pueden ser: un shot-peening con diferentes parámetros de proceso, tratamientos mecánicos considerados variantes del shot-peening u otros tratamientos mecánicos de otra naturaleza. Por tanto, este análisis sirve de referencia para intuir cómo puede afectar y qué efectos puede producir la aplicación de otro tratamiento mecánico para una nueva investigación o para un nuevo diseño de un componente.

Los mencionados efectos que los tratamientos mecánicos introducen sobre la pieza tratada influyen o modifican su comportamiento elastoplástico. Por tanto, varían su respuesta ante la resistencia a fatiga. Si distintos tratamientos mecánicos aplicados producen efectos variados, la respuesta de las distintas variantes de materiales tratados, tendrán distinta resistencia a fatiga.

En el análisis de la mejora de la resistencia a fatiga debida al shot-peening, los efectos producidos por este tratamiento mecánico se pueden englobar dentro de coeficientes de Marin (Marin, 1962). Claramente se puede identificar el coeficiente de acabado superficial c_s para evaluar el deterioro superficial y se puede plantear el coeficiente de tratamiento mecánico c_m que engloba el efecto del campo de tensiones residuales y el efecto del *cold-work*. De esta manera, ante la aplicación de otros tratamientos mecánicos, estos coeficientes sirven de aproximación para estimar la resistencia a fatiga de esas piezas tratadas.

Se ha comentado que el coeficiente mecánico c_m engloba los efectos del *cold-work* y del campo de tensiones residuales de compresión que el tratamiento de shot-peening introduce en la pieza tratada. Sin embargo, son dos efectos diferentes y esta investigación se pretende analizarlos separadamente, tanto en su situación inicial como

en su evolución con el avance de los ciclos de fatiga. La técnica que permite su evaluación es la difracción de rayos X. El *cold-work* introducido se puede cuantificar mediante la evaluación del parámetro FWHM (Full Width at the Half Maximum), que cuantifica el *micro-strain* (*strain*) y el campo de tensiones residuales se puede cuantificar con la medición del *macro-strain*.

El *cold-work* introducido generalmente produce modificaciones de la microestructura del material tratado en las capas que son afectadas por el tratamiento. Estas modificaciones de la microestructura generalmente introducen en la pieza tratada un endurecimiento por deformación o *work-hardening*. Su correcto análisis está relacionado con la ciencia de materiales (Güemes & Martin, 2012), quedando, por tanto, fuera del ámbito de estudio de esta Tesis Doctoral. Sin embargo, para poder entender mejor el efecto del tratamiento mecánico se incluye una interpretación desde un punto de vista microscópico.

Finalmente, las tensiones residuales y su reducción al aplicar una tensión mecánica externa centran el núcleo de este trabajo de investigación. Esta reducción de las tensiones residuales es debida a la aparición de deformaciones plásticas, que aparecen cuando se excede el límite elástico del material tratado a causa de la tensión externa aplicada (Holzapfel et al., 1998). Por tanto, la reducción de las tensiones residuales dependerá de la tensión externa aplicada.

La tensión externa aplicada en todos los ensayos de esta investigación siempre es axial a la probeta, utilizando la máquina de fatiga Instron 8801 MTB, del Laboratorio del Departamento de Ingeniería Mecánica de la Escuela de Ingeniería de Bilbao de la UPV/EHU. La tensión axial aplicada puede presentar distinta magnitud y puede ser cuasi-estática o cíclica. Además, dentro de la carga cíclica, la tensión aplicada puede presentar distintos valores de la relación de carga R, de tal manera, que incluya una componente media no nula.

En función de la tensión aplicada, el proceso de relajación de tensiones será diferente. Por tanto, se propondrán distintos tipos de tensión aplicada para estudiar el proceso de relajación de tensiones residuales e incluso, obtener una ecuación que permita su predicción.

1.3 Metodología empleada en el desarrollo de la Tesis Doctoral

Esta Tesis Doctoral se divide en dos secciones diferenciadas. En la primera sección se incluye una introducción al tema central de la investigación, aspectos generales del contenido de la investigación y un amplio análisis bibliográfico. La segunda sección está dedicada al trabajo experimental y el desarrollo de la investigación.

La primera sección está compuesta por siete capítulos, siendo el primero de ellos una introducción al contexto de esta Tesis Doctoral. El contenido de los primeros siete capítulos es el siguiente:

- Capítulo 2: Introducción a los aspectos generales de fatiga que se tratan a lo largo de esta investigación.
- Capítulo 3: Breve descripción del tratamiento de shot-peening, sus principales parámetros y aplicaciones. Se incluye una breve descripción de otras variantes del shot-peening y otros tratamientos mecánicos.
- Capítulo 4: Breve explicación de la técnica de difracción de rayos X empleada para cuantificar las tensiones residuales y el valor del parámetro FWHM, relacionado con el nivel de distorsión cristalina y, por tanto, del *work-hardening*.
- Capítulo 5: Análisis de los tres principales efectos (campo de tensiones residuales, *cold-work* y modificación de la integridad superficial) que produce el shot-peening. Se compara la variación de estos tres aspectos cuando se modifican los parámetros de proceso del shot-peening, se aplica otra variante del shot-peening, se aplica otro tratamiento mecánico o si el material tratado es distinto.

- Capítulo 6: Síntesis de los dos principales factores que influyen en la relajación de tensiones residuales: la tensión aplicada y el comportamiento elastoplástico del material tratado por un determinado tratamiento mecánico.
- Capítulo 7: Análisis de los tres principales factores que influyen en la mejora de la resistencia a fatiga: la magnitud y estabilidad del campo de tensiones, el *work-hardening* generado por el *cold-work* y la integridad superficial del material tratado.

Una vez que se dispone la base teórica sobre la investigación que se desarrolla en esta Tesis Doctoral, se presenta la sección dos, que incluye la parte experimental y el desarrollo de la investigación. Esta sección está compuesta también por siete capítulos. El contenido de estos siete capítulos es el siguiente:

- Capítulo 8: Descripción del material base empleado, de sus propiedades mecánicas y de las probetas desarrolladas para los ensayos.
- Capítulo 9: Obtención y análisis de la curva S-N de las variantes mecanizada y con shot-peening para evaluar la mejora en fatiga obtenida por el tratamiento de shot-peening.
- Capítulo 10: Estudio de la relajación de tensiones residuales mediante el desarrollo de ensayos con tensión aplicada cuasi-estática.
- Capítulo 11: Estudio de la relajación de tensiones residuales en la superficie desarrollando ensayos con tensión aplicada cíclica con R_{-1} .
- Capítulo 12: Estudio de la influencia de la tensión media en la relajación de tensiones residuales en la superficie desarrollando ensayos de tensión aplicada cíclica con distintas relaciones de carga R.
- Capítulo 13: Interpretación de las secciones de rotura para entender mejor efecto del shot-peening sobre el material tratado.

Finalmente, se presenta un último capítulo, el Capítulo 14, que sintetiza el contenido desarrollado a lo largo de esta Tesis Doctoral. En este último capítulo se incluyen otras ideas o propuestas que pueden continuar o usar como referencia la investigación desarrollada en este trabajo.

Capítulo 2:

**INTRODUCCIÓN AL
ESTUDIO DE FATIGA EN
METALES**

Capítulo 2 Introducción al estudio de fatiga en metales

2.1 Introducción y contenido del capítulo

En este capítulo se presentan una serie de conceptos generales del campo del comportamiento en fatiga de metales, que han sido empleados en el desarrollo de la parte experimental de esta Tesis Doctoral. Estos conceptos son los siguientes:

- Curva S-N.
- Coeficientes modificativos de Marin.
- Tensiones medias en fatiga.
- Fatiga de bajos ciclos.

Estos conceptos se presentan de manera concisa y, en cualquier caso, para ampliar la información y conocimiento sobre ellos, se recomienda recurrir a libros como (Shigley, 2011), (Juvinall & Saunders, 1983), (Norton, 2006) o al libro de Rafael Avilés (R. Avilés, 2015), que es una guía y referencia para todo ingeniero mecánico.

2.2. La curva S-N

Los datos principales de los ensayos de fatiga son el valor máximo de la tensión aplicada y el número de ciclos que la pieza ha soportado dicha tensión hasta cumplir el criterio de fallo seleccionado, normalmente la fractura. Si estos datos se llevan a un gráfico cuyos ejes son la tensión máxima (S o σ) y el número de ciclos (N), se obtiene una curva de tendencia que establece la resistencia a fatiga del material ensayado. La curva S-N marca una tendencia en la que, a medida que se reduce la tensión máxima aplicada, aumenta el número de ciclos soportados (Wöhler, 1871), tal y como se observa en la **Figura 2-1**. Para completar la definición de la curva, hay que incluir dos parámetros más.

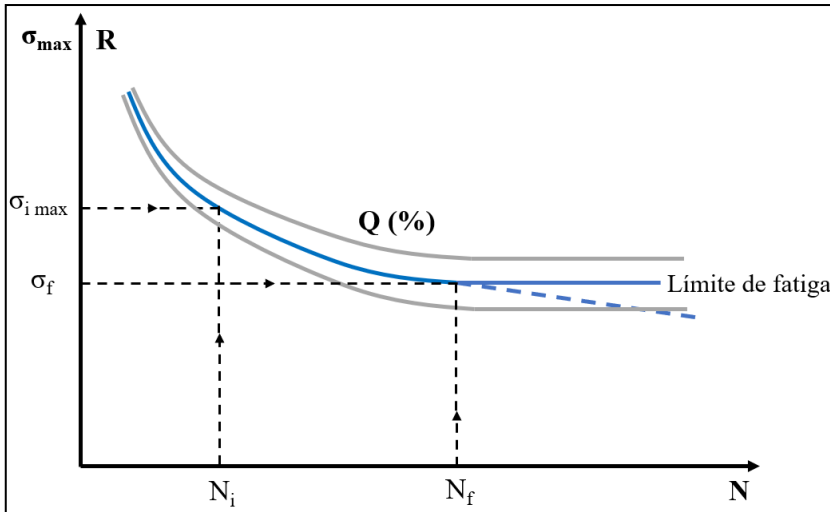


Figura 2-1. Ejemplo de curva S-N.

El primero es R, la relación de carga, que establece la relación entre el valor mínimo y el valor máximo de la tensión aplicada. El caso estándar o de referencia, por ser el más habitual, se da cuando la tensión aplicada es completamente variable, es decir, con valores de tensión media nula. En este caso, el valor de la relación de carga R se establece en -1, por tanto, se puede sustituir en el gráfico S-N σ_{\max} por σ_a o σ .

El segundo parámetro es el factor probabilístico de rotura Q. Normalmente se establece en un 50% de probabilidad de rotura. Sin embargo, hay normativas, por ejemplo, en automoción o aeronáutica, que suelen requerir un factor de supervivencia (1-Q) del 95% o 99% o 99,9%. Los resultados de los ensayos de fatiga tienen un carácter probabilístico y muestran dispersión en la relación del número de ciclos soportados a una carga dada. Esta dispersión aumenta a medida que se reduce el nivel de tensión. En la **Figura 2-1** aparecen representadas las bandas de dispersión.

A medida que se reduce el nivel de tensión aplicada, el número de ciclos soportados aumenta. Llega un nivel de tensión en el que la curva sigue una tendencia horizontal, indicando que, por debajo de ese nivel, la duración es infinita. Este nivel de tensión se

conoce como límite de fatiga. El límite de fatiga aparece en aceros y aleaciones de titanio (en metales con estructura cristalina cubica centrada en el cuerpo o bcc, *body-centered cubic*).

La transición entre la zona inclinada (zona de vida finita) a la zona horizontal con el nivel de tensión del límite elástico (zona de vida infinita) se conoce comúnmente como “codo” o “*curve knee*”. En aceros, este punto de transición suele localizarse en un número de ciclos menor o cercano a un millón (Nishijima, 1993). Por eso, en la práctica de ensayos, se establece un número de ciclos máximo de duración de los mismos (con aceros suele ser alrededor de 1, 1,5 o 2 millones de ciclos) en el que los ensayos se paran sin que las probetas lleguen a la rotura. Estos casos se consideran como *run-outs*.

Sin embargo, otros metales, como son las aleaciones de aluminio o los aceros austeníticos (con estructura cristalina cúbica centrada en las caras o fcc, *face-centered cubic*), siguen la curva marcada en discontinuo en la **Figura 2-1**, indicando que no se podría establecer un valor del límite de fatiga.

2.2.1 Cálculo de la curva S-N

El cálculo de la curva S-N, en función de los resultados obtenidos en los ensayos de fatiga, debe seguir un procedimiento definido por una normativa. La norma más extendida es la ASTM E739-10 (ASTM International, 2015b). Como alternativa, se puede utilizar la norma japonesa JSME S 002 (JSME Standards, 1994), que es muy similar y es la norma de referencia del trabajo (Nazakawa & Kodama, 1987). Estas normas proponen un ajuste de mínimos cuadrados para la zona inclinada o de vida finita de la curva. La variable empleada para la duración suele ser el log N, ya que, de este modo, permite una mejor interpretación del diagrama en la zona de ciclos bajos. Para la tensión se puede emplear σ o $\log\sigma$, siendo el empleo de $\log\sigma$ más habitual para aceros, ya que los resultados se ajustan mejor a una recta (Basquin, 1910). En el trabajo de investigación de esta Tesis Doctoral, en el desarrollo de las ecuaciones para el

cálculo de la curva de resistencia a fatiga, se considera la variable σ . Esta ecuación y sus coeficientes se obtienen siguiendo las indicaciones de la ASTM E739-10 en (R. Avilés, 2015) y la norma japonesa JSME S 002 en (Nazakawa & Kodama, 1987). Por tanto, la curva viene definida por la ecuación (2-1):

$$\log N = \hat{A} + \hat{B} \sigma \quad (2-1)$$

Para obtener los parámetros de esta ecuación, en primer lugar, hace falta calcular el valor medio del logaritmo de las duraciones obtenidas en los ensayos (n° de ciclos, N):

$$\overline{\log N} = \frac{1}{8} \sum_{i=1}^n \log N_i \quad (2-2)$$

Y también, el valor medio de las tensiones aplicadas (σ) o (S):

$$\bar{\sigma} = \frac{1}{8} \sum_{i=1}^n \sigma_i \quad (2-3)$$

Con estos valores medios se pueden obtener los dos coeficientes de la ecuación (2-1) de la curva S-logN:

$$\hat{A} = \overline{\log N} - \hat{B} \bar{\sigma} \quad (2-4)$$

$$\hat{B} = \frac{\sum_{i=1}^n (\sigma_i - \bar{\sigma})(\log N_i - \overline{\log N})}{\sum_{i=1}^n (\sigma_i - \bar{\sigma})^2} \quad (2-5)$$

La desviación estándar del logaritmo del número de ciclos de fatiga:

$$\hat{\sigma}(\log N) = \left[\frac{1}{6} \sum_{i=1}^n \{ \log N_i - (\hat{A} + \hat{B} \sigma_i) \}^2 \right]^{1/2} \quad (2-6)$$

La desviación estándar de la tensión de la resistencia a fatiga es:

$$\hat{\sigma}(S) = \frac{1}{|\hat{\beta}_1|} \hat{\sigma}(\log N) \quad (2-7)$$

2.2.2 Obtención del límite de fatiga

El procedimiento más habitual para calcular el límite de fatiga es el empleo del método de la escalera “*staircase method*” (Dixon & Mood, 1948). Para ello, tras el primer nivel de tensión en el que se obtiene el primer *run-out* o probeta con no rotura, σ_0 en la **Figura 2-2**, el siguiente nivel se ensaya con una tensión de $\sigma_0 + \Delta\sigma$. Si se obtiene una rotura, para la siguiente probeta se reduce la tensión en $\Delta\sigma$. En cambio, si se obtiene un *run-out* se aumenta en el siguiente ensayo la tensión en $\Delta\sigma$.

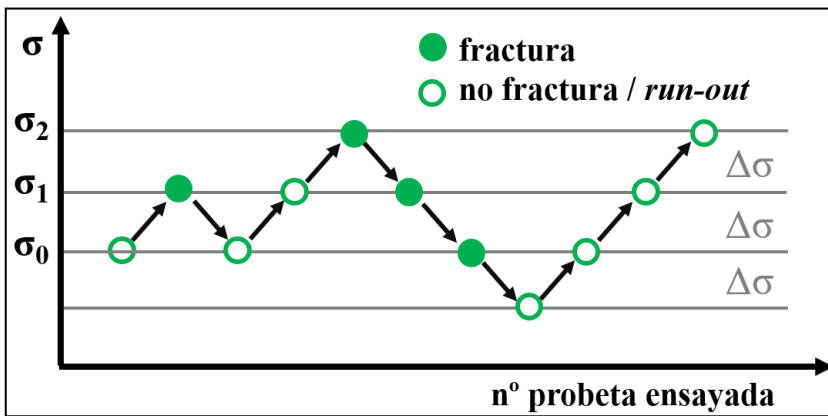


Figura 2-2. Ejemplo del método de la escalera.

Al finalizar los ensayos con un número representativo de probetas, se utiliza un análisis estadístico de los resultados obtenidos. El procedimiento de (Dixon & Mood, 1948) propone el cálculo del límite de fatiga como una media ponderada. Para ello, se emplean los siguientes tres coeficientes:

$$A = \sum_{i:0}^m m_i \tag{2-8}$$

$$B = \sum_{i:0}^m i \cdot m_i \tag{2-9}$$

$$C = \sum_{i:0}^m i^2 \cdot m_i \tag{2-10}$$

Los coeficientes i y m_i son contadores que tienen el siguiente significado:

- Si n° fracturas $>$ n° *run-outs*, se establece:
 - “ $i=0$ ” en el nivel del *run-out* con la tensión más baja.
 - m es el número de *run-outs* en cada nivel de tensión i .
 - utiliza el signo (+) en la ecuación (2-11).
- Si n° *run-outs* $>$ n° fracturas, se establece:
 - “ $i=0$ ” en el nivel de la fractura con la tensión más baja.
 - m es el número de fracturas en cada nivel de tensión i .
 - utiliza el signo (-) en la ecuación (2-11).

En el ejemplo ficticio de la **Figura 2-2**, el valor de A sería 4, el valor de B sería 4 y el valor de C sería 6. Con los coeficientes A, B y C calculados, se puede obtener el valor del límite de fatiga σ_f mediante la siguiente ecuación:

$$\sigma_f = \sigma_0 + \Delta\sigma \cdot \left(\frac{B}{A} \pm 0,5 \right) \quad (2-11)$$

2.2.3. Diagrama logarítmico $\log S$ - $\log N$ y ecuación de Basquin

En los gráficos de las curvas S-N se pueden dividir dos zonas: la relacionada con ciclos bajos o *low-cycle fatigue* (LCF) y la relacionada con ciclos altos o *high-cycle fatigue* (HCF) (Castillo & Fernández-Canteli, 2009). La transición de una zona a otra se establece a partir del número de ciclos de transición N_t , que toma valores de unos miles o decenas de miles de ciclos, dependiendo de las propiedades mecánicas del material y el tipo (gradiente) de carga aplicada.

La zona LCF está dominada por el desarrollo y evolución de deformaciones plásticas causadas por la carga externa aplicada (Coffin Jr, 1954), (Manson, 1954). En el caso de fatiga axial, las deformaciones plásticas se extienden por toda la sección central, por lo que se pierde la linealidad entre tensión y fuerza aplicada. Por ello, no se recomienda

emplear estos resultados de ensayo en el cálculo de la curva S-N (R. Avilés, 2015). De este modo, en el caso de fatiga axial, se recomienda establecer N_g (número mínimo de ciclos en HCF) mayor que N_t , tal y como se muestra en la **Figura 2-3**. Habitualmente se suele emplear para N_g 10^4 ciclos.

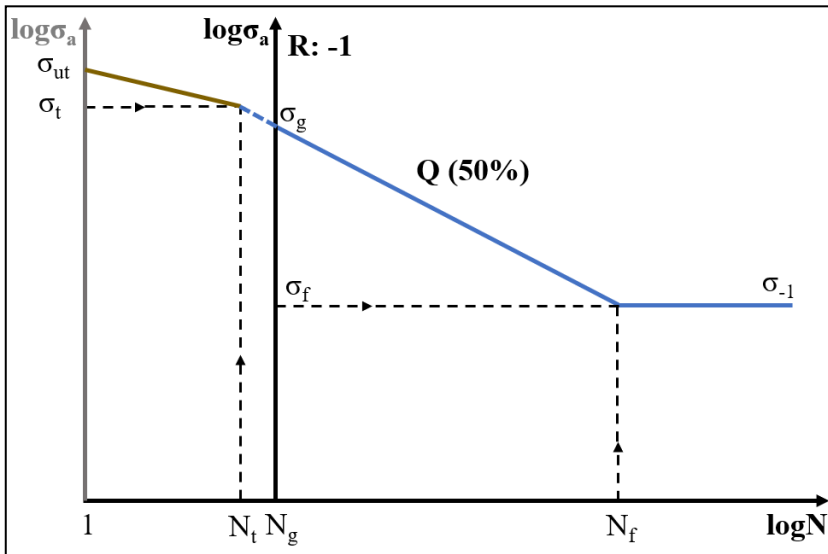


Figura 2-3. Ejemplo de curva $\log S$ - $\log N$.

La **Figura 2-3** muestra un diagrama $\log S$ - $\log N$, que comienza en N_g y se extiende hasta el límite de fatiga axial con $R: -1$ y $Q 50\%$. El límite de fatiga, al ser este caso fatiga axial, se identifica como σ_{-1} . Se aprecia que con este tipo de diagrama se puede establecer una relación lineal entre $\log S$ y $\log N$ en el tramo de vida finita. Esta relación se establece mediante la ecuación de (Basquin, 1910):

$$\log \sigma = \alpha + \beta \log N \quad (2-12)$$

Los coeficientes α y β se obtienen basándose en la ecuación de una recta:

$$\alpha = \log \sigma_g - \beta \cdot \log N_g \quad (2-13)$$

$$\beta = \frac{\log \sigma_g - \log \sigma_{-1}}{\log N_g - \log N_f} \quad (2-14)$$

Se aplica la siguiente transformación relacionada con la pendiente de la recta de Basquin:

$$m = -\frac{1}{\beta} = \frac{\log N_f - \log N_g}{\log \sigma_g - \log \sigma_{-1}} \quad (2-15)$$

Finalmente, la ecuación de Basquin queda de acuerdo con la ecuación (2-16), para las dos zonas de la curva, vida finita e infinita:

$$\begin{aligned} \underline{N_g < N < N_f} \quad \sigma &= 10^\alpha N^\beta = \sigma_0 N^{-1/m} \\ N &= \left(\frac{\sigma_0}{\sigma} \right)^m \end{aligned} \quad (2-16)$$

$$\underline{N > N_f} \quad \sigma = \sigma_{-1}$$

Un ejemplo de curvas de Basquin en un caso práctico real se observa en el estudio de (A. Avilés et al., 2019), desarrollado dentro del grupo de investigación ADM del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU, para el mismo material DIN 34CrNiMo6 y del mismo lote de fabricación, con el que se ha desarrollado esta Tesis Doctoral. Se observa en la **Figura 2-4** las curvas de Basquin bajo fatiga de flexión rotativa o *rotating-bending*, de las variantes con low-plasticity burnishing LPB, pulidas, con shot-peening SP y mecanizadas.

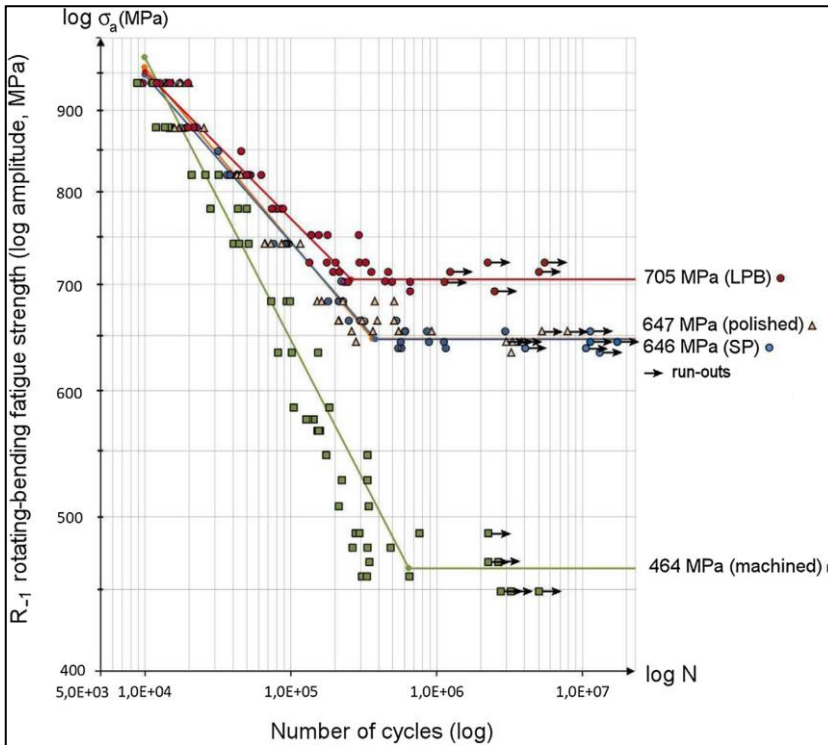


Figura 2-4. Curvas Basquin de fatiga de flexión rotativa (A. Avilés et al., 2019).

2.3 Coeficientes modificativos de Marin

Los ensayos de fatiga con probetas estandarizadas para caracterizar un material deben realizarse en las condiciones óptimas para que no se altere su resultado. Por ello, los ensayos se realizan en un ambiente estable de laboratorio, con bancos de ensayo de precisión, montando la probeta de manera cuidadosa y bien alineada. Además, las probetas deben inspeccionarse detalladamente y estar perfectamente pulidas y sin tensiones residuales importantes. Para esto, se suele aplicar un tratamiento térmico de aliviado de tensiones residuales sin que altere la microestructura del material (Nascimento et al., 2001).

Para trasladar los resultados de fatiga obtenidos en laboratorio con una probeta estandarizada a un componente en trabajo real, se pueden emplear los coeficientes modificativos propuestos por (Marin, 1962). Los coeficientes modificativos se aplican sobre la curva S-N de referencia y permiten estimar la resistencia que tendría esa pieza bajo otras condiciones. En la **Figura 2-5** se observa un ejemplo en el que aparece la curva S-N modificada para un componente. El límite de fatiga del componente se denomina como σ_e y, por tanto, el número de ciclos donde aparece el codo en el componente, N_e . Estos se relacionan según las ecuaciones (2-17), (2-18), con los resultados de la probeta de referencia:

$$\sigma_e = C_{\text{mod}}^e \cdot \sigma_{-1} \quad (2-17)$$

$$N_e = C_{\text{mod}}^N \cdot N_f \quad (2-18)$$

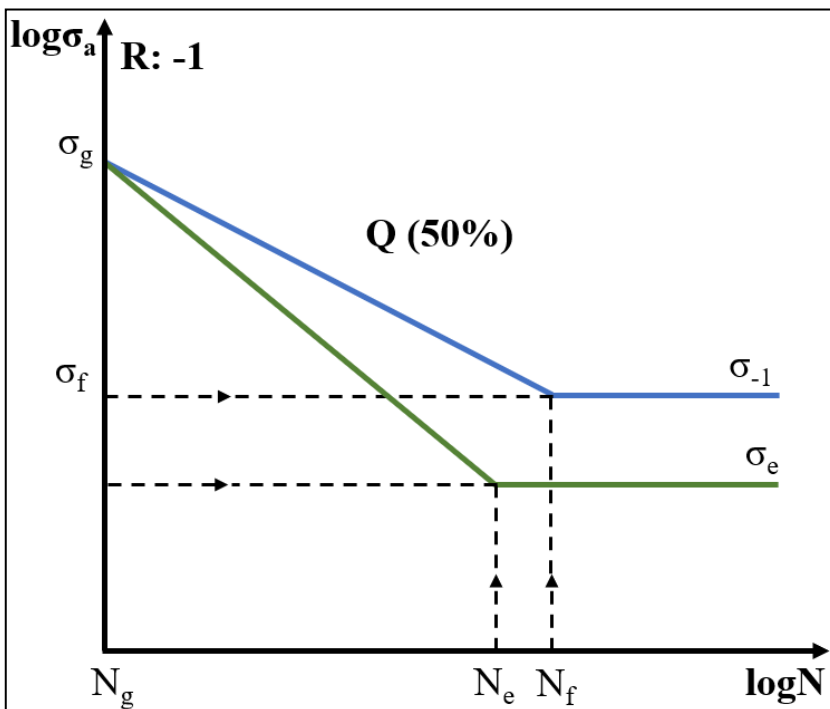


Figura 2-5. Ejemplo de curva S-N para un componente mecánico.

Los coeficientes tienen en cuenta los distintos efectos que difieren de las condiciones del ensayo de referencia. El coeficiente modificativo c_{mod} se obtiene como producto de los coeficientes asociados a los efectos que difieren. En el desarrollo de esta Tesis Doctoral se han empleado principalmente tres coeficientes modificativos, que se describen en los siguientes apartados. En este caso, el coeficiente modificativo puede escribirse como:

$$c_{\text{mod}} = c_s \cdot c_t \cdot c_m \cdot c_v \quad (2-19)$$

2.3.1 Coeficiente de acabado superficial o rugosidad, C_s

El coeficiente de acabado superficial c_s es el más extensamente analizado. La rugosidad superficial tiene un papel principal en la resistencia a fatiga, ya que habitualmente, el inicio de las grietas se localiza en la superficie de la pieza ensayada. Cualquier irregularidad superficial, como las marcas de mecanizado o los defectos superficiales generados por el shot-peening, actúan como concentradores de tensiones facilitando el crecimiento de grieta, y, por tanto, reduciendo la resistencia a fatiga en comparación con la correspondiente a una probeta normalizada. Las probetas normalizadas para ensayos de fatiga tienen un pulido a espejo y son inspeccionadas en busca de cualquier defecto superficial que pueda modificar el resultado obtenido en los ensayos de resistencia a fatiga.

La rugosidad superficial no afecta a las propiedades estáticas de la pieza tratada. Si N_g está establecido para una cantidad reducida de ciclos (10^3 ciclos) o por simplificación, el coeficiente c_s^g se puede establecer en la unidad, tal y como indica la ecuación (2-20):

$$c_s^g = 1 \quad (2-20)$$

En cambio, el coeficiente superficial c_s muestra variación para los distintos niveles de tensión aplicada (R. Avilés, 2015). La rugosidad superficial tras aplicar un tratamiento mecánico como el shot-peening se ve muy deteriorada y cada micro-defecto o micro-deformación se puede considerar como una concentración de tensiones (Yang et al., 2020).

Para obtener el coeficiente superficial para el límite de fatiga c_s^e se pueden encontrar varios criterios en la bibliografía (R. Avilés, 2015). En el estudio de (Johnson, 1973), se propone un método para obtener el coeficiente c_s en función de la rugosidad R_a (μm) y la resistencia a la tracción σ_{ut} (MPa). Otros métodos como el de (Haibach, 2003) o el de (Shigley y Mischke, 1990) proponen su cálculo con parámetros tabulados para distintos materiales y procesos de fabricación. En el trabajo de (Juvinall & Saunders, 1983) se propone el cálculo del coeficiente superficial en función del proceso de fabricación y la resistencia a la tracción σ_{ut} (MPa).

2.3.2 Coeficiente de trabajo, C_t

El ensayo de fatiga de flexión rotativa es el modo de trabajo que se establece como referencia comparativa con los otros modos de trabajo, como tensión axial o torsión (R. Avilés, 2015).

El modo de trabajo de flexión rotativa presenta un gradiente, de tal manera que la tensión máxima sólo aparece en la superficie de la probeta, reduciéndose la magnitud de la tensión a medida que se avanza hacia el centro de la misma, tal y como se puede observar en la **Figura 2-6 a**). Sin embargo, en el caso de tensión axial, tal y como se observa en la **Figura 2-6 b**), no hay gradiente de tensión y toda la sección está sometida a la tensión máxima.

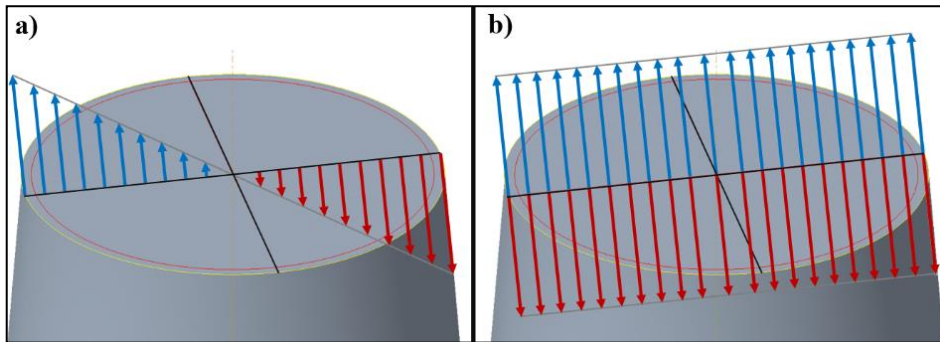


Figura 2-6. Esquema de la tensión sobre el plano medio para distinto tipo de trabajo.

En ambos casos de carga, en la superficie de la probeta se aplica la tensión máxima. En cambio, si aparece algún defecto en alguna zona interior, este defecto estará sometido a una mayor magnitud de tensión en el caso axial. De la misma manera, si aparece una grieta en la superficie, durante la fase de crecimiento hacia el interior, el borde de grieta está sometido a una mayor magnitud de tensión en el caso axial.

En la bibliografía se encuentran varios criterios para obtener el coeficiente de trabajo (R. Avilés, 2015). En el trabajo de (Juvinall & Saunders, 1983) se indica que el coeficiente de trabajo para carga axial depende directamente del alineamiento de la probeta y la carga aplicada en el banco de ensayos. Si el alineamiento es adecuado, el coeficiente de trabajo c_t^e para 10^6 ciclos, en el límite de fatiga, se puede establecer en 0,9. Si el alineamiento no fuera correcto, este coeficiente podría bajar hasta un valor de 0,7.

En la zona de bajos ciclos, 10^3 ciclos, la tensión aplicada consigue generar deformaciones plásticas dentro de la sección resistente. En el caso de carga axial, la plastificación es completa en toda la sección. Sin embargo, en la carga de flexión rotativa sólo se plastifica el anillo exterior. Por tanto, el c_t^g para 10^3 ciclos, se puede establecer en 0,83 (R. Avilés, 2015), ya que la plastificación completa del caso axial produce una reducción hasta el 75% de la inicial (Juvinall & Saunders, 1983).

2.3.3 Coeficiente de tratamientos mecánicos, C_m

Los tratamientos mecánicos introducen tensiones residuales de compresión en la zona superficial de las piezas tratadas, con el objetivo de mejorar su resistencia a fatiga. Dependiendo de la condición inicial de la superficie de la pieza tratada y de la naturaleza del tratamiento aplicado, la rugosidad superficial puede mejorar o empeorar, como ocurre con el tratamiento de shot-peening.

En el trabajo realizado anteriormente dentro del grupo de investigación ADM del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU, con dos variantes del acero DIN 34CrNiMo6 (el mismo que se emplea en esta investigación), una con shot-peening (SP) y la otra con low-plasticity burnishing LPB, se obtienen unos coeficientes mecánicos c_m^e de 1,20 y 1,14 respectivamente (A. Avilés et al., 2019). En otra investigación anterior, dentro de este grupo de investigación ADM, se obtiene un coeficiente mecánico c_m^e para el LPB aplicado en un acero AISI 1045 de 1,21 (R. Avilés et al., 2013).

El valor de los coeficientes mecánicos c_m^e presentados es independiente del acabado superficial que los tratamientos mecánicos generan. Considerando que el efecto de la aplicación del tratamiento mecánico también afecta a la rugosidad superficial se puede definir el coeficiente global del tratamiento mecánico, de acuerdo con la ecuación (2-21):

$$c_{\text{trat.mec.}}^e = c_s^e \cdot c_m^e \quad (2-21)$$

En la anterior investigación de (A. Avilés et al., 2019), estos coeficientes presentaban un valor de 1 en el caso del shot-peening y de 1,09 en el caso del LPB. Estos valores son algo superiores al valor de 0,9 que propone el trabajo de (Faupel & Fisher, 1981).

2.4 Tensiones medias en fatiga

Las tensiones cíclicas aplicadas, además de la componente alterna σ_a , pueden contener una componente de tensión media σ_m , que puede ser de tracción (+) o compresión (-). Tal y como se observa en la **Figura 2-7**, si la componente media es de tracción, reducirá la vida de fatiga respecto a la carga alterna sin tensiones medias. En cambio, si la tensión media es de compresión, alargará la vida de fatiga.

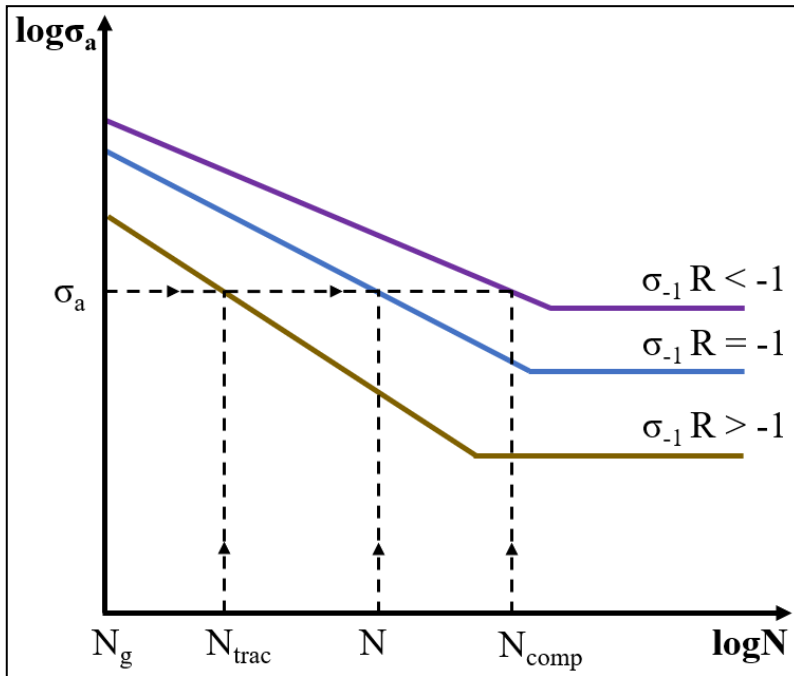


Figura 2-7. Ejemplo curva S-N incluyendo tensión media.

Para categorizar la tensión alterna aplicada con componente media no nula se emplea el coeficiente A: razón de variación o razón de amplitud (R. Avilés, 2015), que viene definido por la ecuación (2-22):

$$A = \frac{1 - R}{1 + R} = \frac{\sigma_a}{\sigma_m} \tag{2-22}$$

Sin embargo, el parámetro más habitual para definir la tensión aplicada es la relación de carga o *stress ratio* R, que se define de acuerdo con la ecuación (2-23):

$$R = \frac{1 - A}{1 + A} = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = \frac{\sigma_m - \sigma_a}{\sigma_m + \sigma_a} \quad (2-23)$$

Las tensiones con componente media no nula se representan en el diagrama de Haigh. En el eje horizontal se sitúa la componente media y en el eje vertical la componente alterna, tal y como se observa en la **Figura 2-8**. Este diagrama se divide en cuatro cuadrantes: en el I y II, la tensión media y la máxima son de tracción y en el III y IV la tensión media y la mínima son de compresión. En el caso del cuadrante I la tensión aplicada es completamente de tracción ($\sigma_{\min} > 0$) y en el caso del cuadrante IV es completamente de compresión ($\sigma_{\max} < 0$).

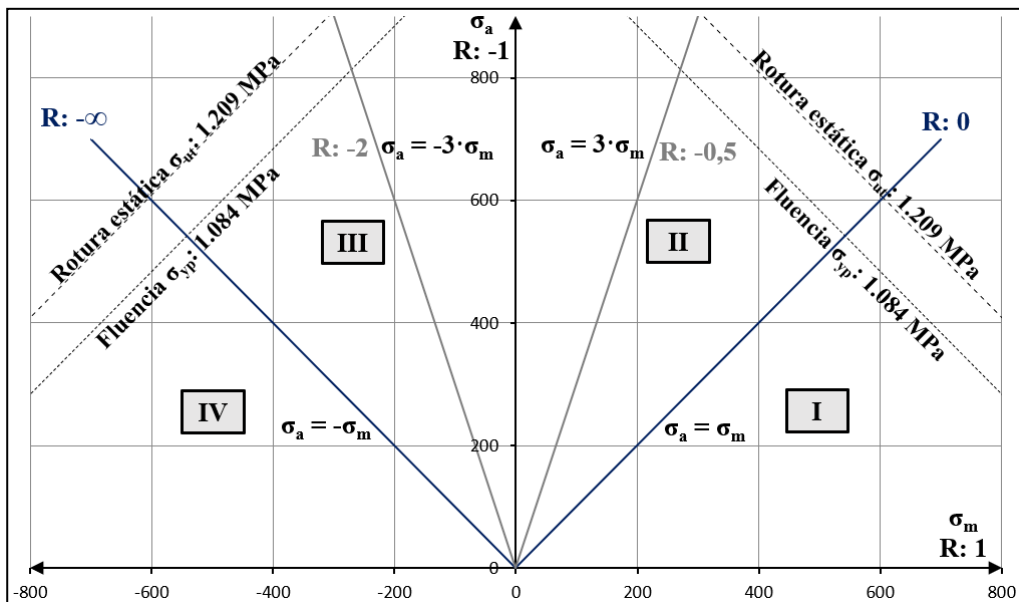


Figura 2-8. Diagrama de Haigh adaptado para el acero 34CrNiMo6.

Las curvas S-N obtenidas para R_{-1} no se pueden emplear directamente para conocer la duración en fatiga bajo una tensión que incluye componente media no nula. Para ello, hay que calcular la curva S-N correspondiente a cada tipo de R. Anteriormente, dentro del grupo de investigación ADM del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU, se calcularon las curvas S-N de fatiga axial para $R_{0,05}$, $R_{-0,5}$ y R_{-2} (Pallarés-Santasmartas L. et al., 2018) para el acero DIN 34CrNiMo6, que es el empleado en la investigación de esta Tesis Doctoral. Estas curvas se representan en la **Figura 2-9**.

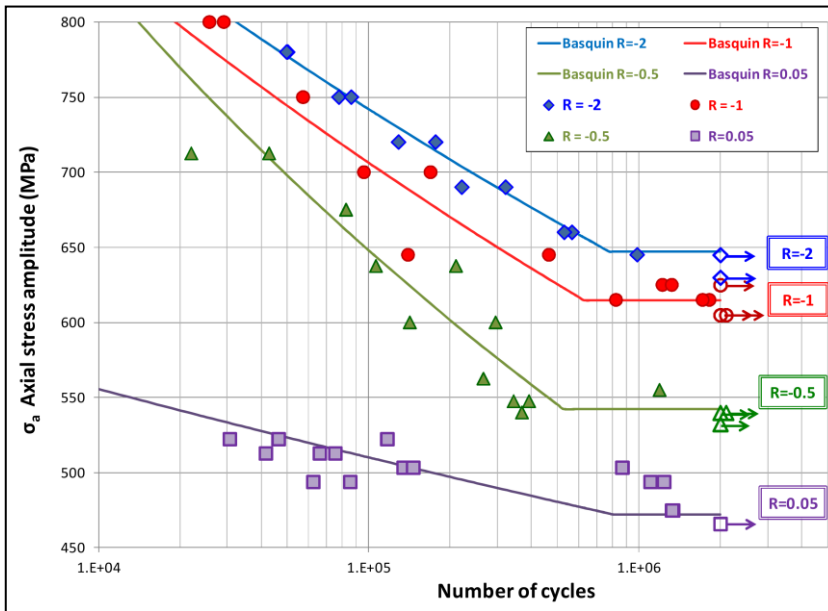


Figura 2-9. Curvas S-N con distinto R para el acero DIN 34CrNiMo6 (Pallarés-Santasmartas L. et al., 2018).

En el caso de no disponer o no poder calcular la curva S-N para un R determinado, se pueden utilizar criterios de equivalencia, una vez que se conoce la curva S-N para R_{-1} . A continuación, se describen los principales criterios, especialmente los utilizados en el desarrollo de esta Tesis Doctoral.

2.4.1 Criterios de equivalencia

Los criterios de equivalencia más habituales para tensiones aplicadas que incluyen tensiones de tracción son los de Gerber, Goodman, Soderberg (R. Avilés, 2015), el de Morrow (Morrow, 1968), que viene descrito por la ecuación (2-24) y el de Dietmann (Dietmann, 1973), definido por la ecuación (2-25). En los resultados de la anterior investigación dentro del grupo de investigación ADM del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU (Pallarés-Santasmartas L. et al., 2018), se observó que el criterio que mejor encajaba con el acero DIN 34CrNiMo6 es el de Dietmann, aunque el criterio de Morrow también aproximaba bien.

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_e} + \frac{\sigma_m}{\sigma_{ur}} = 1 \quad (2-24)$$

$$\left(\frac{\sigma_a}{\sigma_e}\right)^2 + \frac{\sigma_m}{\sigma_{ut}} = 1 \quad (2-25)$$

Estos criterios se han establecido para tensiones medias de tracción. Sin embargo, se podrían extender con cierta precisión hasta R_2 . Otros criterios habituales son el de Lüpfert, el de la Elipse, el de Kececioglu, el de Bagci. Otros dos criterios adecuados para aceros de alta resistencia son el de Walker y el de SWT (Smith, Watson y Topper) (R. Avilés, 2015).

2.5 Fatiga de bajos ciclos

La fatiga de bajos ciclos, LCF, está gobernada por las deformaciones causadas por el alto nivel de tensión aplicado. Si este nivel de tensión aplicada es lo suficientemente alto para producir deformaciones plásticas, se requerirá conocer el comportamiento elastoplástico del material, mediante ensayos con tensión y deformación controlada. Sin embargo, estos ensayos no siempre se pueden realizar, tal y como ha ocurrido en el

trabajo de investigación de esta Tesis Doctoral, y por ello, se recurre a la bibliografía y a la utilización de modelos teóricos.

Las deformaciones que se generan pueden ser elásticas o plásticas. Estas se pueden cuantificar con ayuda de la ecuación de tensión-deformación cíclica propuesta en (Ramberg & Osgood, 1943), que aparece en la ecuación (2-26). En la referencia (Boller & Seeger, 2013) y en el estudio (Branco et al., 2012), se pueden obtener los parámetros para completar la ecuación (2-26), obtenidos experimentalmente para el acero DIN 34CrNiMo6.

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,p} = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K'}\right)^{1/n'} \quad (2-26)$$

A partir de la ecuación (2-26), se puede obtener la principal ecuación para estudio de fatiga de bajos ciclos, que relaciona la deformación con el número de inversiones de carga aplicada. Esta ecuación se conoce como la ecuación de Coffin-Manson (Manson, 1954), (Coffin Jr, 1954), (Morrow, 1965) y se presenta en la ecuación (2-27). Con ella, se pueden relacionar las deformaciones elásticas y plásticas con el número de inversiones aplicadas, considerando que 1 ciclo son 2 inversiones, por tanto, N ciclos son 2N inversiones.

$$\varepsilon_a(N) = \frac{\Delta\varepsilon}{2} = \frac{\Delta\varepsilon_e}{2} + \frac{\Delta\varepsilon_p}{2} = \frac{\sigma'_f}{E}(2N)^b + \varepsilon'_f(2N)^c \quad (2-27)$$

La ecuación (2-27) se puede representar en un diagrama con ejes $\log(\Delta\varepsilon/2)$ - $\log N$, tal y como se presenta en la **Figura 2-10**. Las curvas se representan con los datos experimentales obtenidos en la referencia (Boller & Seeger, 2013) y el estudio (Branco et al., 2012). No se observa una amplia diferencia entre los resultados de ambos trabajos. El número de ciclos de transición N_t aparece entre 570 y 1.519 ciclos, un valor inferior al que habitualmente se emplea para N_g (10^4 ciclos).

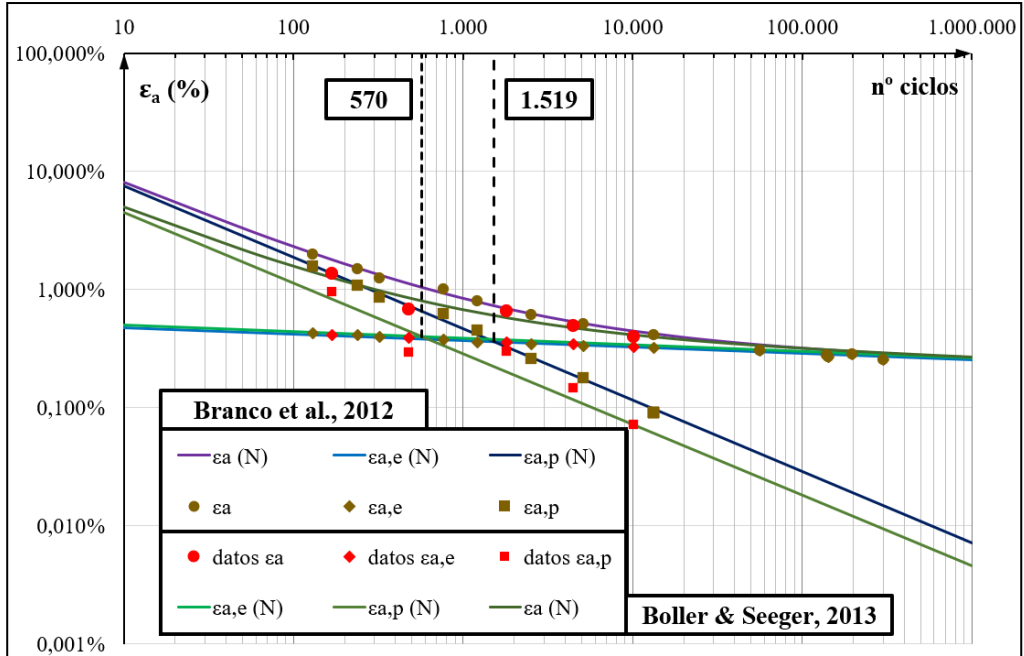


Figura 2-10. Deformación y duración LCF para el acero DIN 34CrNiMo6.

En la **Figura 2-10**, se observa que, a menores ciclos, la deformación total está gobernada por las deformaciones plásticas y, por tanto, la resistencia a fatiga depende de la ductilidad del material. A partir del ciclo de transición denominado N_t , la deformación elástica se iguala a la deformación plástica y es a partir de este punto, cuando la deformación elástica empieza a ser dominante.

Capítulo 3:

TRATAMIENTOS MECÁNICOS Y SHOT- PEENING

Capítulo 3 Tratamientos mecánicos y shot-peening

Los tratamientos mecánicos se aplican con el objetivo de mejorar la resistencia a fatiga, al desgaste (Mitrovic et al., 2014) y a la corrosión (Azar et al., 2010). Su principal efecto es la introducción de un campo de tensiones residuales de compresión en las zonas superficiales, un endurecimiento de la capa superficial afectada por el tratamiento y una modificación del acabado superficial. Esta modificación puede ser una mejora o un empeoramiento de la rugosidad superficial, dependiendo del estado superficial inicial y de la naturaleza del tratamiento aplicado.

Aunque existen distintos tipos de tratamientos mecánicos con variados mecanismos de aplicación, el principio común que se sigue para generar el campo de tensiones residuales es similar en todos los casos. Al aplicar una carga hacia el interior de la superficie, se produce una deformación plástica en la capa superficial y una deformación elástica en las zonas interiores. Cuando la carga cesa, la pieza tiende a recuperarse elásticamente desde el interior, pero la capa exterior deformada plásticamente (con mayor amplitud de deformación) lo impide. Por tanto, las capas superficiales quedan comprimidas para mantener el volumen (Al-Hassani, 1981).

Uno de los tratamientos mecánicos más extendido y sobre el que se centra el estudio de esta Tesis Doctoral es el shot-peening (Niku-Lari, 1981). El shot-peening se basa en bombardear la superficie de la pieza a tratar con granalla a alta velocidad, tal y como se puede observar en la **Figura 3-1**. Respecto al shot-peening, se han desarrollado distintas variantes que se pueden considerar como otras opciones de aplicación de tratamientos mecánicos. Dentro de los tratamientos mecánicos de una naturaleza distinta al shot-peening, se pueden encontrar los tratamientos de bruñido o *burnishing*.



Figura 3-1. Ejemplo de aplicación de shot-peening (Totten et al., 2002).

3.1 El shot-peening

El shot-peening es un tratamiento mecánico muy popular cuyo origen data de los comienzos del siglo XX. Hasta la década de 1960 no se estableció su industrialización gracias al trabajo entre otros de J. Almen (Almen, 1951) y E. Hawkinson (Hawkinson, 1962).

El shot-peening es un tratamiento superficial mecánico que introduce trabajo en frío o *cold-work* a la pieza tratada. Consiste en golpear repetidas veces a la superficie de la pieza tratada con un haz de granalla a alta velocidad (40 - 100 m/s) de una forma controlada. El golpeo continuo de la granalla sobre la superficie de la pieza tratada genera un campo de tensiones residuales de compresión, tal y como se representa en la **Figura 3-2**. El proceso para la generación de la tensión residual es el siguiente:

- Alargamiento (plástico) de las capas superficiales, a causa de los impactos de la granalla.

- Compresión de las capas más sub-superficiales, causada por el efecto de la presión de Hertz.
- Compresión las capas superficiales (inicialmente más deformadas) para mantener equilibrio volumétrico, generando tensiones residuales.

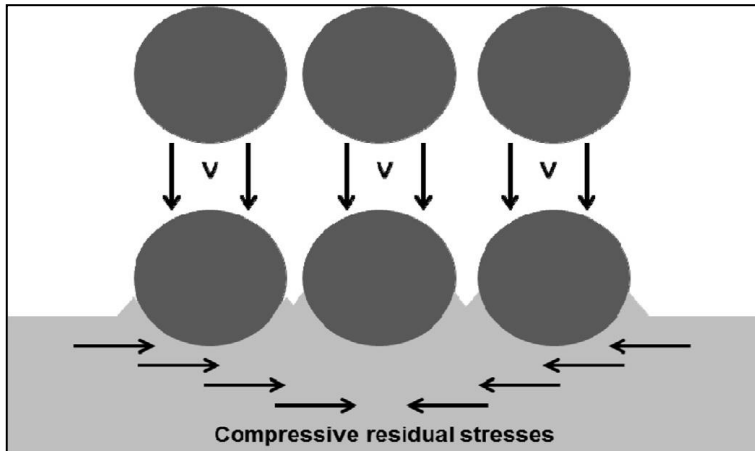


Figura 3-2. Esquema de impactos de shot-peening (Llaneza & Belzunce, 2015a).

En función de las propiedades mecánicas del material tratado y la selección de los parámetros de proceso del tratamiento de shot-peening, el perfil de tensiones residuales tendrá una forma determinada. En la **Figura 3-3** se presenta una simulación de la tensión residual generada tras el impacto de una granalla sobre una superficie. Se observa que el radio de la zona afectada por el cambio de tensiones residuales es mayor que el radio de impacto (Al-Hassani, 1981), (Kobayashi et al., 1998). Sin embargo, tal y como se indica en el estudio (Kobayashi et al., 1998), la repetición de impactos en puntos cercanos es el factor que transforma las tensiones residuales en compresivas.

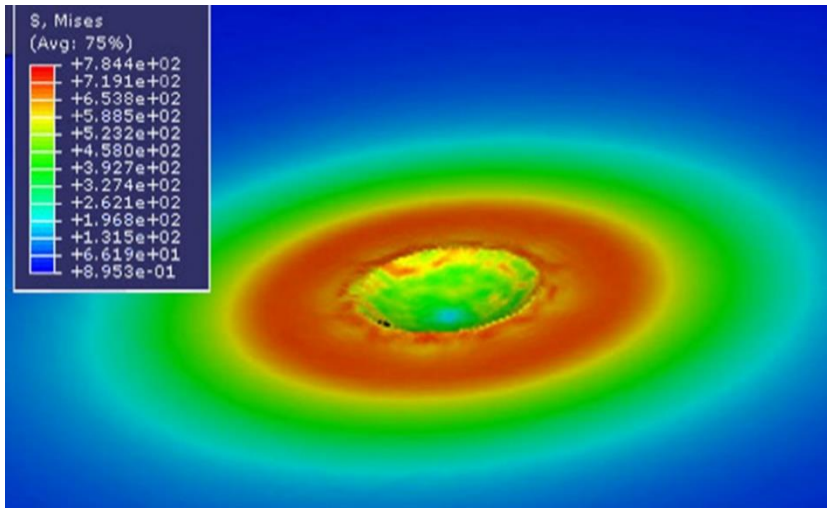


Figura 3-3. Simulación de tensiones por impacto de granalla

<https://www.ipar-blast.com/shot-peening/>.

En el estudio de (Kobayashi et al., 1998) se muestra la diferencia en las tensiones residuales generadas si los impactos son estáticos o son dinámicos. Esta diferencia es debida a que el límite elástico dinámico de un acero es casi dos veces mayor que el límite elástico estático. Además, hay que destacar que, tras el primer impacto dinámico, las tensiones que se crean en el centro de la marca son de tracción. Tal y como se observa en la **Figura 3-4**, con la repetición de impactos en la misma zona, las tensiones generadas se tornan al sentido de compresión.

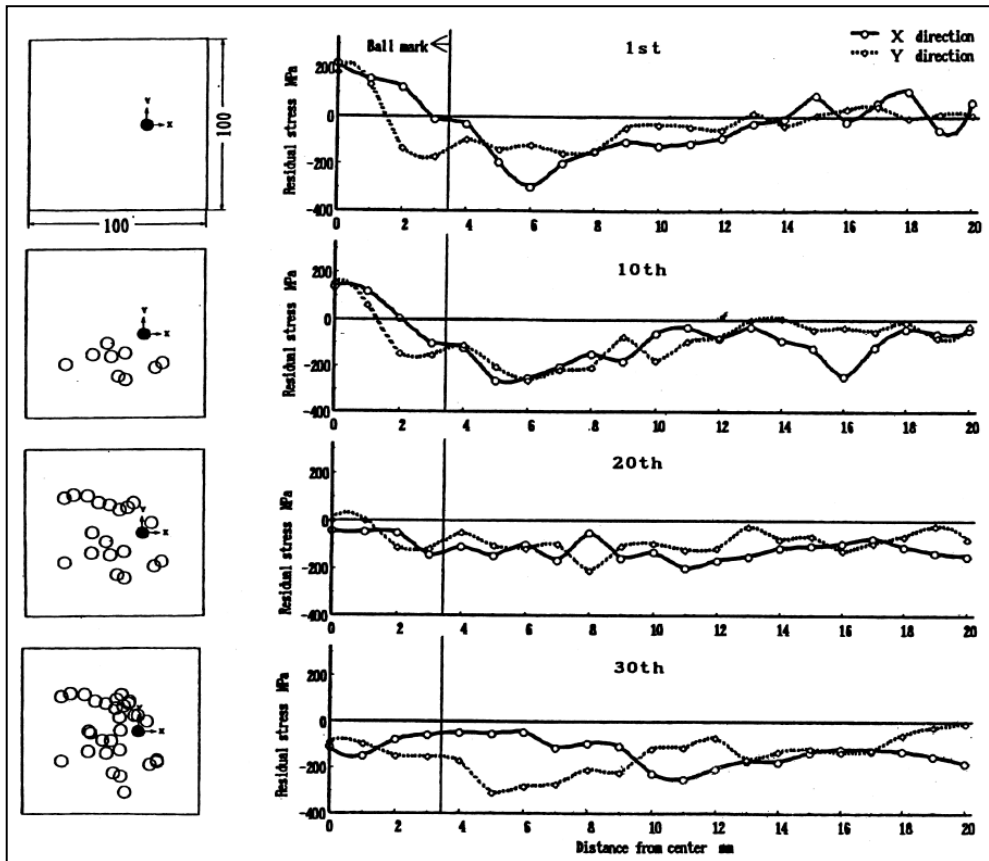


Figura 3-4. Evolución tensiones generadas por impacto (Kobayashi et al., 1998).

El resultado final de las tensiones residuales dependerá de las propiedades del material tratado y de los parámetros de proceso seleccionados. Por tanto, la sección de los parámetros se hará en base al material a tratar (Schulze, 2006). Los tres parámetros fundamentales de selección del tratamiento de shot-peening son los siguientes:

- El tipo de granalla (dimensión, naturaleza, geometría y dureza).
- La intensidad del tratamiento.
- La tasa de cobertura.

Además, es muy importante de cara a la repetitividad y control de calidad del proceso del tratamiento, que todos parámetros del proceso estén correctamente verificados y comprobados.

3.1.1 Selección de la granalla

El tipo de granalla seleccionado es uno de los parámetros del proceso que influye en la optimización del proceso de shot-peening. La selección de la granalla está condicionada por el material y forma de la pieza a tratar.

La granalla se selecciona en función de la dureza de la pieza a tratar. Para un material con alta dureza se recomienda utilizar una granalla con una dureza alrededor de los 55-60 HRC. Para tratar piezas de menor dureza, se emplea granalla convencional con dureza 40-50 HRC (Wohlfahrt, 1984). El tamaño de la granalla debe permitir alcanzar correctamente todas las superficies de la pieza tratada. El diámetro de la granalla suele variar entre 0,05 mm y 2,5 mm (Schulze, 2006).

La granalla deberá ser de una forma cuasi-esférica y debe estar en buen estado. Una granalla no esférica o en mal estado puede provocar un perfil de tensiones de compresión irregular, defectos superficiales y concentraciones de tensiones (Totten et al., 2002).

Las bolas cuasi-esféricas pueden ser de acero, acero inoxidable, vidrio o cerámica. Es importante tener en cuenta la naturaleza magnética del material tratado. Si el material tratado es acero inoxidable, una aleación de aluminio o una aleación de titanio, pueden aparecer problemas de oxidación galvánica o contaminación, si la granalla contiene hierro (Schulze, 2006).

También afecta al resultado final del tratamiento de shot-peening, principalmente a la intensidad del tratamiento, la distancia desde el difusor a la pieza tratada y el ángulo de

impacto. En (Totten et al., 2002) se recomienda un ángulo de impacto cercano a 90° para obtener un campo de tensiones lo más equi-biaxial posible y con una mayor magnitud de tensiones residuales, tal y como se muestra en la **Figura 3-5**. No se recomienda un ángulo de 90° para que el flujo de impacto se vea perjudicado por el flujo de la granalla tras el rebote.

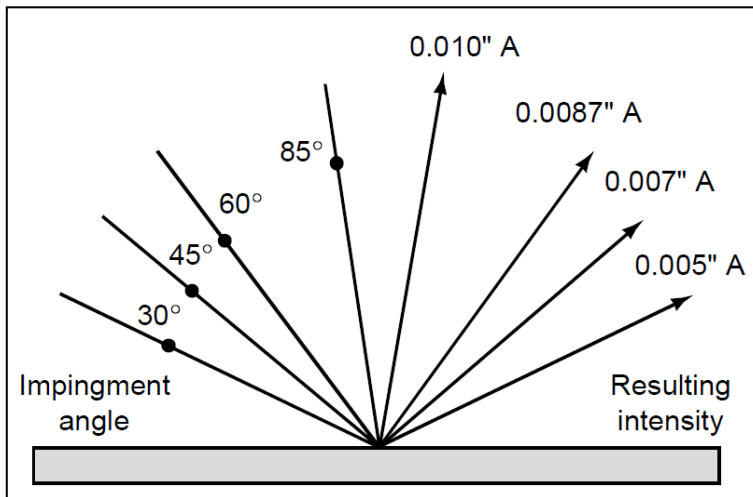


Figura 3-5. Efecto del ángulo de impacto (Totten et al., 2002).

3.1.2 Intensidad del shot-peening

El principal parámetro del proceso de shot-peening es su intensidad, que se define como el valor de la flecha de la curvatura para el que, al doblar el tiempo de exposición al bombardeo, el incremento de dicha flecha es menor al 10% (Almen, 1951). La medición de la intensidad se expresa en grados Almen, creador del método.

Para determinar la intensidad del proceso de shot-peening se debe desarrollar la curva de saturación de la placa Almen. La placa Almen es una placa estandarizada de acero laminado en frío SAE 1070 con un tratamiento térmico aplicado para obtener una dureza de 44-50 HRC. Existen tres espesores de placa Almen estandarizados según la

norma SAE J443-2017. La placa Almen tipo N tiene el menor espesor y la placa Almen tipo C tiene el mayor espesor. La placa Almen tipo A, es la más habitual y dispone del espesor intermedio 0,05 pulgadas, es decir, ~ 1.3 mm.

El procedimiento de cálculo de la intensidad del shot-peening viene definido por la norma SAE J444-2017 y esquematizado en la **Figura 3-6**. La placa Almen se fija en el soporte mediante cuatro tornillos y se somete al tratamiento de shot-peening por una de sus caras. Las tensiones residuales producidas hacen que la placa se curve al soltarla del soporte. Con la ayuda de un dispositivo de medición normalizado, se mide su flecha y su valor es la intensidad Almen tipo A, o tipo N o tipo C en función del tipo de placa Almen utilizada.

Como se puede intuir, a medida que aumente el tiempo de exposición al bombardeo de granalla, las deformaciones y la flecha aumentan. Sin embargo, este aumento de la intensidad con el tiempo de exposición está limitado, tal y como se observa en la **Figura 3-7**. Al principio del tiempo de exposición, la curvatura (intensidad) aumenta de manera proporcional a este tiempo. Sin embargo, a partir de un determinado momento, en la **Figura 3-7** corresponde con T1, el incremento de la curvatura (intensidad) se frena o se satura (suele coincidir con una cobertura cercana al 100%). Si tras duplicar el tiempo de exposición, de T1 a T2 siendo $T2 = 2 \times T1$, la curvatura aumenta menos de un 10%, se puede decir que la curva ha saturado y se puede establecer la intensidad del proceso de shot-peening. Sin embargo, la norma SAE J444-2017, recomienda ampliar el tiempo de exposición hasta T4 para comprobar la saturación y reducir la dispersión estadística.

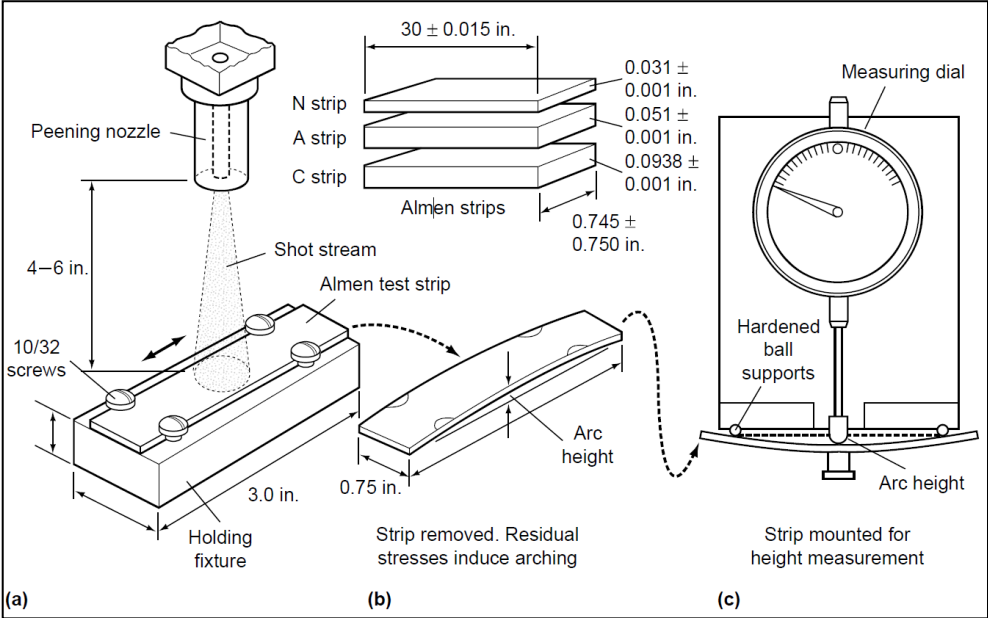


Figura 3-6. Cálculo de la intensidad Almen (Totten et al., 2002).

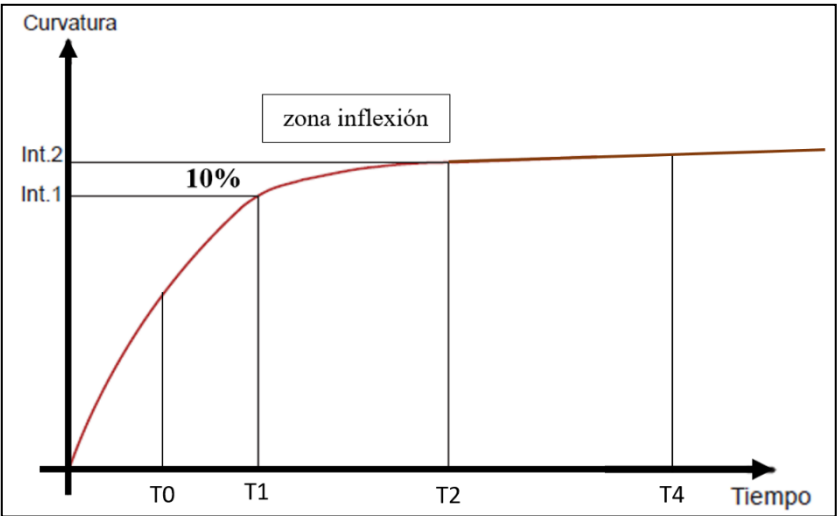


Figura 3-7. Curva de saturación de la intensidad.

Es muy importante entender que la intensidad no depende del tiempo de exposición, ya que la misma tras llegar a la saturación, converge. Sin embargo, como se verá en el siguiente apartado, la cobertura sí depende del tiempo de exposición. La intensidad del shot-peening se ve afectada por un conjunto de parámetros de ajuste del proceso, como son: la presión de aire o velocidad del rotor, tipo de boquilla, distancia de la boquilla, ángulo de impacto, dureza de la granalla, velocidad de la granalla, y peso, material y forma de la granalla empleada (Schulze, 2006), (Altenberger, 2002).

La velocidad o energía cinética de la granalla junto con su dureza y forma influirán en el perfil de tensiones residuales obtenido tras el tratamiento de shot-peening. Sin embargo, las propiedades del material tratado tendrán la mayor influencia. Materiales más blandos mostrarán una profundidad afectada mayor que materiales más duros.

Se puede establecer una relación entre la intensidad del shot-peening aplicado a las distintas placas Almen, N, A, C, según la siguiente relación, tal y como especifica la norma SAE J442-2022:

$$\text{Lectura de placa C} \times 3,5 = \text{Lectura de placa A} \times 3 = \text{Lectura de placa N}$$

3.1.3 Cobertura del shot-peening

La cobertura se define como la proporción porcentual entre la superficie impactada y la superficie total. Su control es realizado con microscopio y con elementos colorantes que permitan ver el contraste entre superficie impactada y no impactada.

La cobertura es un parámetro dependiente del tiempo de exposición. Para relacionar el tiempo de exposición con el avance de la cobertura se debe realizar mediante pequeños incrementos de exposición, seguidos de una comprobación de la superficie impactada. Sin embargo, el incremento de la cobertura decrece mientras el tiempo de exposición aumenta (Abyaneh, 1996). El tiempo necesario para llegar al 80% de la cobertura puede

ser el mismo que para completar el 20% restante. Es decir, la cobertura también se satura, tal y como muestra la **Figura 3-8**. La saturación de la cobertura se debe a la progresiva reducción de zonas libres de impacto.

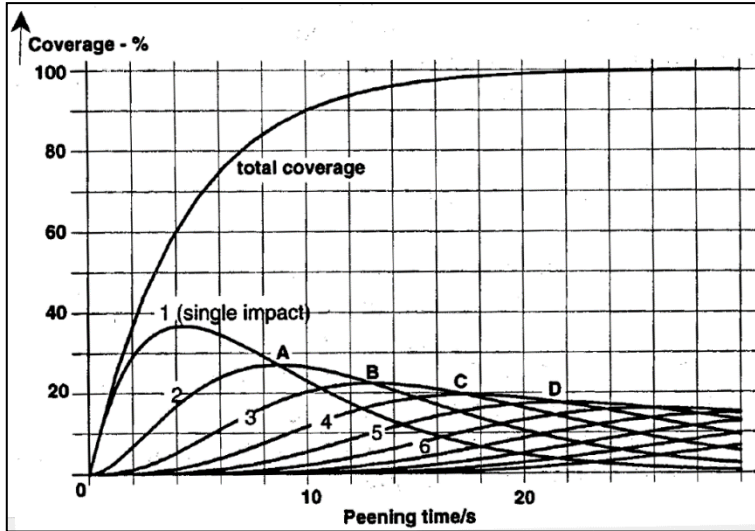


Figura 3-8. Evolución de la cobertura (Abyaneh, 1996).

Habitualmente, se trabaja con cobertura completa, refiriéndose al 98% según la norma SAE J2277-2013, ya que esto asegura que toda la superficie ha sido tratada por el shot-peening. Si la cobertura es menor del 98%, se denomina cobertura parcial (Prevéy & Cammett, 2002). Sin embargo, muchos estándares requieren especificaciones de cobertura del 150% o 200%. En este caso, hace referencia al múltiplo del tiempo de exposición requerido para alcanzar la cobertura completa.

El aumento del tiempo de exposición implica que muchos puntos van a sufrir múltiples impactos, tal y como se muestra en la **Figura 3-8**. Dependiendo de las condiciones del shot-peening y de las propiedades mecánicas del material, esta sobre-exposición puede llegar a ser perjudicial para la resistencia a fatiga de la pieza tratada, si el daño superficial es muy severo.

En piezas con geometría compleja en las que unas zonas sufren más impactos de granalla que otras, se suelen realizar *mapas de cobertura*, con el objetivo de homogeneizar la exposición al impacto de la granalla. De lo contrario, puede haber zonas que presenten sobre-exposición y otras zonas, quizás más críticas, que no alcancen la cobertura completa.

3.1.4 Ejemplos de piezas tratadas con shot-peening

El shot-peening se suele emplear en piezas de alta resistencia de todo tipo de metales: aceros, bronce, aluminios, magnesios, titanios, etc. El objetivo de la aplicación del shot-peening puede ser reemplazar aleaciones más caras por otras más económicas y algo menos resistentes o bien, reducir el peso de los componentes empleados (Duchet et al., 2019), (Hutmann, 2002).

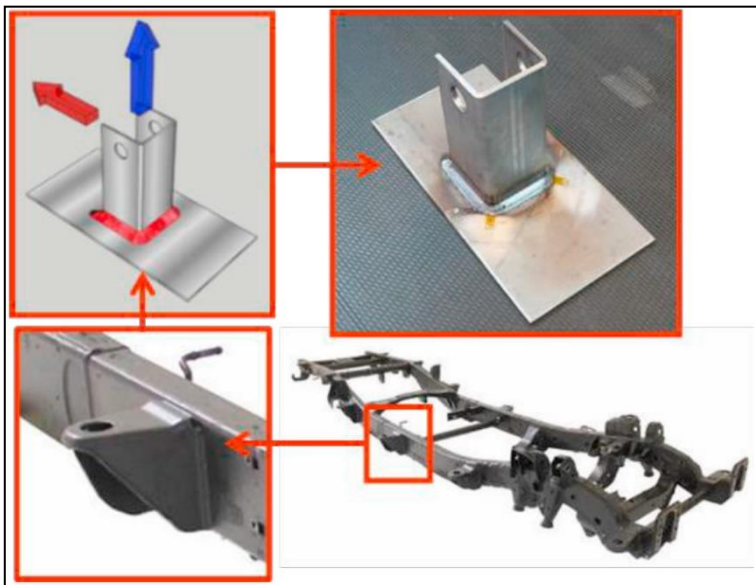


Figura 3-9. Shot-peening para la reducción de peso (Duchet et al., 2019).

Otra aplicación del shot-peening es la eliminación de poros en piezas fundidas a presión. Recientemente se está aplicando en piezas de fabricación aditiva para la mejora de sus propiedades mecánicas (AlMangour & Yang, 2016).

Los muelles, son un claro ejemplo de aplicación del tratamiento, ya que las cargas externas son casi siempre de tracción. Las bielas, son elementos con elevadas sollicitaciones de carga y su propia geometría la hace muy susceptible a defectos de entalla. El efecto del shot-peening en zonas de entalla es beneficioso y eficaz, tal y como se observa en el estudio (Benedetti et al., 2010).

Los árboles de levas y ejes son habitualmente tratados con shot-peening en todas aquellas zonas con alta concentración de tensiones residuales de tracción (Li et al., 2020).

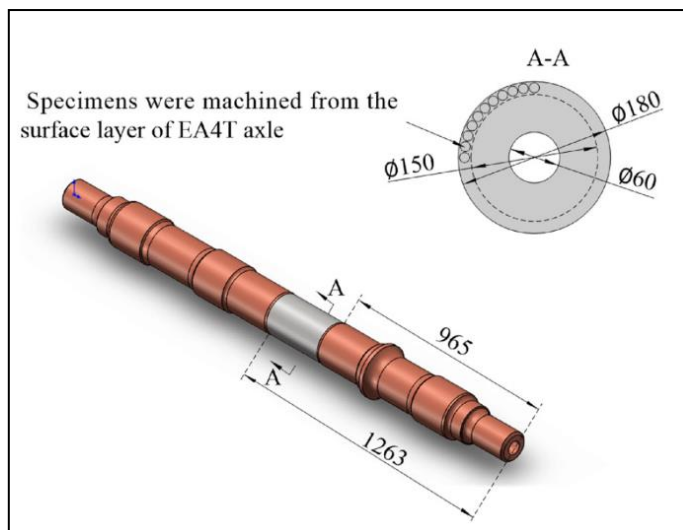


Figura 3-10. Eje tratado con shot-peening (Li et al., 2020).

Las soldaduras, son zonas muy críticas en los conjuntos mecánicos. El efecto del calor en el proceso de soldadura convierte la zona soldada en fuente de defectos y de

tensiones residuales de tracción. El shot-peening mejora notablemente el comportamiento de las soldaduras a fatiga (Habibi et al., 2012).

En los engranajes y ruedas dentadas se aplica shot-peening con el objetivo de mejorar su comportamiento de *pitting*, mejorar su resistencia a fatiga a flexión en la base de los dientes y como mejora de la lubricación (Benedetti et al., 2002). Un ejemplo se presenta en la **Figura 3-11**.

Dentro del sector de la aeronáutica su empleo también es bastante extendido, tanto en componentes estructurales aeronáuticos de aleaciones ligeras, al ser elementos de geometrías complejas y con de altas concentraciones de tensiones. También se emplea el shot-peening en álabes y palas de turbinas.

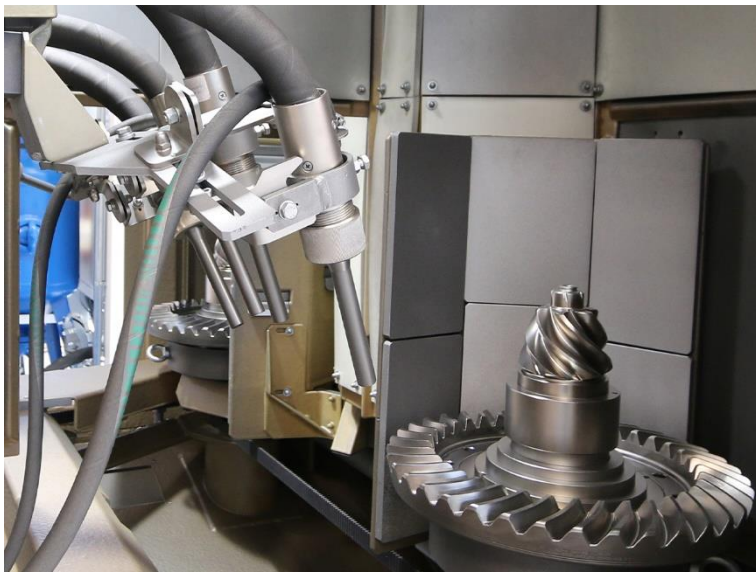


Figura 3-11. *Engranaje tratado con shot-peening*

<https://www.ipar-blast.com/shot-peening/>.

En el estudio (Nascimento et al., 2001) se presenta el shot-peening como una gran alternativa para reducir las tensiones residuales de tracción que generan tratamientos superficiales, como el cromado o el recubrimiento con tungsteno.

Otros ejemplos de aplicación son: Pernos de orugas de tanques, Alabes de turbinas de reacción, Ejes de transmisión, Cojinetes, Cigüeñales, Resortes helicoidales, Extractores de armas de fuego, Orugas de tanques, Piñones de diferencial, Palas de hélices, Ballestas, Barras de torsión, Alabes de compresores, Bielas, Partes de tren de aterrizaje, Engranajes de cajas de velocidad, Palieres, Ejes de hélices, Barras estabilizadoras, Juntas universales, Válvulas, Pernos a pistón, Coronas de diferencial, Fresas, Barras de bombeo de petróleo, ...

3.2 Otros tratamientos mecánicos

Actualmente existen diferentes tratamientos mecánicos para aplicar con el objetivo de mejorar las propiedades y la resistencia a fatiga de la pieza tratada. (Altenberger, 2002). Muchos de ellos son variantes o derivados del shot-peening tradicional y otros son variantes del bruñido o *burnishing*. A continuación, se listan los menos relacionados con el trabajo de investigación de esta Tesis Doctoral:

- **Stress-peening (STP)**: se aplica un shot-peening a la pieza pretensada mecánicamente para ampliar el valor de la tensión residual de compresión (Mattson & Roberts, 1960), (Xu et al., 1981).
- **Ultrasonic peening (UP)**: se emplea con granalla perfectamente esférica impulsada por el campo ultrasónico. (Watanabe et al., 2002), (Duchazeaubeneix, 1999).
- **Micro-peening (MP)**: variante del shot-peening empleando micro-granallas ($\emptyset < 0,1$ mm) impulsadas a alta velocidad con el objetivo de reducir la rugosidad superficial generada (Li et al., 2020), (Kagaya & Yamada, 2008).

- **Ultrasonic wet peening (UWP):** en el fluido en que está sumergida la pieza a tratar se induce cavitación por ultrasonidos para acelerar el impacto (Weingärtner et al., 2014).
- **Cavitation shotless peening (CSP):** utiliza el efecto de la cavitación para generar deformaciones plásticas y mejorar la corrosión bajo tensión (Odhiambo & Soyama, 2003), (Soyama, 2008).
- **Hammer peening (HP):** se utilizan impulsos mecánicos regulares y ajustables (Groche et al., 2012).
- **Ultrasonic impact treatment (UIT):** se aplican impulsos mecánicos a frecuencia ultrasónica (Cao et al., 2010).
- **High-pressure water peening (HPWP):** aprovecha la alta presión del flujo de agua para aumentar el golpeo (Tönshoff et al., 1997).
- **Piezo-peening (PP):** similar al HP pero con mayor rango de ajuste debido al control del piezoeléctrico (Klumpp et al., 2017).
- **Diamond (burnishing) finishing (DF):** es un proceso de bruñido, similar al deep rolling, pero en el que la herramienta desliza, en lugar de rodar, contra la pieza tratada (Sachin et al., 2019).

3.2.1 Warm shot-peening WSP

El WSP consiste en aplicar el shot-peening a la pieza cuando está a una temperatura superior a la temperatura ambiente (Wick et al., 2000). Para mantener la pieza caliente durante el proceso, la cámara donde se aplica el tratamiento mecánico debe estar también a alta temperatura. Sin embargo, la granalla no debe calentarse para evitar que se ablande por el recocido térmico. Las temperaturas habituales de aplicación de este tratamiento se sitúan a partir de los 200°C (Harada & Mori, 2005). Sin embargo, los resultados para aceros se optimizan cuando la temperatura se establece alrededor de los 290°C-330°C (R. Menig et al., 2003b).

Este tipo de tratamiento mecánico se aplica principalmente en aceros, ya que el incremento de temperatura provoca efectos de *static strain aging* SSA (Güemes & Martin, 2012), que favorecen estabilidad de la microestructura de dislocaciones. Esta estabilidad de la microestructura se observa en el aumento y mayor estabilidad del HW con el avance de los ciclos de carga mecánica (Wick et al., 2000). De esta manera, aunque el nivel de tensión residual suele presentar menor magnitud que tras un shot-peening tradicional, el campo de tensiones residuales obtenido es más estable bajo carga mecánica cíclica (Wick et al., 2000), (R. Menig et al., 2003b), (Schilling-Praetzel et al., 1993) favoreciendo una mejor resistencia a fatiga.

3.2.2 Shot-peening más un recocido (*annealing*) SSP+A

Este tratamiento es una variante intermedia entre aplicar un shot-peening tradicional y el WSP. Se plantea para cuando no es posible preparar la máquina de shot-peening para trabajar a alta temperatura. Su procedimiento es sencillo; tras aplicar un shot-peening tradicional, las piezas tratadas se someten a un recocido térmico (R. Menig et al., 2002), (R. Menig et al., 2003a).

Las tensiones residuales generadas tras el tratamiento de shot-peening tradicional se reducen parcialmente por el tratamiento térmico. Sin embargo, su estabilidad bajo carga cíclica mecánica aumenta (R. Menig et al., 2002). La razón es la misma que en el caso del WSP (Wick et al., 2000). El incremento de temperatura provoca efectos de *static strain aging* SSA (Güemes & Martin, 2012), que favorecen estabilidad de la microestructura de dislocaciones.

Dependiendo de la selección de la temperatura y del tiempo del recocido, la mejora en resistencia a fatiga será mayor o más reducida (R. Menig et al., 2002), (Tange et al., 1999).

3.2.3 Dual shot-peening DSP

El tratamiento de DSP hace referencia a realizar dos procesos diferentes de shot-peening sucesivos. Normalmente, el primer proceso de shot-peening emplea una granalla más grande, aplicando una intensidad mayor. El objetivo del segundo tratamiento, mucho más suave y con menor intensidad, es recuperar en la medida de lo posible el acabado superficial, reduciendo la rugosidad generada por el primer tratamiento, sin afectar a las tensiones residuales (Vielma et al., 2014b), (Wohlfahrt, 1981), (Wohlfahrt, 1984), (Wohlfahrt, 1987). En algunos casos, con el segundo tratamiento, se consigue aumentar el nivel de tensiones residuales y el *work-hardening* (Luo et al., 2021), además de reducir la rugosidad.

El segundo tratamiento de shot-peening se suele aplicar tras un tratamiento de severe shot-peening SSP con el objetivo de recuperar la rugosidad superficial, ya que, tras este tipo de tratamiento, el deterioro superficial es muy acusado (Bagherifard & Guagliano, 2012), (Bagherifard et al., 2014).

3.2.4 Severe shot-peening SSP

El tratamiento de SSP consiste en aumentar ampliamente el tiempo de exposición, es decir, la cobertura, para producir una nano-recristalización en la capa superficial de la pieza tratada (Bagherifard & Guagliano, 2012). La cobertura se aumenta a valores de hasta el 1.000% o 2.000% (Bagherifard et al., 2014), (Miková et al., 2013). Tras el tratamiento, en la pieza tratada se obtiene una capa exterior con unas propiedades muy distintas que las que se observan en el interior o antes de aplicar el tratamiento.

El mayor problema que ocurre con este proceso es que la integridad superficial se daña de forma extrema, penalizando la resistencia a fatiga generada por las otras mejoras de las propiedades del material tratado. Por ello, muchas veces es necesario realizar un re-peening o un pulido de la superficie (Bagherifard & Guagliano, 2012).

3.2.5 Laser shock-peening LSP

El tratamiento de LSP consiste en exponer la superficie de la pieza tratada a pulsos láser de Neodimio (Nd:glass o Nd:YAG) con muy corta duración (del orden de décimas de nanosegundos) y con muy alta intensidad (de rango GW/cm^2) (Starman et al., 2020), (Yong et al., 2020). Ante esta exposición, el material afectado por el pulso se transforma en plasma, cuya expansión provoca una onda de choque en la capa superficial, induciendo una deformación plástica (Clauer, 1996). La exposición al láser puede ser directa o confinada. En la exposición directa, el láser actúa directamente sobre la superficie de la pieza tratada y el tiempo de exposición a la onda de presión es muy bajo, produciendo un efecto ligero en la pieza tratada (Sano et al., 2006). La exposición confinada es la más extendida y se representa esquemáticamente en la **Figura 3-12**. En esta configuración, el láser incide sobre una fina capa adherida a la superficie de la pieza a tratar. Esta fina capa se volatiliza generando la onda de choque. Otra capa exterior, normalmente una cortina de agua desionizada retiene la onda generada, confinando y aumentando el impacto sobre la superficie de la pieza tratada (Ren et al., 2016), (Gao et al., 2021).

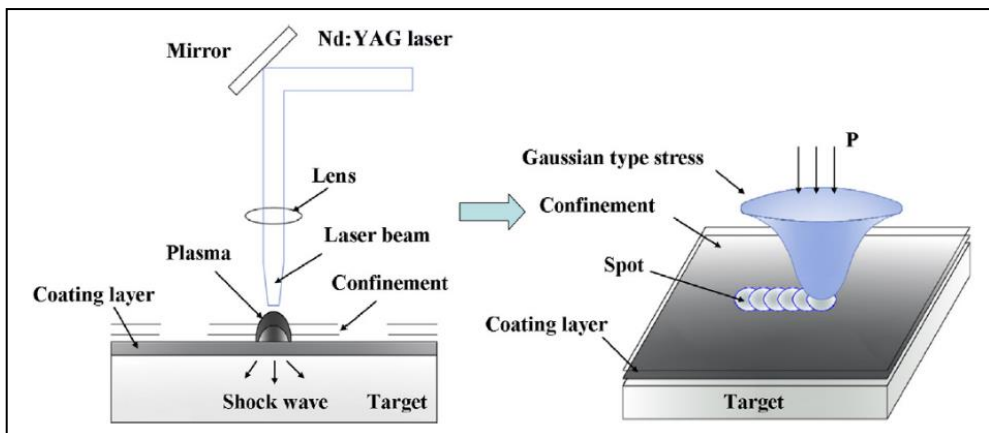


Figura 3-12. Esquema del proceso de LSP (Ren et al., 2016).

La alta presión que produce la vaporización del material volatilizado actúa como una onda de choque contra la superficie de la pieza a tratar. Si la onda de choque sobrepasa la resistencia de fluencia dinámica del material, se induce una deformación plástica a través de las capas superficiales (Clauer, 1996). Cuando la onda cesa o su nivel se reduce, por un proceso similar al del shot-peening tradicional, se genera una tensión residual de compresión, tal y como se muestra en la **Figura 3-13**.

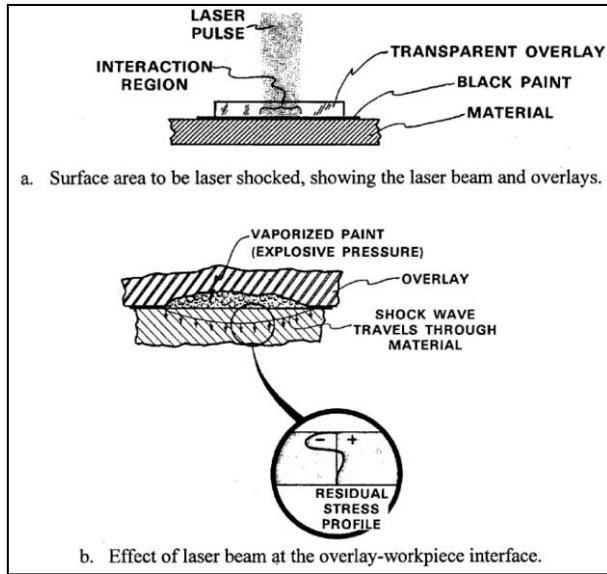


Figura 3-13. Esquema de la generación de tensiones residuales con LPB (Clauer, 1996).

La magnitud de la tensión residual generada depende del material tratado, de la energía del haz láser, del solapamiento de los haces u *overlap* y del número de repeticiones o pasadas (Zhang et al., 2016), (Vázquez et al., 2010). La profundidad de tensiones residuales generalmente es mucho más profunda que la que se obtiene por shot-peening (Zhuang & Halford, 2001), (Higounenc, 2014).

En general, el tratamiento de LSP introduce un menor trabajo en frío o *cold-work* sobre la pieza, obteniéndose una menor variación del FWHM (Zhuang & Halford, 2001). La

rugosidad obtenida tras el LSP suele ser menor que la que se obtiene tras un tratamiento de shot-peening (Vázquez et al., 2010). En el tratamiento de LSP, la rugosidad obtenida depende de la intensidad o energía del haz láser, del *overlap* y del número de pasadas realizadas (Wang et al., 2021), (I. Menig et al., 2002), (Gao et al., 2021), (Luo et al., 2021).

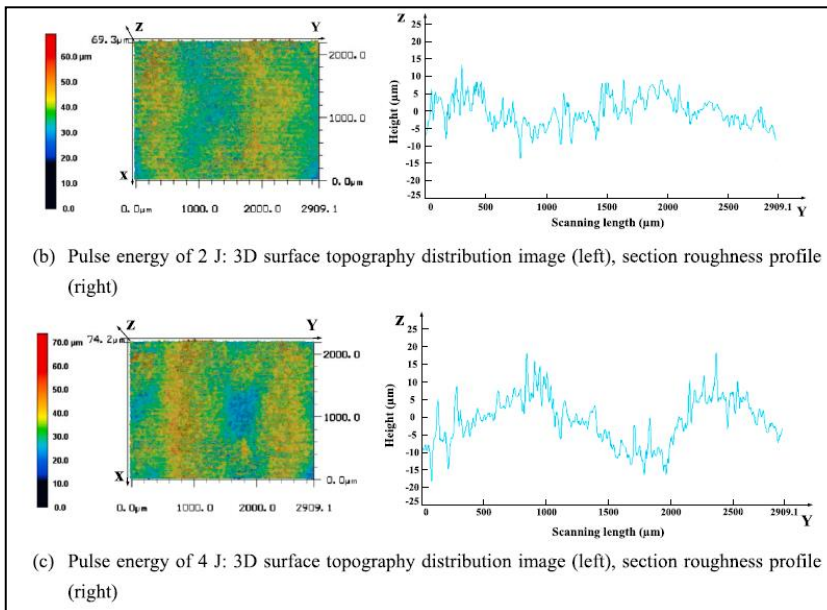


Figura 3-14. Rugosidad tras aplicar LPB (Gao et al., 2021).

Los parámetros más habituales con los que se describe el tratamiento de LSP son:

- Tipo de láser empleado: generalmente Nd:glass o Nd:YAG.
- Longitud de onda (nm).
- Intensidad (GW/cm^2).
- Energía de pulso (J).
- Tiempo de exposición (ns).
- Área de incidencia o spot o diámetro de spot.
- Solapamiento u *overlap* (%).

- Número de pasadas.
- Tipo y espesor de adhesivo para volatizar.
- Medio de confinamiento, normalmente agua desionizada.

3.2.6 Deep Rolling DR

El tratamiento mecánico de DR es similar a un tratamiento de bruñido con bola (ball-burnishing) o bruñido con rodillo (roller-burnishing). Sin embargo, en este caso, en el desplazamiento de la herramienta, se ejerce una elevada fuerza contra la pieza tratada, que generalmente está girando (Prabhu et al., 2010). Se pueden realizar varias pasadas de la herramienta sobre la superficie tratada y en lugar de la bola fija o el rodillo, se puede utilizar también una herramienta con bola hidrostática (Delgado et al., 2016).

La elevada presión ejercida en el deslizamiento de la herramienta contra la pieza tratada produce una severa deformación plástica que generalmente mejora el acabado superficial, introduce un alto nivel de *cold-work* y también un campo de tensiones residuales de gran profundidad (Prevéy, 2020). La profundidad de la capa afectada por el tratamiento de DR depende directamente de la presión o fuerza aplicada por la herramienta (Altenberger, Martin, et al., 1999).

Normalmente se suele aplicar sobre piezas de simetría rotacional, como, por ejemplo, cigüeñales, orificios, ejes, pernos y bridas. Tal y como se muestra en la **Figura 3-15**, si la pieza presenta dicha simetría, la herramienta de contacto, suele disponer de tres puntos de presión a 120° para mantener el equilibrio de esfuerzos sobre la pieza tratada, ya que resultan bastante significativos. En otras ocasiones se utiliza una luneta como apoyo para la flexión y una única herramienta.

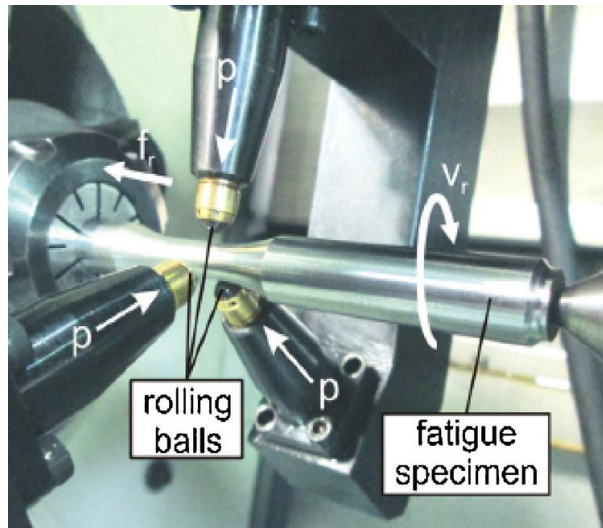


Figura 3-15. Ejemplo de pieza tratada por DR (Delgado et al., 2016).

3.2.7 Low-Plasticity Burnishing LPB

El bruñido de baja plasticidad o LPB fue patentado por Prevéy a finales del siglo XX (<http://www.lambdatechs.com/>). Es un proceso parecido al bruñido o DR, sin embargo, se emplea una herramienta con bola hidrostática que dispone del giro libre, de tal manera que rueda libre en lugar de deslizar, tal y como se muestra en la **Figura 3-16**, (Prevéy, 2020), (Priyadarsini et al., 2019), (Prevéy & Cammett, 2004).

La magnitud de la presión o fuerza que ejerce la herramienta contra la superficie tratada es significativamente más reducida que en el tratamiento de DR (Prabhu et al., 2010). La presión del fluido se controla y limita durante la ejecución del tratamiento. Por tanto, este tratamiento se suele realizar de una única pasada y utilizando sólo una herramienta, ya que no se produce una flexión significativa sobre la pieza., tal y como se observa en la **Figura 3-17**.

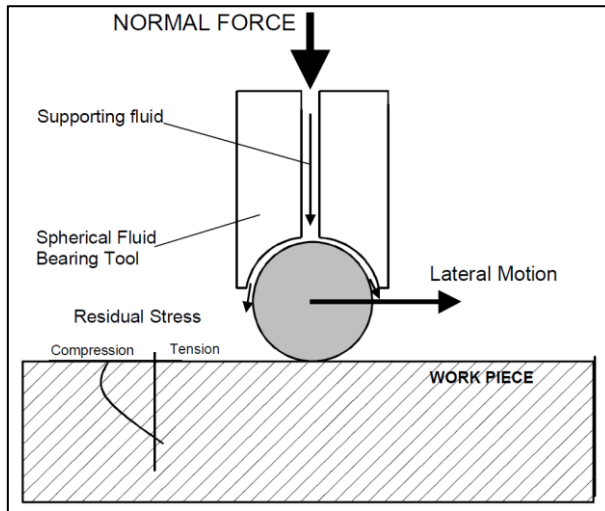


Figura 3-16. Esquema del proceso de LPB (Prevéy, 2020).



Figura 3-17. Aplicación de LPB en probetas para fatiga (A. Avilés, 2018).

El efecto sobre las piezas tratadas suele ser una amplia mejora de la calidad superficial y un importante y profundo campo de tensiones residuales, que presenta una significativa estabilidad ante carga térmica y mecánica, dada la introducción mínima de *cold-work* (Zhuang & Halford, 2001), (Prevéy, 2020).

Capítulo 4:

LA TÉCNICA DE DIFRACCIÓN DE RAYOS X

Capítulo 4 La técnica de difracción de rayos X

Las tensiones residuales son las tensiones internas que permanecen en el interior o superficie de una pieza que está en reposo, es decir, sin una carga externa térmica o mecánica aplicada. Estas tensiones residuales se pueden generar durante los procesos de fabricación: conformado, mecanizado, rectificado o soldadura. También pueden aparecer en la pieza debido a tratamientos térmicos o químicos, o a lo largo de su vida útil bajo condiciones de trabajo o en el montaje de la pieza como componente de un mecanismo.

Los tratamientos mecánicos, como el shot-peening, se aplican con el objetivo de introducir tensiones residuales de compresión en la zona superficial de las piezas tratadas. De este modo, se eliminan o reducen las tensiones residuales de tracción generadas durante el proceso de fabricación.

Existen varias técnicas para la medición de tensiones residuales (Glaser et al., 2018), (Rossini et al., 2012), (Fry & Lord, 2006), que se pueden clasificar en dos clases:

- Métodos mecánicos.
- Técnicas de difracción.

Dentro de la primera clase se pueden encontrar las siguientes técnicas: *hole drilling* (HD), *incremental hole drilling* (IHD) (García-Granada et al., 2017), *deep-hole method* (DHM) y método del contorno o *contour-method* (CM).

Las técnicas de difracción pueden ser de rayos X (XRD), que es la más extendida, de dispersión energética con sincrotron XRD (SXRD) (Rotundo & Korsunsky, 2009), (Tsakalakos T. et al., 2006) o de difracción de neutrones (ND) (Ripley, 2006), (International Atomic Energy Agency., 2005).

Un ejemplo de estas técnicas se muestra en la **Figura 4-1**, donde aparece la medición realizada a una muestra de acero para una turbina de baja presión tratado por LSP, del estudio (Glaser et al., 2018).

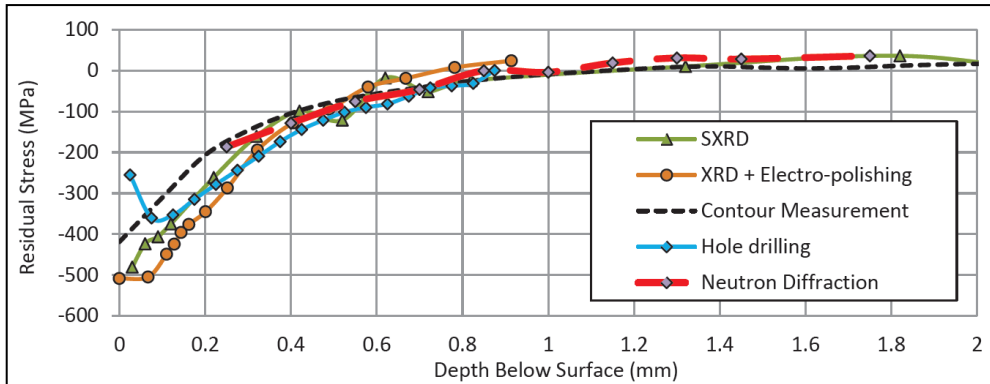


Figura 4-1. Medida de tensión residual por distintas técnicas (Glaser et al., 2018).

En el desarrollo de esta Tesis Doctoral la técnica empleada ha sido la difracción de rayos X, realizada por los servicios generales SGiker de la UPV/EHU (<https://www.ehu.eus/es/web/sgiker/x-izpiak-molekulak-eta-materialak-tresnak>).

Mediante esta técnica se puede caracterizar el material empleado, medir las tensiones residuales tanto en la superficie como en profundidad y conocer el estado de la distorsión de la microestructura por medio del parámetro FWHM.

4.1 Caracterización del material

La técnica de difracción de rayos X permite realizar una caracterización del material irradiado para identificarlo e identificar las distintas fases que lo componen. La técnica de difracción de rayos X fue estudiada por los hermanos Bragg (Bragg & Bragg, 1913). Los materiales (poli)cristalinos según su estructura cristalina, difractan según un patrón

determinado al ser irradiados, de acuerdo con la ley de Bragg (4-1), donde d es el espaciado entre planos reticulares y λ la longitud de onda irradiada.

$$n \cdot \lambda = 2 \cdot d \cdot \sin\theta \quad (4-1)$$

Esta técnica se ha realizado en los laboratorios de SGiker en el Campus de la UPV/EHU de Leioa, con una máquina de difracción de alta resolución BRUKER D8 Advance con radiación de cobre Cu ($\lambda = 1,5406 \text{ \AA}$), desde el ángulo $2\theta = 20^\circ$ hasta $2\theta = 157,97^\circ$ con un $\Delta\theta: 0,03^\circ$, sobre dos tipos de muestras planas preparadas del acero DIN 34CrNiMo6 (ver Capítulo 8), empleado en el desarrollo de esta Tesis Doctoral, tal y como se muestra en la **Figura 4-2**. Las muestras examinadas son la variante mecanizada y la variante con shot-peening con intensidad 8A y cobertura 200%.

La particularidad de la máquina de difracción de alta resolución BRUKER D8 Advance es que minimiza y mantiene constante el factor instrumental para todo el rango de 2θ . Normalmente, el factor instrumental aumenta con el incremento de 2θ . Esto produce un considerable aumento de la anchura de los máximos de difracción en mayores ángulos 2θ , que impide su correcta interpretación.

Otra particularidad es que las muestras para esta máquina deben ser planas, y con dimensiones limitadas, aproximadamente $25 \times 10 \text{ mm}$ con un espesor de 5 mm . La zona irradiada es bastante amplia, aproximadamente un área correspondiente a un diámetro de 10 mm .



Figura 4-2. *Set-up con muestra plana para difracción de alta resolución con BRUKER D8 Advance.*

El difractograma o perfil de máximos de difracción obtenido se puede observar en la **Figura 4-3**. Se aprecia que el shot-peening (curva color rojo) no produce ningún cambio de fase sobre este material.

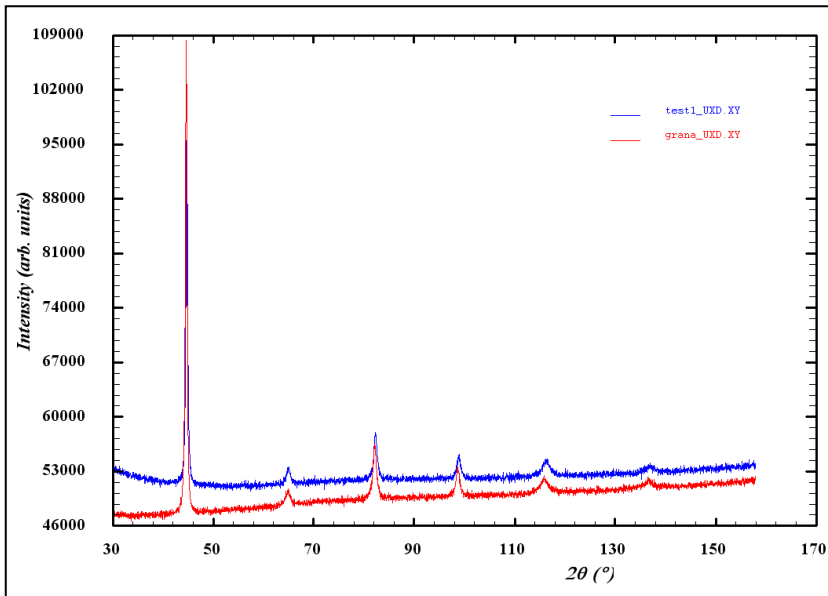


Figura 4-3. *Diffractograma del acero DIN 34CrNiMo6.*

Con ayuda de la base de datos *Powder Diffraction File PDF*, se puede identificar el material analizado. En este caso, el perfil de máximos corresponde con la fase ferrita, cuya estructura cristalina es bcc, a pesar de que el material se encuentra en la condición de templado y revenido. Por tanto, debería presentarse la fase de martensita, cuya estructura cristalina es tetragonal (Güemes & Martin, 2012). Esto es algo habitual en aceros templados y revenidos, ya que, durante el revenido, el valor del parámetro de celda c , que es el que diferencia las dos fases, tiende a reducirse a un valor similar al que corresponde a la ferrita (Güemes & Martin, 2012). El perfil de máximos de referencia de la martensita se muestra en la **Figura 4-4**, donde se observa que la martensita presenta trece máximos de difracción frente a los seis máximos que presenta la ferrita.

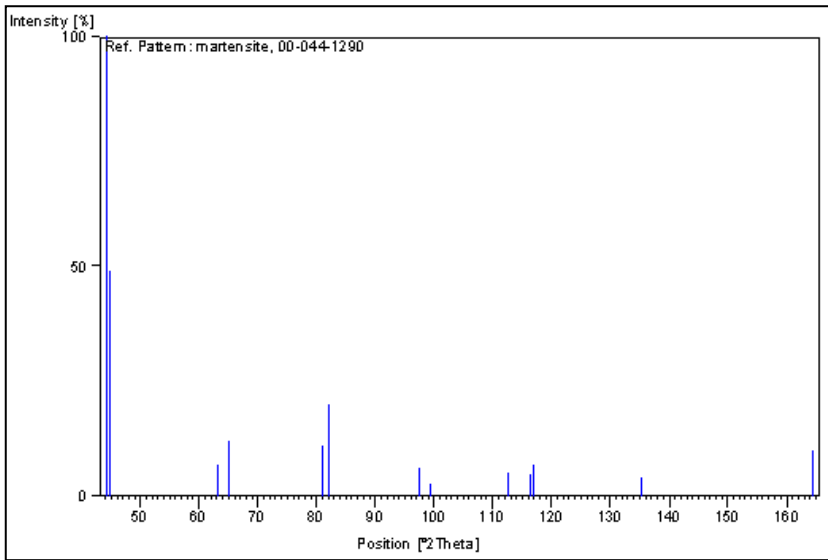


Figura 4-4. Patrón de difracción de la martensita.

4.2 Medición de las tensiones residuales en la superficie

La medición de las tensiones residuales por la técnica de difracción de rayos X se basa en la medición de la distancia entre planos reticulares, **Figura 4-5**. Cuando el material está internamente traccionado o comprimido, el espaciado d de los $\{hkl\}$ planos cristalinos, varía con respecto al valor de referencia d_0 . Esta variación, que se observa como una variación de la posición de los máximos de difracción, es una deformación (Prevéy, 1986), (Noyan & Cohen, 2013).

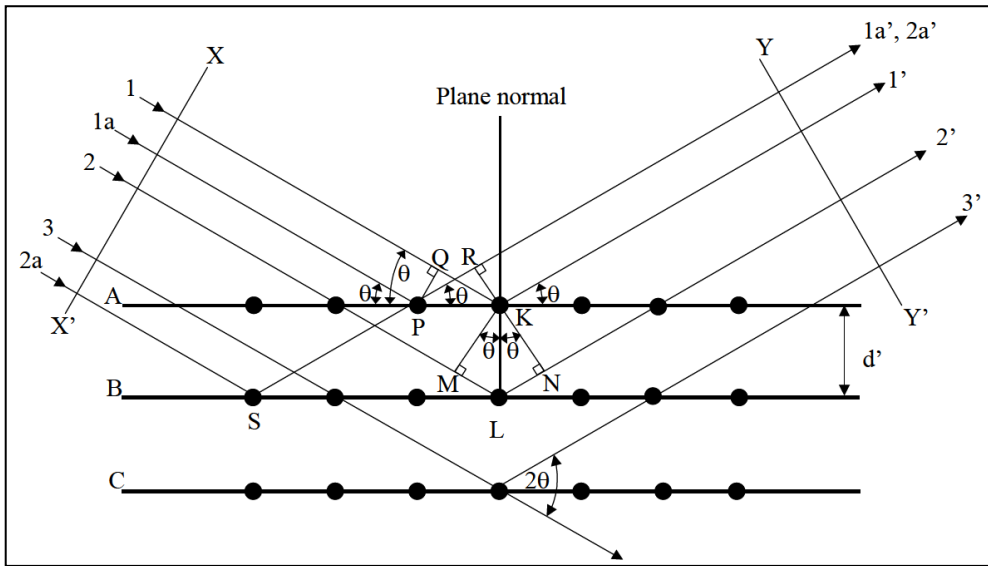


Figura 4-5. Difracción de rayos X sobre una red cristalina (M. E. Fitzpatrick et al., 2005).

Conociendo las propiedades mecánicas del material (E , ν) y aplicando las leyes elásticas se pueden establecer distintos métodos que proponen una serie de ecuaciones para calcular el valor de la tensión a partir de la medida de la deformación (SAE International, 2003). El método más extendido es el de $\sin^2\psi$ (M. E. Fitzpatrick et al., 2005), que es el empleado en las mediciones de esta investigación.

Con este método, se preparan gráficos $d(\text{strain}) / \sin^2\psi$ como los de la **Figura 4-6**. Se asume que el nivel sin tensión se da donde la curva corta el eje vertical $d(\text{strain})$ (SAE International, 2003), (M. E. Fitzpatrick et al., 2005). La tensión viene dada por la ecuación (4-2), donde m es la pendiente de la curva.

$$\sigma_{\varphi} = \left(\frac{E}{1 + \nu} \right) m \quad (4-2)$$

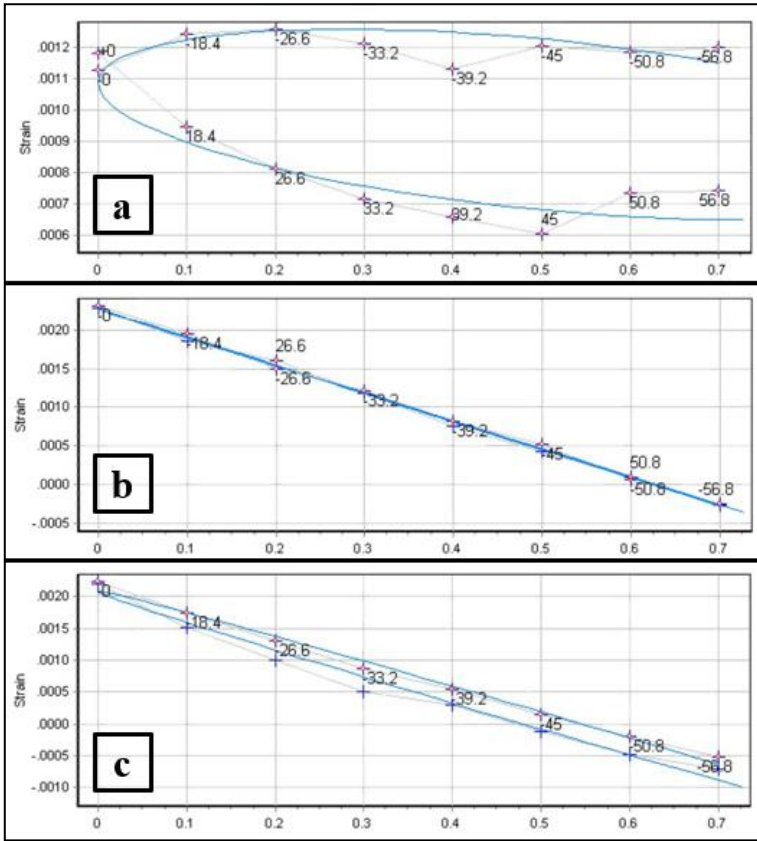


Figura 4-6. Diagramas strain/ $\sin^2\psi$.

La **Figura 4-6** muestra tres variantes del acero empleado en esta investigación. La **Figura 4-6 a)** corresponde con la variante mecanizada, la b) con una muestra plana con shot-peening y la c) corresponde con una probeta cilíndrica tipo *hourglass* con shot-peening. La anchura de la curva, mucho más amplia en la variante mecanizada y en la probeta cilíndrica tipo *hourglass*, es debido a las tensiones cortantes, que producen una diferencia de la magnitud de las tensiones principales (M. E. Fitzpatrick et al., 2005). Se observa como el shot-peening sobre una superficie plana produce un campo de tensiones residuales equi-biaxial. Sin embargo, sobre una superficie curva se pierde la equi-biaxialidad (Noyan & Cohen, 2013).

Todas las mediciones de la tensión residual realizadas en esta investigación se han realizado en los laboratorios de SGiker en el Campus de la UPV/EHU de Leioa, con una máquina de difracción Bruker D8 Discover, con radiación de cromo Cr ($\lambda = 2,2911 \text{ \AA}$), sobre la probeta montada en una cuna de Euler, tal y como se observa en la **Figura 4-7**.

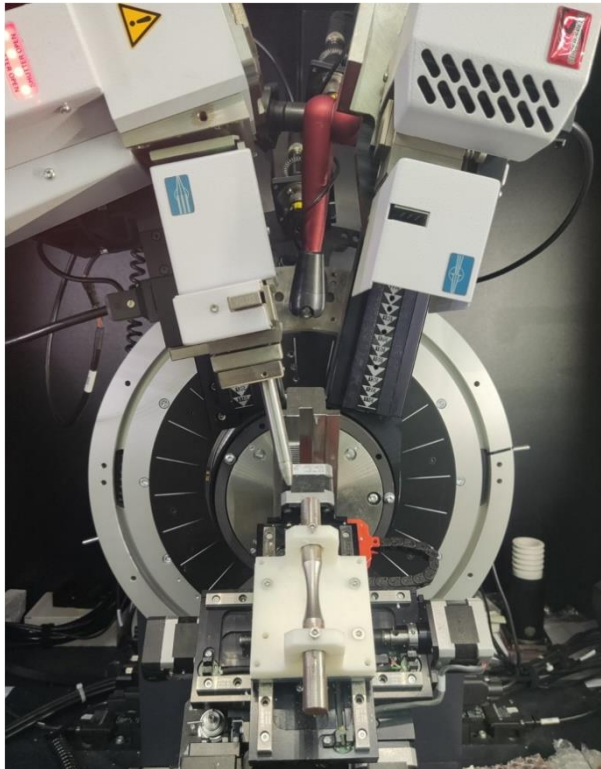


Figura 4-7. *Set-up para la medición de la tensión residual.*

De este modo, la tensión residual longitudinal respecto al eje de la probeta corresponde con la componente σ_{yy} y la tensión residual transversal corresponde con la componente σ_{xx} , tal y como se observa en la **Figura 4-8**.

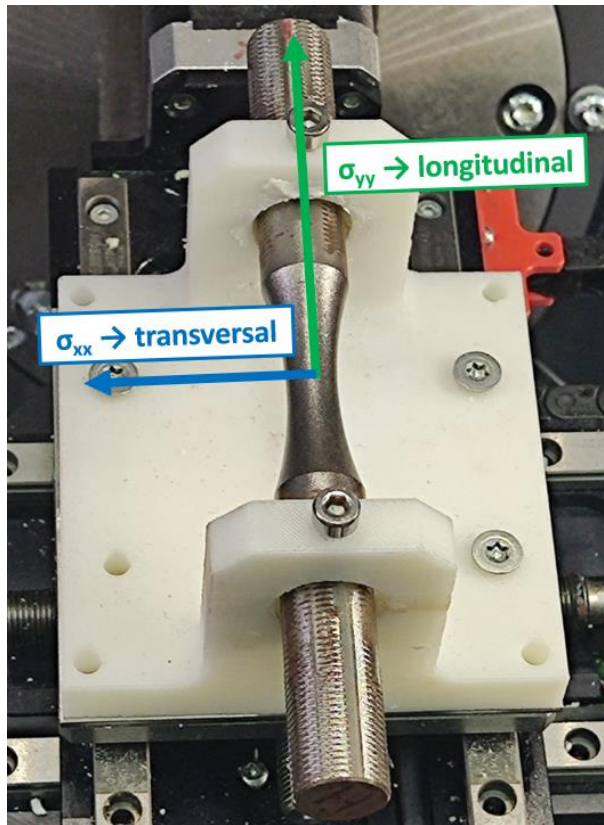


Figura 4-8. Ejes de referencia para la tensión residual.

La medición se realiza desde el ángulo $2\theta = 151^\circ$ hasta $2\theta = 160^\circ$, con un $\Delta 2\theta$ de $0,05^\circ$ sobre el máximo en $2\theta = 156^\circ$, correspondiente con la ferrita (M. E. Fitzpatrick et al., 2005). El ángulo de inclinación ψ para la medición según $\text{Sin}^2\psi$ varía en el rango: $0^\circ / 18,4^\circ / 26,6^\circ / 33,2^\circ / 39,2^\circ / 45,0^\circ / 50,8^\circ / 56,8^\circ$. Los datos son recogidos, procesados, corregidos (absorción, fondo y polarización) y tratados mediante el software Leptos 7.03 de Bruker, para obtener el tensor completo de la tensión residual medida.

La medida obtenida está sujeta a determinados factores que pueden incluir cierta dispersión en la medición. En el caso de piezas con shot-peening, la principal fuente de error o dispersión es la rugosidad superficial, que puede alterar la medición según la altura superficial a la que se irradie (M. E. Fitzpatrick et al., 2005), (Prevéy, 1990).

4.3 Extensión de la medición de la tensión residual en profundidad

La técnica de difracción de rayos X permite obtener la tensión residual únicamente en la superficie de la pieza irradiada. En muchas ocasiones, sobre todo después de aplicar un tratamiento mecánico con el objetivo de introducir un campo de tensiones residuales de compresión, interesa conocer la magnitud y profundidad de dicho campo. Para este cometido, se presentan dos opciones. La primera y más compleja consiste en aplicar, o bien, la técnica de dispersión energética con *synchrotron XRD (SXRD)* (Rotundo & Korsunsky, 2009), o bien, la radiación de neutrones (Paradowska et al., 2010), (Ripley, 2006). Ambas técnicas sólo están disponibles en instalaciones especiales y poco accesibles. Su principal ventaja es su precisión y que resultan unas técnicas no destructivas. Sin embargo, requieren una preparación de la muestra específica (M. Fitzpatrick & Lodini, 2003).

La otra opción, más asequible, es realizar una serie de mediciones con difracción de rayos X a medida que se van retirando finas capas superficiales. La eliminación de capas superficiales debe hacerse por un medio no mecánico, para evitar que pueda afectar a la distribución de tensiones residuales. Se recomienda realizarlo mediante electropulido o ataque químico (M. E. Fitzpatrick et al., 2005), (SAE International, 2003).

La medida obtenida por difracción de rayos X en una superficie en profundidad debe corregirse, ya que el material retirado afecta al equilibrio interno de las tensiones residuales. Para ello, existen distintas técnicas de corrección, como el empleo de elementos finitos (Wasniewski et al., 2014), (Lebon et al., 2014), (Kumar et al., 2017). Sin embargo, la técnica más empleada es la propuesta por Moore y Evans en 1958, (Moore & Evans, 1958), que se recomienda en muchas referencias (M. E. Fitzpatrick et al., 2005) y normativas (SAE International, 2003).

Hasta el desarrollo de esta Tesis Doctoral, las mediciones de tensión residual en profundidad se solicitaban al Laboratorio de Medida de Tensiones Residuales de la

UPM de Madrid. Sin embargo, con el trabajo realizado en esta investigación junto con SGiker sobre el procedimiento de Moore y Evans, se ha conseguido realizar la medición en profundidad en los laboratorios de la UPV/EHU.

A continuación, se resume el análisis y estudio realizado sobre el procedimiento de Moore y Evans (Moore & Evans, 1958) con el objetivo de explicar las ecuaciones de corrección necesarias para evaluar correctamente la tensión residual.

4.3.1 Método de corrección de Moore y Evans

El procedimiento de Moore y Evans propone cuatro casos en función de la forma de la probeta y la distribución de tensiones residuales:

- Caso 1: probeta cilíndrica maciza con tensiones residuales simétricas respecto a su eje longitudinal.
- Caso 2: probeta cilíndrica maciza con tensiones residuales variables.
- Caso 3: probeta cilíndrica hueca con tensiones residuales simétricas respecto al eje longitudinal del cilindro.
- Caso 4: probeta plana.

El caso que se emplea en esta investigación es el primero, ya que el shot-peening produce un campo de tensiones residuales homogéneo en toda la superficie cilíndrica de la probeta maciza utilizada.

Las tensiones se definen de acuerdo con las direcciones indicadas en la **Figura 4-9**. La equivalencia de la nomenclatura de las componentes de las tensiones del artículo y la empleada en esta investigación queda de la siguiente manera:

- Componente transversal: $\sigma_{\theta} \rightarrow \sigma_{xx}$.
- Componente longitudinal: $\sigma_z \rightarrow \sigma_{yy}$.
- Componente normal: $\sigma_r \rightarrow \sigma_{zz}$.

La teoría de elasticidad propone seis ecuaciones diferenciales de compatibilidad y tres ecuaciones diferenciales de equilibrio junto con distintas condiciones de contorno para poder resolverlas.

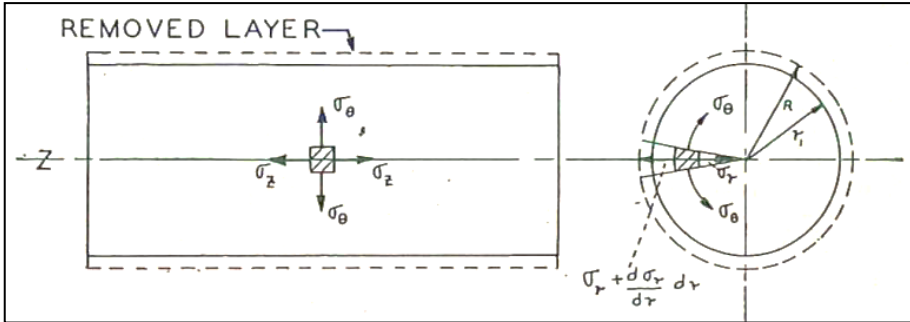


Figura 4-9. Componentes de la tensión residual (Moore & Evans, 1958).

Cuando se retira una fina capa de la superficie cilíndrica, las tensiones longitudinales y transversales que se miden (σ_{yy} y σ_{xx}) están reducidas por la fuerza normal hacia fuera ($-\sigma_{xx}$) dr/r , donde dr es el espesor de la capa, correspondiente a la superficie que se ha retirado. Se debe integrar para calcular la tensión total retirada hasta alcanzar la nueva profundidad. Por tanto, la $\sigma_{zz}(r_1)$, que es el factor de corrección, se obtiene según la ecuación (4-3) con:

$$\sigma_{zz}(r_1) = - \int_{r_1}^R \frac{\sigma_{xxm}(r) dr}{r} \quad (4-3)$$

R: radio inicial del cilindro (probeta)

$\sigma_{zz}(r_1)$: tensión radial a una distancia r_1 del eje ($r_1 = R - \text{profundidad}_1$)

$\sigma_{xxm}(r)$: tensión transversal medida

Como el efecto de retirar una fina capa es el mismo para la tensión radial que para la transversal, la tensión residual trasversal corregida se obtiene con la ecuación (4-4).

$$\sigma_{xx}(r_1) = \sigma_{xxm}(r_1) + \sigma_{zz}(r_1) \quad (4-4)$$

Finalmente, con la ecuación (4-5), se calcula la tensión longitudinal corregida:

$$\sigma_{yy}(r_1) = \sigma_{yyym}(r_1) - 2 \cdot \int_{r_1}^R \frac{\sigma_{yyym}(r)dr}{r} \quad (4-5)$$

En la práctica, estas integrales no se calculan, ya que se desconoce la curva que siguen las tensiones entre las dos profundidades. No se puede integrar en un intervalo una función de la que sólo se conocen los valores discretos, que son los límites de intervalo. Por tanto, la resolución se realiza evaluando el área que queda debajo de las curvas σ_{xxm}/r y σ_{yyym}/r .

Siguiendo con el ejemplo resuelto que aparece en el trabajo de (Moore & Evans, 1958), para calcular la corrección se deben preparar dos gráficas:

- σ_{xxm} y σ_{yyym} respecto a la profundidad.
- σ_{xxm}/r y σ_{yyym}/r respecto a la profundidad.

El cálculo del área bajo la curva se calcula para cada profundidad como la suma de un triángulo y un rectángulo, suponiendo que la curva que une los puntos es una recta. En la **Figura 4-10** se observa la importancia de que las profundidades sean reducidas para que el error de la simplificación sea limitado.

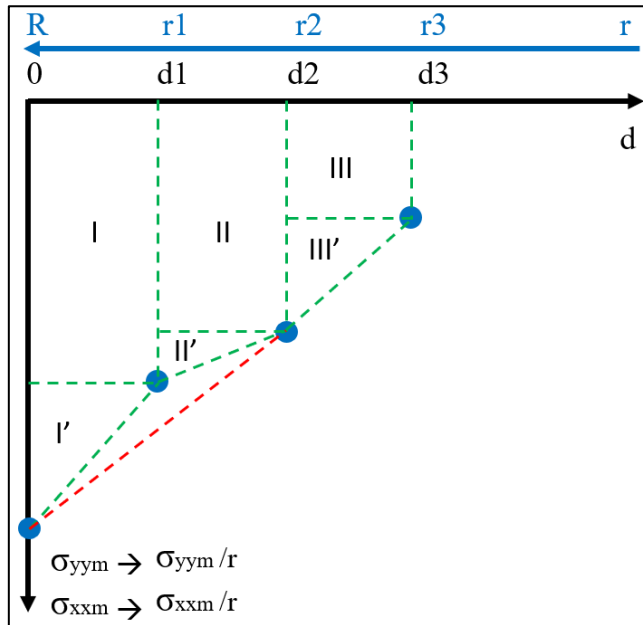


Figura 4-10. Cálculo del área bajo la curva σ_m/r .

Como comprobación a este método discreto, se realizó un cálculo alternativo. Representando los puntos de cada profundidad correspondientes a la curva σ_m/r discreta, se obtuvieron dos ecuaciones polinómicas por mínimos cuadrados, una de grado 3 y otra de grado 6, que ajustan a la curva σ_m/r discreta. Con estas ecuaciones continuas, se realizó la integral en los intervalos de cada profundidad. Se comprobó que la diferencia entre ambos métodos de cálculo era mínima, incluso con el polinomio de grado 3.

La normativa (SAE International, 2003) incluye también una alternativa para resolver la evaluación de las integrales, propuesta en (Sikarskie, 1967). La integral se puede descomponer en una serie de Taylor, de la que, para profundidades pequeñas, sólo es necesario utilizar el primer término de la serie, que viene definido en la ecuación (4-6).

$$C(z) = -\frac{4 \cdot \sigma_{xm}(H) \cdot \Delta z}{H} \quad (4-6)$$

4.4 FWHM

El parámetro FWHM o la anchura a media altura, es un parámetro que se obtiene con la técnica de difracción de rayos X. Como su propio nombre indica, es la anchura que presenta el máximo de difracción correspondiente a la mitad de magnitud de su intensidad. En la **Figura 4-11** se muestra un ejemplo del FWHM medido en una probeta de acero DIN 34CrNiMo6 tratado con shot-peening.

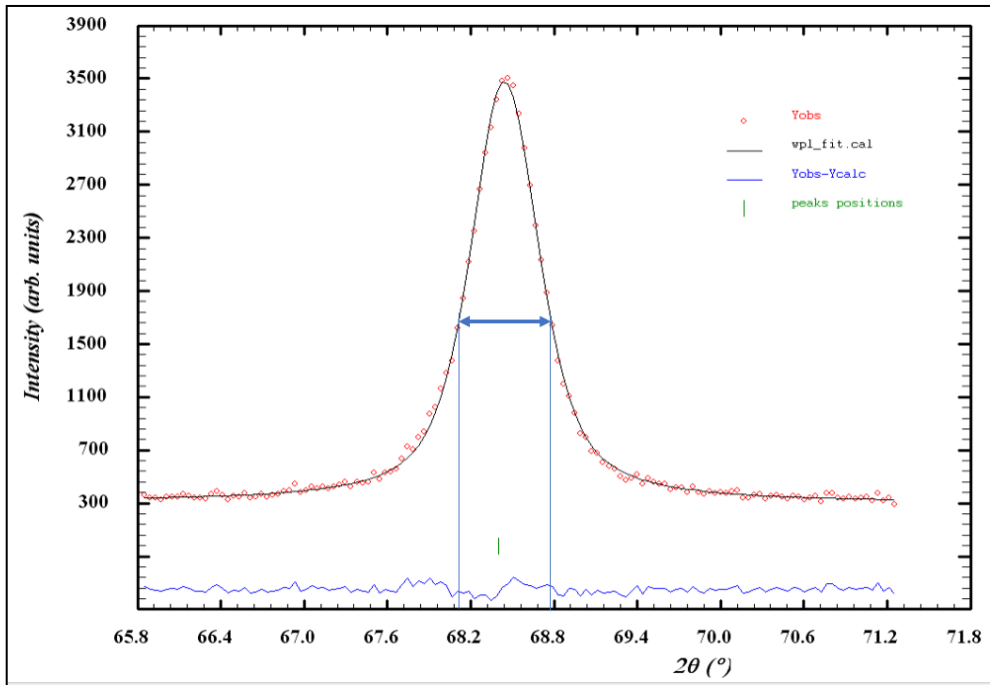


Figura 4-11. Medida del FWHM del acero DIN 34CrNiMo6.

En la bibliografía, en lugar del parámetro FWHM, se puede encontrar el parámetro HW (*half width*) que es similar, considerando solo media anchura (Wick et al., 1999). También se puede encontrar el parámetro CW (Cold Work) que normalmente es el ratio entre el FWHM medido y el FWHM de referencia que presenta el material en su interior (Zhuang & Halford, 2001).

En el material tratado por shot-peening u otro tratamiento mecánico, en una capa interior que no ha sido afectada por el tratamiento mecánico a una determinada profundidad, se puede medir el valor del parámetro del FWHM que corresponde con la microestructura del material base. Este valor del FWHM de referencia o base, no se corresponde con el valor medido en la superficie antes de aplicar el tratamiento mecánico, ya que el proceso de mecanizado ha distorsionado el valor de referencia.

El valor de este parámetro o de la anchura del máximo está relacionado con tres aspectos:

- 1- el tamaño de cristal, de acuerdo con la ecuación de Scherrer.
- 2- el grado de defectos o distorsión cristalina.
- 3- el factor instrumental del equipo de medición.

Un tamaño de cristal pequeño implica un valor mayor del parámetro FWHM. De acuerdo con la ecuación de Scherrer (4-7), el tamaño de cristal evoluciona con el coseno de θ .

$$\beta_{hkl} = \frac{0,9 \cdot \lambda}{L_{hkl} \cdot \cos\theta} \quad (4-7)$$

El factor instrumental aumenta con el ángulo 2θ , por eso se suele escoger un máximo de difracción con el menor 2θ . En la **Figura 4-11** se observa que para el acero empleado en esta investigación se utiliza un 2θ cercano a $68,4^\circ$ para medir el FWHM. Midiendo en las mismas condiciones, este factor siempre será el mismo y, por tanto, no influye en la comparación de las medidas. En cambio, si no está controlado, puede tener una influencia muy alta y distorsionar cualquier interpretación del valor del FWHM.

El grado de defectos o la distorsión cristalina engloba antifases, maclas, dislocaciones, vacantes e impurezas. El tipo de distorsión dependerá de la microestructura del material tratado y del tratamiento mecánico aplicado (Altenberger, Martin, et al., 1999), (Martin et al., 1998), (Altenberger, Scholtes, et al., 1999). En aceros aleados normalmente este

valor está asociado a la densidad de dislocaciones, en aceros inoxidable a cambios de fases, si se produce una transformación martensítica por deformación. En otros metales, como en la aleación de magnesio AZ31 está asociado con la aparición de maclas. Un aumento de estos defectos implica un aumento del valor del FWHM.

En muchas referencias, se relaciona directamente el valor del parámetro FWHM con la distorsión cristalina. Se considera como *micro-strain* o *strain* tipo II o tipo III (Noyan & Cohen, 2013) y se asocia con el incremento de la microdureza (Llaneza & Belzunce, 2015a). Sin embargo, tal y como se ha comentado, dentro de este parámetro se incluye una parte relacionada con el tamaño de cristal. Con el ajuste del perfil completo se puede llegar a separar el aporte al FWHM de cada fenómeno: distorsión y tamaño de cristal.

4.5 Ajuste de perfil completo

La máquina de difracción de alta resolución BRUKER D8 Advance es capaz de detectar todos los máximos de difracción disponibles en un rango 2θ muy amplio, desde 20° a 160° , minimizando el factor instrumental. Normalmente el factor instrumental aumenta con el crecimiento de 2θ . Si en el difractograma o perfil de máximos de difracción aparecen varios máximos, se puede realizar un ajuste de perfil completo para dimensionar la anchura de los máximos de difracción (Scardi & Leoni, 2002). Con este valor cuantificado, se puede discretizar el valor correspondiente al tamaño de cristal o *size* y al *strain* (distorsión) respecto al valor total del FWHM, ya que el *size* evoluciona con el $\cos\theta$, y el *strain* evoluciona con la $\tan\theta$ (Cecchin et al., 2014).

Para que la medida sea precisa, se requieren mínimo unos quince o veinte máximos de difracción. Cuantos más máximos se puedan analizar, más precisión se obtendrá. El principal problema es que el acero empleado en esta investigación solo presenta seis máximos, tal y como se muestra en la **Figura 4-3**. Esta cantidad limitada de máximos

complica obtener resultados precisos de *size* (tamaño de cristal) y *strain* (Leoni et al., 2006).

Sin embargo, se ha desarrollado con el apoyo de los servicios generales SGiker de la UPV/EHU el ajuste de perfil completo con los seis máximos obtenidos para distintas variantes del acero empleado, DIN 34CrNiMo6. El objetivo es determinar si esta técnica es válida para discretizar el valor del FWHM en *size* y *strain* y mejorar la evaluación del estado de la microestructura de este material. El escaso número de máximos puede dificultar obtener con precisión la tendencia de ambos parámetros.

La parte relacionada con el *strain* en el caso de este acero corresponde con la densidad de dislocaciones (Altenberger, Martin, et al., 1999), (Martin et al., 1998). Para conocer el tamaño de cristal, con este acero, se puede plantear otra técnica con la que determinarlo de manera adecuada, y con ese dato, confirmar la validez de la interpretación del *size* a partir del valor del FWHM medido.

Una técnica que se propone para la evaluación del tamaño de cristales, pero que no se ha podido desarrollar en el trabajo de investigación de esta Tesis Doctoral, es la Difracción de electrones por retrodispersión o *Electron backscatter diffraction* EBSD. Con esta técnica se puede caracterizar la cristalografía completa del material (Pan et al., 2021), (Unal et al., 2022), (Lainé et al., 2017).

Capítulo 5:

EFFECTOS DE LOS TRATAMIENTOS MECÁNICOS

Capítulo 5 Efectos de los tratamientos mecánicos

La aplicación de tratamientos mecánicos sobre componentes metálicos tiene como objetivo mejorar su comportamiento o resistencia a fatiga, al desgaste (Mitrovic et al., 2014) y a la corrosión (Azar et al., 2010). Esta Tesis Doctoral está enfocada en estudiar la mejora en el comportamiento a fatiga que el shot-peening aporta tras ser aplicado a un material metálico (acero). Por tanto, queda fuera del ámbito de este trabajo de investigación, el estudio de la mejora en desgaste y corrosión.

La mejora de la resistencia en fatiga se debe al efecto del tratamiento aplicado sobre las propiedades mecánicas y metalúrgicas en la superficie y zonas superficiales del componente tratado (Fathallah et al., 2004). Todos los tratamientos mecánicos provocan deformaciones elástico-plásticas localizadas en zonas de la superficie de la pieza tratada, cuyo principal efecto es la generación de un campo de tensiones residuales de compresión y variaciones microestructurales, habitualmente asociadas con un endurecimiento o *work-hardening* por trabajo en frío o *cold-work* (Dalaei et al., 2010), (Martin et al., 1998).

Las deformaciones plásticas generadas por los tratamientos mecánicos sobre la superficie de las piezas tratadas afectan a la micro-geometría de su contorno superficial. Por tanto, pueden aparecer cambios de forma, de textura o topografía y variación de la rugosidad superficial. Dependiendo de la naturaleza del tipo de tratamiento mecánico aplicado, la rugosidad superficial puede mejorar y reducirse, o empeorar y aumentar. El efecto que el tratamiento mecánico aplicado tiene sobre la rugosidad superficial de la pieza tratada es el principal factor diferenciador en la mejora de la resistencia a fatiga obtenida por tratamientos mecánicos similares (Mhaede et al., 2011). En el Capítulo 2, se ha observado la importancia del acabado superficial en la resistencia a fatiga, a través del coeficiente modificativo de acabado superficial de Marin.

Los tratamientos mecánicos afectan a las propiedades de la superficie y capas superficiales. La profundidad de capas superficiales que se ven afectadas por el tratamiento aplicado es otra propiedad o característica que se debe tener en cuenta, principalmente en componentes de pequeño espesor en las que las capas tratadas representan un porcentaje importante del volumen total de la pieza. En la **Figura 5-1** se muestra una representación de las propiedades mencionadas y sus parámetros de medida, desde la superficie hasta capas sub-superficiales.

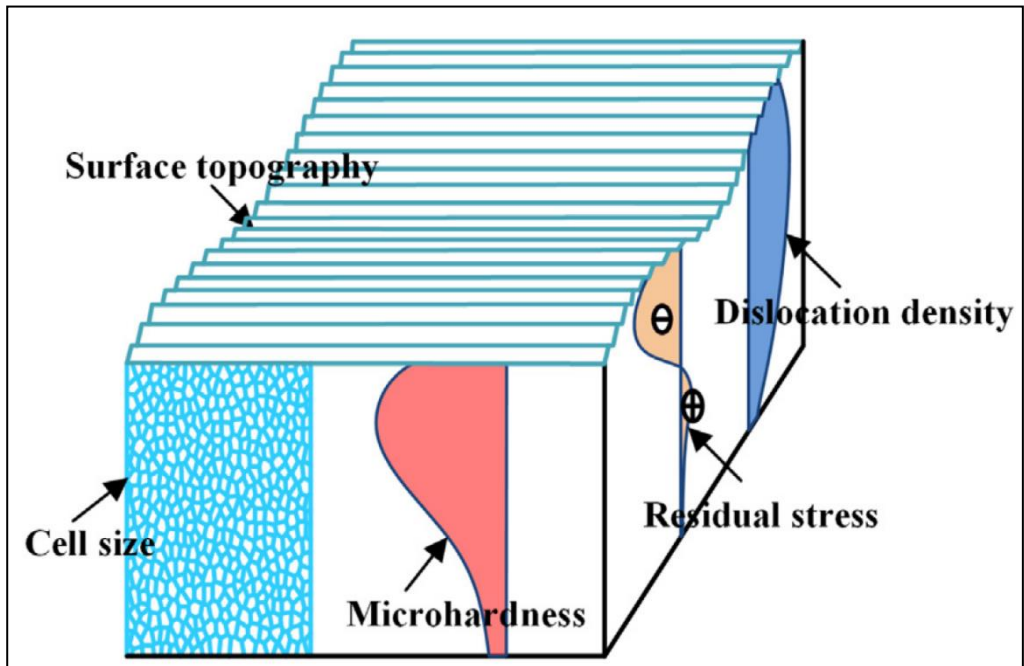


Figura 5-1. *Propiedades superficiales tras los tratamientos mecánicos (Lin et al., 2020).*

De manera esquemática se propone la siguiente clasificación, que sirve de índice en el desarrollo de este capítulo.

- 1 Propiedades mecánicas
 - 1.1 Campo de tensiones residuales

- 2 Propiedades microestructurales
 - 2.1 *Work-hardening*
 - 2.2 Micro-estructuras
 - 2.3 Cambios de fase

- 3 Propiedades micro-geométricas
 - 3.1 Rugosidad
 - 3.2 Defectos superficiales, micro-grietas

La variación de estas propiedades superficiales y de la profundidad afectada en las piezas tratadas mecánicamente depende directamente de (Vaara et al., 2020):

- El tipo de tratamiento mecánico aplicado.
- Los parámetros de proceso seleccionados en cada tratamiento.
- Las propiedades y tipo de material elegido para ser tratado.

El conjunto e interacción de las propiedades afectadas por el tratamiento mecánico aplicado influyen en la estabilidad del campo de tensiones residuales de compresión generado cuando se aplican sobre la pieza tratada sollicitaciones térmicas o mecánicas (McClung, 2007). En esta Tesis Doctoral, enmarcada en el estudio de la mejora de la resistencia a fatiga, únicamente se estudia la relajación de tensiones residuales bajo carga mecánica aplicada: estática y cíclica. La estabilidad del campo de tensiones residuales bajo carga mecánica cíclica tiene una gran influencia en la mejora de la resistencia a fatiga por la aplicación de un tratamiento mecánico (Wick et al., 2000), (Tange et al., 1999), (Zhuang & Halford, 2001).

5.1 Propiedades Mecánicas

El principal efecto de un tratamiento mecánico es la introducción de un campo de tensiones residuales en la zona superficial de la pieza, siendo este campo la principal causa en la mejora a fatiga de la pieza tratada (Wagner, 1999). Las tensiones residuales de compresión afectan ligeramente a la nucleación de grieta, sin embargo, consiguen retrasar el crecimiento de grieta (de los Rios et al., 1995), favoreciendo la resistencia a fatiga de altos ciclos, *high-cycle fatigue* HCF, rango en el que el campo de tensiones residuales muestra mayor estabilidad. Además, la introducción del campo de tensiones residuales elimina las tensiones residuales de tracción existentes tras el proceso de fabricación, las cuales favorecen la nucleación y crecimiento de grieta.

El campo de tensiones residuales de compresión generado en las capas superficiales se define por medio de su perfil, es decir, por su magnitud en la superficie, su magnitud máxima (en valor absoluto), la profundidad que alcanza hasta que la tensión de compresión se anula y por la forma/inclinación que sigue el campo de tensiones hacia el interior de la pieza. Estos parámetros se ven representados en la **Figura 5-2**.

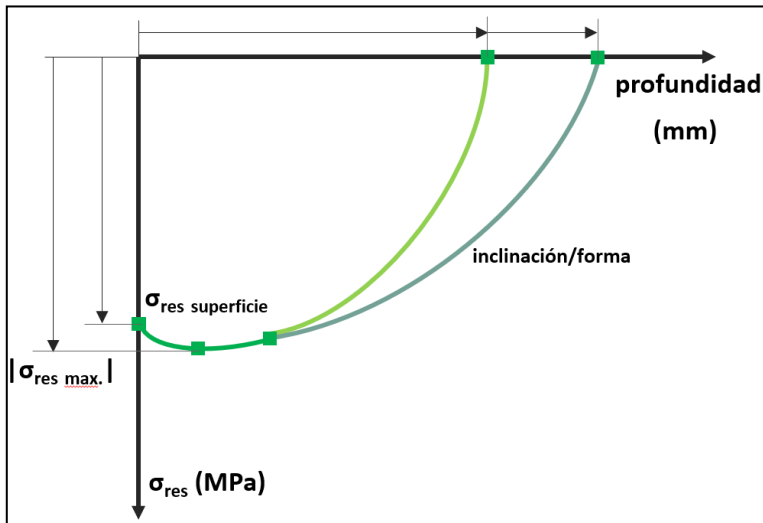


Figura 5-2. Representación esquemática del campo de tensiones residuales.

Los valores de estas características dependen del tipo de tratamiento mecánico y de sus parámetros de proceso y del tipo y propiedades del material. La magnitud del campo de tensiones residuales está más influenciada por las propiedades mecánicas del material, principalmente su límite de fluencia, que por los parámetros de proceso seleccionados (Torres & Voorwald, 2002).

Como se ha comentado previamente, el tratamiento mecánico en el que se centra esta Tesis Doctoral es el shot-peening. Por ello, a lo largo de este capítulo, se detallan los distintos parámetros y características que afectan al perfil de tensiones residuales de compresión generado por tratamientos de shot-peening. Posteriormente, se comparan los perfiles de tensiones residuales generados por shot-peening y por otros tratamientos mecánicos, con el objetivo de entender mejor las propiedades de cada tratamiento aplicado.

5.1.1 Tensiones residuales generadas por shot-peening.

Se enumeran y describen los principales parámetros que afectan al perfil de tensiones residuales generado por un tratamiento de shot-peening.

5.1.1.1 La intensidad de shot-peening

En el estudio (Torres & Voorwald, 2002) se muestran los perfiles de tensiones residuales obtenidos tras aplicar un tratamiento de shot-peening con distintas intensidades sobre el acero AISI 4340 templado y revenido, un acero similar al empleado en la investigación de esta Tesis Doctoral. En este estudio, el acero base ha sido revenido a 230°C durante 2 horas, obteniendo unas propiedades mecánicas de σ_{yp} 1.511 MPa y σ_{ut} 1.864 MPa. Sobre probetas se aplican cuatro intensidades distintas de shot-peening 0,0027 A, 0,0063 A, 0,0083 A y 0,0141 A. Los perfiles de las tensiones

residuales se pueden observar en la **Figura 5-3**, donde se aprecia que a medida que aumenta la intensidad del shot-peening, la magnitud y profundidad del campo de tensiones aumenta, y el punto donde aparece la magnitud máxima se desplaza desde la superficie hacia el interior. Sin embargo, la magnitud de la tensión residual en la superficie se mantiene más o menos constante, mostrando una ligera reducción sólo en el tratamiento de shot-peening más intenso.

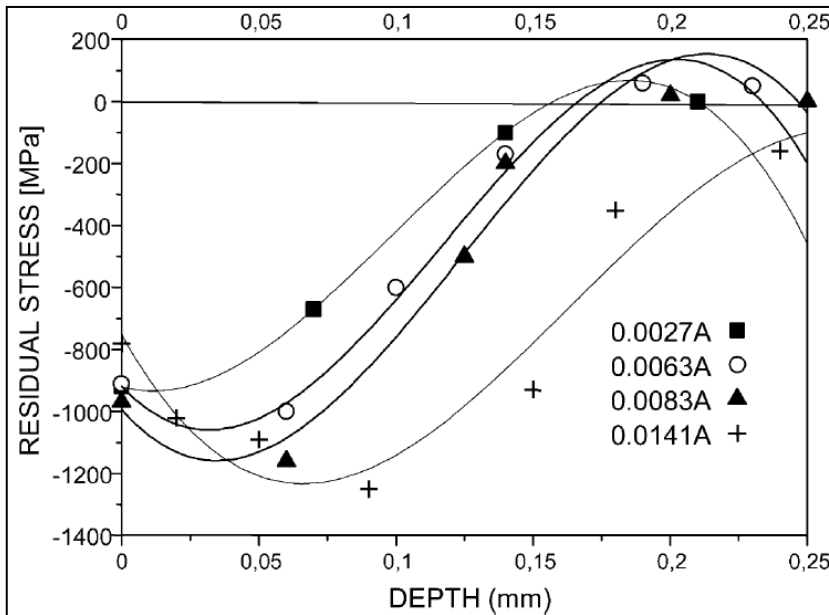


Figura 5-3. Campo de tensiones residuales tras cuatro intensidades distintas de shot-peening (Torres & Voorwald, 2002).

5.1.1.2 Las propiedades mecánicas del material tratado

En el estudio (Vielma et al., 2014a) se emplea el mismo tipo de acero 4340, templado y revenido a 590°C durante 150 minutos. El material base presenta unas propiedades mecánicas de σ_{yp} 914 MPa y σ_{ut} 1.197 MPa y en este estudio, se aplican cinco intensidades distintas de shot-peening 8A, 10A, 12A, 14A y 21A. Los perfiles de los

campos de tensiones residuales obtenidos se observan en la **Figura 5-4**, donde se aprecia exactamente la misma tendencia que en el anterior estudio, en la que el campo se desplaza hacia el interior a medida que la intensidad del shot-peening aumenta. Se puede destacar que como las propiedades mecánicas del material base de este segundo estudio son menores, las magnitudes de los campos residuales obtenidos son menores que los del primer estudio mencionado (Torres & Voorwald, 2002).

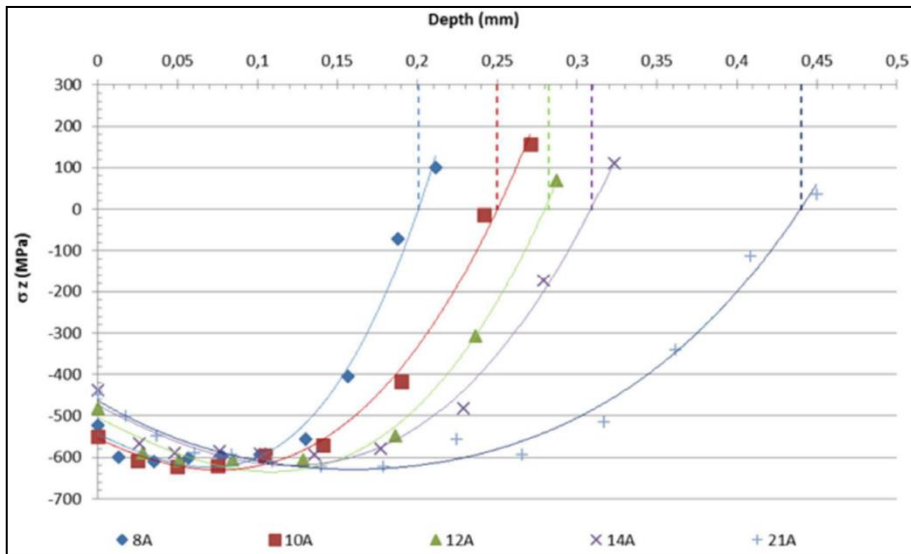


Figura 5-4. Campo de tensiones residuales tras cinco intensidades distintas de shot-peening (Vielma et al., 2014a).

El valor de las propiedades mecánicas (límite de fluencia σ_{yp} y límite de rotura σ_{ut}) del material tratado tienen una gran influencia en la magnitud del campo de tensiones residuales generado. Para un mismo material, por ejemplo, el acero AISI 4340 templado y revenido de los anteriores estudios, se observa que distintas temperaturas de revenido generan distintas propiedades mecánicas en el material base. Debido a la variación del valor de las propiedades mecánicas, se obtienen distintos perfiles de tensiones residuales cuando se aplica el mismo tratamiento de shot-peening. En el

estudio (Torres et al., 2002) se presentan dos variantes del acero AISI 4340 templado y revenido, en función de la temperatura de revenido seleccionada. La primera variante tiene un revenido a 230°C durante 2 horas, obteniéndose una dureza de 53 HRC, σ_{yp} 1.511 MPa y σ_{ut} 1.864 MPa. La segunda variante tiene un revenido a 520°C durante 2 horas, obteniéndose un acero más blando y menos resistente, con una dureza de 39 HRC, σ_{yp} 1.118 MPa y σ_{ut} 1.240 MPa. El tratamiento de shot-peening aplicado tiene una intensidad de 0,008 A y una cobertura de 200%. El acero más duro presenta un campo de tensiones residuales con mayor magnitud superficial, mayor magnitud del máximo y más pendiente en la reducción de la tensión residual con la profundidad. Sin embargo, el acero más blando presenta una leve mayor profundidad de campo de tensiones residuales.

En otro estudio similar (Llaneza & Belzunce, 2015a), se emplean dos tipos intensidades de shot-peening (10A y 16A) y se presentan seis variantes del acero AISI 4340 templado y revenido, con temperaturas de revenido distintas, cuyas propiedades están resumidas en la **Tabla 5-1**.

Tabla 5-1. Variantes del acero 4340 según su temperatura de revenido (Llaneza & Belzunce, 2015a).

variante	T ^a revenido (°C)	σ_{yp} (MPa)	σ_{ut} (MPa)
1	200	1.604	2.057
2	425	1.364	1.426
3	540	1.123	1.201
4	590	983	1.123
5	650	863	897
6	680	626	764

Como se observa en la **Figura 5-5**, el perfil del campo de tensiones sigue la misma tendencia descrita para el anterior estudio. A medida que el acero es más blando, la magnitud del campo residual generado es menor y también disminuye la pendiente de la reducción del perfil del campo de tensiones al avanzar en profundidad. Se produce

una evolución desde una forma tipo escalón, con una reducción brusca en muy poca profundidad, habitual en aceros templados y revenidos, hacia un perfil que muestra una suave reducción del valor de las tensiones residuales en profundidad (Iida & Taniguchi, 1996).

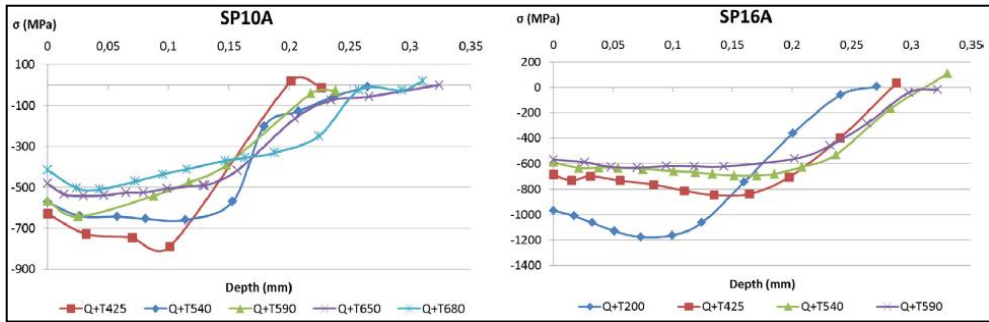


Figura 5-5. Tensiones residuales con distintas temperaturas de revenido (Llaneza & Belzunce, 2015a).

En aceros templados y revenidos, con mayor dureza y resistencia mecánica, tras un tratamiento de shot-peening, generalmente se obtiene un perfil de tensiones residuales con forma de escalón, en el que, tras un tramo de magnitud casi constante, hay una reducción brusca de la magnitud de la tensión residual. En cambio, en aceros más blandos, por ejemplo, en condición de normalizados, la reducción de la magnitud de la tensión residual es progresiva a medida que aumenta la profundidad. Un ejemplo se encuentra en (Holzapfel et al., 1998), donde para un acero AISI 4140 en dos variantes: normalizada y templada y revenida a 450°C durante 2 horas, se observan distintos perfiles y magnitudes de tensiones residuales, tal y como se observa en la **Figura 5-6**.

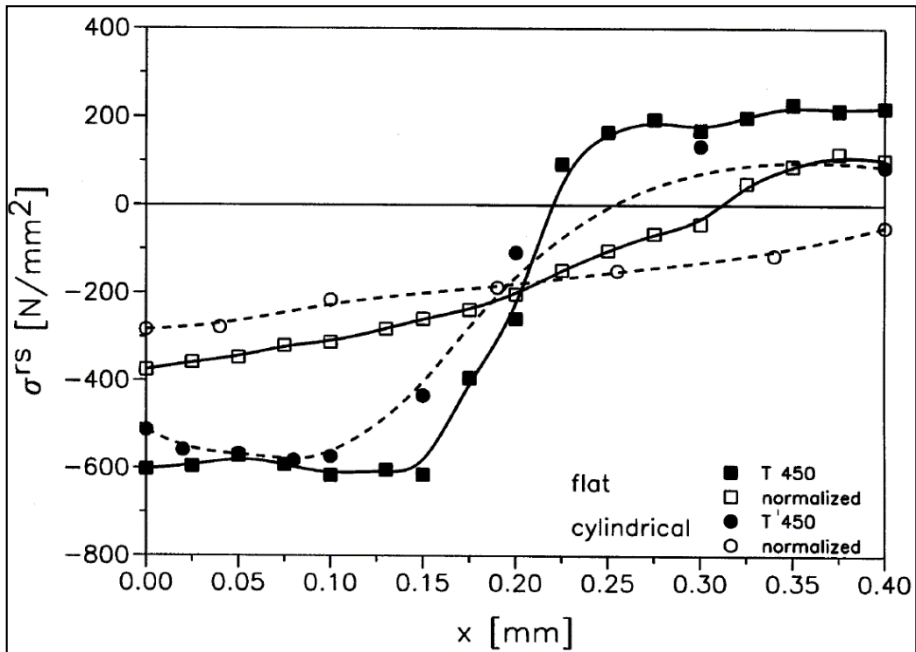


Figura 5-6. Tensiones residuales tras shot-peening sobre un acero con dos tratamientos térmicos (Holzapfel et al., 1998).

5.1.1.3 La forma de la pieza/probeta tratada

En la **Figura 5-6**, se observa también la influencia de la forma de la pieza sometida al tratamiento mecánico. Si la cara que recibe el shot-peening es plana, la magnitud y profundidad del campo de tensiones residuales son mayores que las obtenidas sobre una probeta cilíndrica (Totten et al., 2002). Esto es debido al mayor ángulo de impacto de la granalla sobre una cara plana (Fathallah et al., 1996).

Otro aspecto relacionado con la forma de la pieza que recibe el tratamiento mecánico, que también influye en la forma del perfil de tensiones residuales generado, es su anchura o espesor. En (Buchanan & John, 2014), se presentan piezas planas de material Inconel IN100 de distintos espesores tratadas con shot-peening. Cuando el espesor es muy pequeño (2 mm), el perfil de tensiones residuales de compresión es menos

profundo, como se observa en la **Figura 5-7**. Además, el campo de tensiones residuales de tracción que aparece a continuación del de compresión, alcanza una magnitud más destacable. Este campo de tensiones residuales de tracción aparece para mantener el equilibrio de esfuerzos a lo largo de la sección de la pieza tratada. Si este campo de tensiones residuales de tracción alcanza una magnitud importante, favorecerá la nucleación y crecimiento de grieta en capas sub-superficiales (Wagner, 1999).

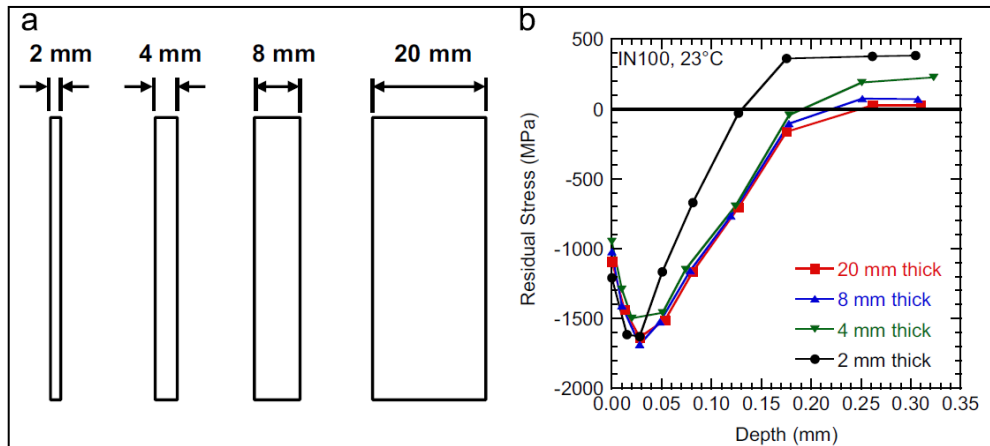


Figura 5-7. Perfil de tensiones residuales con distinto espesor de la pieza tratada (Buchanan & John, 2014).

5.1.1.4 La cobertura o tiempo de exposición

En el tratamiento de shot-peening, el segundo parámetro de proceso considerado más importante es la cobertura. Este parámetro también tiene influencia en el perfil del campo de tensiones residuales generado. En (Prevéy & Cammett, 2002) se analiza la influencia de la cobertura del shot-peening aplicado con intensidad 0,22 mmA en un acero 4340 templado y revenido cuyas propiedades mecánicas son σ_{yp} 1.084 MPa y σ_{ut} 1.164 MPa. En la **Figura 5-8** se observa que a partir de una cobertura del 20% prácticamente se alcanza un perfil de tensiones residuales similar al que se obtiene con coberturas habituales, como son el 100% y 200%.

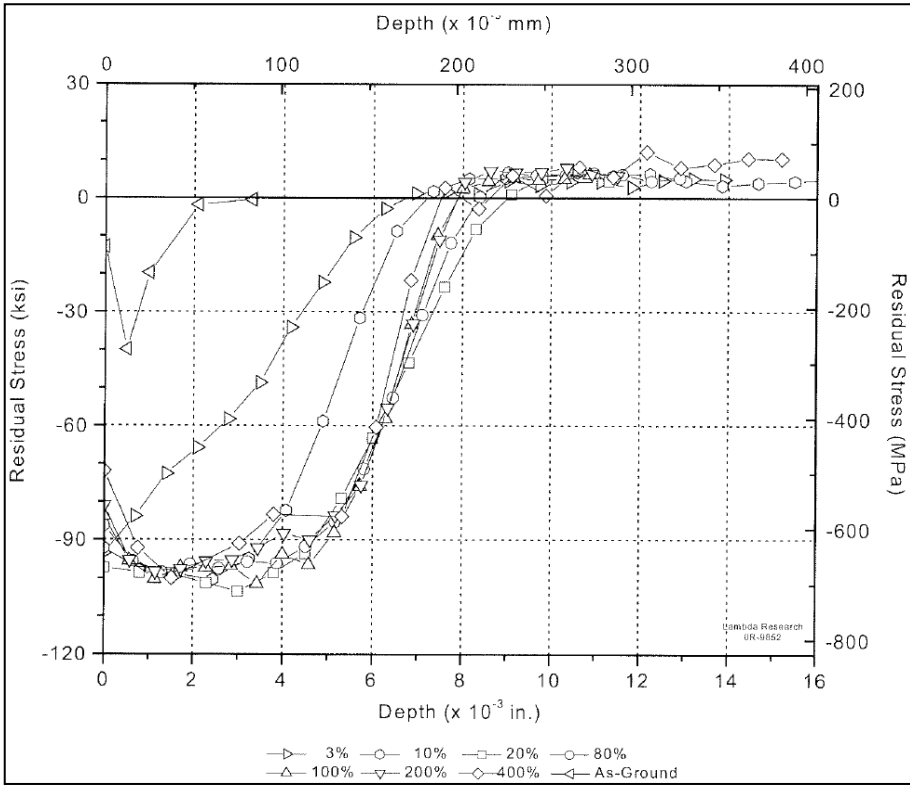


Figura 5-8. Tensión residual variando la cobertura (Prevéy & Cammett, 2002).

Se debe tener en cuenta que el área en el que se desarrollan las tensiones residuales por el impacto de la granalla es mayor que el área de dicho impacto (Kobayashi et al., 1998). Por tanto, para obtener un perfil de tensiones residuales en la totalidad de la superficie tratada, no se requiere una cobertura del 100%. En este estudio, (Prevéy & Cammett, 2002), se observa que una cobertura del 80% optimiza el comportamiento a fatiga.

En la **Figura 5-8** se observa que una cobertura de 400% produce una reducción de la tensión residual superficial. La selección de la cobertura depende del material tratado y su tendencia al *work-hardening* o *work-softening* (ablandamiento del material

tratado). Además, la cobertura podría afectar a la estabilidad de las tensiones residuales bajo carga cíclica.

Cuando se aumenta considerablemente el tiempo de exposición y la cobertura alcanza valores alrededor del 1.000%, el shot-peening convencional puede considerarse como una variante del mismo, conocida como SSP, tal y como se ha explicado en el Capítulo 3. Bajo estas condiciones de cobertura extrema, el perfil del campo de tensiones residuales generado sufre variaciones. En (Bagherifard & Guagliano, 2012) se aplican en un acero 39NiCrMo3 dos tratamientos mecánicos: el primero es un shot-peening con intensidad 15A y cobertura 100% y el segundo es un SSP con intensidad 7C y cobertura 1.500%. En la **Figura 5-9**, se observa que la tensión residual en la superficie es menor para el SSP, la magnitud máxima del campo de tensiones residuales es prácticamente la misma y la profundidad aumenta considerablemente (casi se duplica) para el tratamiento de SSP.

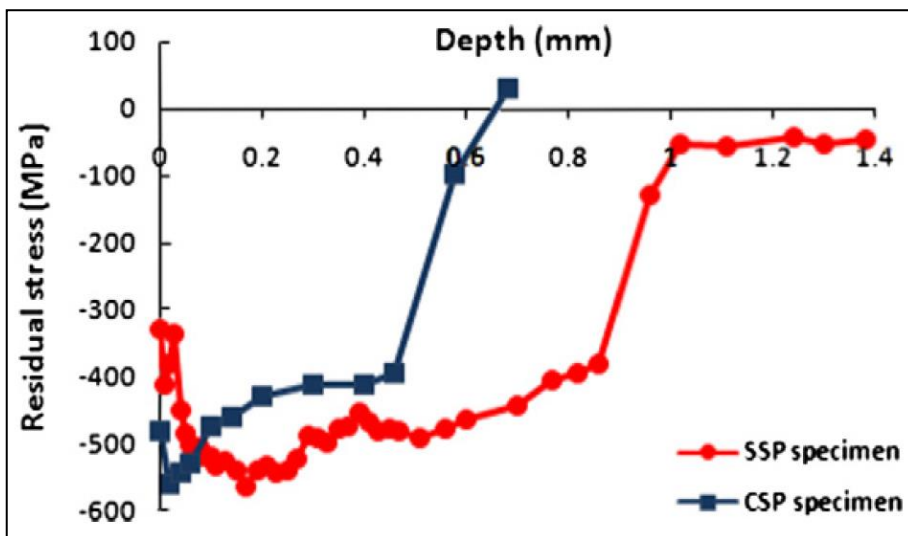


Figura 5-9. Tensiones residuales generadas por SP y SSP en el acero 39NiCrMo3 (Bagherifard & Guagliano, 2012).

En (Bagherifard et al., 2014) se realiza una comparación similar con probetas fabricadas con fundición nodular. Se aplican dos tratamientos mecánicos: un shot-peening con intensidad 21A y cobertura 100% y un SSP con intensidad 28A y 1.500% de cobertura. En la **Figura 5-10**, se observa que para ambos tratamientos las tensiones residuales en la superficie son de similar magnitud. Sin embargo, el SSP es capaz de aumentar la magnitud del máximo y la profundidad del campo de tensiones residuales de compresión.

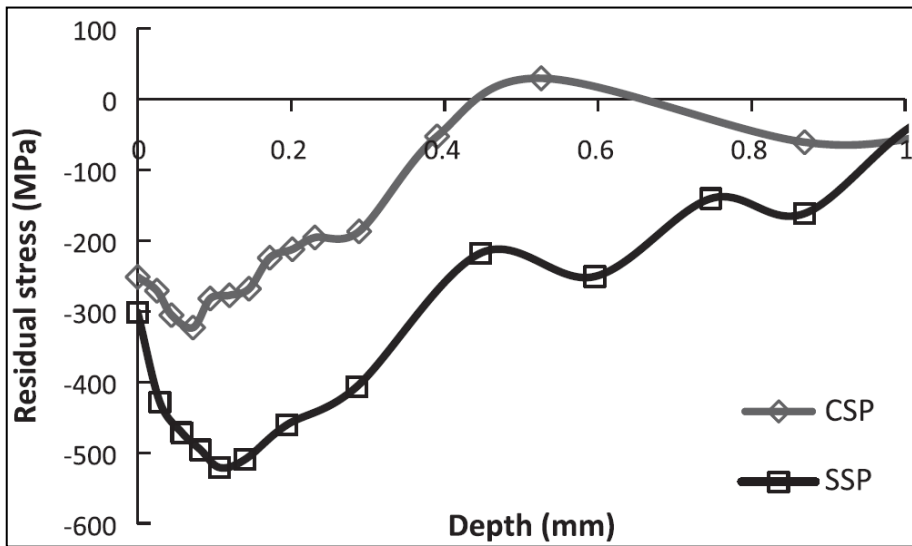


Figura 5-10. Tensiones residuales generadas por SP y SSP en fundición (Bagherifard et al., 2014).

En (Miková et al., 2013) se presenta la misma comparativa, pero esta vez, con un acero X70, típicamente utilizado en tubos. Sus principales propiedades mecánicas son σ_{yp} 495 MPa y σ_{ut} 605 MPa. Los dos tratamientos mecánicos aplicados son un shot-peening con intensidad 8A y cobertura 100% y un SSP con intensidad 16A y cobertura 1.000%. En este estudio, para el tratamiento de SSP, se observa en la **Figura 5-11**, una ligera reducción en la magnitud de la tensión residual superficial, una similar magnitud del

máximo del campo de tensión y una mayor profundidad en el campo de tensiones residuales. En este mismo estudio, tal y como se muestra en la **Figura 5-11**, aparece también incluida la tensión residual de una pieza sin tratamiento. Las piezas sin tratamiento presentan en la superficie y muy cerca de ella, tensiones residuales de tracción que el shot-peening y el SSP son capaces de eliminar.

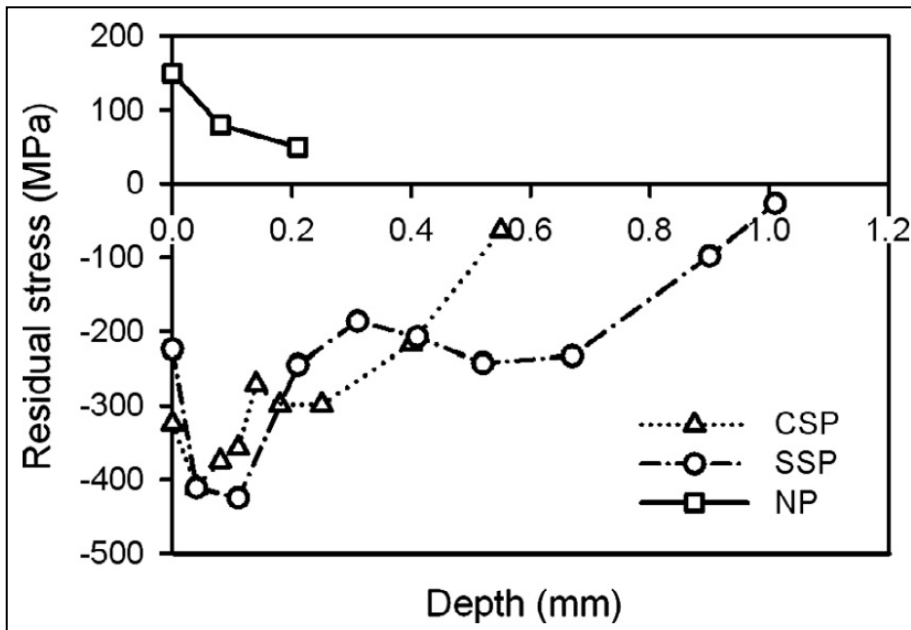


Figura 5-11. Tensiones residuales generadas por SP y SSP en el acero X70 (Miková et al., 2013).

En estos tres últimos estudios, empleando el tratamiento SSP, a pesar de tener distintas intensidades y coberturas y estar aplicados a distintos materiales, la profundidad alcanzada en los tres casos es muy similar, cercana a 1 mm, aproximadamente duplicando la profundidad alcanzada por el shot-peening.

Sin embargo, en el estudio (Fathallah et al., 2003) con un experimento similar a los anteriores, no se observa un aumento significativo de la profundidad del campo de

tensiones residuales generado. En este caso, se emplea el acero SAE 3415 con σ_{yp} 400 MPa y σ_{ut} 510 MPa y se aplican dos tratamientos de shot-peening con la misma intensidad variando la cobertura de 100% a 1.000%. Tal y como se observa en la **Figura 5-12**, la magnitud de la tensión residual superficial vuelve a reducirse para el SSP y la magnitud del máximo de la tensión es similar para ambos tratamientos.

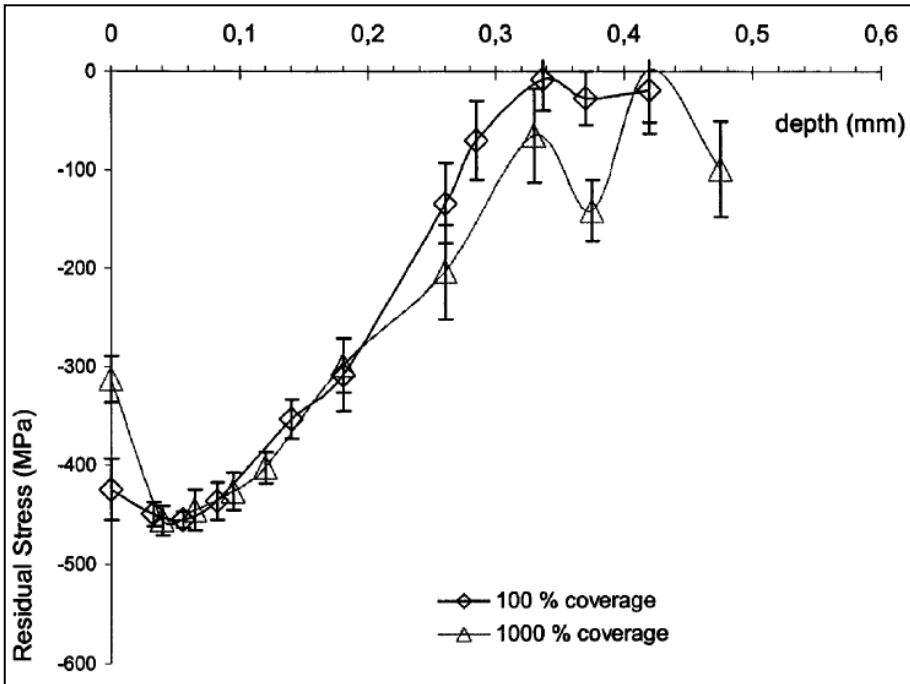


Figura 5-12. Tensiones residuales para cobertura 100% y 1.000% en el acero SAE 3415 (Fathallah et al., 2003).

5.1.1.5 Equibiaxialidad del campo de tensiones residuales

En los anteriores estudios no se ha mostrado claramente la biaxialidad del campo de tensiones generado por el shot-peening, el cual genera tensiones sobre la componente longitudinal y transversal de la superficie impactada. El shot-peening tiende a generar un campo de tensiones equibiaxial, en el que ambas componentes tienen similar

magnitud. En el trabajo (Dalaei et al., 2010), se estudian unas probetas cilíndricas fabricadas con un acero perlítico microaleado, cuyas propiedades mecánicas son σ_{yp} 590 MPa y σ_{ut} 950 MPa, a las que se aplica un tratamiento de shot-peening con intensidad 0,25 mmA y cobertura de 200%. En la **Figura 5-13** se puede observar el perfil de tensiones residuales, compuesto por las componentes longitudinal y tangencial, ambas con similar magnitud en toda la profundidad afectada. Esta misma tendencia se observa en el estudio (Schulze et al., 1996).

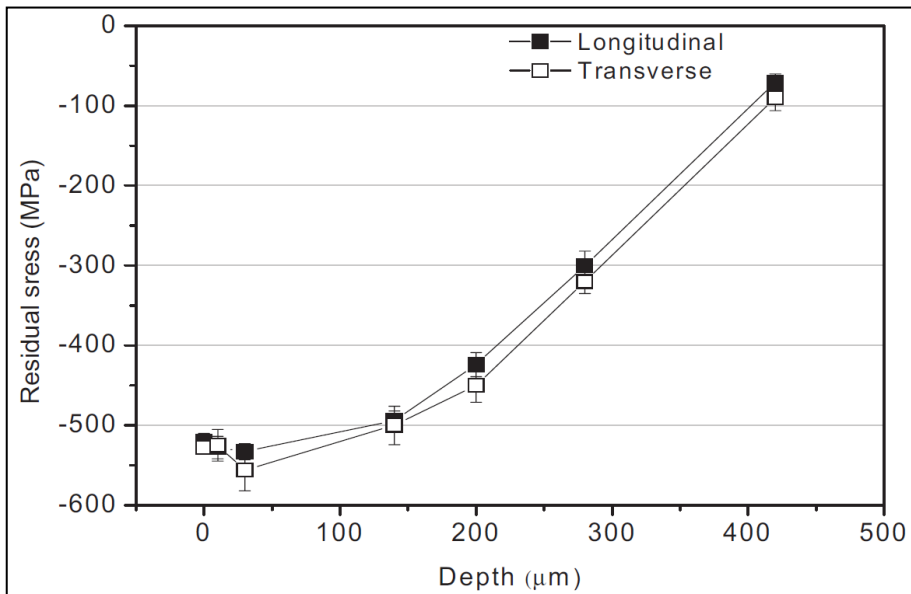


Figura 5-13. *Equibiaxialidad de las tensiones residuales (Dalaei et al., 2010).*

5.1.1.6 Tensión residual generada por shot-peening en otros metales

El material empleado en esta Tesis Doctoral es un acero DIN 34CrNiMo6 templado y revenido, por lo que el análisis bibliográfico se ha enfocado en materiales (aceros) similares a este. Sin embargo, se encuentran estudios de aplicaciones de tratamientos mecánicos, especialmente shot-peening, a otros metales, tales como, acero inoxidable

(Cammatt et al., 1993), aleaciones de aluminio (Benedetti et al., 2009), aleaciones de titanio Ti-6Al-4V (Xie et al., 2016) o aleaciones en base Níquel IN100 (Buchanan & John, 2014).

En el estudio de (Yang et al., 2020) se aplican tres tratamientos de shot-peening con intensidades distintas (0,1 mmA, 0,25 mmA y 0,4 mmA) a un acero inoxidable SS304 cuyas propiedades mecánicas son σ_{yp} 220 MPa y σ_{ut} 680 MPa. En la **Figura 5-14** se observa una evolución similar a la descrita anteriormente en (Torres & Voorwald, 2002), es decir, a medida que aumenta la intensidad del tratamiento, aumenta la profundidad del campo y desplazamiento del máximo.

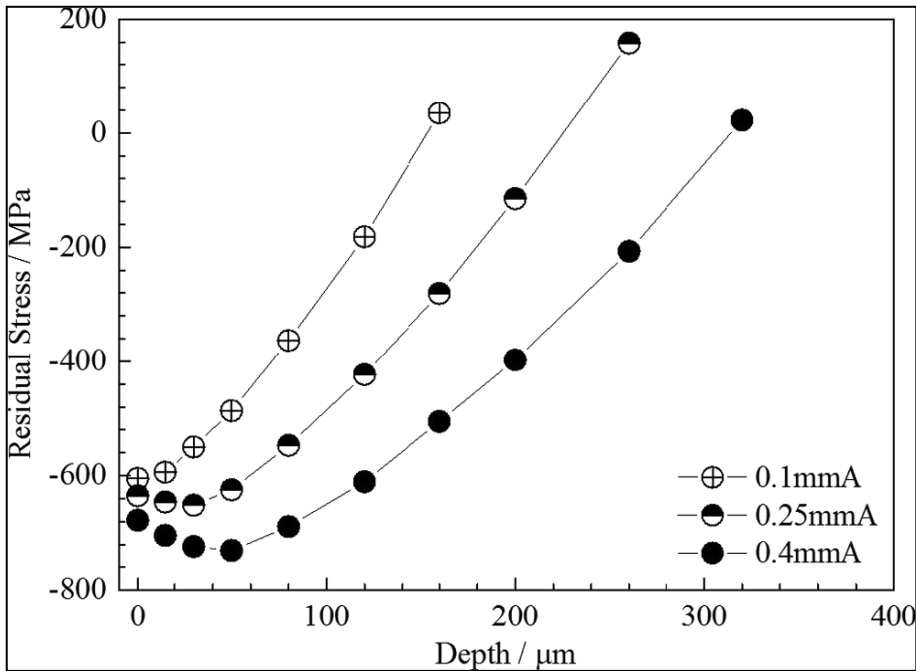


Figura 5-14. Tensiones residuales tras SP en el acero SS304 (Yang et al., 2020).

En el estudio (Benedetti et al., 2004) el material base empleado es una aleación de aluminio 6082-T5 cuyas propiedades mecánicas son σ_{yp} 280 MPa y σ_{ut} 300 MPa. Con

este material se fabrican placas planas que se someten a dos tipos de shot-peening extremos. El primero de ellos utiliza granalla cerámica Z850 y alcanza una intensidad de 10A, mientras que el segundo tratamiento emplea granalla de vidrio B60 y tiene una intensidad de 10N. En la **Figura 5-15**, se observa que las magnitudes de la tensión residual en la superficie y la máxima no experimentan apenas variación entre ambos tratamientos, aunque son ligeramente mayores en el tratamiento de mayor intensidad. Sin embargo, la profundidad del campo de tensiones residuales se ve ampliamente aumentada.

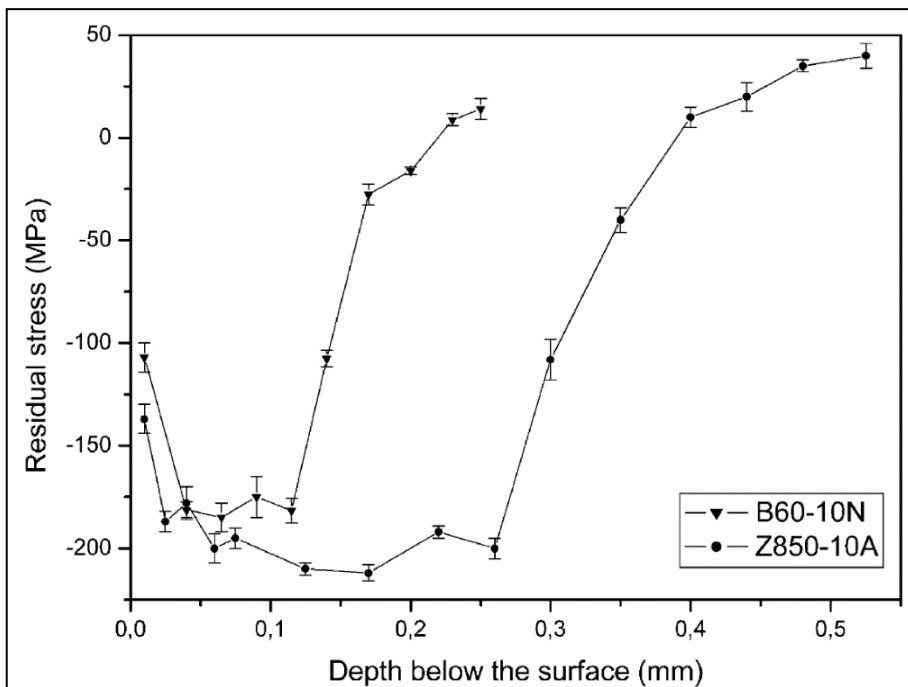


Figura 5-15. Tensiones residuales generadas en la aleación de Al 6082-T5 (Benedetti et al., 2004).

5.1.2. Tensiones residuales generadas por otros tratamientos

Una de las comparaciones más completas entre los campos de tensión residual generados por distintos tratamientos mecánicos se encuentra en el estudio (Klump et al., 2014). El material empleado es el acero AISI 4140 en condición de templado y revenido a 450°C. Los ocho tratamientos mecánicos aplicados, con parámetros considerados estándar, son: shot-peening con intensidad 0,3 mmA, STP, DR, PP, LSP, MP, UWP, DF y HPWP. Los distintos perfiles de tensiones residuales obtenidos se observan en la

Figura 5-16. En comparación con el shot-peening, se observa que el MP, UWP y HPWP generan campos de tensiones residuales de menor profundidad. El DF, PP y DR generan los campos de tensiones residuales con mayor magnitud y estos dos últimos, junto con el LSP, alcanzan las mayores profundidades.

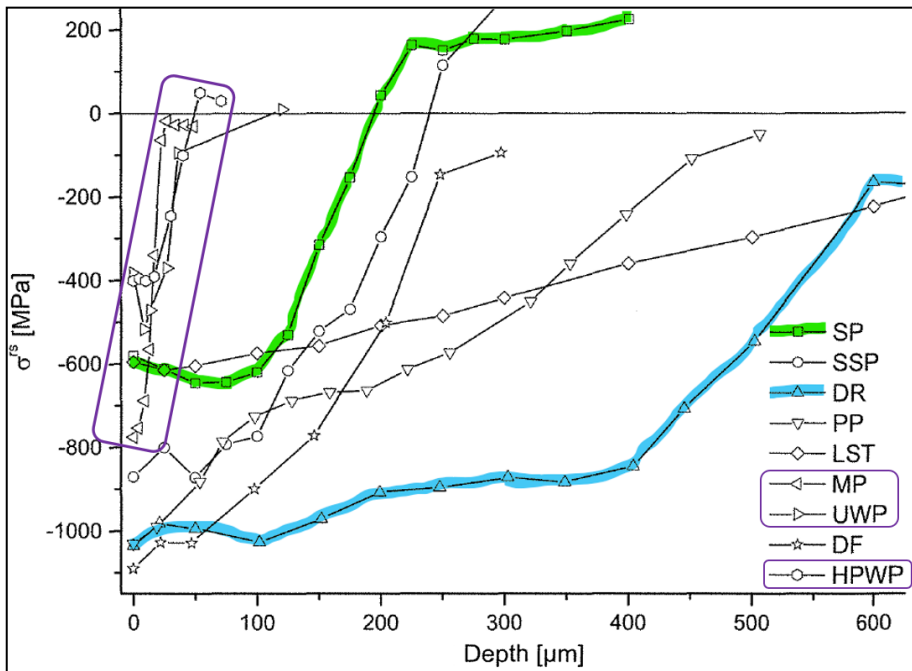


Figura 5-16. Campos de tensiones residuales obtenidos mediante distintos tratamientos mecánicos (Klump et al., 2014).

Para este mismo acero AISI 4140, en la misma condición de templado y revenido a 450°C durante 2 horas, en el estudio (Wick et al., 2000), se somete a las muestras a los tratamientos de shot-peening y de WSP a una temperatura de 290°C. Además, algunas de las muestras tratadas con SP+A se someten a un recocido a 300°C durante 20 minutos. Los tres perfiles de tensiones residuales, que se muestran en **Figura 5-17**, no presentan grandes variaciones. Los perfiles de tensiones residuales correspondientes al shot-peening y al WSP son prácticamente idénticos. Para las muestras con SP+A, aparece una ligera reducción de las tensiones residuales causada por la relajación térmica durante el recocido. En la superficie, la magnitud del campo de tensiones residuales baja de 610 MPa a 473 MPa.

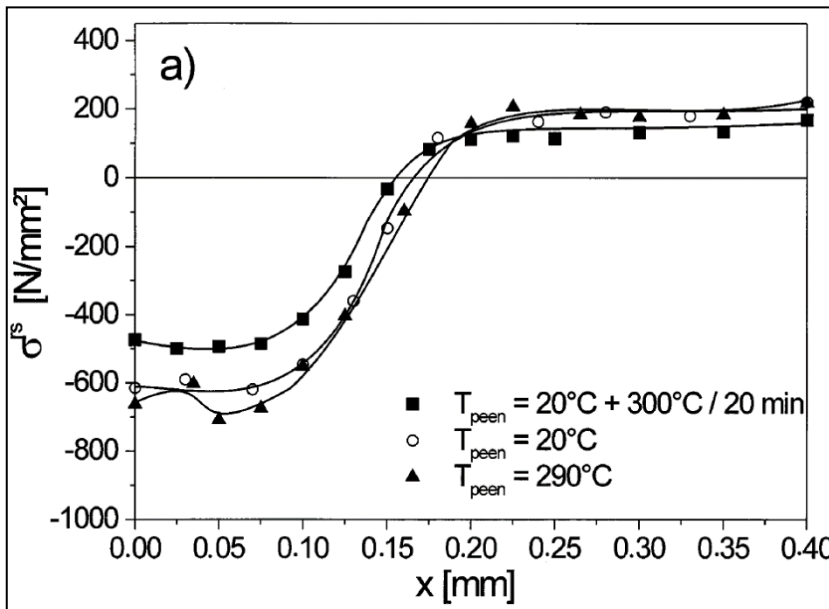


Figura 5-17. Tensiones residuales obtenidas por SP, SP+A y WSP en el acero AISI 4140 (Wick et al., 2000).

Siguiendo con este mismo acero AISI 4140, en el trabajo (I. Menig et al., 2002) se estudia su comportamiento cuando se le aplica un tratamiento mecánico de LSP. En la

Figura 5-18 se incluye una comparación de los campos de tensiones generados por el LSP aplicado y por un shot-peening con intensidad 0,24 mmA y cobertura del 100%. Se aprecia que las magnitudes de los campos de tensiones residuales son muy similares. Sin embargo, existe una clara diferencia entre la profundidad alcanzada y la inclinación/forma de ambos campos de tensiones.

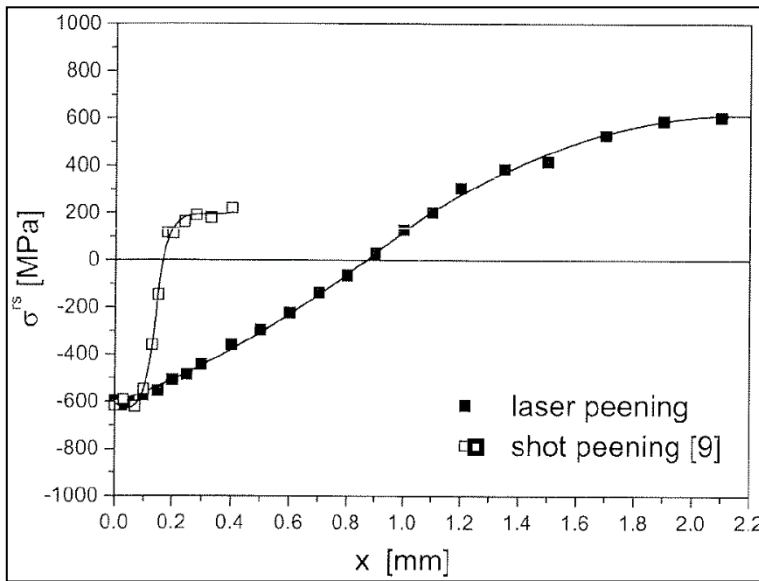


Figura 5-18. Tensiones residuales generadas por SP y LPB en el acero AISI 4140 (I. Menig et al., 2002).

Anteriormente, en otra investigación dentro del grupo de investigación ADM del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU (A. Avilés et al., 2019), se ha realizado un estudio comparando los tratamientos de shot-peening y de LPB. El material empleado es el mismo (DIN 34CrNiMo6 templado y revenido) y del mismo lote que el empleado en la investigación de esta Tesis Doctoral. Además, el shot-peening aplicado tiene los mismos parámetros utilizados en la presente investigación. En la **Figura 5-19**, se observa la equibiaxialidad del campo de tensiones residuales generadas por el SP. Esta equibiaxialidad se consigue porque las probetas empleadas son completamente cilíndricas, para ensayo de fatiga de flexión rotativa. Sin embargo,

las componentes del campo de tensiones residuales generado por LPB, muestran distinta magnitud hasta una profundidad de 0,15 mm. Se observa que el LPB genera mayor magnitud y profundidad que el SP.

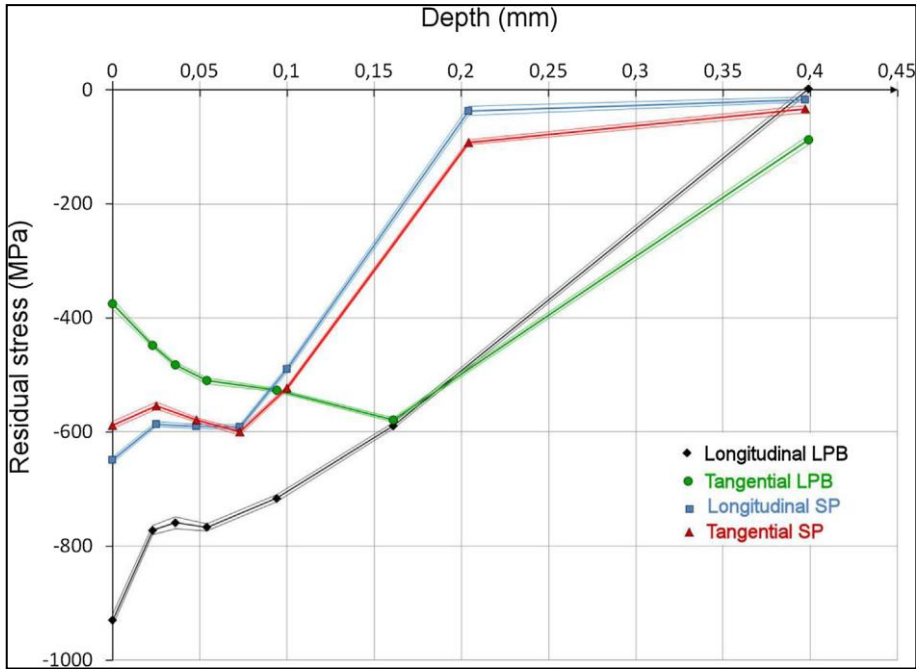


Figura 5-19. Tensiones residuales generadas por SP y LPB (A. Avilés et al., 2019).

En el estudio (Zhuang & Halford, 2001) se aplican tres tratamientos mecánicos distintos: shot-peening, LSP y LPB sobre probetas de Inconel IN718. Los perfiles de tensiones residuales obtenidos son muy distintos, tal y como se observa **Figura 5-20**. Las magnitudes de las tensiones residuales en la superficie y máxima son similares para los tres tratamientos, siendo las de menor magnitud las generadas por el tratamiento de shot-peening y las de mayor las del LPB. En cuanto a la profundidad, el shot-peening muestra claramente el menor avance y el LSP el mayor, alcanzando más de 1,5 mm de profundidad.

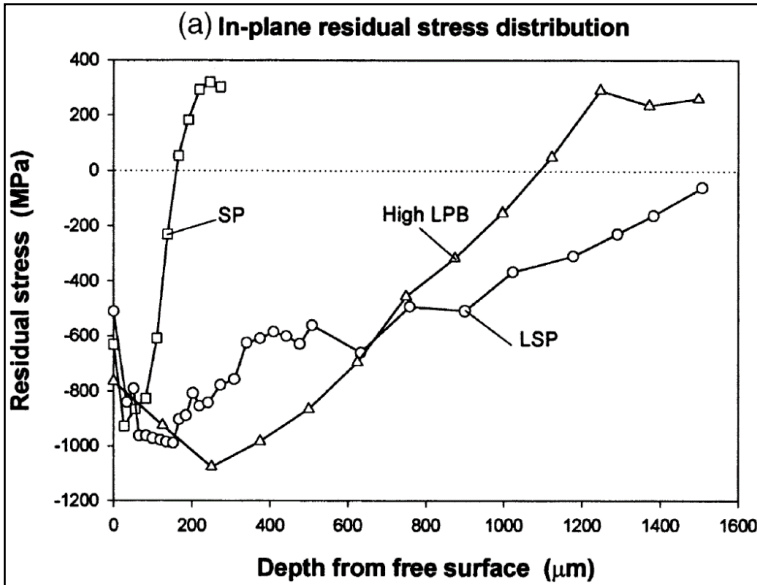


Figura 5-20. Tensiones residuales en IN718 por varios tratamientos (Zhuang & Halford, 2001).

A la vista del perfil del campo de tensiones residuales habitualmente generado por el LSP, este tratamiento está adquiriendo bastante auge e importancia en los últimos años. Por ello, el número de trabajos encontrados en la bibliografía es cada vez mayor. En el trabajo (Luo et al., 2021) se presentan los perfiles del campo de tensiones residuales generados por distintos tratamientos mecánicos de shot-peening y LSP para unas probetas de aleación de titanio Ti-6Al-4V, cuyas propiedades mecánicas son σ_{yp} 826 MPa y σ_{ut} 910 MPa, con acabado superficial de rectificado (GD). Los cuatro tratamientos mecánicos aplicados son un DSP, compuesto por un primer tratamiento de shot-peening con intensidad 0,3 A y después un segundo tratamiento con intensidad 0,08 A, ambos tratamientos con cobertura del 100%, dos tratamientos de LSP con distintas intensidades y finalmente, un tratamiento combinado resultante de aplicar primero el tratamiento de LSP de menor intensidad seguido de un shot-peening con intensidad 0,08 A y cobertura 100%. En la **Figura 5-21**, se observa que el shot-peening

produce claramente la menor profundidad (0,25 mm) de campo de tensiones residuales, mientras que los tratamientos que incluyen LSP alcanzan nuevamente una profundidad cercana a 1 mm. La mayor intensidad del segundo LSP consigue una mayor profundidad y se observa que el shot-peening del tratamiento dual LSP + SP sólo consigue desplazar el campo de tensiones residuales en las capas más superficiales. Las magnitudes obtenidas, tanto la superficial como la máxima, son similares para todos los tratamientos aplicados, demostrándose una vez más que la mayor influencia de la magnitud del campo está marcada por las propiedades mecánicas del material que recibe el tratamiento.

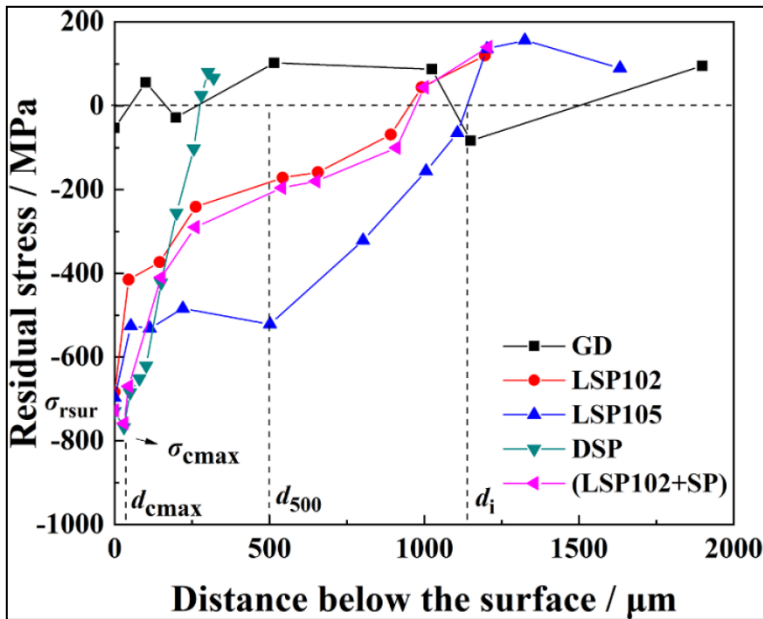


Figura 5-21. Tensiones residuales obtenidas en la aleación Ti-6Al-4V (Luo et al., 2021).

Tanto en el estudio de (Altenberger, Scholtes, et al., 1999) con acero AISI 304 como en el estudio de (Wagner, 1999) con una aleación de titanio, donde se aplican los tratamientos mecánicos de DR o roller-burnishing RB respectivamente, se obtienen perfiles de tensiones residuales con menor magnitud, pero con mucha más profundidad

en comparación con el obtenido mediante shot-peening. La comparativa entre estos perfiles de tensiones residuales se pueden observar en la **Figura 5-22** y en la **Figura 5-23** respectivamente.

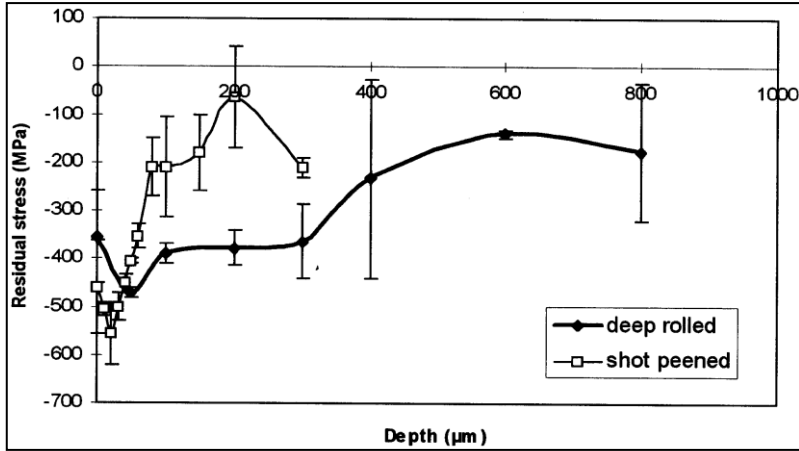


Figura 5-22. Tensiones residuales en el acero inoxidable AISI 304 (Altenberger, Scholtes, et al., 1999).

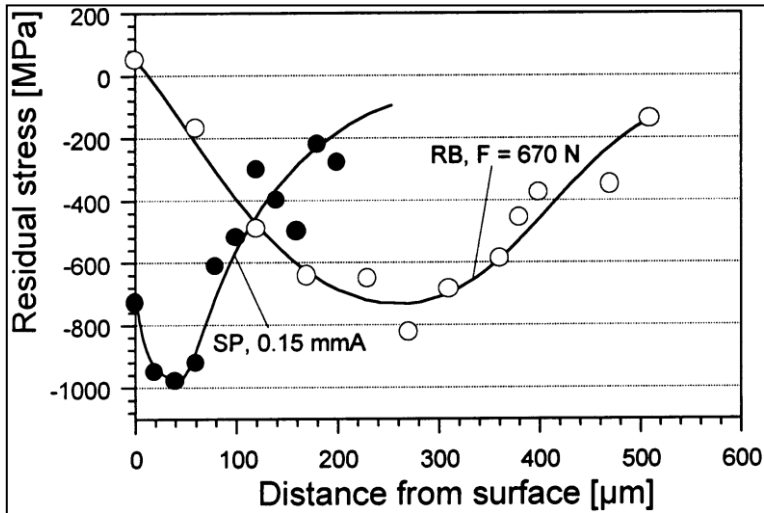


Figura 5-23. Tensiones residuales en una aleación de titanio (Wagner, 1999).

5.1.3 Síntesis de la generación de tensiones residuales

A continuación, se sintetiza la documentación expuesta a lo largo de este apartado 5.1, que describe los campos de tensiones residuales generadas por los tratamientos mecánicos para distintos materiales:

- Las propiedades mecánicas del material tratado, σ_{yp} y σ_{ut} , marcan la magnitud de la tensión residual obtenida tras un tratamiento mecánico.
- Los tratamientos mecánicos de LSP o de bruñido: DR, RB, LPB generan campos de tensiones residuales de ligeramente mayor magnitud y ampliamente mayor profundidad, en comparación con el shot-peening.

Respecto al perfil habitual de tensiones residuales generado por shot-peening, de acuerdo con los parámetros definidos en la **Figura 5-2**, en la **Tabla 5-2** se establecen los principales factores de influencia.

Tabla 5-2. Síntesis del campo de tensiones residuales generado por shot-peening.

	σ_{res} superficie	σ_{res} max.	Profundidad	Forma
Intensidad \uparrow	sube	sube	sube	escalón
Intensidad $\uparrow\uparrow$	baja	sube	sube	inclinada
Cobertura $<80\%$	sube	baja	baja	-
$80\% < Cob. < 200\%$	baja o igual	igual o sube	sube	-
Cobertura $> 200\%$	baja	igual o sube	sube	inclinado
Forma plana	sube	sube	sube	-
Forma redonda	baja	baja	baja	-
Mayor espesor	sube	sube	sube	-
Material duro	sube	sube	reduce	escalón
Material blando	baja	baja	sube	inclinado

5.2 Propiedades microestructurales

Los materiales metálicos sometidos a tratamientos mecánicos generalmente experimentan un endurecimiento, comúnmente denominado *work-hardening*, causado por el trabajo (deformación) en frío o *cold-work* introducido por el tratamiento mecánico aplicado. El principal efecto del *work-hardening* es retrasar la nucleación de grieta (Wagner, 1999), (Fernández Pariente & Guagliano, 2008).

La evaluación del *work-hardening* se recomienda realizar mediante el parámetro FWHM, ya que, si sólo se evalúa por medio de la medición de la microdureza, esta puede estar influenciada por las tensiones residuales (Zöltzer et al., 2001), (Martin et al., 1998). En la bibliografía se encuentran estudios en los que se muestra la medición de ambos parámetros. Sin embargo, en muchos de ellos, tan solo se indica la evaluación de uno de ellos. Además, es también habitual no encontrar la medición del material sin tratamiento mecánico aplicado, impidiendo poder comparar el efecto que ha tenido en el *work-hardening* el tratamiento mecánico aplicado sobre la pieza tratada.

Es altamente aconsejable ampliar la medición del parámetro del endurecimiento, tanto del FWHM como de las microdurezas, hacia el interior de la pieza tratada. De este modo, se puede observar la evolución del valor de estos parámetros hasta llegar a los valores propios del material base, y así, determinar la profundidad del material que ha sido afectada por el tratamiento mecánico.

La variación del valor del parámetro FWHM depende fuertemente del tipo de tratamiento mecánico elegido y de los parámetros seleccionados para el proceso. Además, también afecta a su valor el tipo de material tratado y sus propiedades mecánicas.

5.2.1 Work-hardening generado por el shot-peening.

El shot-peening, debido al alto *cold-work* que introduce, es uno de los tratamientos mecánicos que más *work-hardening* genera en la pieza tratada. El acero AISI 4340 templado y revenido a 590°C, empleado en el estudio (Vielma et al., 2014a) tiene una dureza base de 342 HV y un FWHM base de 2,9°. Después de aplicarle tres tratamientos distintos de shot-peening con intensidades (10A, 12A y 14A), tal y como se observa en la **Figura 5-24**, muestra un aumento de la dureza de aproximadamente 30 HV, que se va reduciendo desde la superficie hasta que alcanza la dureza de referencia, a una profundidad de casi 2 mm. El incremento de la microdureza obtenido es independiente de la intensidad de shot-peening aplicado.

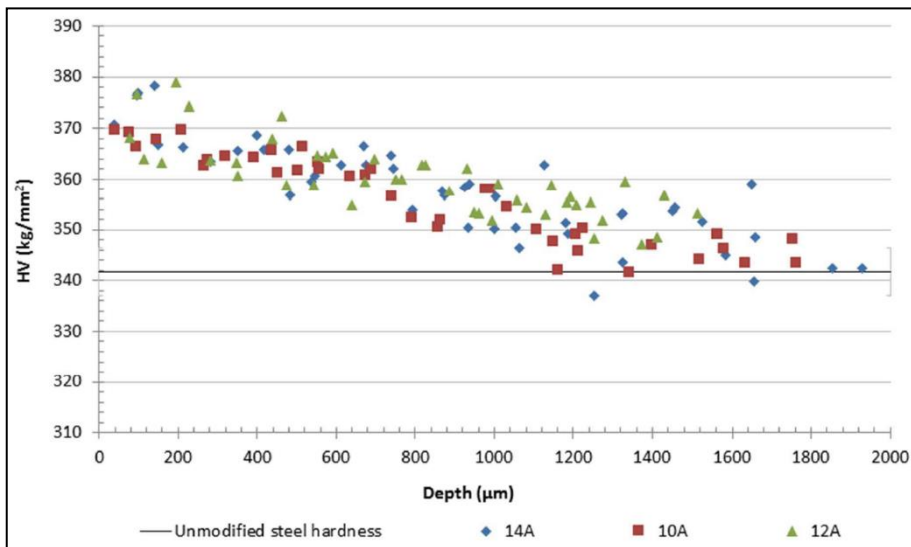


Figura 5-24. Variación de la dureza (HV) generada por tres intensidades de SP (Vielma et al., 2014a).

La evaluación del parámetro FWHM se presenta tras aplicar varios tratamientos de shot-peening con siete intensidades distintas (8A, 10A, 12A, 14A, 16A, 19A y 21A). El valor medio del parámetro FWHM en la superficie de la pieza tratada presenta un

aumento aproximado del 20% con respecto al valor del FWHM asociado al material base. Sin embargo, el FWHM muestra en los siete casos, a una profundidad intermedia, un descenso por debajo del valor de referencia. Como se observa en la **Figura 5-25**, al aumentar la intensidad del tratamiento de shot-peening, aumenta la profundidad a la que afecta una variación del valor del parámetro FWHM. Comparando la **Figura 5-24** y la **Figura 5-25**, se observa que el incremento de la microdureza (HV) se extiende mucho más (2 mm) de lo que se extiende la profundidad afectada por la variación del FWHM (0,25-0,30 mm).

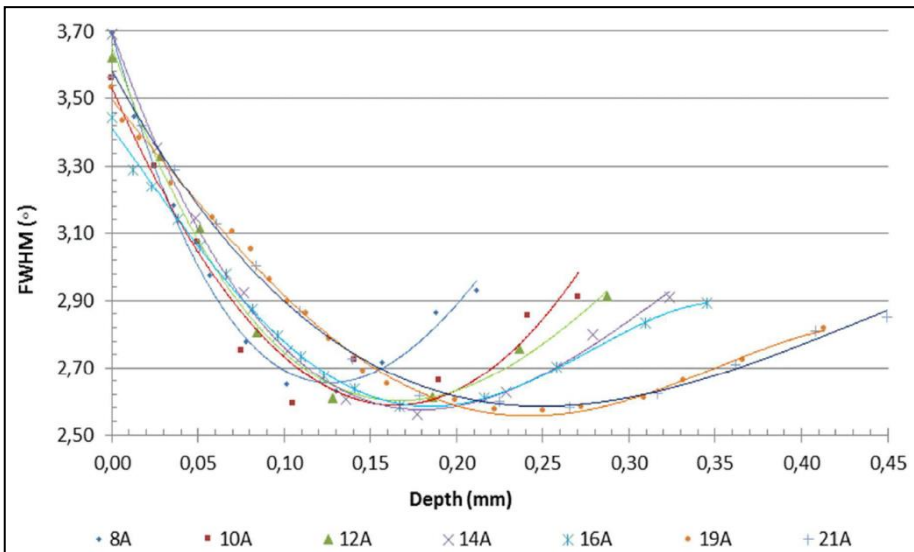


Figura 5-25. Valores del FWHM para siete intensidades distintas de SP (Vielma et al., 2014a).

El valor del FWHM del material base depende del tipo y del estado del material. Variar la temperatura de revenido para un acero templado genera distintas variantes del acero con diferentes durezas, tamaño de grano y propiedades mecánicas. Cada variante, por tanto, tendrá asociado un valor distinto del parámetro FWHM de base. En el estudio (Llaneza & Belzunce, 2015a), con el acero AISI 4340 templado y revenido a seis

temperaturas distintas, se observa que, si la temperatura de revenido sube y, por tanto, la variante del acero resulta más blanda, el valor del FWHM de referencia se reduce. De hecho, si no se aplica el tratamiento de revenido, se obtiene el FWHM de base de mayor valor, correspondiente a una microestructura con muy alta densidad de dislocaciones. En la **Figura 5-26**, se observa que aplicando un tratamiento de shot-peening con intensidad 14A se obtiene un incremento del valor del FWHM en la zona superficial, cada vez más ligero a medida que baja la T^a de revenido. En los dos casos más extremos, la variante de menor T^a de revenido (200°C) y sin revenido, se observa una reducción del valor del FWHM en las zonas superficiales. En aceros tan endurecidos, el tratamiento de shot-peening produce un ablandamiento o *work-softening*, al reducir el nivel de dislocaciones que presenta inicialmente el material (Vöhringer, 1988).

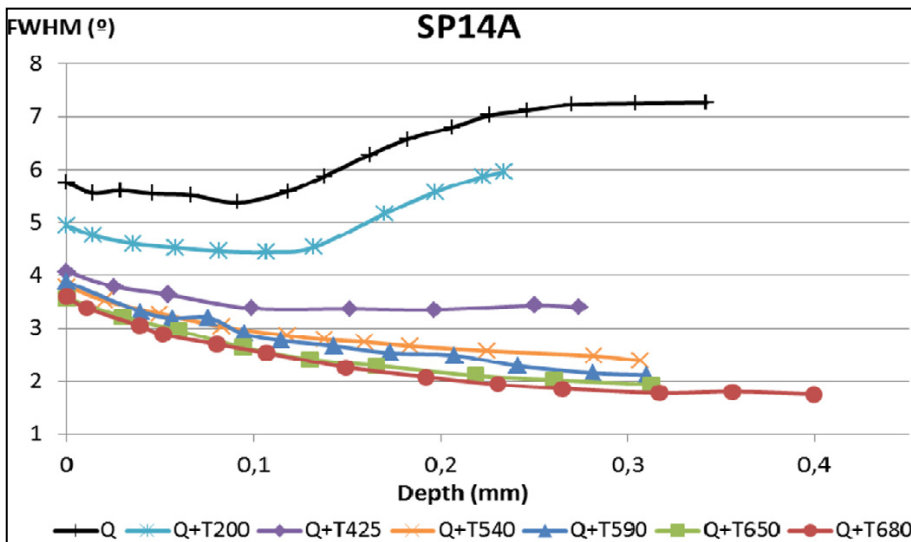


Figura 5-26. Valores del FWHM según la T^a revenido (Llaneza & Belzunce, 2015a).

Si siguiendo con la evaluación del parámetro FWHM del mismo estudio, la **Figura 5-27** muestra que para la variante con menor T^a de revenido (200°C) y mayor dureza, las

cuatro intensidades de shot-peening aplicadas muestran una reducción del valor del FWHM en las zonas superficiales con respecto al valor del FWHM del material base. Es decir, el shot-peening en esta condición del material produce *work-softening* en lugar de *work-hardening* (Altenberger, 2002)

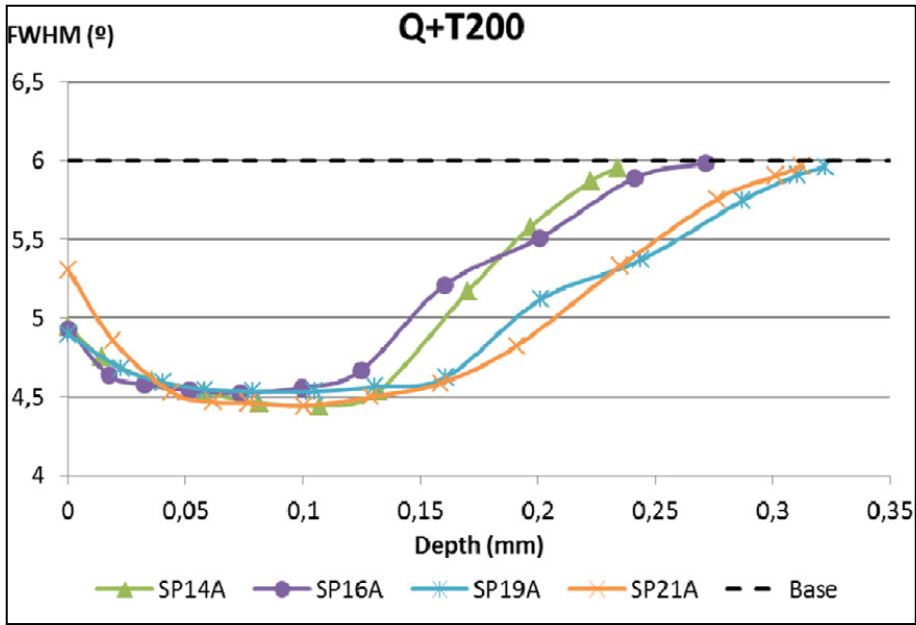


Figura 5-27. Valores del FWHM variando intensidad de SP (Llaneza & Belzunce, 2015a).

En el estudio de (K. Iida & K. Tosha, 1987) con un acero C45 se observa la distinta influencia del *cold-work* introducido por el shot-peening en función del pretensado de las piezas tratadas. Tal y como se observa en la **Figura 5-28**, a medida que aumenta el nivel de pretensado, el tratamiento evoluciona desde un *work-hardening* a un efecto de *work-softening*.

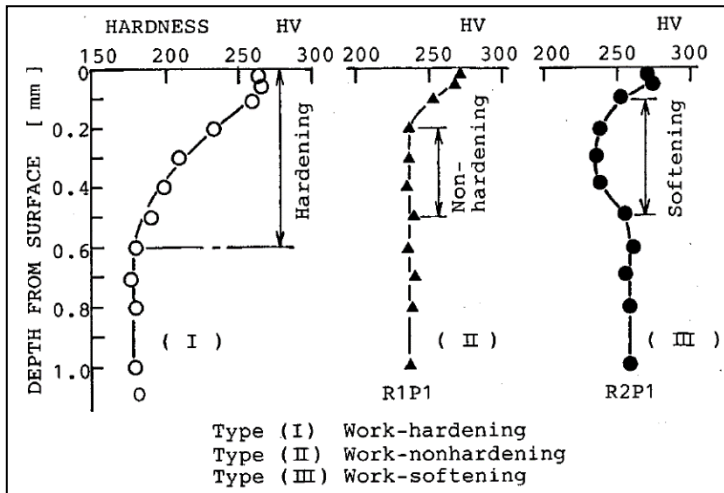


Figura 5-28. Evolución del efecto del cold-work (K. Iida & K. Tosha, 1987).

5.2.2 Influencia de la cobertura en el cold-work aplicado

A continuación, se analiza la influencia que tiene la cobertura del tratamiento de shot-peening en la variación del parámetro FWHM y, por tanto, en el *work-hardening* del material tratado. Para ello, se considera de nuevo el estudio de (Prevéy & Cammett, 2002), en el que para el acero 4340 templado y revenido se aplican distintos grados de cobertura. En la **Figura 5-29** se observa una tendencia similar a la de las tensiones residuales. A partir de un 20% de cobertura aplicada, se obtienen similares valores del FWHM.

Es interesante observar que se incluye en la comparativa el perfil del FWHM de la pieza sin tratamiento mecánico, la cual muestra un ligero y poco profundo aumento del FWHM con respecto al valor base, debido al proceso de mecanizado. Sin embargo, es muy escaso si se compara con los valores del material tratado mecánicamente.

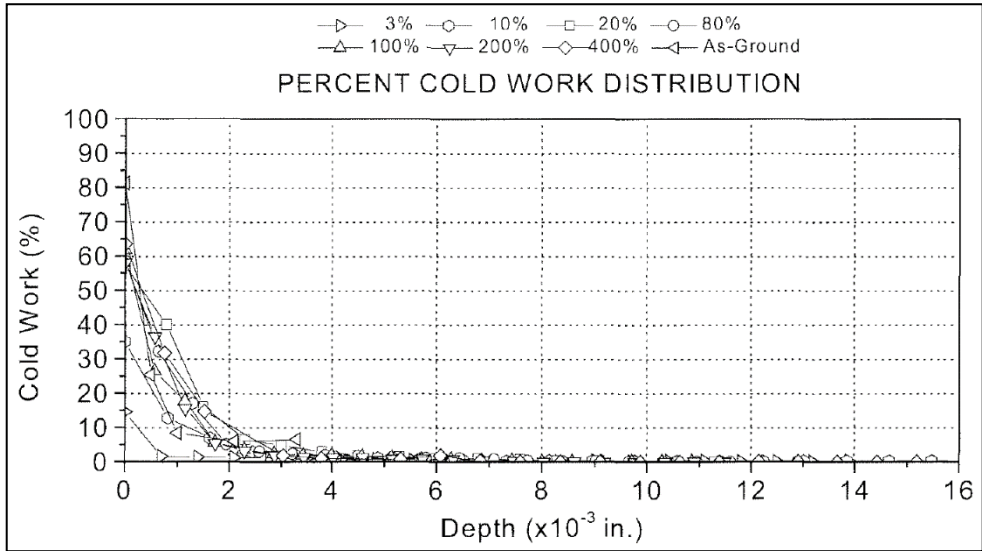


Figura 5-29. Variación del FWHM con la cobertura (Prevéy & Cammett, 2002).

Con el aumento excesivo de la cobertura, el shot-peening pasa a ser la variante de este tratamiento conocida como SSP. En dos estudios realizados con un acero 39NiCrMo3 (Bagherifard & Guagliano, 2012) y con fundición nodular (Bagherifard et al., 2014), se compara la microdureza y el FWHM obtenidos tras aplicar un SP y un SSP. En el primero de ellos, con el acero 39NiCrMo3, se observa con ayuda de las **Figura 5-30** y **Figura 5-31**, que tanto la microdureza y el FWHM aumentan más tras el tratamiento de SSP. Además, la profundidad hasta alcanzar el valor del FWHM de base (2º) es mayor en el caso del tratamiento de SSP. En este caso, la profundidad a la que afecta el cambio en las microdurezas y el FWHM es similar.

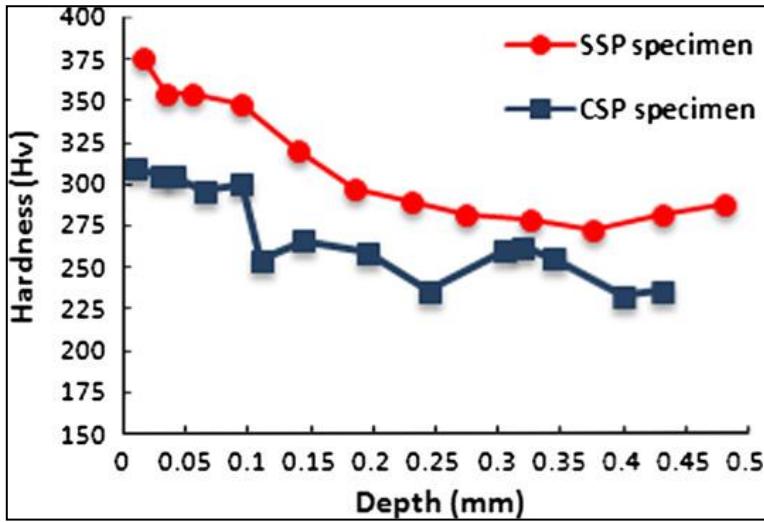


Figura 5-30. Microdurezas en el acero 39NiCrMo3 (Bagherifard & Guagliano, 2012).

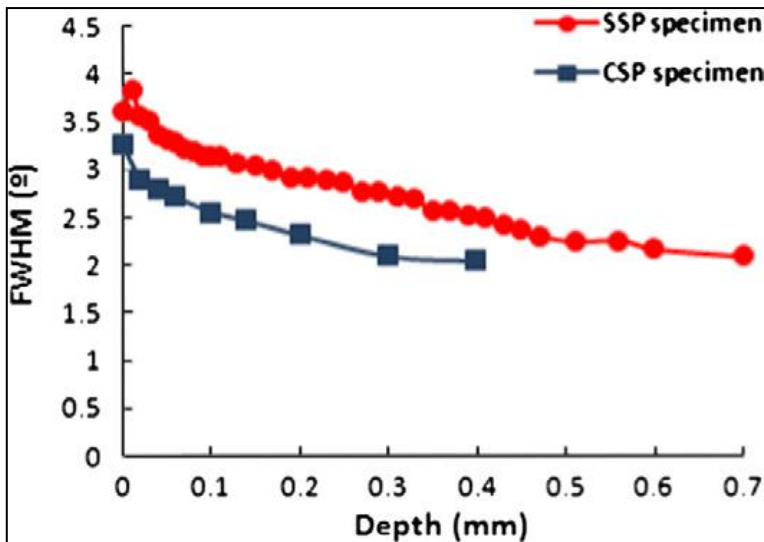


Figura 5-31. Valores del FWHM en acero el 39NiCrMo3 (Bagherifard & Guagliano, 2012).

Para la fundición nodular, tal y como se observa en las **Figura 5-32** y **Figura 5-33**, se obtiene la misma tendencia que en el anterior estudio. Las microdurezas y el FWHM toman mayores valores para el tratamiento de SSP que para el shot-peening. En este caso, las profundidades afectadas por un incremento de dureza son prácticamente similares. La profundidad de la zona que presenta aumento del valor del FWHM es ligeramente mayor para el tratamiento de SSP. En ambos parámetros evaluados, las profundidades afectadas son similares.

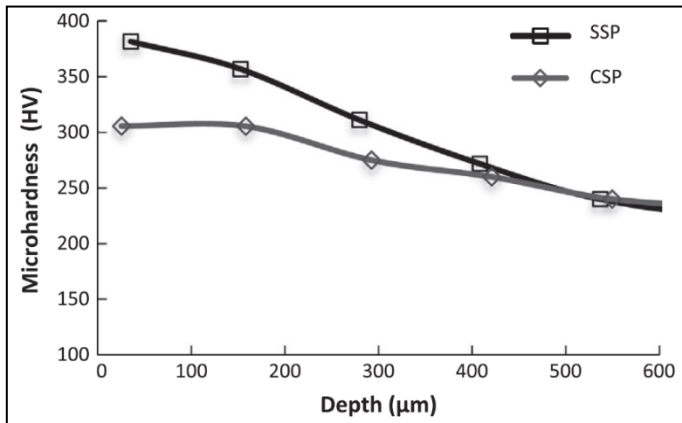


Figura 5-32. Microdurezas en fundición nodular (Bagherifard et al., 2014).

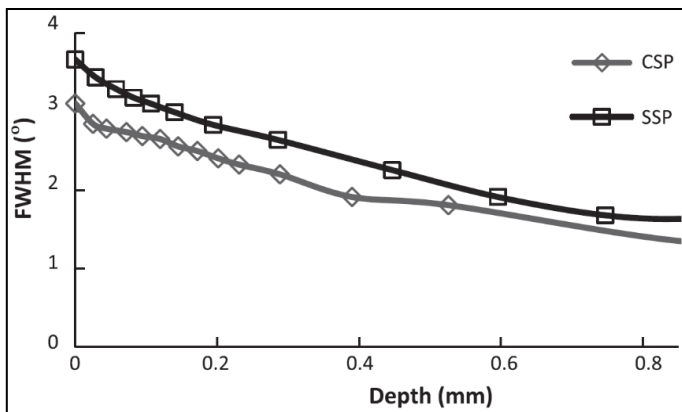


Figura 5-33. Valores del FWHM en fundición nodular (Bagherifard et al., 2014).

En el estudio (Miková et al., 2013), se aplican un tratamiento de shot-peening y otro de SSP a un acero X70. Se muestran las comparativas de las mediciones de microdurezas y del parámetro FWHM. En este estudio, se incluyen también los valores para las piezas sin tratar mecánicamente. En la **Figura 5-34** se observa que la dureza aumenta al recibir los tratamientos mecánicos con respecto a su valor base (210 HV), siendo ligeramente mayor para el tratamiento de SSP. La profundidad afectada por el aumento de dureza es similar, alrededor de 0,5 mm. Se observa que la pieza sin tratar tiene un ligero aumento de la dureza justo en la superficie.

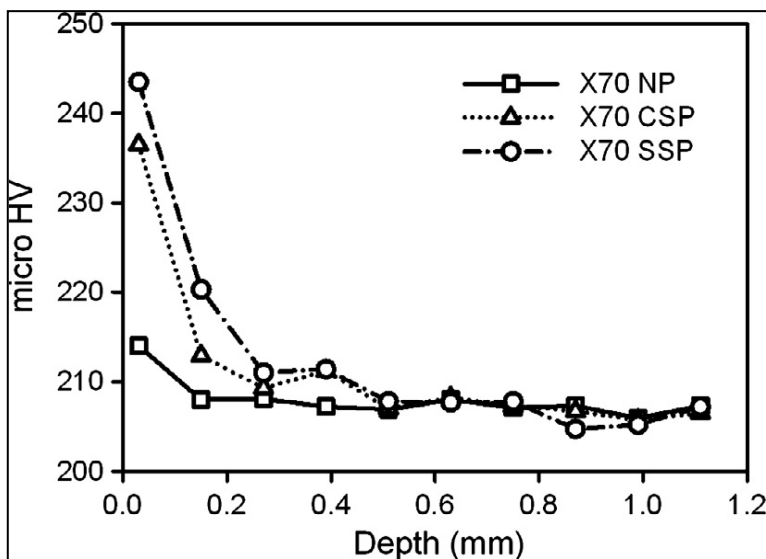


Figura 5-34. Microdurezas en el acero X70 (Miková et al., 2013).

Respecto al FWHM, su valor base es aproximadamente $2,2^\circ$. Tal y como muestra la **Figura 5-35**, las tres variantes: sin tratar, SP y SSP presentan un claro aumento del valor del FWHM con respecto al valor base, siendo el mayor aumento para la variante tratada con SSP. La profundidad afectada es similar en los tres casos y es aproximadamente la misma que la que experimenta el aumento en la microdureza (0,4 - 0,5 mm).

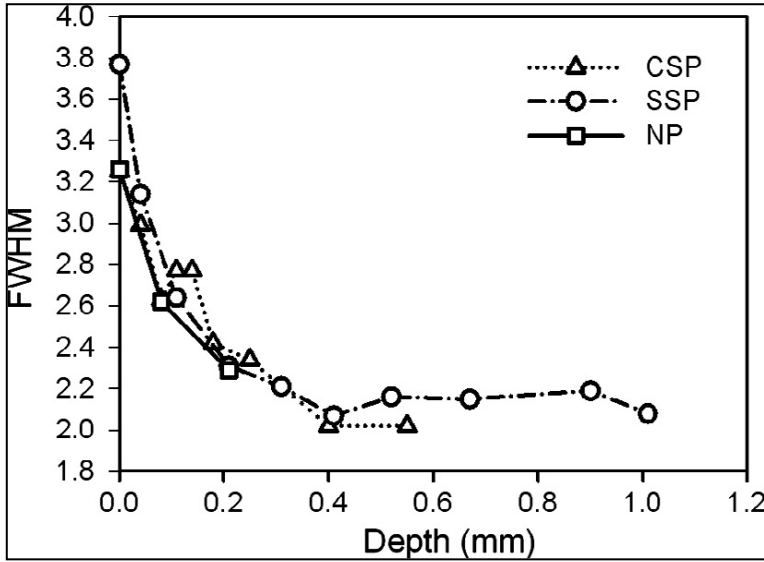


Figura 5-35. Valores del FWHM en el acero X70 (Miková et al., 2013).

5.2.3 Work-hardening generado por shot-peening en otros metales

En el estudio de (Yang et al., 2020) se muestra que, para el acero inoxidable SS304, tras aplicar tres intensidades distintas de shot-peening, las microdurezas aumentan respecto al valor de referencia. Este aumento, tal y como se muestra en la **Figura 5-36**, es menor para la menor intensidad de shot-peening aplicada y, sin embargo, la profundidad del área donde aparece el aumento es similar en las tres variantes (aproximadamente 0,01 mm).

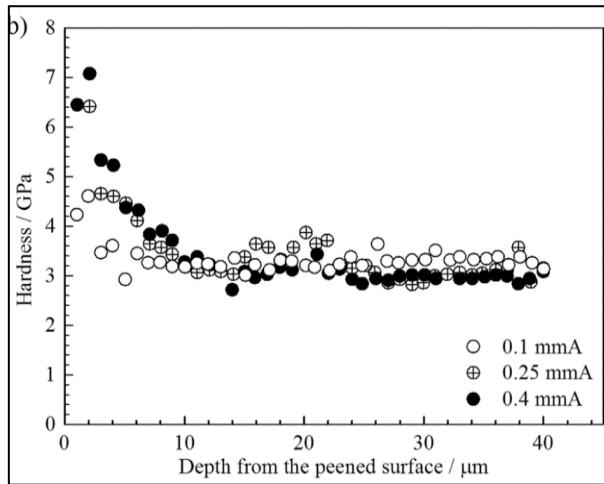


Figura 5-36. Microdureza en el acero inoxidable SS304 (Yang et al., 2020).

En el estudio (Benedetti et al., 2004) empleando una aleación de aluminio 6082-T5, se presenta el valor de las microdurezas tras ser sometido a dos tratamientos de shot-peening con distintas intensidades. Tal y como se observa en la **Figura 5-37**, el tratamiento con mayor intensidad genera una mayor dureza en la zona superficial con respecto al valor base (115 HV). Sin embargo, la profundidad de la zona afectada por el aumento de la dureza es similar en ambos casos.

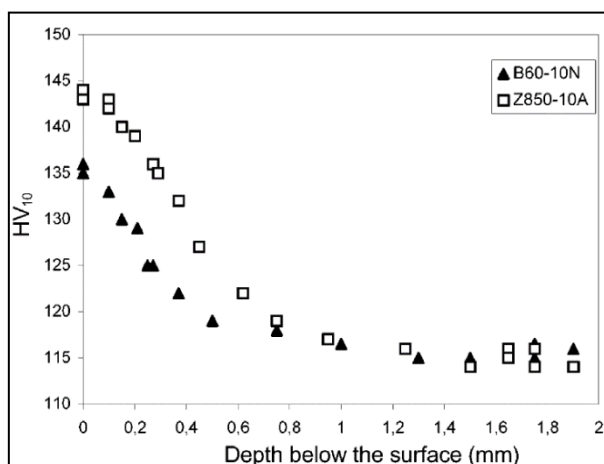


Figura 5-37. Microdurezas en la aleación de Al 6028-T5 (Benedetti et al., 2004).

5.2.4 Cold-work introducido por otros tratamientos mecánicos

En el estudio (Klumpp et al., 2014) se analizan los FWHM obtenidos tras aplicar seis tratamientos mecánicos al acero AISI 4140 en condición de templado y revenido a 450°C. Estos seis tratamientos son: shot-peening con intensidad 0,3 mmA, DR, PP, LSP, MP y DF. El valor del FWHM base de este acero es aproximadamente 2,85°.

Los valores obtenidos del FWHM, representados en la **Figura 5-38**, reflejan que tres de ellos, LSP, PP y DF, apenas suponen una variación respecto al valor de referencia, incluso el DF y PP generan una reducción del valor del FWHM en zonas superficiales. Por el contrario, el que mayor variación del FWHM produce es el tratamiento de MP. Sin embargo, la profundidad a la que afecta esta variación es la menor de todas. Los tratamientos que afectan a mayor profundidad son el DR, el LSP y el PP. El shot-peening, por su parte, es el segundo que mayor valor del FWHM genera en la zona superficial y su profundidad de capa afectada es aproximadamente 0,25 mm, un valor muy similar al del campo de tensiones residuales generado.

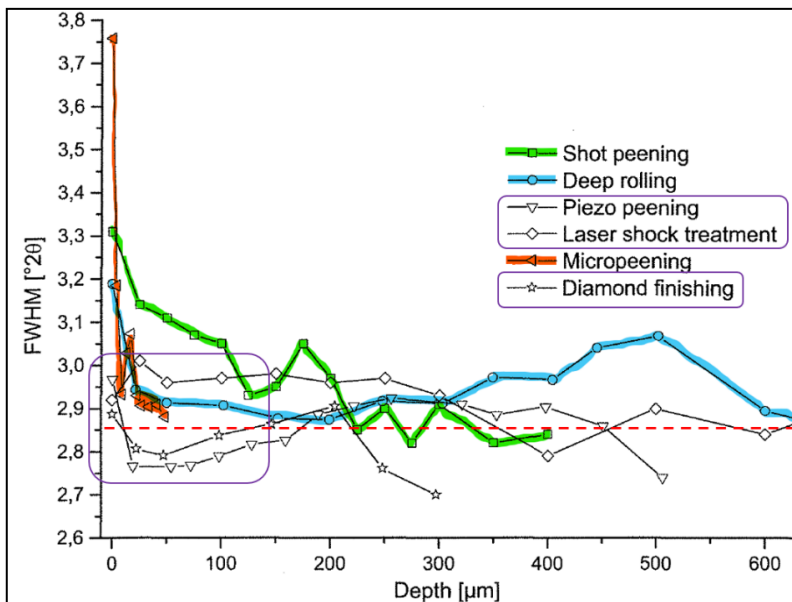


Figura 5-38. Valores del FWHM tras seis tratamientos (Klumpp et al., 2014).

Otras variantes de shot-peening, como son el WSP o el SP+A, también influyen en el nivel de *work-hardening* introducido. Así se observa en el estudio (Wick et al., 2000), con el mismo acero empleado en el anterior estudio, AISI 4140 templado y revenido a 450°C. En la **Figura 5-39** se observa que el WSP genera el mayor incremento del valor del parámetro HW en las zonas superficiales. La profundidad de capa afectada es similar en los tres casos. Es interesante observar que en la variante SP+A, el tratamiento térmico influye en el valor del HW base de referencia, reduciéndolo con respecto a las variantes sin tratamiento térmico.

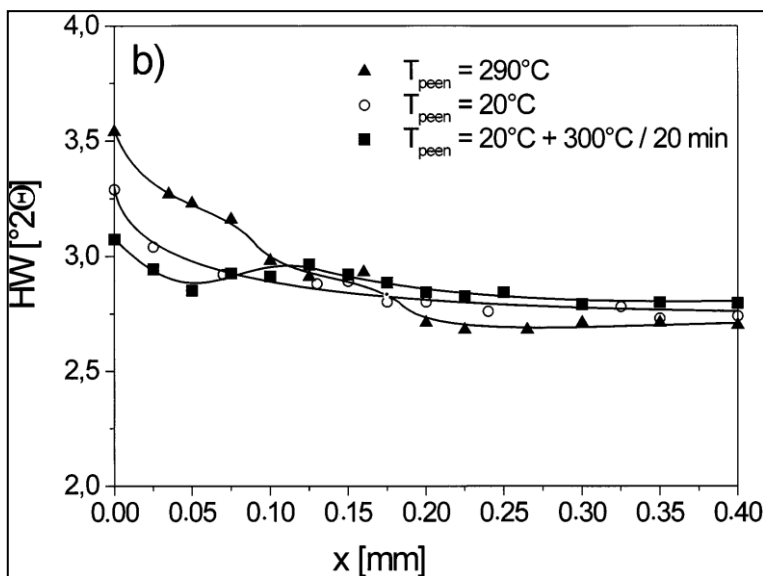


Figura 5-39. Valores del HW tras SP, WSP y SP+A (Wick et al., 2000).

En el estudio de (R. Menig et al., 2003b) se utilizan distintas temperaturas de aplicación del WSP sobre el acero AISI 4140 templado y revenido. En la **Figura 5-40** se observa que una temperatura alrededor de los 290°C produce el máximo valor del parámetro HW. A partir de esa temperatura de aplicación, el valor del HW empieza a reducirse. El objetivo del WSP es producir una microestructura más estable ante carga mecánica variable, debido al efecto del *static strain aging* SSA (Güemes & Martin, 2012).

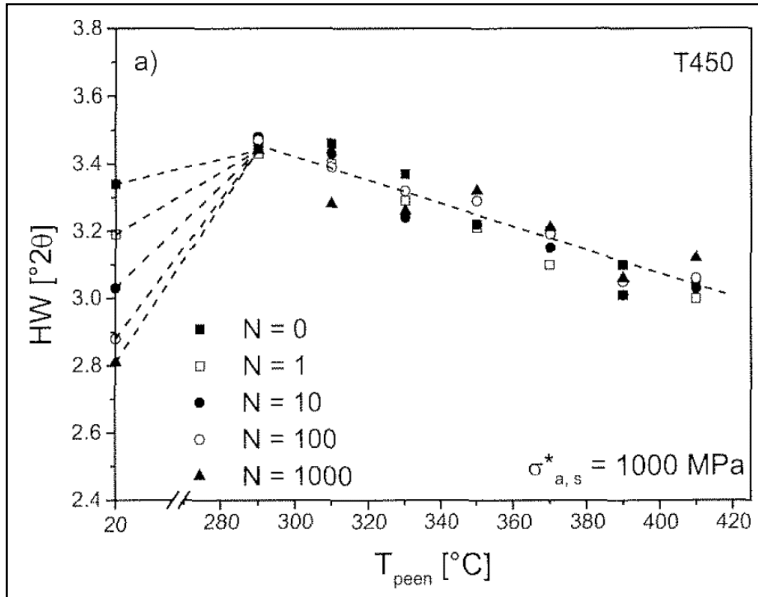


Figura 5-40. Valores del HV para distintas temperaturas de WSP (R. Menig et al., 2003b).

El estudio con el acero AISI 4140 templado y revenido se puede completar con los datos del HW medidos tras aplicar un tratamiento de LSP, que se incluyen en el estudio (I. Menig et al., 2002), en comparación con los valores del HW obtenidos tras aplicar shot-peening. En la **Figura 5-41**, se observa directamente la diferencia de escala en la profundidad que hay entre ambos tratamientos. El LSP alcanza el valor del HV base a partir de 1 mm aproximadamente. Se observa, una vez más, que el LSP introduce un nivel muy reducido de *work-hardening* en la pieza de acero tratada.

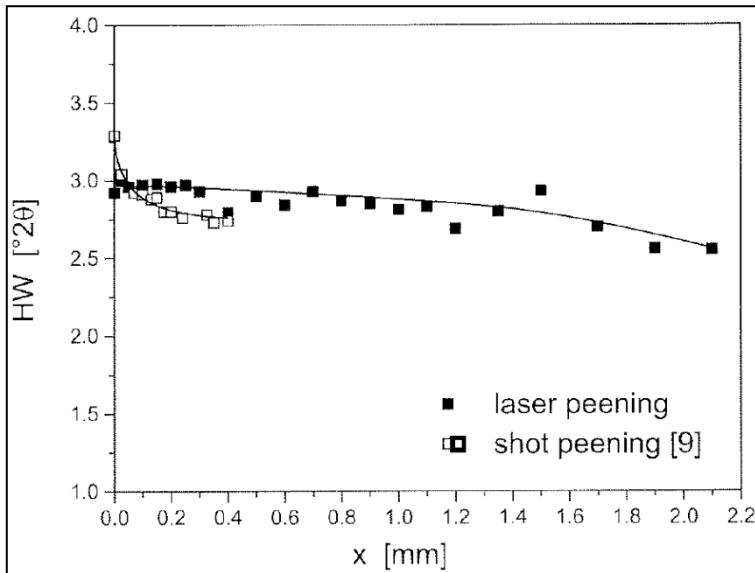


Figura 5-41. Valores del HW en el AISI 4140 tras SP y LSP (I. Menig et al., 2002).

En el estudio (Zhuang & Halford, 2001), sobre piezas de Inconel IN718, se aplican tres tratamientos mecánicos: shot-peening, LSP y LPB. Se estudia el efecto de estos tres tratamientos en el *work-hardening* por medio del parámetro *CW* (*Cold Work*, ver Capítulo 4). En la **Figura 5-42** se observa una vez más que, el shot-peening es el tratamiento que mayor *cold-work* introduce en la pieza tratada, generando un importante *work-hardening* sobre la pieza. Además, se observa que el LPB es uno de los que menos *cold-work* introduce, incluso por debajo del LSP. La profundidad a la que afectan los tratamientos de LSP y LPB es mucho mayor que la afectada por el shot-peening. Las profundidades afectadas por el *cold-work* tienen similar magnitud que la profundidad de los campos de tensiones residuales generados por su correspondiente tratamiento mecánico.

En el estudio de (Altenberger, Scholtes, et al., 1999) con un acero inoxidable AISI 304 se comprueba una vez más que, el shot-peening produce un mayor aumento del *work-*

hardening hasta una profundidad menor, en comparación con un tratamiento de DR. Esta comparativa aparece en la **Figura 5-43**.

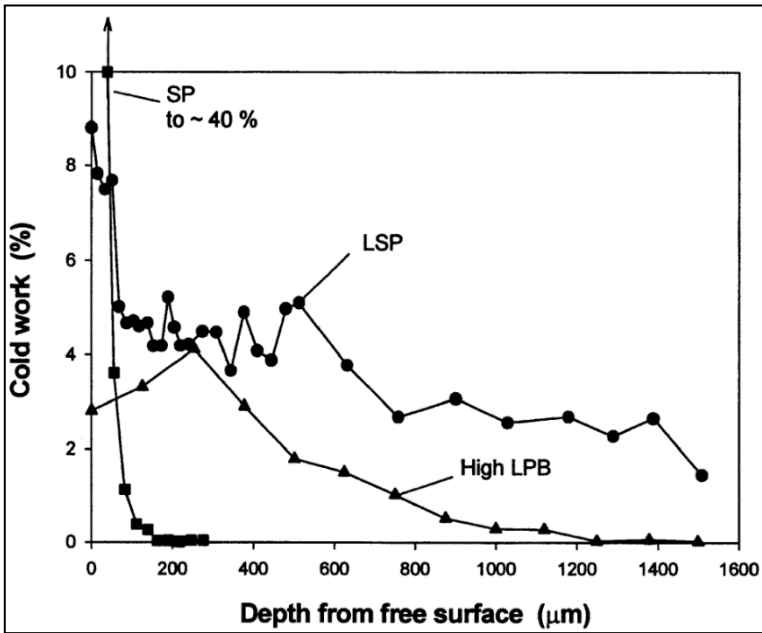


Figura 5-42. Cold-work en IN718 tras SP, LSP y LPB (Zhuang & Halford, 2001).

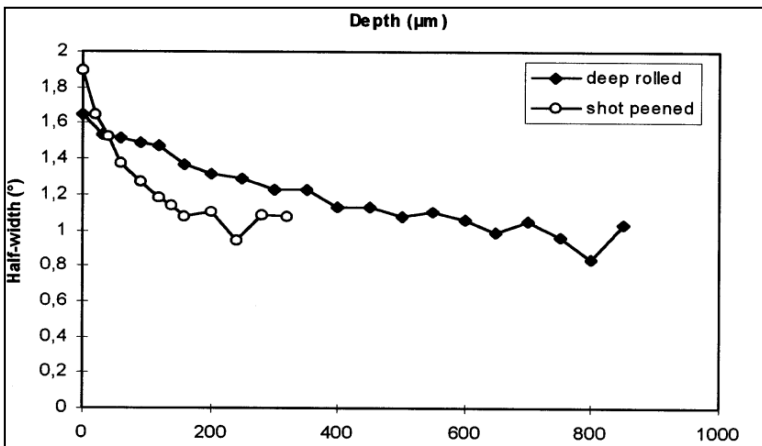


Figura 5-43. Valores del HW en el acero AISI 304 tras SP y DR (Altenberger, Scholtes, et al., 1999).

5.2.5 Modificaciones microestructurales

Desde un punto de vista microscópico, las deformaciones plásticas en la zona superficial producidas al aplicar un tratamiento mecánico generan modificaciones en la microestructura del material tratado. La clase y la cantidad de estas distorsiones microestructurales introducidas están influenciadas por la naturaleza del tratamiento aplicado y, principalmente por el comportamiento específico de la microestructura de cada material tratado (Klumpp et al., 2014), (Altenberger, 2002), (Güemes & Martin, 2012). Las distorsiones de la microestructura pueden consistir en una variación de las densidades de dislocación, bandas de deslizamiento, nano-cristalización o cambios de fases, por ejemplo, transformaciones martensíticas o precipitados inducidos por la tensión/deformación. En aleaciones de magnesio como la AZ31 pueden aparecer maclas tras aplicar shot-peening, siendo esta alteración prácticamente permanente. Este hecho se puede observar viendo que el valor del parámetro FWHM permanece constante tras $N_f/2$ ciclos de carga cíclica variable de alta magnitud, $\sigma_a \sim \sigma_{yp}$ (Altenberger, Martin, et al., 1999).

Desde un punto de vista macroscópico, estas modificaciones de la microestructura se aprecian en la variación del *work-hardening*, que se cuantifica a través del valor de las microdurezas y del parámetro del FWHM (Dalaei et al., 2010). Tal y como se ha comentado en el Capítulo 4, el valor del FWHM está constituido por dos factores principales: el tamaño de cristal y el nivel de distorsión de la microestructura.

A continuación, se exponen los principales cambios microestructurales observados tras la aplicación de tratamientos térmicos.

5.2.5.1 Aumento de la densidad de dislocaciones

En aceros aleados, aceros inoxidables austeníticos y en algunas aleaciones de aluminio, la aplicación de un tratamiento mecánico tiene como principal efecto un aumento de la

densidad de dislocaciones, que generalmente se aprecia por el *work-hardening* generado. En función de la naturaleza del tratamiento mecánico, este introducirá mayor o menor *cold-work* sobre la pieza tratada, lo que se traduce en un aumento mayor o menor de la cantidad de dislocaciones (Altenberger, 2002).

El shot-peening es uno de los tratamientos mecánicos que mayor *cold-work* introduce en las piezas tratadas. El tratamiento de DR introduce un nivel intermedio de *cold-work* y, por tanto, genera densidades de dislocación intermedias. En cambio, el LSP introduce un nivel de *cold-work* más reducido, que conduce a densidades de dislocación más homogéneas y significativamente menores (Altenberger, 2002).

Una técnica utilizada habitualmente para observar la densidad de dislocaciones y otras distorsiones microestructurales es el empleo de la tecnología TEM, el microscopio de transmisión electrónica o *transmission electron microscopy* (Boyd & Yao, 2012). Otra opción, tal y como se ha comentado en el Capítulo 4 es el desarrollo del perfil completo (WPPM) de los máximos de difracción obtenidos por difracción de rayos X. De este modo, se puede diferenciar del valor del FWHM el aporte de cada uno de los factores implicados: tamaño de cristal, dislocaciones, antifases, defectos y faltas.

En el estudio de (Martin et al., 1998) se cuantifica por medio de la tecnología TEM la densidad de dislocaciones que el shot-peening produce en el acero SAE 1045. En dicha investigación también se presenta la evolución del parámetro HW en profundidad. Por tanto, en la **Figura 5-44** se ha preparado una gráfica conjunta de ambos parámetros, donde se observa que la tendencia de ambos parámetros es similar. Por tanto, el incremento del HW observado corresponde con el incremento de la densidad de dislocaciones.

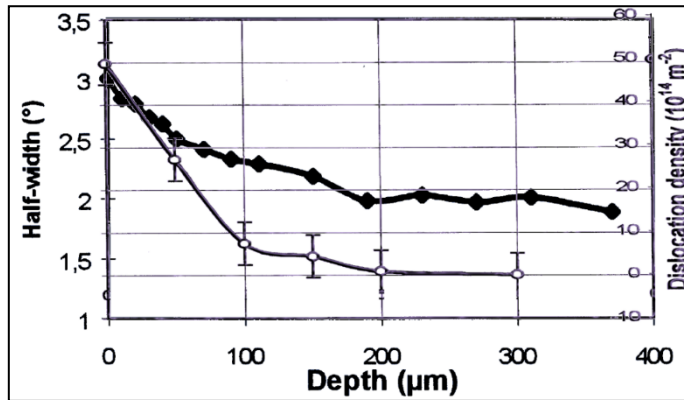


Figura 5-44. Evolución de la densidad de dislocaciones y HW (Martin et al., 1998).

5.2.5.2 Nanocrystalización

La aplicación de un tratamiento de shot-peening severo y prolongado, es decir, su variante SSP, tiene como principal objetivo producir una capa superficial con una reducción del tamaño de los cristales del material base (Bagherifard & Guagliano, 2012), (Bagherifard et al., 2014). Un ejemplo de la capa nanocrystalizada se observa en la **Figura 5-45**. Esta nanocrystalización mejora las propiedades mecánicas del material (Gholami et al., 2014) y aumenta el valor de la medida del FWHM.

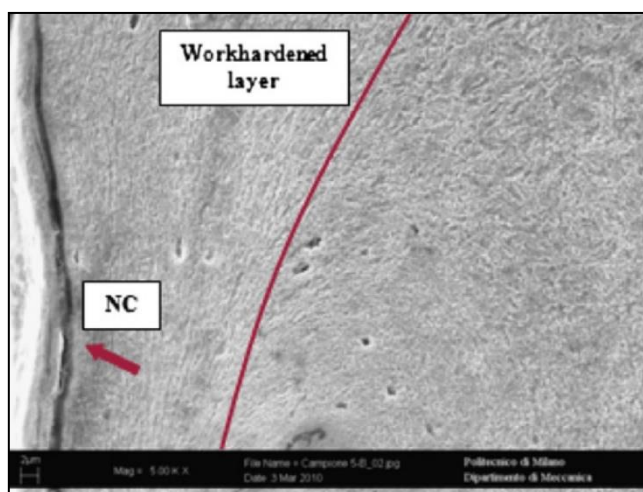


Figura 5-45. Capa nanocrystalizada por SSP (Bagherifard & Guagliano, 2012).

5.2.5.3 Modificación del contenido de fases

En el estudio de (Altenberger, Scholtes, et al., 1999) con un acero AISI 304, se observa que tras aplicar los tratamientos mecánicos de shot-peening y DR, se produce una transformación de la austenita retenida en martensita inducida por la deformación. En la **Figura 5-46** se muestra un detalle de la microestructura obtenida tras el tratamiento mecánico. Las líneas rectas oscuras corresponden con la fase de martensita.

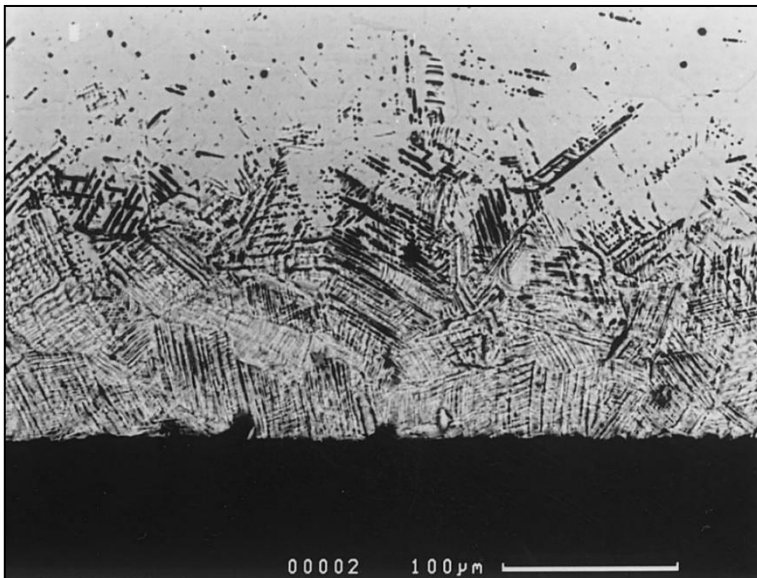


Figura 5-46. *Microestructura del acero AISI 304 tratado mecánicamente (Altenberger, Scholtes, et al., 1999).*

Esta transformación martensítica es más importante en el caso del shot-peening por el mayor *cold-work* introducido. Sin embargo, la profundidad hasta la que se produce la transformación martensítica es mayor en el caso del DR. Los niveles de transformación martensítica en profundidad para ambos tratamientos mecánicos se observan en la **Figura 5-47**. Si se compara la evolución de la transformación martensítica mostrada

en la **Figura 5-47** con la evolución del valor del HW de este mismo estudio, mostrado en la **Figura 5-43**, se observa que ambos parámetros siguen la misma evolución.

En este caso de estudio, para el acero AISI 304, la evolución del HW está influenciada por el porcentaje de transformación martensítica. Sin embargo, en el caso del acero SAE 1045, tal y como se muestra en la **Figura 5-44**, la evolución del HW está marcada por el aumento de la densidad de dislocaciones.

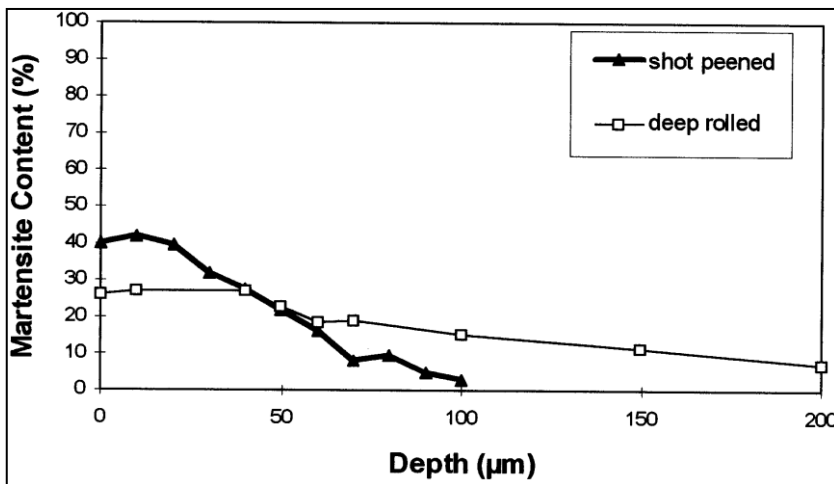


Figura 5-47. Transformación martensítica en el acero AISI 304 (Altenberger, Scholtes, et al., 1999).

5.2.6 Síntesis del cambio microestructural

El shot-peening es un tratamiento mecánico que introduce una cantidad muy importante de *cold-work* en la pieza tratada. La cantidad de *cold-work* está más influenciada por el tiempo de exposición (cobertura) que por la intensidad del tratamiento de shot-peening. Este *cold-work* generalmente genera un *work-hardening* del material. Sin embargo, la aparición de este endurecimiento está condicionado a la microestructura del material. En algunas situaciones, el tratamiento mecánico puede producir un *work-softening*.

En aceros aleados, el cambio microestructural suele estar relacionado con cambios en las densidades de dislocaciones. Este cambio microestructural suele ser inestable bajo cargas mecánicas aplicadas. Un tratamiento térmico favorece su estabilidad gracias al efecto del *static strain aging* SSA.

En otros metales los tratamientos mecánicos pueden producir cambios en la microestructura que resultan más estables o incluso permanentes. En aceros inoxidable austeníticos puede aparecer un cambio de fase generándose martensita o en aleaciones de magnesio pueden aparecer maclas.

El MP introduce el mayor *cold-work* a la pieza tratada pero sólo afecta a una profundidad muy limitada. El resto de los tratamientos mecánicos, en general, introducen una menor cantidad de *cold-work* que el shot-peening, pero afectan a una mayor profundidad.

5.3 Propiedades micro-geométricas

La integridad superficial es un parámetro muy importante de cara a evaluar la resistencia a fatiga o al desgaste. Los tratamientos mecánicos aplicados sobre la superficie de las piezas tratadas generan deformaciones plásticas y, por tanto, afectan al acabado superficial final. El efecto que el tratamiento mecánico tiene sobre la superficie de la pieza tratada depende de la naturaleza del tratamiento y de sus parámetros de proceso. Además, tienen influencia las propiedades del material tratado y el estado superficial de las superficies antes de ser tratadas.

Los tratamientos mecánicos aplicados pueden dañar la integridad superficial, es decir, aumentan la rugosidad o generan imperfecciones, defectos o micro-grietas, que favorecen la concentración de tensiones y la nucleación de grietas (Wagner, 1999). Este empeoramiento de la integridad superficial reduce la mejora de la resistencia a fatiga que el campo de tensiones y el *work-hardening* producen. Sin embargo, hay

tratamientos que mejoran la integridad superficial, reduciendo la rugosidad y eliminando defectos superficiales. Este efecto positivo en la integridad superficial se añade a la mejora en la resistencia a fatiga proporcionada por el tratamiento mecánico.

La manera más objetiva de evaluar y cuantificar el estado de la integridad superficial es mediante la medición de la rugosidad, siguiendo la norma ISO 4287:1999. Como medida adicional, principalmente con tratamientos que deterioran ampliamente la integridad superficial, se recomienda incluir imágenes en detalle del contorno de la superficie tratada para contemplar posibles micro-defectos, micro-grietas o discontinuidades, que generalmente aparecen cuando los parámetros seleccionados de proceso del tratamiento no son los más adecuados.

5.3.1 Integridad superficial tras la aplicación de shot-peening

El shot-peening es un tratamiento mecánico que produce un empeoramiento de la calidad superficial debido al arbitrario bombardeo con la granalla. A nivel visual su acabado es marmolado y la rugosidad se nota al tacto. Aunque la rugosidad superficial se recomienda medir utilizando la norma ISO 4287:1999, el acabado tan alterado que produce el shot-peening no se interpreta correctamente bajo estas directrices. Por ello, en el estudio de (Clausen & Stangenberg, 1999) se propuso un procedimiento más representativo de la medida para una superficie tratada con shot-peening.

A continuación, se analizan los factores que influyen en el acabado superficial tras aplicar un tratamiento mecánico de shot-peening.

5.3.1.1 Dureza del material tratado

En el estudio (Torres et al., 2002) se aplica el mismo tratamiento de shot-peening a dos variantes del acero AISI 4340 templado y revenido. Las variantes consisten en aplicar

distinta temperatura de revenido, lo que genera variantes con distinta dureza. La primera variante tiene una dureza de 39 HRC y la segunda variante de 53 HRC. En la **Tabla 5-3** se muestran los valores de rugosidad R_a (μm). Se observa que el shot-peening produce un aumento mayor de la rugosidad en el material más blando. Esto es debido a la mayor facilidad para sufrir deformaciones plásticas.

Tabla 5-3. Valores de la rugosidad en el acero AISI 4340 (Torres et al., 2002).

	sin tratar	con SP	incremento
39 HRC	0,08 μm	1,34 μm	1,26 μm
53 HRC	0,22 μm	0,92 μm	0,7 μm

Esta tendencia se confirma con el estudio de (Llaneza & Belzunce, 2015a), en el que para el mismo acero AISI 4340 templado y revenido a distintas temperaturas, para obtener variantes con distinta dureza, se aplica un tratamiento de shot-peening con intensidad 14A. Se observa en la **Figura 5-48**, que a medida que el acero es más blando la rugosidad (R_a y R_{max}) aumenta de una manera lineal.

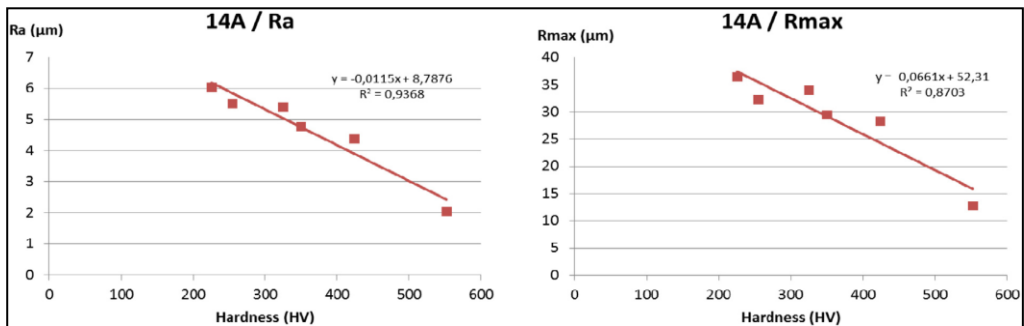


Figura 5-48. Rugosidad al variar la dureza (Llaneza & Belzunce, 2015a).

En el estudio de (Wierchowski et al., 2002) con dos aceros de alta resistencia, 42CrMo4 y 54SiCr6, se observa que, con el material más duro (54SiCr6), se obtienen rugosidades más bajas en todas las distintas variantes de shot-peening aplicadas.

Tabla 5-4. Valores R_a y R_z (μm) de dos aceros (Wierzchowski et al., 2002).

	SP 0,2 mmA	SP 0,55 mmA	DSP
42CrMo4	1,8 / 10,2	7,1 / 34,4	3,3 / 16,2
54SiCr6	1,2 / 7,4	2,3 / 12,6	1,5 / 8,6

Se observa que una mayor intensidad de shot-peening hace aumentar la rugosidad superficial. También se aprecia el principal objetivo del DSP, que es reducir la rugosidad superficial generada por el primer y más intenso tratamiento de shot-peening.

5.3.1.2 Intensidad del shot-peening

En el mismo estudio de (Llaneza & Belzunce, 2015a), tal y como se observa en la **Figura 5-49**, un aumento de la intensidad del shot-peening aplicado, produce un aumento de la rugosidad superficial. Esta misma tendencia se observa en (Wagner, 1999).

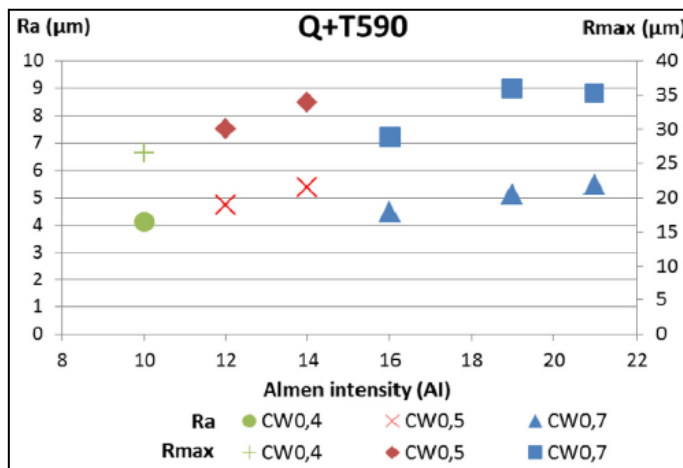


Figura 5-49. Rugosidad variando la intensidad del SP (Llaneza & Belzunce, 2015a).

5.3.1.3 Cobertura o tiempo de exposición

En el mismo estudio anterior también se demuestra que, al aumentar la cobertura o tiempo de exposición, la rugosidad generada también aumenta. Sin embargo, como se observa en la **Figura 5-50**, este aumento sólo aparece hasta alcanzar el 100% de cobertura. A partir de ese punto de exposición, la rugosidad satura y el *overlap* no produce un incremento significativo de la rugosidad.

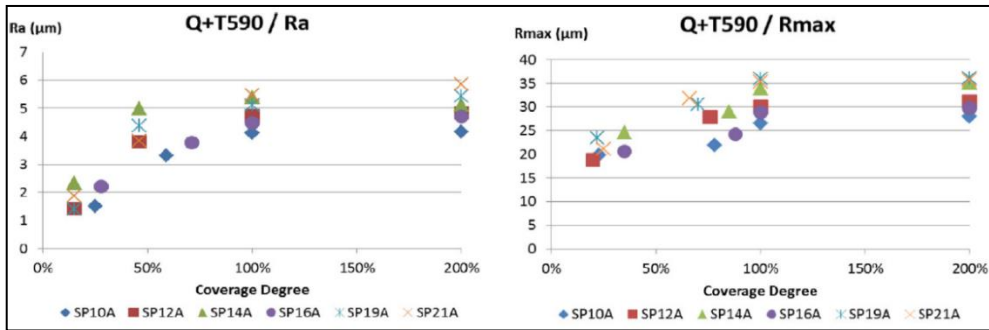


Figura 5-50. Rugosidad variando la cobertura (Llaneza & Belzunce, 2015a).

El efecto de la cobertura en la rugosidad se puede analizar por medio de la variante del shot-peening que alarga considerablemente el tiempo de exposición, es decir, el tratamiento de SSP. En el estudio de (Bagherifard & Guagliano, 2012) con el acero 39NiCrMo3 se muestra la diferencia entre los tratamientos aplicados con una cobertura del 100% y con otra de 1.500%. Como se muestra en la **Tabla 5-5**, el deterioro superficial generado por ambos tratamientos es más marcado al aumentar excesivamente la exposición.

Tabla 5-5. Rugosidad tras aplicar SP y SSP (Bagherifard & Guagliano, 2012).

	sin tratar	SP	SSP
R_a	0,57 μm	3,53 μm	7,53 μm
R_z	3,45 μm	17,41 μm	33,9 μm

Similar tendencia se observa en el estudio (Miková et al., 2013). Se presenta la evaluación de la rugosidad con el parámetro R_a (μm) para las superficies sin tratar, con tratamiento de shot-peening y con SSP. Los valores obtenidos son 2,58 μm , 3,15 μm y 8,39 μm respectivamente. Se observa que la rugosidad de la pieza sin tratamiento es bastante alta y, por tanto, no hay una gran variación con respecto a la obtenida tras el tratamiento de shot-peening. Sin embargo, se aprecia una importante variación en el valor de R_a cuando se extiende el tiempo de exposición para realizar el tratamiento de SSP.

En el estudio (Bagherifard et al., 2014) se realiza un análisis de la rugosidad similar a los estudios anteriores comparando la rugosidad que genera un tratamiento de shot-peening y otro de SSP. Además, en este estudio se analiza una variante del SSP en la que tras este tratamiento se aplica un segundo tratamiento de shot-peening con menor intensidad, con el objetivo de mejorar el acabado superficial tras el shot-peening. Esta práctica se conoce como DSP. Los datos de R_a (μm) obtenidos tras los tres tratamientos se presentan en la **Tabla 5-6**. Se observa la misma tendencia del aumento de rugosidad que en los estudios anteriores. Además, los datos confirman la reducción de la rugosidad tras el segundo tratamiento de shot-peening aplicado tras el SSP.

Tabla 5-6. Rugosidad tras aplicar SP, SSP y DSP (Bagherifard et al., 2014).

	SP	SSP	DSP
R_a	6,60 μm	14,89 μm	16,68 μm
R_t	46,4 μm	137,96 μm	93,83 μm

5.3.1.4 Rugosidad en otros metales tras shot-peening

En estudios con otros metales, por ejemplo, con la aleación de aluminio 6082-T5 de (Benedetti et al., 2004), se muestra que tras aplicar dos tratamientos de shot-peening con intensidades distintas, el tratamiento con menor intensidad (B60 \rightarrow 10N) aumenta la rugosidad R_t hasta un valor de 9,5 μm , mientras que el tratamiento con mayor intensidad (Z850 \rightarrow 10A), genera un aumento todavía mayor hasta alcanzar 17 μm . En la **Figura 5-51** se aprecia la distinta morfología superficial generada por los dos tipos de granalla, de distinto material y tamaño.

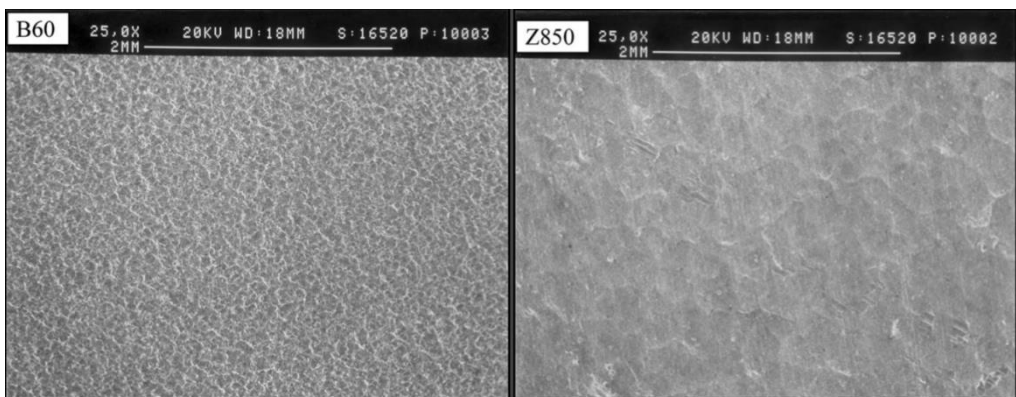


Figura 5-51. Morfología superficial en Al, tras dos tratamientos de SP (Benedetti et al., 2004).

En el estudio de (Fouad & Metwally, 2011) se aplican tres tratamientos de shot-peening con intensidades distintas a muestras de la aleación de aluminio Al 2024-T4. Se observa que la rugosidad R_a aumenta de manera proporcional al aumento de la intensidad del tratamiento de shot-peening.

En el estudio de (Yang et al., 2020) con el acero inoxidable SS304 se aplican tres tratamientos de shot-peening con intensidades distintas. Se confirma la tendencia de que la rugosidad aumenta con el aumento de la intensidad aplicada. En la **Figura 5-52** se observa el detalle de la morfología superficial producida por las distintas intensidades aplicadas en los tratamientos de shot-peening.

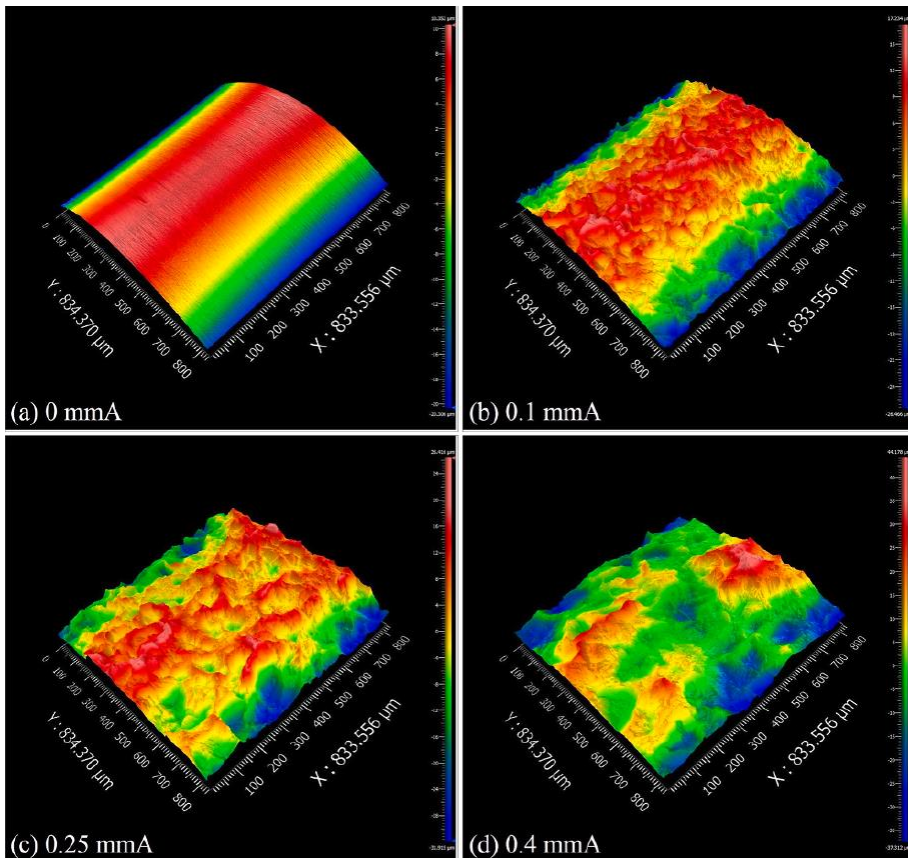


Figura 5-52. Topografía 3D del acero inoxidable S304 tras varios SP (Yang et al., 2020).

5.3.2 Integridad superficial mediante otros tratamientos mecánicos

Se ha observado que los tratamientos de shot-peening producen un aumento de la rugosidad superficial respecto a la pieza sin tratar. Algunos tratamientos mecánicos, por ejemplo, el DR, roller-burnishing RB, DF o LPB son capaces de mejorar la rugosidad de una pieza en condición inicial de mecanizada o torneada y rectificada. Habitualmente, tras la aplicación de uno de estos tratamientos, se puede obtener una R_z alrededor de $0,5 - 1 \mu\text{m}$. En el estudio (A. Avilés et al., 2019) con el mismo material que el empleado en la investigación de esta Tesis Doctoral, se compara la rugosidad obtenida tras un tratamiento de shot-peening y tras otro de LPB. Los datos obtenidos se muestran en la **Tabla 5-7** y son coherentes con lo expuesto. El tratamiento de LPB mejora la rugosidad superficial de la pieza torneada y obtiene unos valores dentro del rango previsto para este tipo de tratamientos, mientras que el tratamiento de shot-peening produce un claro empeoramiento de la rugosidad superficial.

Tabla 5-7. Rugosidad tras SP y LPB (A. Avilés et al., 2019).

	mecanizada	SP	LPB
Ra	0,49 μm	1,41 μm	0,08 μm
Rz	2,69 μm	7,79 μm	0,59 μm

En el estudio de (Wick et al., 2000) con un acero AISI 4140 templado y revenido, se preparan dos variantes: una con shot-peening y otra con un shot-peening realizado a 290°C , es decir, la variante conocida como WSP. La rugosidad superficial presenta un R_z de $8,1 \mu\text{m}$ para la variante con shot-peening y un R_z $11,3 \mu\text{m}$ para la variante de WSP. El incremento de la rugosidad superficial obtenido tras el WSP está relacionado con la menor dureza del material tratado al aumentar su temperatura durante el tratamiento.

En el trabajo (Luo et al., 2021) se analiza la rugosidad superficial obtenida tras cuatro tratamientos mecánicos distintos sobre probetas rectificadas de aleación de titanio Ti-6Al-4V. Estos tratamientos mecánicos aplicados son un DSP, dos tratamientos de LSP con distintas intensidades y un tratamiento combinado resultante de aplicar primero el tratamiento de LSP de menor intensidad seguido de un shot-peening. Los datos obtenidos aparecen en la **Tabla 5-8**. Se observa que el LSP genera menor rugosidad que el shot-peening y que un aumento en la intensidad del LSP, aumenta la rugosidad superficial obtenida.

Tabla 5-8. *Rugosidad tras LSP y SP (Luo et al., 2021).*

	rectificada	LSP 1	LSP 2	DSP	LSP+SP
Sa	0,825 μm	0,883 μm	1,651 μm	2,079 μm	1,239 μm

En el estudio de (Rodopoulos, 2003) se realiza un análisis similar al anterior, comparando el efecto en la rugosidad de dos tratamientos de LSP, uno de shot-peening y otro combinado entre shot-peening y LSP. El material empleado para fabricar las probetas es una aleación de aluminio 2024-T351. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 5-9**. Se observa que el shot-peening produce mayor rugosidad superficial que el LSP. La rugosidad que se obtiene con este tratamiento de LSP depende de la intensidad aplicada, del *overlap* y del número de pasadas realizadas.

Tabla 5-9. *Rugosidades tras LSP y SP (Rodopoulos et al., 2003).*

	pulida	SP	LSP	SP+LSP	LSP'
R_a (μm)	0,29	4,69	4,02	4,69	4,21
R_z (μm)	3,31	30,39	27,90	30,93	34,41

En el estudio de (Klumpp et al., 2014) se compara la rugosidad obtenida para distintos tratamientos mecánicos con unos parámetros de proceso habituales, aplicados a un acero AISI 4140 templado y revenido. En la **Figura 5-53**, se observa que el shot-peening es el tratamiento que mayor aumento de rugosidad genera. También se aprecia que el DR y el DF son los únicos capaces de reducir claramente la rugosidad superficial.

Los tratamientos de LSP, el PP o el MP, generalmente no aumentan la rugosidad inicial de la pieza o la aumentan ligeramente como es el caso del LSP. Sin embargo, estos tratamientos son muy dependientes de los parámetros de proceso seleccionado, tal y como se ha visto en los estudios anteriores para el LSP (ver **Tabla 5-8** y **Tabla 5-9**).

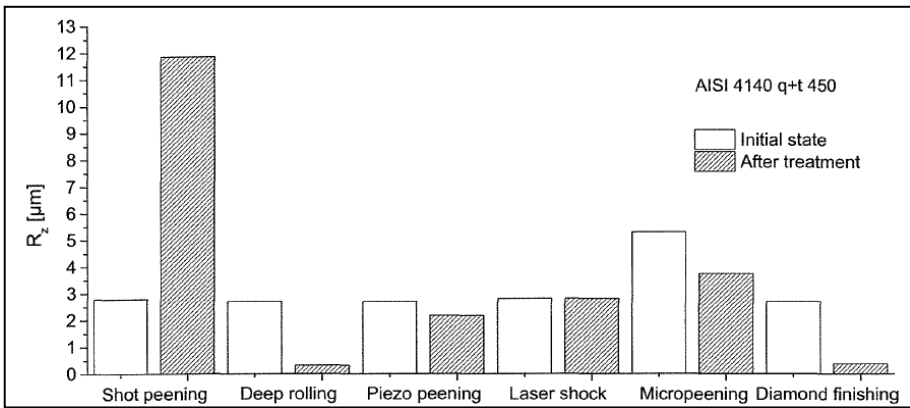


Figura 5-53. Rugosidad tras distintos tratamientos mecánicos (Klumpp et al., 2014).

En el estudio de (Mhaede et al., 2011) con una aleación de aluminio Al 7075-T73 y otra de titanio Ti-6Al-4V se aplican distintos tratamientos mecánicos. En la **Tabla 5-10** se presenta el valor de R_{max} medido en μm . Se observa que, en el material más duro (la aleación de titanio) la rugosidad generada siempre es menor. En este estudio, la rugosidad obtenida mediante LSP es mayor incluso que la generada por el shot-peening.

Tabla 5-10. Rugosidad máxima (μm) para distintos tratamientos (Mhaede et al., 2011).

R_z (μm)	electropulida	ball-burnishing	shot-peening	laser shock-peening
	EP	BB	SP	LSP
Al 7075-T73	1	5	18	20
Ti-6Al-4V	0,5	1,5	7,5	17,5

5.3.3 La profundidad alcanzada o deep-case o size-effect

Se entiende por profundidad afectada al área sub-superficial del material tratado que tiene su microestructura modificada. Es decir, generalmente, hasta donde se extiende el campo de tensiones residuales de compresión y el *work-hardening*.

Cada tratamiento mecánico, por su naturaleza o proceso de aplicación, tiene intrínsecamente una capacidad diferente de penetrar o afectar a capas superficiales más profundas del material tratado. La profundidad afectada depende tanto del tipo de tratamiento mecánico como de la selección de los parámetros del proceso. Además, de la selección del proceso, la profundidad afectada por el tratamiento mecánico también varía según las propiedades mecánicas del material tratado. Generalmente, en materiales más blandos se produce una mayor profundidad afectada.

De modo general, en la bibliografía se han observado las siguientes profundidades para los principales tratamientos mecánicos:

- SP \rightarrow 0,2 a 0,5 mm.
- LSP y DR \rightarrow típicamente 1 mm (hasta 2,5 mm).

Se observa que el LSP y los tratamientos de bruñido alcanzan una mayor profundidad que el shot-peening. Como se verá en los siguientes capítulos, la profundidad alcanzada afecta al comportamiento elastoplástico del material tratado y a la resistencia al crecimiento de grieta.

5.4 Síntesis de la integridad superficial

Los principales factores que producen un aumento de la rugosidad superficial obtenida por el tratamiento de shot-peening son:

- Aumento de la intensidad.
- Aumento de la cobertura.
- Reducción de la dureza del material tratado.

Otros tratamientos como el LSP producen generalmente una menor rugosidad en comparación con la obtenida por el shot-peening. Sin embargo, los parámetros del proceso del LSP influyen notablemente en el acabado superficial. Los tratamientos que normalmente mejoran el acabado superficial son los relacionados con el bruñido: DR, ball-burnishing BB o LPB.

Capítulo 6:

**RELAJACIÓN DE
TENSIONES RESIDUALES
SOMETIDAS A CARGA
CÍCLICA**

Capítulo 6 Relajación de tensiones residuales sometidas a carga cíclica

El campo de tensiones residuales de compresión introducido por el tratamiento mecánico es el principal agente de la mejora en la resistencia a fatiga (de los Rios et al., 1995), (Wagner, 1999). Sin embargo, este campo de tensiones residuales tiende a reducirse o *relajarse* a medida que se aplican cargas o sollicitaciones externas sobre la pieza tratada (Mattson & Coleman Jr, 1954). Estas cargas externas pueden ser:

- cargas térmicas.
- cargas mecánicas, cuasi-estáticas o cíclicas.
- cargas termo-mecánicas.

Esta Tesis Doctoral está enfocada en el estudio de la aplicación del tratamiento mecánico de shot-peening para mejorar la resistencia a fatiga de la pieza tratada. Por ello, a lo largo de los siguientes apartados, se va a profundizar en el fenómeno de la relajación de tensiones por tensión mecánica aplicada cíclica.

El desarrollo del estudio de la relajación de tensiones por aplicación de carga mecánica cuasi-estática se desarrolla en el Capítulo 10. Este estudio tiene un carácter didáctico experimental, con el objetivo de entender las bases de la relajación de tensiones residuales bajo carga mecánica y así, poder interpretar mejor la relajación de tensiones bajo carga mecánica cíclica.

A continuación, se presenta una breve explicación de la relajación térmica, ya que el en apartado 11.4.2 se ha incluido un pequeño análisis de la relajación térmica, al exponer a la probeta tratada con shot-peening a un recocido a 300°C. Sin embargo, este ensayo está enfocado a evaluar y analizar la evolución de la microestructura.

En la relajación térmica, la carga externa es la exposición de la pieza tratada a altas temperaturas, un proceso similar a un recocido. A medida que aumenta la temperatura

y el tiempo de exposición, la relajación de tensiones es mayor, siguiendo una ecuación de Avrami (Vöhringer, 1987). Esta relajación es más severa con tratamientos mecánicos que introducen un mayor *cold-work* en la pieza tratada, como es el shot-peening, principalmente cuando el efecto del *cold-work* es únicamente el aumento de la densidad de dislocaciones, ya que requieren energías de activación más bajas. Piezas tratadas con otros tratamientos mecánicos, como el LSP o el LPB presentan una mayor estabilidad térmica (Zhuang & Halford, 2001).

La relajación por cargas termo-mecánicas puede considerarse como la combinación de ambos casos.

Desde un punto microscópico, la relajación de tensiones residuales debido a la aplicación de una carga mecánica está relacionada con el movimiento de dislocaciones (Dalaei et al., 2011). Desde el punto de vista macroscópico, la relajación está directamente relacionada con la aparición de deformaciones plásticas (Totten et al., 2002). A medida que se generan mayores deformaciones plásticas en la pieza tratada, la relajación de tensiones residuales es más importante (Altenberger, Martin, et al., 1999).

Los principales factores de la relajación de tensiones residuales bajo la aplicación de una carga mecánica cíclica son los siguientes (Zhuang & Halford, 2001), (Suliman Zaroog et al., 2009):

- 1- Perfil de tensiones residuales y nivel de *work-hardening*.
- 2- Comportamiento elastoplástico del material tratado bajo carga cíclica.
- 3- Amplitud, gradiente y ratio de la tensión aplicada y número de ciclos realizados.

Los dos primeros factores mencionados están relacionados con el estado de la microestructura en la zona superficial afectada por el tratamiento mecánico aplicado. Por tanto, dependen tanto de la microestructura del material base como del efecto específico que produce sobre ella el tratamiento mecánico aplicado. Es decir, dependen de la combinación entre el material base y el tratamiento aplicado.

El tercer factor se refiere al requerimiento de carga exterior aplicada y se relaciona con el comportamiento elastoplástico, ya que éste varía en función de la magnitud y gradiente de la carga aplicada y el número de ciclos realizados.

En el capítulo anterior, Capítulo 6, se ha analizado el efecto que tienen los tratamientos mecánicos aplicados a un determinado material base en sus propiedades superficiales. En los siguientes apartados, se va a profundizar en el análisis de la evolución del estado de la microestructura y del comportamiento elastoplástico del material tratado, al ser sometido a una carga mecánica cíclica.

6.1 Comportamiento elastoplástico bajo carga cíclica

La curva de tensión-deformación cíclica sirve para conocer el comportamiento elastoplástico de un material cuando está sometido a carga cíclica (R. Avilés, 2015). Sin embargo, esta curva se obtiene tras una serie de ensayos experimentales a distinto nivel de carga. Los datos elastoplásticos (tensión-deformación) se fijan cuando el ciclo de histéresis se ha estabilizado tras el transcurso de una serie de ciclos, normalmente tras $N_f/2$ ciclos. Para conocer el comportamiento elastoplástico cíclico real del material, se debe analizar de forma experimental mediante ensayos de carga cíclica con tensión y deformación controlada. De esta manera, se observan los ciclos de histéresis que permiten distinguir y cuantificar el tipo de deformación, elástica o plástica, generada por la tensión aplicada (Branco et al., 2012).

El comportamiento elastoplástico depende del tipo y estado del material, es decir, de sus propiedades mecánicas y metalúrgicas. Además, el tratamiento mecánico aplicado, al modificar las propiedades superficiales del material tratado, afecta a su comportamiento elastoplástico. En este aspecto, la relación entre el área afectada (profundidad) y el área de la sección completa de la probeta, tiene una significativa influencia, al considerarse el comportamiento elastoplástico del material combinado.

Tal y como se ha comentado anteriormente, la aparición de deformaciones plásticas genera la reducción de tensiones residuales. Por tanto, los materiales tratados que generen una menor amplitud de deformaciones plásticas para una carga externa aplicada dada presentarán una mayor estabilidad de tensiones residuales.

6.1.1 Comportamiento elastoplástico tras shot-peening

Se presentan a continuación una serie de estudios que incluyen gráficos que muestran para distintos materiales tratados por shot-peening, la evolución de su comportamiento elastoplástico a medida que avanza el número de ciclos de tensión aplicada con distinta magnitud.

En el estudio (Martin et al., 1998) se emplea el acero SAE 1045 (Ck45), cuyas propiedades mecánicas son σ_{yp} 460-480 MPa, σ_{ut} 740 MPa y ϵ_{ut} 22%, y se le aplica un tratamiento de shot-peening con dos intensidades distintas 0,175 mmA y 0,120 mmA. En este estudio se analiza la aparición de las deformaciones plásticas para cuatro niveles distintos de tensión aplicada y el número de ciclos realizados, tanto para el acero sin tratamiento mecánico como para las variantes tratadas con los dos tratamientos de shot-peening de intensidades distintas. Este análisis aparece representado en la **Figura 6-1**. En su interpretación se debe tener en cuenta que el eje horizontal está en escala logarítmica.

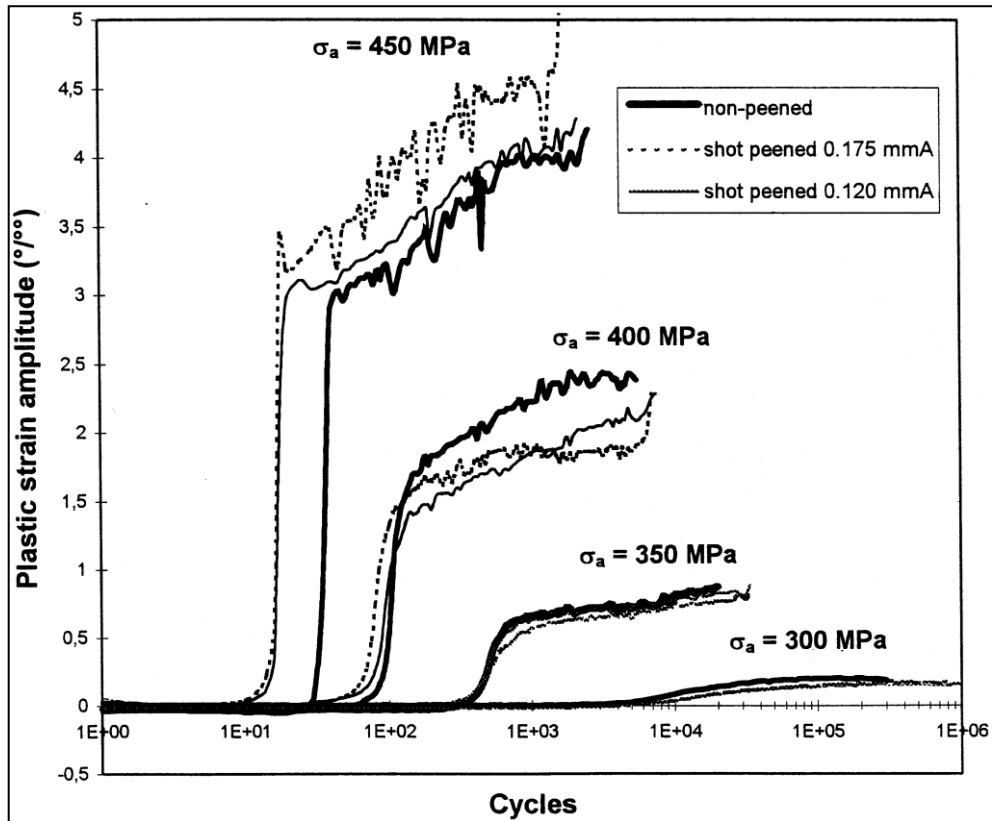


Figura 6-1. Comportamiento elastoplástico tras shot-peening del SAE 1045 (Martin et al., 1998).

Para todos los niveles de tensión aplicados, durante los primeros ciclos, las tres variantes estudiadas muestran un comportamiento elástico. Este periodo aumenta a medida que el nivel de tensión aplicado es menor. Desde un punto de vista microscópico, este período elástico está relacionado con el tiempo necesario para que las densidades de dislocaciones alcancen su valor crítico para permitir la aparición de deformaciones plásticas (Güemes & Martin, 2012).

En los siguientes ciclos, aparece en las tres variantes un fenómeno de *cyclic-softening*, que genera un aumento brusco de las deformaciones plásticas en pocos ciclos. Este

aumento es más pronunciado a medida que se incrementa la magnitud de la tensión axial aplicada. Posteriormente, el aumento de la deformación plástica se suaviza, pero sigue creciendo progresivamente hasta que llega al ciclo donde se da la fractura N_f .

Analizando las diferencias de comportamiento elastoplástico entre las variantes tratadas con shot-peening y las sin tratar, se observa que existe mayor diferencia cuando la tensión aplicada tiene mayor magnitud. En el caso de la tensión aplicada máxima (450 MPa), muy cercana al valor del límite de fluencia monotónico (460-480 MPa), para las variantes tratadas con shot-peening, las deformaciones plásticas aparecen antes y con mayor magnitud en comparación con la variante sin tratar. Además, en la variante tratada con la mayor intensidad (0,175 mmA) la amplitud de las deformaciones plásticas es la máxima. Es decir, se interpreta que bajo una tensión aplicada muy alta ($\sigma_a \sim \sigma_{yp}$), el shot-peening aplicado favorece la aparición de deformaciones plásticas. Una explicación de este fenómeno, desde un punto de vista microscópico, puede ser que el exceso o alta densidad de dislocaciones que el shot-peening genera (se observa más deformación en la variante con mayor intensidad), bajo una alta sollicitación externa, favorece el movimiento de dislocaciones de manera que las deformaciones plásticas aparecen tras un menor número de ciclos.

En el resto de los tres niveles de tensión aplicados con una menor magnitud, el shot-peening aplicado reduce el *cyclic-softening* en las variantes tratadas, ya que las deformaciones plásticas que aparecen tienen menor amplitud que las que aparecen en la variante sin tratamiento mecánico. Además, con mayor intensidad del shot-peening aplicado, las deformaciones plásticas son más reducidas.

En el estudio de (Schulze et al., 1996) se analiza el comportamiento elastoplástico del acero AISI 4140 templado y revenido. Se observa en la **Figura 6-2** que el comportamiento de este material sin tratar tiene la misma tendencia que el acero SAE 1045 del anterior estudio, mostrando también un periodo inicial sin deformaciones plásticas, inversamente proporcional a la carga aplicada.

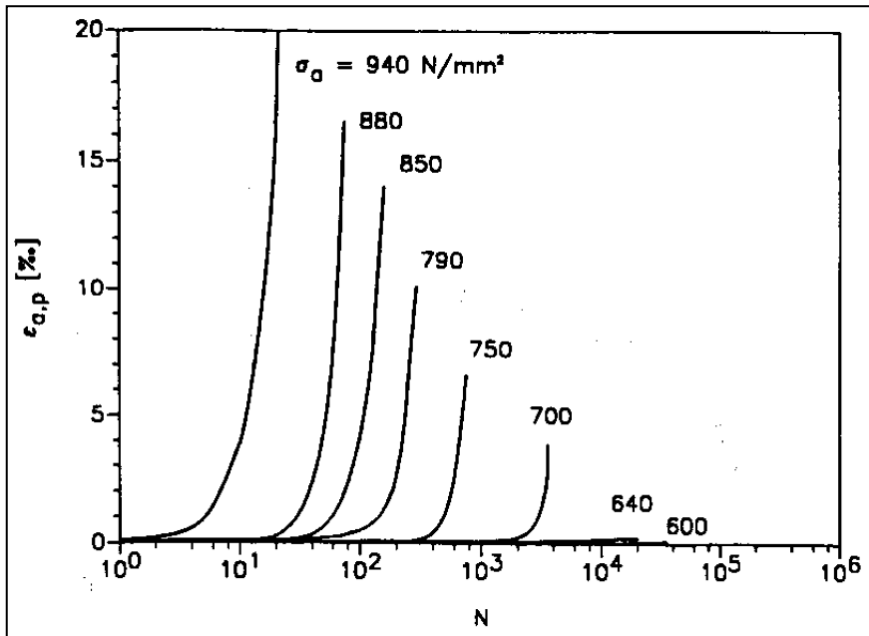


Figura 6-2. Comportamiento elastoplástico del AISI 4140 (Schulze et al., 1996).

En la **Figura 6-3**, se comparan las deformaciones plásticas entre una variante con shot-peening y otra sin tratar, a un nivel de tensión constante de 700MPa, que no es muy elevado, ($\sigma_a < \sigma_{yp}$). En este caso se observa que la variante con shot-peening genera mayor deformación plástica. Esta tendencia es habitual de aceros en condición de templado y revenido, cuyo comportamiento elastoplástico tiende al *cyclic-softening*.

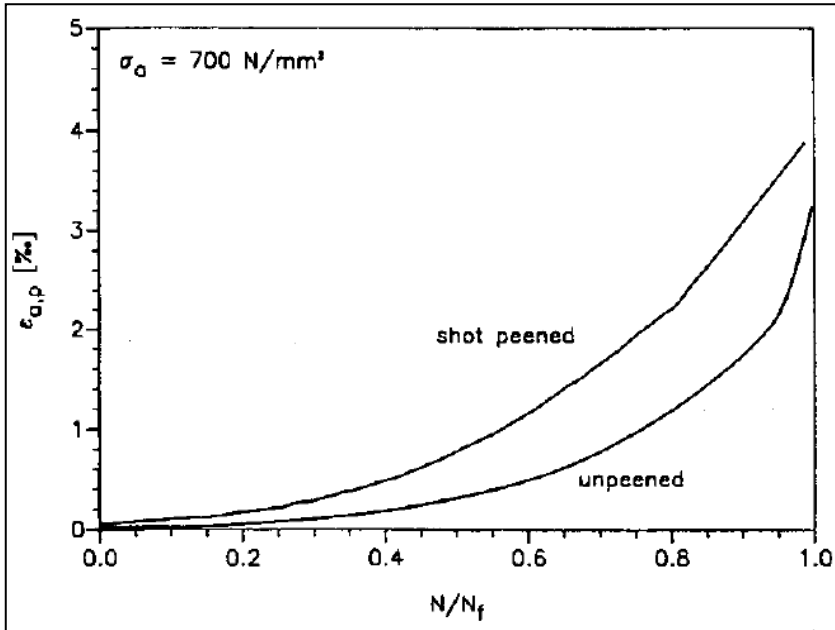


Figura 6-3. Comparación comportamiento con y sin shot-peening (Schulze et al., 1996).

En el estudio de (Dalaei et al., 2011) se realizan ensayos de fatiga manteniendo constante la deformación total en lugar de la tensión exterior aplicada. El material base empleado es un acero microaleado con las siguientes propiedades mecánicas, σ_{yp} 600 MPa, σ_{ut} 950 MPa. Este acero es sometido a shot-peening con intensidad 0,25 mmA y cobertura de 200%.

En la **Figura 6-4** se presenta la evolución, con el número de ciclos, del nivel de tensión aplicada necesario para mantener la deformación total constante. Para los dos niveles de deformación aplicada más altos, se observa un ligero *cyclic-hardening* inicial del material en los primeros 10 ciclos. Después, el comportamiento cíclico permanece constante, hasta llegar al colapso por rotura.

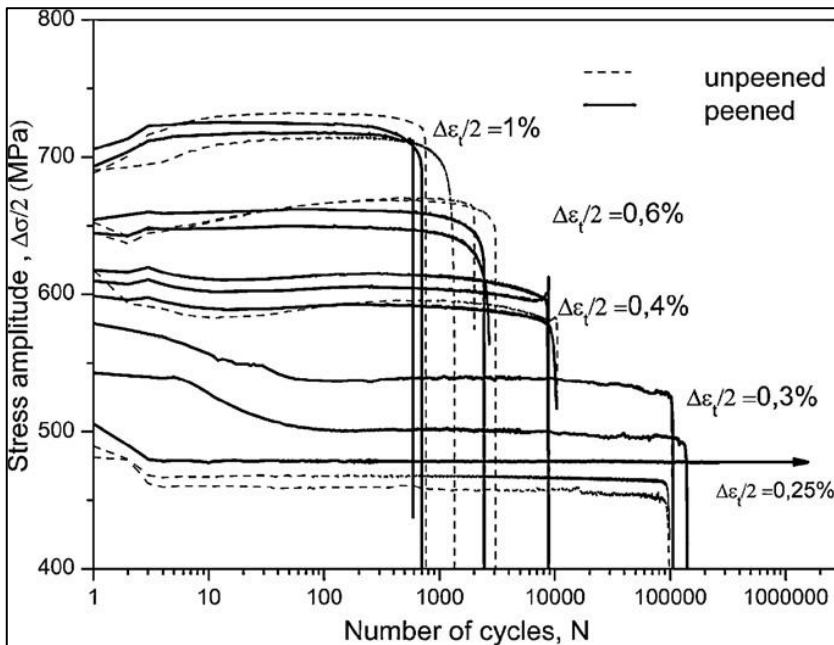


Figura 6-4. Comportamiento elastoplástico del acero microaleado (Dalaei et al., 2011).

En los tres niveles de deformación aplicada más bajos se observa inicialmente un progresivo *cyclic-softening* del material, que tiende a estabilizarse con el paso de los ciclos (en $N_i/2$ está estabilizado). Ambas variantes, con y sin shot-peening siguen las mismas tendencias para cada nivel de deformación. Esta misma tendencia se observa en el estudio de (Ahlström & Karlsson, 2009) para un acero de propiedades similares.

Se observa que este acero tratado con shot-peening, sigue la misma tendencia mostrada en el estudio de (Martin et al., 1998). Si la carga externa (deformación en este caso) es alta, la variante con shot-peening requiere menor tensión aplicada. Es decir, en niveles de carga altos, la variante con shot-peening muestra mayor *cyclic-softening* que la variante sin tratamiento. Sin embargo, a niveles bajos, la tendencia de nuevo se invierte. La variante con shot-peening muestra un *work-hardening* que reduce o limita el *cyclic-softening* propio del material.

6.1.2 Comportamiento elastoplástico tras distintos tratamientos mecánicos

En el estudio de (Altenberger, 2002) se muestra una comparativa entre el inicio de las deformaciones plásticas para dos tratamientos mecánicos distintos aplicados en el mismo acero SAE 1045: el shot-peening y el DR. En este caso, ambos tienen la misma profundidad de capas afectadas por el tratamiento ($<0,4$ mm), pero diferentes valores del FWHM, es decir, diferentes niveles de *work-hardening*. El material tratado con shot-peening (I: 0,175 mmA) tiene mayor nivel de *work-hardening* que la variante tratada con DR (presión 30 bar). A nivel microscópico, por tanto, la variante con shot-peening presenta una mayor cantidad de densidades de dislocación. En la **Figura 6-5** se muestra la aparición de deformaciones plásticas con el número de ciclos para el mismo nivel de carga aplicada ($400 \text{ MPa} < \sigma_{yp}$ 460-480 MPa) en las dos variantes. Se observa que, con la misma profundidad afectada, las deformaciones plásticas aparecen unos pocos ciclos antes en la variante con shot-peening. Sin embargo, su magnitud máxima alcanza un nivel menor que en la variante con DR.

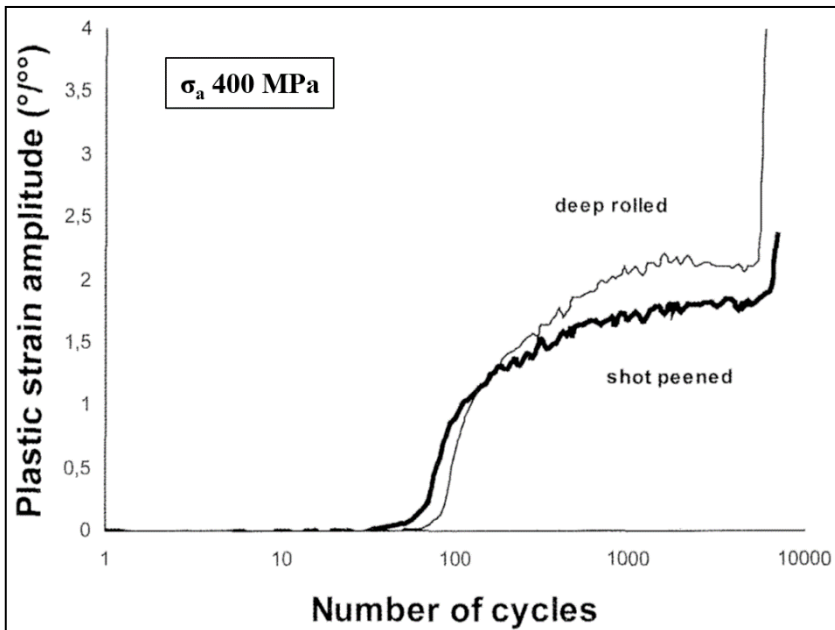


Figura 6-5. Comportamiento elastoplástico de las variantes SP y DR del acero SAE 1045 (Altenberger, 2002).

El estudio de (Altenberger, Scholtes, et al., 1999) está desarrollado con el acero inoxidable AISI 304 con las siguientes propiedades mecánicas, σ_{yp} 245 MPa, σ_{ut} 650 MPa y ϵ_{ut} 62%. Se presentan dos variantes sometidas a un tratamiento de shot-peening con dos intensidades distintas: 0,175 mmA y 0,12 mmA y otras dos variantes tratadas con DR a dos presiones distintas: 75 y 150 bares. En la **Figura 6-6** aparece la representación de la evolución de las deformaciones plásticas cuando se aplican tres tensiones externas con distinta magnitud: 320 MPa, 280 MPa y 260 MPa, todas ellas por encima del límite elástico. En estas gráficas aparecen las cuatro variantes descritas junto con la variante sin tratamiento mecánico.

La tendencia de todas ellas es similar para los tres niveles de tensión ensayados, presentado un progresivo *cyclic-softening* a medida que avanzan los ciclos. En los niveles de tensión aplicada más bajos, se observa un significativo *cyclic-hardening* durante los ciclos finales en las variantes con tratamiento mecánico. Bajo las tres tensiones aplicadas, la variante sin tratamiento sufre las mayores deformaciones plásticas, por el contrario, la tratada con el DR de mayor presión presenta las deformaciones plásticas más bajas. La variante con shot-peening con mayor intensidad presenta menores deformaciones plásticas que la de menor intensidad. Sin embargo, en este estudio con el acero AISI 304, no se observa que la introducción de un mayor *work-hardening* mediante el shot-peening en comparación con el DR genere un menor nivel de deformaciones plásticas. En este estudio, el desarrollo de menores deformaciones plásticas en las variantes con DR está relacionado con la mayor profundidad de capa afectada por el tratamiento mecánico, como se indica en la **Figura 5-43**.

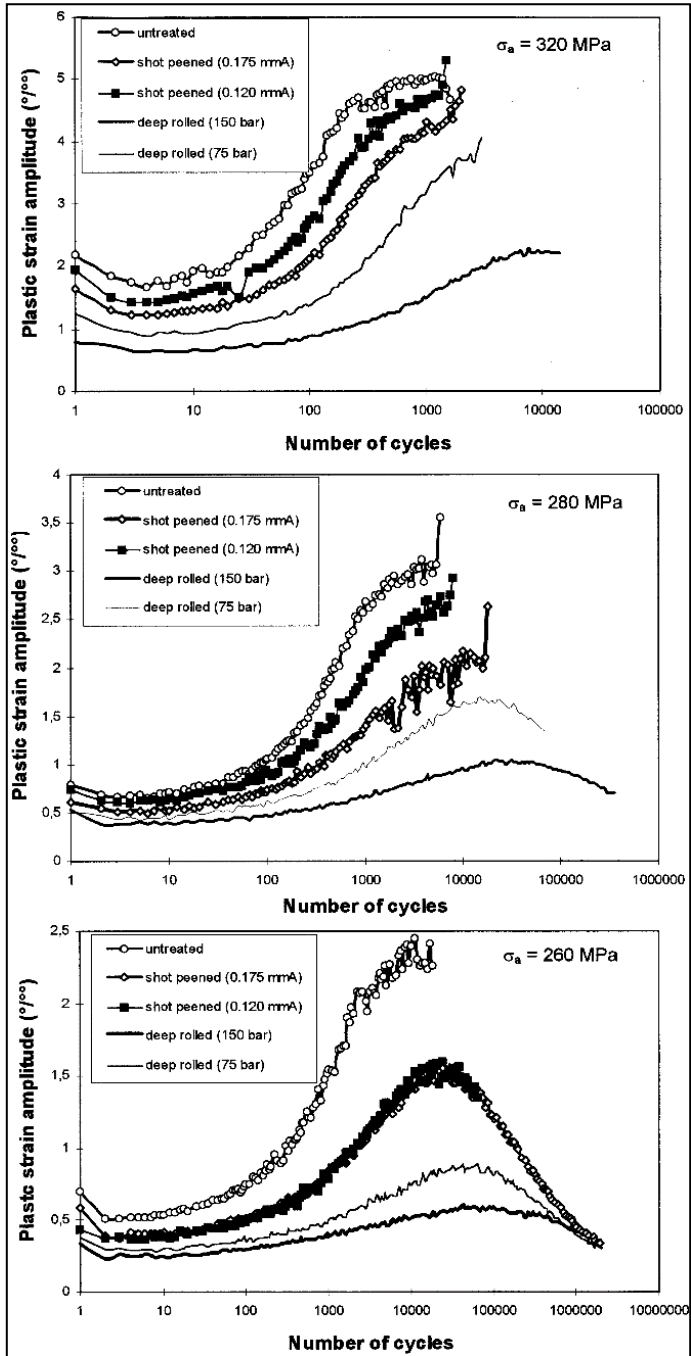


Figura 6-6. Comportamiento elastoplástico del acero inoxidable AISI 304 (Altenberger, Scholtes, et al., 1999).

Un caso que muestra una tendencia contraria a la vista hasta ahora, se presenta en el estudio de (Altenberger, Martin, et al., 1999). El material tratado es una aleación de magnesio AZ31, de la que se generan dos variantes, una con shot-peening con intensidad 0,2 mmA y otra con DR con presión 100 bar. La evolución de su comportamiento elastoplástico cuando está sometido a una carga cíclica de 125 MPa (valor cercano a su límite de fluencia) se presenta en la **Figura 6-7**. Para la pieza sin tratar, se observa una importante deformación plástica desde el primer ciclo, que a medida que avanzan los ciclos tiende a reducirse, demostrando un comportamiento de *cyclic-hardening*. En la pieza tratada por shot-peening, se observa la misma tendencia, sin embargo, la amplitud de las deformaciones plásticas es reducida. La variante con DR muestra en todos los ciclos un comportamiento prácticamente elástico.

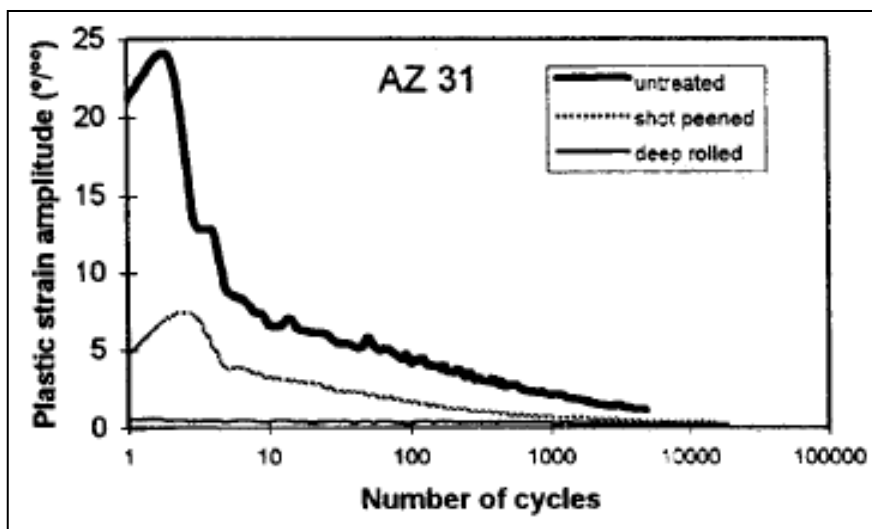


Figura 6-7. Comportamiento elastoplástico AZ31, sin tratar y tratado por SP y DR (Altenberger, Martin, et al., 1999).

6.1.3 Comportamiento del material combinado y efecto de la profundidad afectada

En el Capítulo 5 se ha comentado que una de las principales propiedades de los tratamientos mecánicos es su capacidad de afectar a un mayor número de capas

superficiales. En muchos estudios, para el análisis de las probetas utilizadas, se distinguen dos zonas diferentes: la exterior, que ha sufrido el tratamiento mecánico, y el núcleo interior, que queda ajeno al efecto del tratamiento.

En el apartado anterior se ha mostrado que las variantes tratadas mecánicamente pueden presentar distinto comportamiento elastoplástico que las probetas sin tratamiento mecánico aplicado, es decir, sólo de material base. Esta diferencia de comportamiento elastoplástico está relacionada con:

- La relación de área entre las dos zonas, con tratamiento y la no afectada.
- La modificación de las propiedades mecánicas que el tratamiento mecánico introduce.

Los tratamientos mecánicos, generalmente, introducen *work-hardening* que pueden aumentar el límite de fluencia a tracción. Debido a este incremento, por el efecto Bauschinger, el límite elástico a compresión se ve reducido (Bauschinger, 1886).

Es muy difícil cuantificar las propiedades mecánicas únicamente del material tratado mecánicamente, separándolo del comportamiento mecánico del material base. En muchos estudios, se utiliza el concepto de comportamiento del *material combinado*, que engloba el comportamiento elastoplástico del material tratado y del material sin tratar. Dentro de este comportamiento global, ambas zonas diferenciadas pueden mostrar un comportamiento elastoplástico distinto.

En el estudio de (Martin et al., 1998) para una probeta con shot-peening se taladra un orificio en el interior de la probeta, de manera que se reduce el área del material sin tratar y, por tanto, la relación de áreas se duplica casi hasta el 33%. El distinto comportamiento elastoplástico se observa en la **Figura 6-8**. Se observa que esta variante tiene inicialmente una deformación plástica mayor, pero con el avance de los ciclos se mantiene en niveles más bajos que para las otras dos variantes.

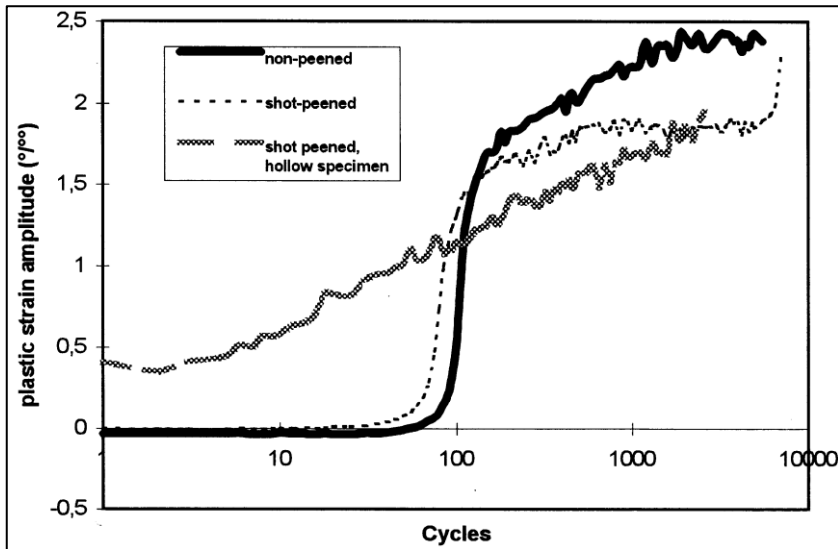


Figura 6-8. Comportamiento elastoplástico variando la relación de áreas (Martin et al., 1998).

En el estudio de (Altenberger, 2002) realizado con el acero SAE 1045 (Ck45), cuyas propiedades mecánicas son σ_{yp} 460-480 MPa, σ_{ut} 740 MPa y ε_{ut} 22%, se observa que la profundidad superficial a la que afectan distintos tratamientos de DR, altera la respuesta elastoplástica del material tratado bajo una carga alterna aplicada de 400 MPa. En la **Figura 6-9**, se observa que el tratamiento de DR que afecta a una mayor profundidad (realizado con mayor presión), reduce el nivel de deformación plástica generado en la pieza tratada, aunque esta deformación aparezca antes. Las probetas con menor profundidad afectada sufren un brusco aumento de las deformaciones plásticas, mientras que las probetas con mayor capa afectada muestran un aumento más progresivo.

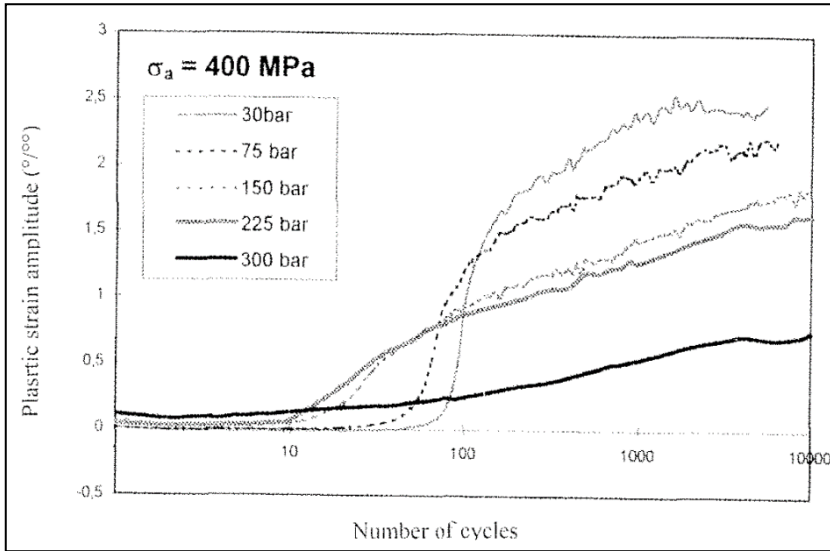


Figura 6-9. Comportamiento elastoplástico del SAE 1045 con DR (Altenberger, 2002).

Se observa, por tanto, que un mayor nivel de *work-hardening* afecta al comportamiento elastoplástico cíclico de los materiales tratados mecánicamente, generalmente reduciendo el nivel de deformación plástica. Esto se observa en las **Figura 6-5** y **Figura 6-6**. Sin embargo, tiene mayor influencia en el comportamiento elastoplástico cíclico la relación entre el área afectada por el tratamiento mecánico respecto al área total de la sección de la probeta, tal y como se observa en la **Figura 6-8** y la **Figura 6-9**.

6.2 Influencia de la carga cíclica aplicada en la relajación de tensiones residuales

La relajación de tensiones residuales de compresión introducidas mediante un tratamiento mecánico está directamente afectada por la magnitud, gradiente y el número de ciclos realizados por la tensión cíclica aplicada. El principal agente de la relajación es la magnitud de la tensión aplicada, ya que cuanto mayor sea la misma, más deformación plástica será capaz de generar sobre la pieza tratada. Tal y como se

ha mencionado anteriormente, la aparición de deformaciones plásticas es el mecanismo para la relajación de tensiones residuales mediante un esfuerzo mecánico (Schulze et al., 1996).

La evaluación de la relajación de tensiones bajo la aplicación de una carga cíclica suele representarse con gráficos que relacionan la evolución del valor de la tensión residual en la superficie de la probeta a medida que avanzan los ciclos para una carga aplicada fija (Kim et al., 2013).

Muchos estudios sobre relajación de tensiones residuales indican que el proceso habitual de la relajación consiste en una reducción muy importante de la tensión residual tras el primer ciclo (Schulze, 2006), (Schulze et al., 1996), (Khadhraoui et al., 1997), (Fathallah et al., 2003). Esta relajación en el primer ciclo se conoce como cuasi-estática y aparece si la suma de la tensión residual de compresión más la tensión aplicada (en el medio ciclo de compresión) sobrepasan el límite elástico monotónico y, por tanto, se alcanzan deformaciones plásticas. Después de este primer o primeros ciclos, la relajación de tensiones residuales continúa de un modo progresivo siguiendo el avance (logarítmico) de los ciclos aplicados (Kodama, 1972). A mayor nivel de tensión aplicada, más acusada es la progresión de la relajación de tensiones residuales.

6.2.1 Influencia de la magnitud de la carga cíclica aplicada

En el estudio de (Martin et al., 1998), mencionado en el apartado anterior, que emplea el acero SAE 1045, se muestra la evolución de la tensión residual en la superficie en función del número de ciclos para dos niveles de tensión aplicada: 450 MPa y 300 MPa. Estos dos gráficos aparecen representados en la **Figura 6-10**, en la que también se incluyen el valor del HW y de la amplitud de las deformaciones plásticas generadas, ya mostradas en la **Figura 6-1**.

Para el nivel de tensión aplicada con mayor magnitud (450 MPa ~ σ_{yp} 460-480 MPa), en la **Figura 6-10 a)**, se observa una importante relajación cuasi-estática en el primer ciclo (aproximadamente de un 20%). Después, aparece un periodo de tensión residual estable en la superficie hasta aproximadamente 20 ciclos. En ese momento, aparecen de forma abrupta importantes deformaciones plásticas y, por tanto, la tensión residual en la superficie se reduce de forma brusca, casi hasta llegar a anularse. Posteriormente, aparece un periodo de reequilibrio interno de las tensiones residuales en el que se observa cierta recuperación del nivel de tensiones residuales en la superficie. Sin embargo, la tendencia de la tensión residual en la superficie indica una reducción debida al progresivo aumento de las deformaciones plásticas.

En la **Figura 6-10 b)** se presenta el caso de estudio con la tensión aplicada de menor magnitud, 300 MPa. En este caso, la tensión aplicada no genera deformaciones plásticas hasta llegar a unos 10.000 ciclos. Hasta ese momento, el nivel de tensiones residuales en la superficie apenas sufre una leve reducción. A partir de esta cantidad de ciclos, el material presenta un comportamiento más intenso de *cyclic-softening* y aparece una ligera deformación plástica, que produce una reducción de las tensiones residuales en la superficie.

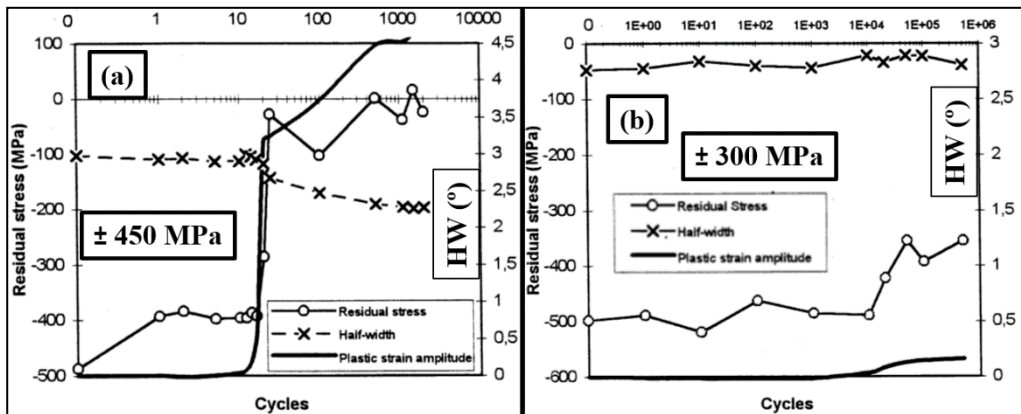


Figura 6-10. Evolución de la relajación de tensiones residuales en acero SAE 1045 (Martin et al., 1998).

En la **Figura 6-2** se ha mostrado el comportamiento elastoplástico del acero AISI 4140 templado y revenido, estudiado en (Schulze et al., 1996). Se observaba la aparición de deformaciones plásticas tras un periodo inicial en el que sólo se producían deformaciones elásticas. Este periodo se reducía y el valor de las deformaciones plásticas aumentaba, si la tensión aplicada aumentaba. En la **Figura 6-11** se muestra la relajación de tensiones residuales en la superficie con distinta tensión aplicada. Se comprueba que, a mayor tensión aplicada, se produce una mayor relajación de las tensiones residuales. A partir del primer ciclo, en el que ocurre una importante relajación quasi-estática, se observa una progresiva relajación de tensiones residuales que mantiene una tendencia similar a las curvas de la deformación plástica. Se observa que, en el nivel de tensión aplicada de 400 MPa, no se producen deformaciones plásticas y, por tanto, en este nivel de tensión aplicada, sólo tiene lugar la relajación de tensiones cuasi-estática, estableciéndose después la tensión residual estabilizada.

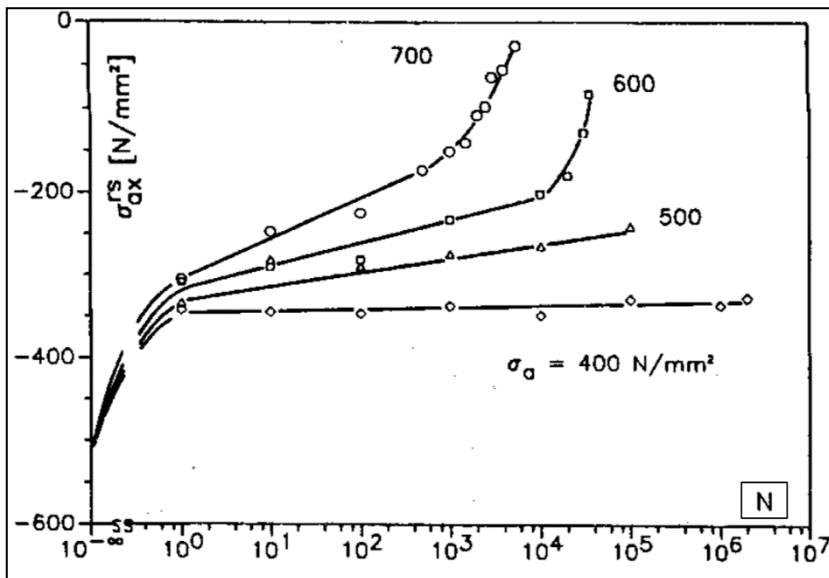


Figura 6-11. Relajación de tensiones residuales en AISI 4140 con shot-peening (Schulze et al., 1996).

En el estudio de (Dalaei et al., 2011), con ensayos de deformación total constante, se ha mostrado el comportamiento elastoplástico del acero empleado en la **Figura 6-4**. La evolución de la relajación de tensiones residuales en la superficie de la pieza tratada con shot-peening con el avance de los ciclos para los distintos niveles de deformación total se muestra en la **Figura 6-12**. Se comprueba que un mayor nivel de tensión aplicada o de deformación total (plástica) produce una mayor relajación de tensiones residuales. Se puede observar que, cuando el nivel de deformación producida es muy alto, la relajación de tensiones residuales es muy brusca. Sin embargo, cuando el nivel de deformación es muy bajo, la relajación de tensiones residuales se reduce sólo a la relajación cuasi-estática inicial. Después, la tensión residual se mantiene prácticamente en su nivel de tensión residual estabilizado.

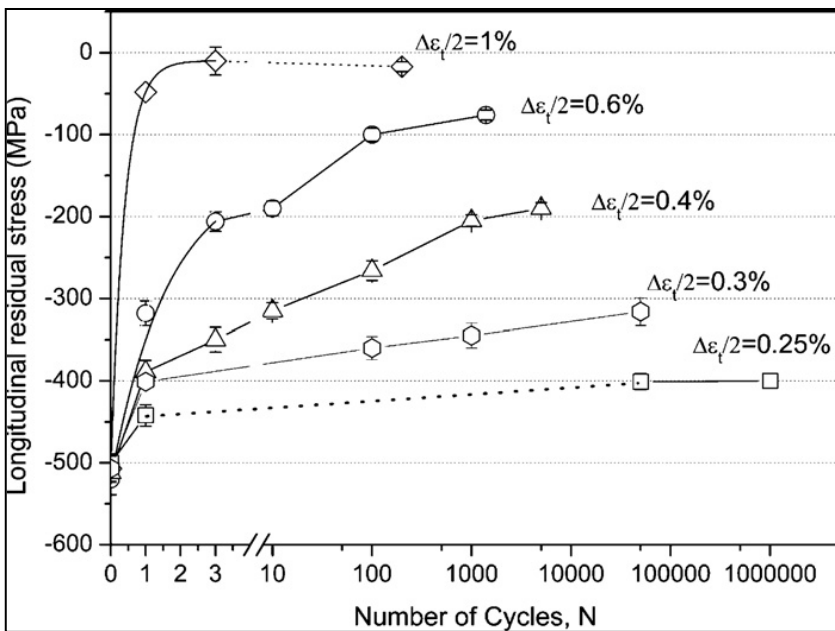


Figura 6-12. Relajación de tensiones residuales bajo distinto nivel de deformación (Dalaei et al., 2011).

6.2.2 Tensión residual estabilizada

En los primeros ciclos del proceso de relajación de tensiones residuales, se produce la relajación cuasi-estática de la tensión residual, en la que la tensión residual se reduce de manera brusca. Tras esta fase inicial, generalmente a niveles de tensión aplicada reducidos, se produce una estabilización del nivel de tensión residual. Es decir, la evolución de la tensión residual converge y queda estable. Esta tendencia se observa en el estudio de relajación de tensiones de (Schulze et al., 1996), cuando se aplica una tensión de 400 MPa (ver **Figura 6-11**). También se observa la estabilización de la tensión residual en el gráfico de relajación de tensiones residuales de la **Figura 6-12**, correspondiente al estudio de (Dalaei et al., 2011). Cuando la deformación aplicada es del 0,25%, correspondiendo con una tensión aplicada alrededor de 450 MPa, tal y como se deduce de la **Figura 6-4**, la tensión residual converge a un valor del que no varía durante el resto de los ciclos aplicados.

6.2.3 Efecto del gradiente de la tensión aplicada

En la investigación de esta Tesis Doctoral, todos los ensayos de fatiga están realizados con carga axial, cuya distribución de tensión aplicada es uniforme en toda la sección central de la probeta (ver **Figura 2-6**). Sin embargo, en ensayos de fatiga de flexión rotativa, la distribución de tensiones aplicadas tiende a aumentar desde el centro de la probeta hacia la superficie de la misma. Esta diferencia de gradiente de la carga externa aplicada afecta a la relajación de tensiones. Así se observa en el estudio de (Bignonnet, 1987) para el acero 4NiCr / 35NCD16 con un tratamiento de shot-peening. En la **Figura 6-13** se han superpuesto los gráficos de relajación de las componentes radial y longitudinal de la tensión residual en la superficie cuando se aplica carga axial (color marrón) y carga de flexión rotativa (color azul). Se observa que, para todos los niveles de tensión axial aplicada y para ambas componentes de la tensión residual, la relajación de tensiones es mayor en el caso de carga axial.

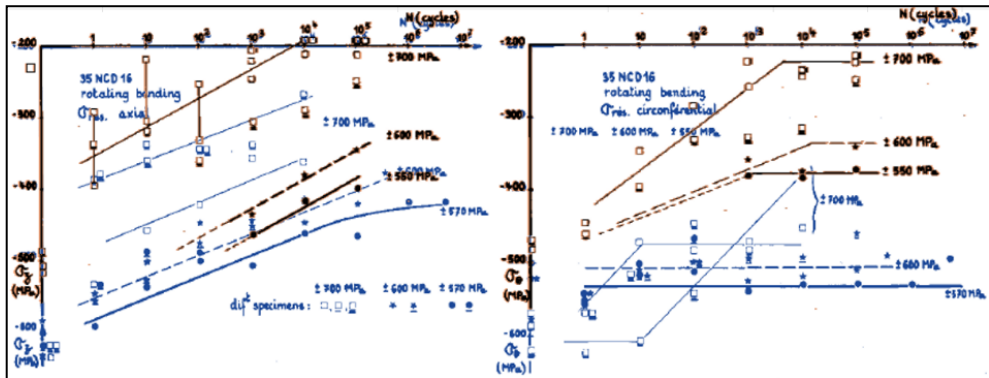


Figura 6-13. Relajación de tensiones residuales bajo tensión aplicada axial o de flexión rotativa (Bignonnet, 1987).

6.2.4 Reducción de la tensión residual en profundidad

La relajación de tensiones residuales no se limita únicamente a los valores superficiales. La reducción afecta a todo el perfil del campo de tensiones residuales localizado en las capas superficiales. A medida que avanza la relajación, se reduce el valor de la magnitud en la superficie, el valor máximo del campo y la profundidad alcanzada, tal y como muestra el esquema de la **Figura 6-14**.

El mayor problema de cuantificar la evolución del perfil completo de las tensiones residuales cuando se produce relajación es que medir la probeta en su interior destruye la misma, tal y como se ha comentado en el Capítulo 4. Por tanto, se requiere utilizar una probeta para medir la tensión en profundidad tras cada número de ciclos asignado.

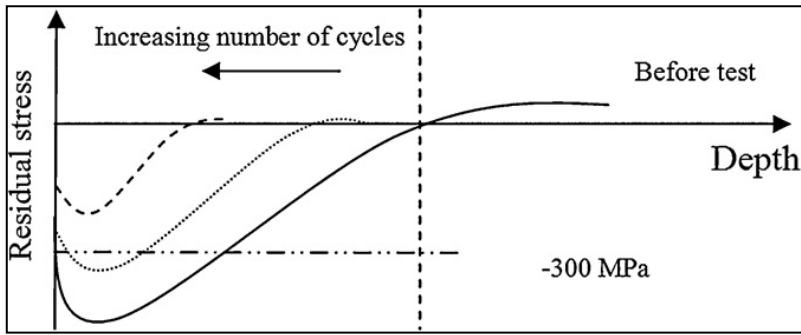


Figura 6-14. Relajación de tensiones en profundidad (Dalaei et al., 2011).

En la **Figura 6-15** se presentan las tensiones residuales en profundidad medidas para distintos niveles de deformación aplicada cuando han transcurrido $N_f/2$ ciclos, obtenidas en este mismo estudio (Dalaei et al., 2011). Se observa que, tanto la magnitud en la superficie, como la profundidad, se van reduciendo cuanto mayor es la carga (deformación) aplicada, tal y como indica el esquema de la **Figura 6-14**. En el caso de mayor carga aplicada, las tensiones residuales se vuelven de tracción.

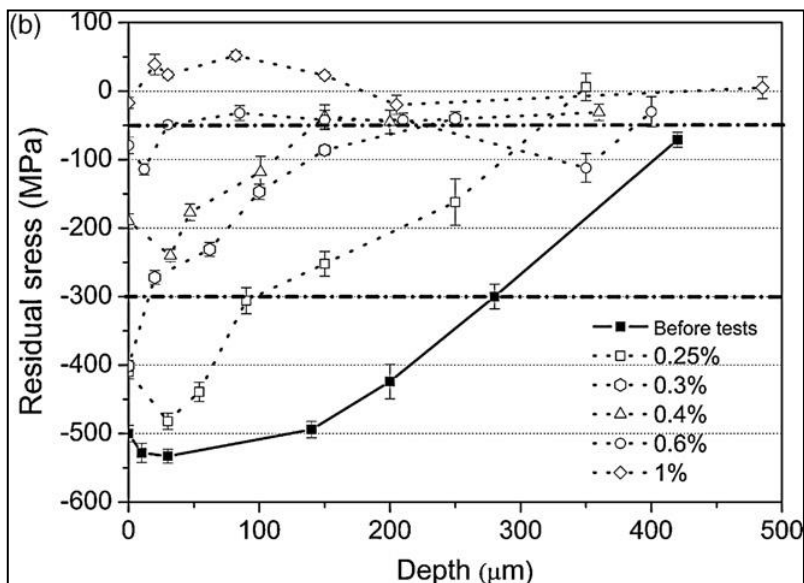


Figura 6-15. Tensiones residuales en profundidad tras $N_f/2$ ciclos (Dalaei et al., 2011).

En el estudio de (Martin et al., 1998) se muestra también la evolución del perfil completo de tensiones residuales en profundidad tras aplicar $N_f/2$ ciclos. Como se ha mostrado en la **Figura 6-1**, cuando han transcurrido $N_f/2$ ciclos, han aparecido deformaciones plásticas en la pieza ensayada. Por tanto, en la **Figura 6-16**, se observa relajación de las tensiones residuales, que es más importante cuanto mayor es la carga aplicada.

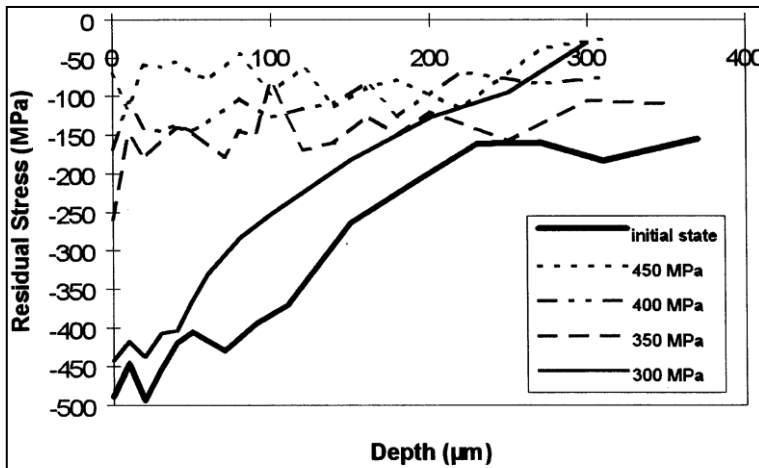


Figura 6-16. Relajación de tensiones residuales tras $N_f/2$ ciclos en el acero SAE 1045 (Martin et al., 1998).

6.2.5 Relajación de tensiones residuales generadas por otros tratamientos mecánicos

Los distintos tratamientos mecánicos que se pueden aplicar a un material pueden generar variados perfiles de tensiones residuales, en los que principalmente varía su magnitud y profundidad. En algunos casos, aplicando distintas intensidades de shot-peening, se puede encontrar una diferencia significativa en la magnitud de la tensión residual en la superficie, aunque normalmente la variación se observa en la profundidad (Torres & Voorwald, 2002), (Benedetti et al., 2004), (Yang et al., 2020). En estos estudios se observa que, cuando la tensión residual tiene mayor magnitud en la superficie, la relajación de tensiones es mayor. Esto es debido al mayor gradiente

generado por la suma de la tensión residual más la tensión aplicada con respecto al límite de fluencia, lo que genera una mayor amplitud de deformaciones plásticas.

En la **Figura 6-17** se observa la diferencia en la relajación de tensiones residuales en profundidad tras aplicar $N_f/2$ ciclos de una tensión de 320 MPa en las dos variantes analizadas del estudio de (Altenberger, Scholtes, et al., 1999). En la variante con shot-peening, las tensiones residuales quedan bastante reducidas en magnitud y profundidad. En la variante con DR, se observa bastante reducción, aunque en ligeramente menor proporción que en la variante de shot-peening.

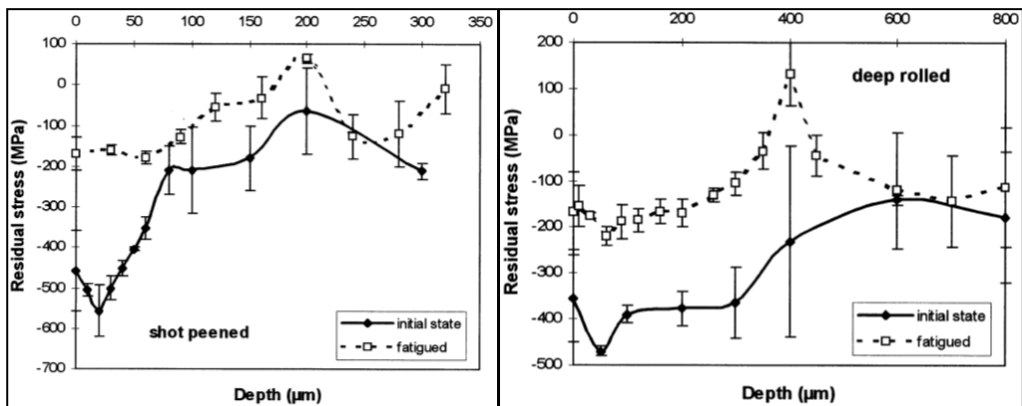


Figura 6-17. Relajación de tensiones residuales tras $N_f/2$ en el acero AISI 304 (Altenberger, Scholtes, et al., 1999).

En el estudio de (A. Avilés et al., 2019), realizado anteriormente dentro del grupo de investigación ADM del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU, se comparó la relajación de tensiones residuales superficiales, expresadas en términos de von Mises, aplicando tensión de flexión rotativa a dos niveles distintos, 703 MPa y 849 MPa y para dos variantes: una con shot-peening y la otra con LPB. Se observa en la **Figura 6-18** que, al finalizar el proceso de relajación de tensiones, la magnitud de las tensiones residuales en las variantes con LPB siempre es menor. Considerando que la magnitud de las tensiones residuales iniciales es mayor en la variante con LPB, la

amplitud de la tensión que ha relajado para esta variante de LPB es mucho mayor que en la variante con shot-peening.

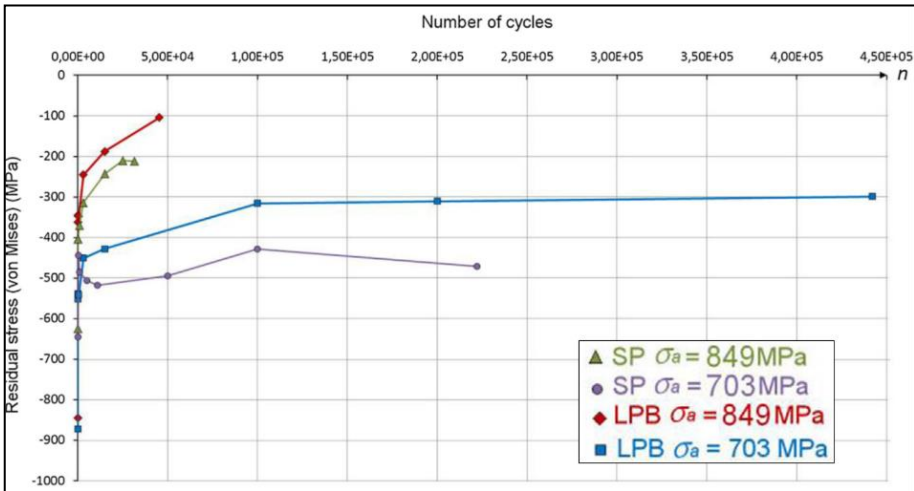


Figura 6-18. Relajación de tensiones residuales en el acero DIN 34CrNiMo6 (A. Avilés et al., 2019).

En el estudio de (Wick et al., 2000) con un acero AISI 4140 templado y revenido se preparan tres variantes: la primera tratada con shot-peening, la segunda variante con SP+A a 300°C durante 20 minutos y la tercera variante presenta un WSP realizado a 290°C. Tal y como se ha mostrado en la **Figura 5-17**, el campo de tensiones residuales obtenido por las tres variantes es muy similar. En la **Figura 5-39** se ha mostrado que el WSP produce un incremento del valor del parámetro HW en las zonas superficiales respecto a las variantes con shot-peening, debido al efecto del *static strain aging* SSA. Tal y como se ha comentado, el objetivo del tratamiento de WSP es mantener una mayor estabilidad bajo carga mecánica aplicada de las tensiones residuales de compresión. En la **Figura 6-19** se muestra la evolución de las tensiones residuales y del HV en la superficie para las tres variantes, con el avance de los ciclos para distintos niveles de tensión aplicada.

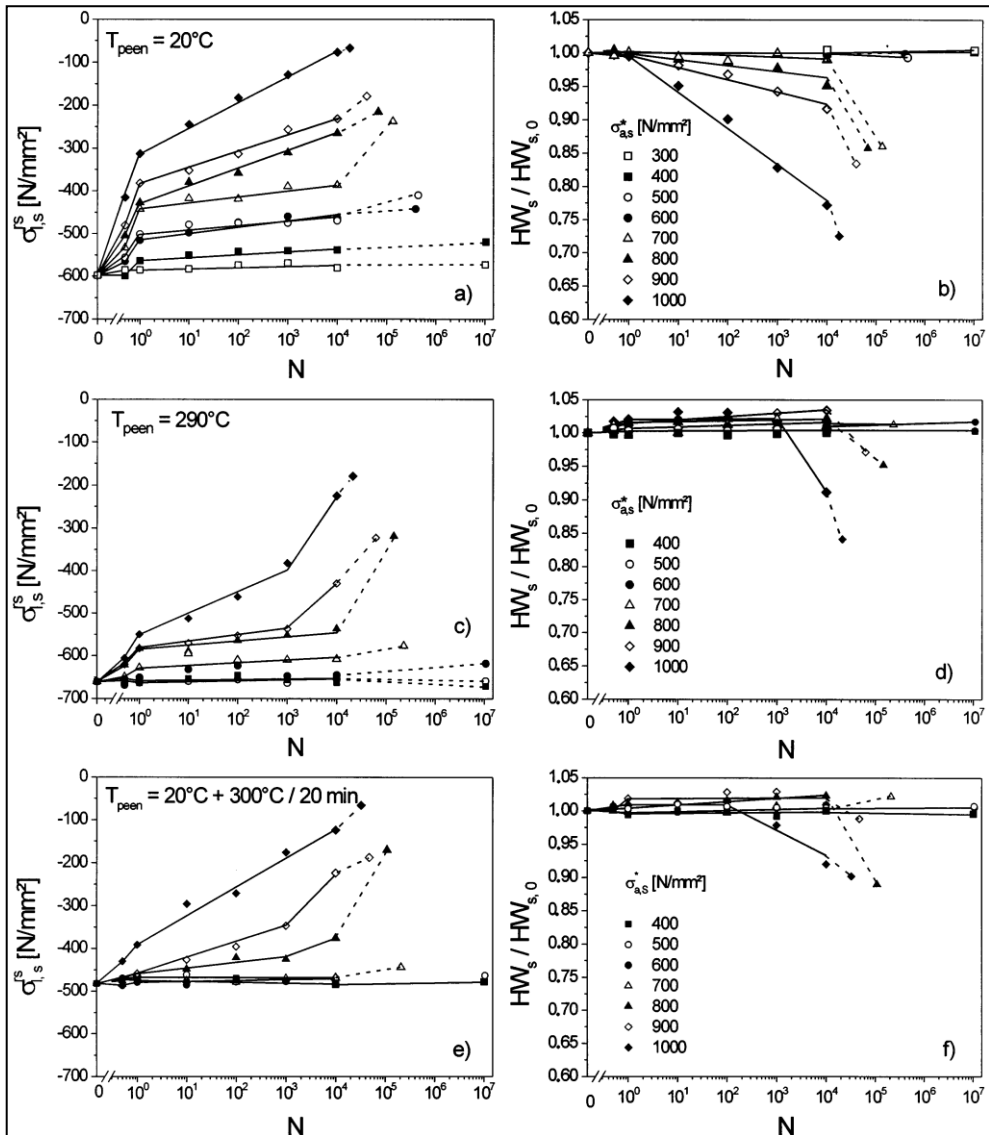


Figura 6-19. Evolución de las tensiones residuales y del HV para el acero AISI 4140 (Wick et al., 2000).

La variante con shot-peening presenta la mayor relajación de tensiones residuales respecto al resto de variantes. Se observa que la relajación es mayor a medida que la tensión aumenta. Se aprecia una mayor reducción del parámetro HW, que también

aumenta a medida que la tensión aplicada es mayor. La reducción del valor del HW para este acero está relacionada con la reducción y movimiento de las densidades de dislocaciones, que habilitan la aparición de deformaciones plásticas. Estas deformaciones plásticas favorecen la relajación de las tensiones residuales.

La variante con WSP gracias al efecto del *static strain aging* SSA, produce una microestructura más estable, en la que el nivel de dislocaciones aumenta y se mantiene más estable bajo carga cíclica. Este efecto se comprueba con el mayor valor y la mayor estabilidad del parámetro HW (Menig et al., 2003). Al mantenerse el nivel de dislocaciones, las deformaciones plásticas que se producen debido a la tensión aplicada son más reducidas. Por tanto, la relajación de tensiones residuales es más reducida.

La variante SP+A muestra una mejorada estabilidad tanto de tensiones residuales como del valor del parámetro HW, si se compara con la variante del shot-peening (Menig et al., 2003). Sin embargo, la mayor estabilidad se ve limitada por la importante reducción del nivel de tensiones residuales y del *work-hardening* que el recocido provoca.

6.3. Evolución del FWHM en la relajación de tensiones cíclica

La relajación de tensiones ocurre cuando aparecen deformaciones plásticas sobre la pieza tratada. La aparición de deformaciones plásticas está relacionada con el movimiento y la reducción del número de dislocaciones (Güemes & Martin, 2012). La cantidad de dislocaciones influye en el valor del FWHM, por tanto, en algunos casos: principalmente en aceros aleados, aceros inoxidable austeníticos y en algunas aleaciones de aluminio, se puede encontrar una relación entre la variación del valor del FWHM con la evolución de las tensiones residuales.

En la **Figura 6-10 a)** del estudio (Martin et al., 1998), además de aparecer la evolución de las tensiones residuales en la superficie y el desarrollo de deformaciones plásticas, también se incluye la evolución del valor del HW. Se observa una marcada reducción

del valor del HW en el momento en el que aparecen las deformaciones plásticas. A medida que siguen progresando las deformaciones plásticas durante los siguientes ciclos, se produce una continua reducción del valor de HW hasta alcanzar su valor asociado al valor base de referencia.

En este caso, se verifica mediante el empleo de la técnica TEM, que para el acero SAE 1045, el incremento de microdurezas y HW se produce por el aumento de densidad de dislocaciones. Con el avance de los ciclos de alta carga aplicada ($450 \text{ MPa} \sim \sigma_{yp}$ 460-480), las dislocaciones se van reduciendo por deslizamiento cruzado, recuperando la estructura cristalina propia del acero sin tratamiento y, por tanto, reduciendo el valor del HW (Altenberger, Martin, et al., 1999).

En el caso de la **Figura 6-10 b**), donde las deformaciones plásticas son muy leves (σ_a 300 MPa), la variación del valor del HW es prácticamente nula. En este caso, no se llega a introducir la energía necesaria para desplazar y reducir el número de dislocaciones.

En este mismo estudio se muestra el valor en profundidad del parámetro HW tras aplicar $N_f/2$ ciclos a distintos niveles de tensión. En la **Figura 6-20** se observa que, el HW sólo se reduce significativamente para los dos niveles de tensión aplicada de mayor magnitud. Los resultados del TEM muestran que, a medida que la magnitud de la tensión aplicada se reduce, las estructuras generadas por el shot-peening se mantienen, a pesar del avance de los ciclos de carga aplicada (Altenberger, Martin, et al., 1999).

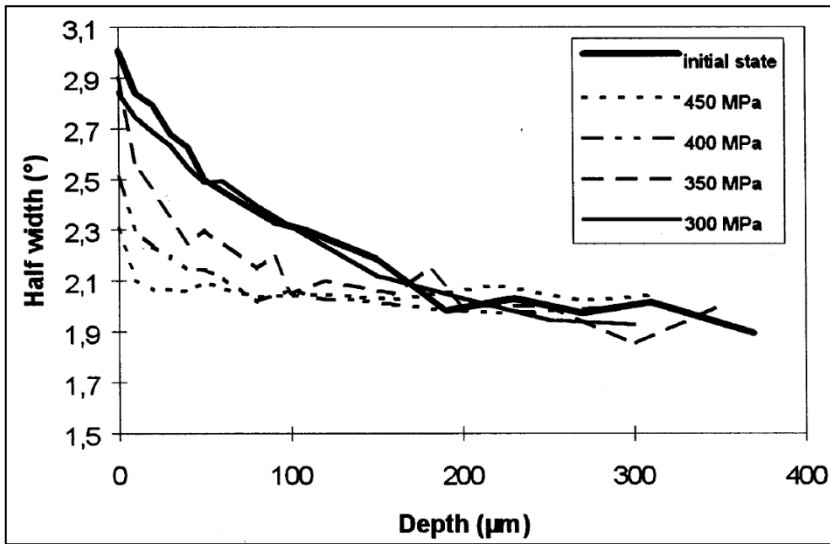


Figura 6-20. Evolución del HW para el acero SAE 1045 (Martin et al., 1998).

En el estudio de (Dalaei et al., 2011) se muestra también la evolución del parámetro FWHM en la superficie con el avance de los ciclos para los distintos niveles de carga aplicados. Se observa en la **Figura 6-21**, que a medida que se aumenta la amplitud de la carga aplicada, el FWHM presenta mayor reducción.

En el menor nivel de deformación/tensión aplicada, se observa menor amplitud de deformaciones plásticas (ver **Figura 6-4**). Por tanto, el nivel de dislocaciones de la microestructura se mantiene más o menos constante y entonces, la variación que experimenta el valor del FWHM es muy ligera. La leve reducción del FWHM y la escasa aparición de deformación plástica se debe al comportamiento elastoplástico cíclico del material tratado que presenta una ligera tendencia de *cyclic-softening*. Esta tendencia aumenta levemente las deformaciones plásticas, desarrollando una ligera reducción de la tensión residual en el nivel de deformación aplicada más bajo (ver **Figura 6-12**).

En el caso de la deformación de mayor amplitud aplicada, la reducción del valor del FWHM es bastante brusca en los primeros tres ciclos, tal y como se observa en la **Figura 6-21**. En estos mismos tres ciclos, se registra una amplia reducción de las tensiones residuales, tal y como se observa en la **Figura 6-12**. Esto indica que, en esos primeros ciclos, la cantidad de deformación plástica generada y, por tanto, de la reducción de las densidades de dislocaciones, es muy alta.

En este estudio, aparece representado también el valor del FWHM en profundidad en todos los niveles de deformación aplicados, cuando han transcurrido $N_f/2$ ciclos. La tendencia del FWHM en este estudio es similar a la mostrada en el anterior estudio en la **Figura 6-20** con el acero AISI 1045 (Martin et al., 1998). A medida que la carga aplicada baja, el valor del FWHM se mantiene cercano al valor tras el shot-peening, es decir, se mantiene la microestructura generada por el shot-peening. Si la tensión aplicada aumenta, se va reduciendo el valor del FWHM, aunque mantiene cierto nivel en la superficie.

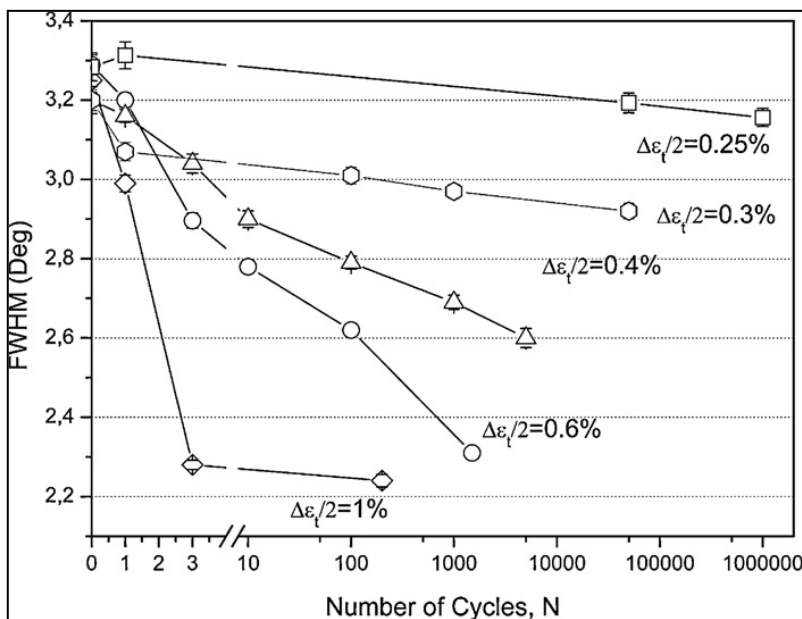


Figura 6-21. Evolución del FWHM para distintos niveles de deformación aplicada (Dalaei et al., 2011).

El estudio de (Altenberger, Scholtes, et al., 1999) presenta una aleación de magnesio AZ31 tratada con shot-peening, que tras $N_f/2$ de una tensión aplicada de 125 MPa $\sim \sigma_{yp}$, su campo de tensiones residuales queda completamente relajado. Sin embargo, tal y como muestra la **Figura 6-22**, los valores de HW se mantienen prácticamente iguales que antes de comenzar el ensayo. Mediante la técnica de TEM se comprueba que el shot-peening introduce en la microestructura del AZ31, además de dislocaciones, maclas, que son más estables e irreversibles. De este modo, se mantienen los niveles de HW.

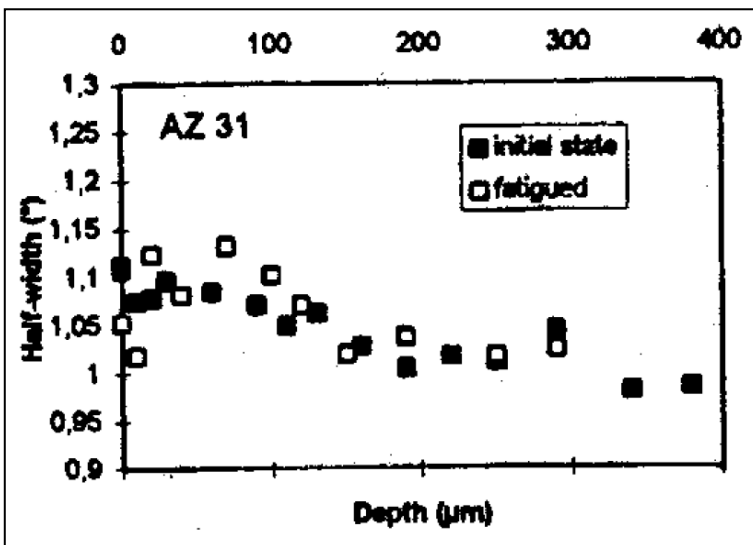


Figura 6-22. Valores del HW de la aleación AZ31 con SP, antes y después del ensayo (Altenberger, Scholtes, et al., 1999).

6.3.1 Variación del FWHM con carga cíclica tras distintos tratamientos mecánicos

En el caso del acero AISI 304 (Altenberger, Scholtes, et al., 1999) se analizan dos variantes, una con shot-peening y otra con DR. En la **Figura 6-23** se observa que, tras $N_f/2$ ciclos de una tensión aplicada de 320 MPa (σ_{yp} 245 MPa), el valor en profundidad del HW apenas sufre variación. Se observa, además, que el DR extiende las capas

afectadas bastante más que el shot-peening. Sin embargo, el perfil de tensiones residuales muestra bastante reducción.

Mediante el TEM se comprueba que la microestructura tras los tratamientos mecánicos presenta un mayor número de dislocaciones, una generación de nanocristales, martensita inducida por deformación y la introducción de maclas. Esta microestructura modificada es muy estable y, por tanto, se mantiene el valor del HW inicial. Además, esta microestructura reduce la propagación de grieta al impedir el movimiento de dislocaciones. Esto se ve más acentuado en el caso del DR, ya que la capa afectada es mayor.

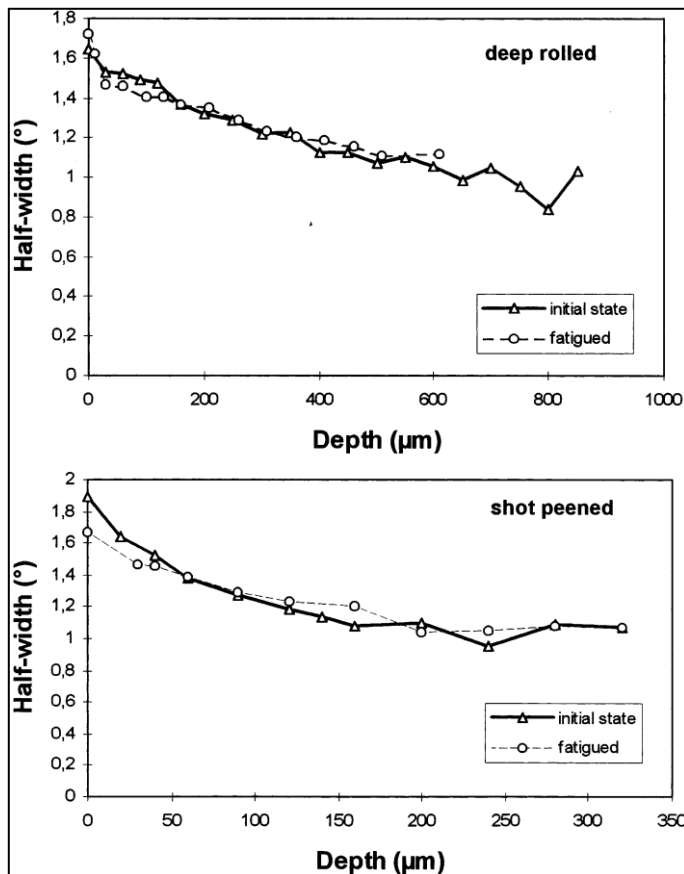


Figura 6-23. Evolución del HW tras SP y DR en el acero AISI 304 (Altenberger, Scholtes, et al., 1999).

Capítulo 7:

MEJORA DE LA RESISTENCIA A FATIGA POR LOS TRATAMIENTOS MECÁNICOS

Capítulo 7 Mejora de la resistencia a fatiga por los tratamientos mecánicos

La aplicación de tratamientos mecánicos generalmente está enfocada en proporcionar una mejora de la resistencia a fatiga. Este tema es el principal objeto de estudio del trabajo de investigación desarrollado en esta Tesis Doctoral.

Los tratamientos mecánicos afectan al comportamiento a fatiga de los materiales tratados desde los primeros desplazamientos de dislocaciones hasta la macro propagación de grieta (Ludian & Wagner, 2008), (Altenberger, 2002). Tal y como se ha mencionado en los anteriores capítulos, esta mejora efectiva de la resistencia a fatiga está relacionada con las propiedades mecánicas del material base, el efecto que el tratamiento mecánico seleccionado tiene sobre la microestructura del material tratado y el comportamiento elastoplástico bajo carga cíclica del material tratado. Se pueden describir tres factores principales directamente relacionados con la mejora a fatiga:

- El estado del campo de tensiones residuales.
- El *work-hardening* o el estado de la microestructura.
- Rugosidad o integridad superficial.

El papel que estos tres factores tienen en la mejora de la resistencia a fatiga, respecto a la evolución de las grietas, está indicado en la **Tabla 7-1** (Wagner, 1999).

Tabla 7-1. Efecto de los tres principales factores en la resistencia a fatiga.

	Inicio de grieta	Propagación de grieta
Tensiones residuales de compresión	Ligero efecto o no afecta	retrasa
Work-hardening	retrasa	retrasa
Deterioro superficial	acelera	no afecta

En función del tipo de tratamiento mecánico seleccionado se pueden establecer principalmente dos sensibilidades de la resistencia a fatiga: una relacionada con la nucleación de grieta y otra con el crecimiento de grieta. Estos dos mecanismos dependen también de la magnitud de la carga aplicada y del material tratado (Mhaede et al., 2011).

En tratamientos mecánicos como el shot-peening, que deterioran claramente la integridad superficial, la nucleación de grietas se facilita bastante (Altenberger, 2002). Sin embargo, el crecimiento de grieta se ve ralentizado o incluso anulado si el nivel de tensión aplicado es relativamente bajo. Es muy habitual encontrar varias grietas o *multi-cracks* en las secciones de rotura por fatiga de piezas tratadas por shot-peening (Ludian & Wagner, 2008), (Torres & Voorwald, 2002). Por el contrario, con tratamientos mecánicos como el DR o LPB, que generan superficies con muy buen acabado y sin defectos, se retrasa la creación de grieta o incluso se anula si la magnitud de la tensión aplicada es relativamente baja (Gray et al., 1986).

Estos tres factores mencionados hasta ahora se pueden considerar internos o propios del material tratado junto con el tipo de tratamiento mecánico aplicado. Sin embargo, el factor más influyente es la carga cíclica externa aplicada, que se define mediante su magnitud, gradiente y relación de tensión R. Tal y como se ha observado en el Capítulo 6, el comportamiento elastoplástico del material tratado, en comparación con su variante sin tratamiento o con una variante con otro tratamiento aplicado, depende de la magnitud y tipo de carga aplicada.

En el Capítulo 6, se ha mencionado la importancia de la profundidad afectada por el tratamiento y la relación entre el área afectada y el área total de la sección en el comportamiento elastoplástico. Este aspecto, por tanto, también influye en la resistencia a fatiga, ya que un campo de tensiones de mayor profundidad o una zona más amplia con *work-hardening* pueden retrasar el crecimiento y propagación de grieta.

A continuación, se va a analizar la influencia en la mejora de la resistencia a fatiga de cada uno de los tres factores mencionados, junto con la influencia del factor de profundidad.

7.1 Influencia del campo de tensiones residuales

El campo de tensiones residuales de compresión es el principal factor de la mejora a fatiga ya que retrasa el crecimiento y propagación de las grietas (de los Rios et al., 1995). Tal y como se ha comentado en el Capítulo 5, uno de los principales factores que influye en la magnitud del campo de tensiones residuales de compresión generado tras aplicar un tratamiento mecánico es el valor de las propiedades mecánicas del material. Por tanto, el campo de tensiones residuales de compresión tiene mayor influencia en la resistencia a fatiga en materiales más duros y resistentes, con mayores propiedades mecánicas, ya que en ellos el campo de tensiones residuales generado es de mayor magnitud (Wagner, 1999).

En el estudio de (Torres et al., 2002) se aplica el mismo tratamiento de shot-peening con intensidad 0,008A a dos variantes del acero AISI 4340 templado y revenido. Una variante tiene una dureza de 53 HRC y la otra de 39HRC, presentando, por tanto, distintas propiedades mecánicas. Para la variante más blanda, la magnitud del campo de tensiones residuales generado es significativamente menor (Capítulo 5) y la rugosidad superficial es ligeramente mayor.

Si se compara la resistencia a fatiga de ambas variantes del material tratadas por el shot-peening con respecto su variante sin tratar se observa que, en la variante más dura, con mayor magnitud de tensión residual, el shot-peening proporciona un incremento del límite de fatiga de casi un 10%. Sin embargo, para la variante más blanda, no presenta ninguna mejora respecto a la variante sin shot-peening. Aunque existe una ligera diferencia entre las rugosidades medidas de las variantes blanda y dura, esta no es la causa principal de la diferencia en la resistencia a fatiga.

La mayor magnitud de las tensiones residuales, su mayor margen de estabilidad y el menor daño superficial generado, son los principales factores para obtener en la variante más dura/resistente una mejora de la resistencia a fatiga (Wagner, 1999).

Si el material tratado presenta un comportamiento elastoplástico con tendencia a *cyclic-softening*, con el avance del número de ciclos de carga aplicada, se producen dos efectos que reducen la mejora de la resistencia a fatiga:

- 1- Se genera un aumento de las deformaciones plásticas, que de acuerdo con la ecuación de Coffin-Manson (2-26), reduce la vida en fatiga de la zona de vida finita.
- 2- El aumento de deformaciones plásticas provoca una mayor relajación de tensiones (Schulze et al., 1996), limitando la resistencia al crecimiento de grieta.

Este es el caso de aceros normalizados o templados, cuyo comportamiento cíclico presenta una mayor tendencia de *cyclic-softening* (Dalaei et al., 2011).

Sin embargo, algunos aceros microaleados son capaces de endurecerse bajo alta carga/deformación (*work-hardening*) o al menos, no ablandarse (Wagner et al., 2009). Los aceros de contenido medio de carbono presentan un mayor límite elástico, permitiendo mayor magnitud de las tensiones residuales generadas, que junto con una tendencia al *cyclic-softening* más limitada, les identifica como idóneos para ser tratados por tratamientos mecánicos (Dalaei et al., 2011), (Krabiell & Reichel, 1993).

La estabilidad del campo de tensiones residuales no sólo depende de las propiedades del material. En el caso del tratamiento mecánico de WSP (Wick et al., 2000), (Menig et al., 2003) o del tratamiento SP+A (Menig et al., 2002), su aplicación tiene como objetivo mejorar la estabilidad del campo de tensiones residuales ante carga mecánica cíclica (ver **Figura 6-20**) para aumentar la resistencia a fatiga. En ambos estudios, el material empleado es el mismo, el AISI 4140 templado y revenido.

Si el campo de tensiones residuales de compresión generado tiene mayor estabilidad ante la carga cíclica aplicada, se producirá un aumento más importante de la resistencia

a fatiga de la pieza tratada. Esta mejora se observa con las curvas S-N presentadas en la **Figura 7-1** con las variantes con WSP (Wick et al., 2000), (Menig et al., 2003) y en la **Figura 7-2** con la variante SP+A. Tal y como se observa, si se establecen mayores temperaturas del tratamiento se produce una mejora más significativa en la resistencia a fatiga. En todos los casos de estas variantes, se mejora la resistencia a fatiga que se obtiene simplemente aplicando el tratamiento de shot-peening, cuya relajación de tensiones residuales es más pronunciada. El tratamiento de WSP muestra una mejora más significativa que la variante SP+A.

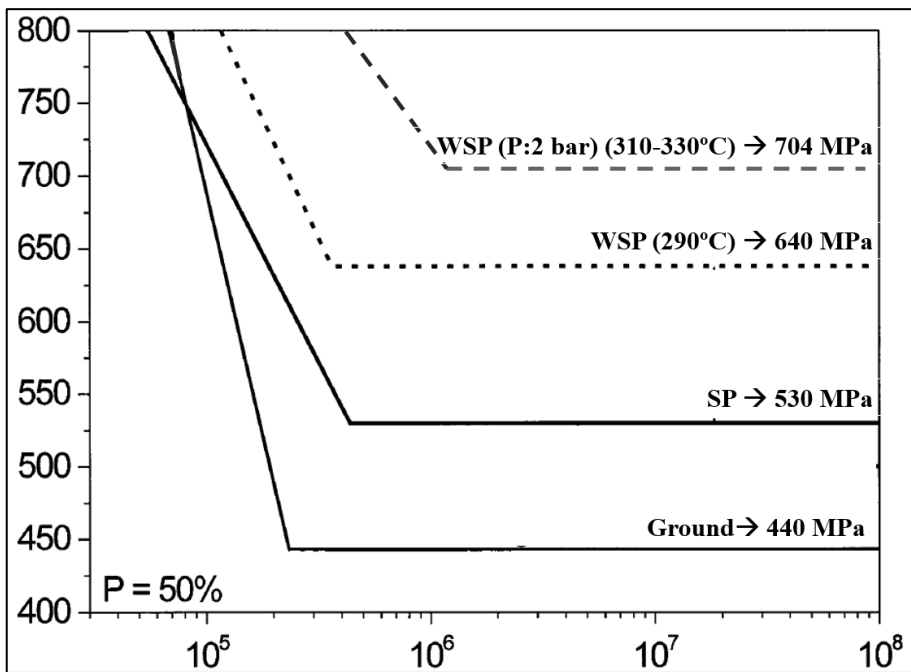


Figura 7-1. Curva S-N acero AISI 4140 con SP y WSP (Wick et al., 2000), (Menig et al., 2003).

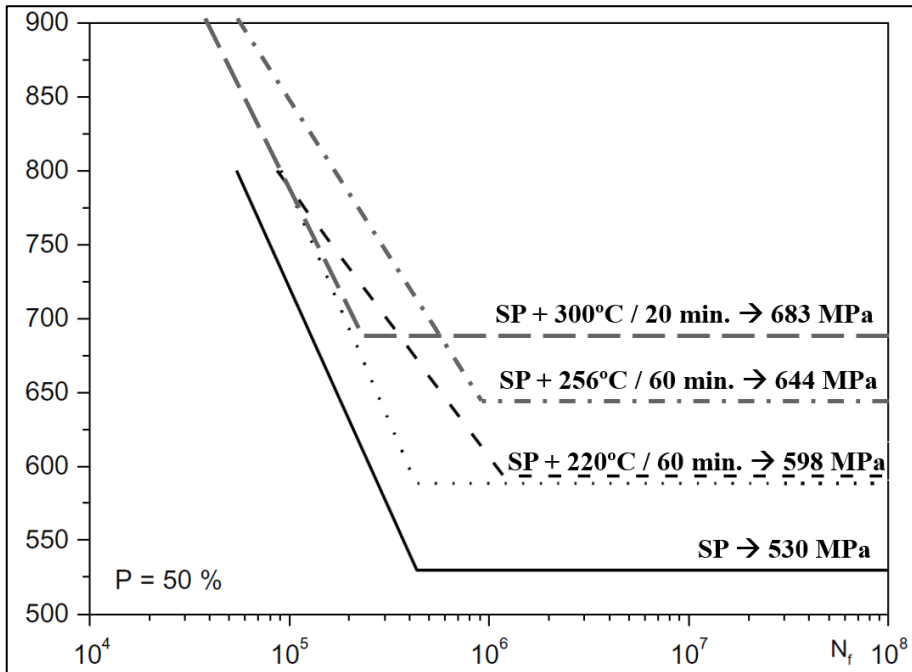


Figura 7-2. Curva S-N acero AISI 4140 con SP+A (Menig et al., 2002).

7.2 Influencia del work-hardening o el estado de la microestructura

El *work-hardening* generalmente retrasa la aparición de grieta (Turnbull et al., 2002), (Fernández Pariente & Guagliano, 2008). Además, presenta una influencia más importante en materiales blandos, ya que, en proporción, se introduce un mayor aumento de la resistencia mecánica del material. El *cold-work* que introducen los tratamientos mecánicos suele generar *work-hardening* en el material tratado, que incrementa sus propiedades mecánicas (Altenberger et al., 1999).

Este aumento de la resistencia y del límite elástico en la zona tratada, reduce el nivel de deformaciones plásticas generadas en ensayos de tensión con amplitud constante. De acuerdo de ecuación de Coffin-Manson (2-26), la resistencia a fatiga en la zona de

vida finita está gobernada por la magnitud de las deformaciones plásticas generadas. Por tanto, el número de ciclos soportados aumentará.

En el ejemplo de la **Figura 6-5** del estudio (Altenberger, 2002), se presenta la evolución de las deformaciones plásticas para el acero SAE 1045 tratado con shot-peening y DR con la misma profundidad de capa y similar nivel de tensión residual. Se observa un menor nivel de deformaciones plásticas y, por tanto, una mayor resistencia a fatiga, debida principalmente al mayor *work-hardening* que genera el shot-peening sobre la pieza tratada.

En el estudio de (Fernández Pariente & Guagliano, 2008) con el material con el acero 42CrMo4, para distintas variantes tratadas con shot-peening y nitruración, se observa que la mejora de la resistencia a fatiga está más relacionada con el *work-hardening* que con la introducción de mayores tensiones residuales.

En el estudio de (Altenberger et al., 1999) se presentan tres casos distintos:

- 1- acero SAE 1045 con shot-peening.
- 2- aleación de magnesio AZ31 con shot-peening.
- 3- acero inoxidable AISI 304 con DR.

Sobre cada variante se aplica una carga cíclica cuya magnitud está cercana al límite de fluencia de cada variante. Por tanto, las tensiones residuales generadas quedan casi completamente anuladas tras $N_f/2$ ciclos de carga aplicados. Por tanto, la distinta estabilidad de la microestructura de cada variante, evaluada por medio del valor del HW y analizada por TEM, es la que causa el incremento proporcional de la duración de los ciclos, tal y como se observa en la **Figura 7-3**.

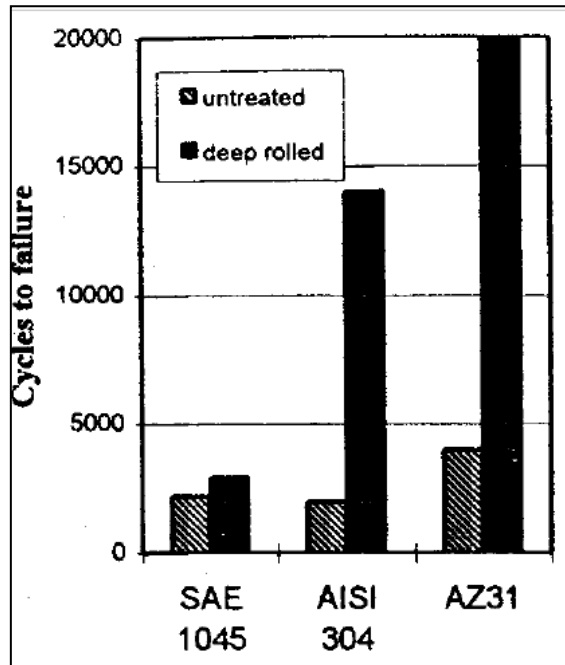


Figura 7-3. Incremento de la resistencia a fatiga por la estabilidad microestructural (Altenberger et al., 1999).

7.3 Influencia de la rugosidad o integridad superficial

La rugosidad y el acabado superficial es uno de los factores más importantes en el estudio de la resistencia a fatiga en general, tal y como se ha comentado en el Capítulo 2. Los tratamientos mecánicos se pueden dividir en dos clases: los que generan una mejora del acabado y rugosidad superficial (relacionados con el bruñido) y los que generan un deterioro superficial (relacionados con el shot-peening). Entre estos tratamientos se encuentran:

- 1- Mejoran el acabado superficial: DR y LPB.
- 2- Deterioran la integridad superficial: shot-peening y sus variantes y LSP.

En el caso de los primeros, esta mejora de la rugosidad superficial se suma como efecto beneficioso al campo de tensiones residuales y el *work-hardening* en la mejora de la resistencia a fatiga. En el caso de los segundos, el efecto de las tensiones superficiales y el *work-hardening* tiene que superar al efecto negativo del deterioro superficial para que su aplicación tenga sentido.

El tratamiento de DSP o re-peening o aplicar un pulido tras el shot-peening son los mejores ejemplos para analizar el efecto de la rugosidad superficial sobre la resistencia a fatiga de la pieza tratada. Estos tratamientos se basan en aplicar un segundo proceso de shot-peening menos intenso o incluso directamente un pulido, con el objetivo de reducir la rugosidad superficial, manteniendo el mismo nivel de tensiones residuales y *work-hardening*.

En el estudio de (Bagherifard & Guagliano, 2012) con un acero 39NiCrMo3 sometido a un tratamiento mecánico de SSP, se observa que no se produce un incremento significativo de la resistencia a fatiga. El tratamiento aplicado únicamente consigue aumentar el límite de fatiga en 20 MPa, respecto a la variante sin tratamiento. Se proponen dos opciones para mejorar la resistencia a fatiga de la variante tratada con el SSP. La primera consiste en aplicar un segundo shot-peening menos intenso y la segunda en aplicar un pulido mecánico. Los datos de rugosidad y del límite de fatiga para cada variante se muestran en la **Tabla 7-2**. Se observa que a medida que se consigue reducir la rugosidad superficial que genera el SSP se produce un aumento del límite de fatiga.

Tabla 7-2. Datos de la rugosidad y el límite de fatiga para el acero 39NiCrMo3 (Bagherifard & Guagliano, 2012).

Variante	NP	SSP	D-SSP	SSP+pulido
Ra (µm)	0,6	7,5	6,9	1,5
Límite fatiga (MPa)	540	560	593	610

En el estudio de (Wierzchowski et al., 2002) se comparan varias variantes de tratamientos mecánicos aplicados en dos aceros distintos: 42CrMo4 y 54SiCr6. Entre las variantes de tratamientos mecánicos se destacan:

- el shot-peening con intensidad 0,55 mmA.
- el DSP, que añade a la variante con shot-peening con alta intensidad, un segundo shot-peening con intensidad 0,2 mmA.
- otra variante del DSP obtenido a la que se aplica un pulido mecánico.
- una variante con RB.

En estos cuatro casos, el nivel de tensión residual en el acero 42CrMo4 es similar. Las rugosidades y el límite de fatiga obtenidas para los dos materiales y las cuatro variantes mencionadas se presentan en la **Tabla 7-3**.

Tabla 7-3. Datos de la rugosidad y límites de fatiga para el 42CrMo4 y el 54SiCr6 (Wierzchowski et al., 2002).

Material	42CrMo4		54SiCr6	
	Ra / Rz (µm)	Límite fatiga (MPa)	Ra / Rz (µm)	Límite fatiga (MPa)
SP	7,1 / 34,4	640	2,3 / 12,6	1.040
DSP	3,3 / 16,2	-	1,5 / 8,6	1.170
DSP+MP	0,3 / 1,6	740	0,3 / 1,3	1.250
RB	0,6 / 2,6	790	0,5 / 2,2	1.360

Los datos de la **Tabla 7-3** muestran, tal y como se ha indicado en el Capítulo 5, que, en un material más duro, al ser tratado mecánicamente, se obtiene menor rugosidad. También se aprecia que el DSP, en este estudio, consigue reducir ampliamente la rugosidad en los dos materiales respecto al tratamiento de shot-peening inicial. A medida que la rugosidad se reduce, el límite de fatiga obtenido es más alto.

Finalmente, se observa que, a pesar del mejor nivel de rugosidad de la variante con DSP pulida, la variante con roller-burnishing RB muestra una mejor resistencia a fatiga. En este caso, la mejora de la resistencia a fatiga está relacionada con la mayor profundidad de capa afectada. En general, los tratamientos de bruñido, como el LPB (Avilés et al., 2019), producen una mejora del acabado superficial que, junto con su capacidad para afectar a una mayor profundidad, conducen a una resistencia a fatiga significativamente mejor que los tratamientos derivados del shot-peening.

7.4 Influencia de la profundidad de capa afectada

La aplicación de un tratamiento mecánico que consiga una profundidad de capa afectada, entendiéndose por capa afectada, la profundidad hasta la que se extiende el campo de tensiones residuales y el incremento del *work-hardening*, produce, en general, un incremento mayor de la resistencia a fatiga. Sin embargo, en ocasiones esta mejora en fatiga no llega a ocurrir debido al mayor deterioro superficial que puede ser necesario realizar para alcanzar una mayor profundidad, por ejemplo, aumentando la intensidad del shot-peening.

También se debe tener en cuenta la relación de áreas, entre el área afectado por el tratamiento y el área total de la sección de la probeta. Por tanto, tratamientos mecánicos que por su naturaleza o parámetros sean capaces de aumentar la profundidad de las capas afectadas, tendrán generalmente, un mayor aumento de la resistencia a fatiga.

En el estudio de (Miková et al., 2013) con el acero X70 se compara la mejora de la resistencia que se obtiene al aplicar un tratamiento de shot-peening y un tratamiento de SSP. La variante con SSP presenta mayor rugosidad superficial y un nivel similar de *work-hardening* y de la magnitud de las tensiones residuales. Sin embargo, el campo de tensiones residuales aumenta su extensión en profundidad. En la variante con shot-peening su profundidad es de aproximadamente 0,55 mm y en la variante de SSP casi se duplica, hasta alcanzar una profundidad de 1,05 mm. Se observa que el límite de

fatiga presenta un aumento de 35 MPa en la variante de SSP respecto a la variante con SP, cuyo límite de fatiga se establece en 400 MPa. Este aumento del límite de fatiga es significativo, considerando el importante empeoramiento de la rugosidad superficial, que pasa de 3,1 μm de la variante con shot-peening a 8,4 μm en la variante con SSP.

En el estudio de (Altenberger et al., 1999) con un acero AISI 304 tratado con DR con distintas presiones, lo que genera distintas profundidades de capas afectadas, se observa que a medida que aumenta la profundidad afectada el crecimiento de grieta se ralentiza, tal y como muestra la **Figura 7-4**.

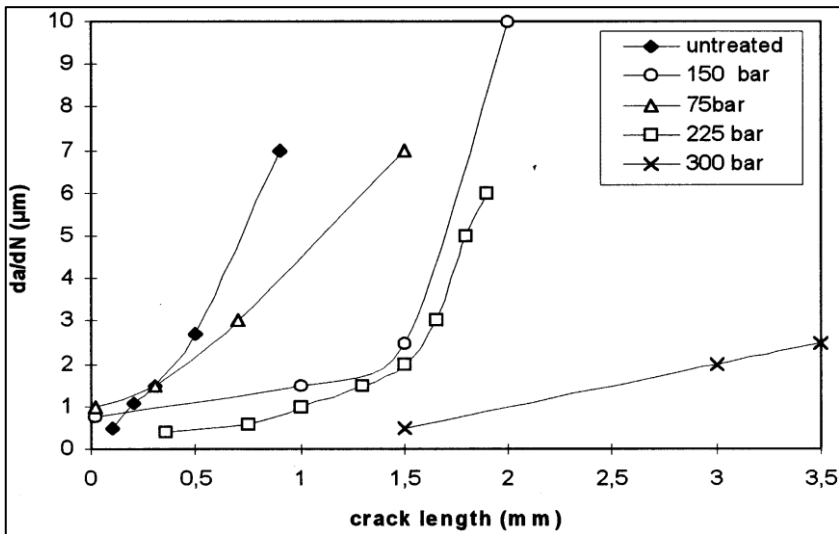


Figura 7-4. Propagación de grieta en el AISI 304 con distintos DR aplicados (Altenberger et al., 1999).

El mismo efecto de reducir la velocidad de propagación de grieta se observa en el estudio (Wagner, 1999) con la aleación de titanio Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr sometida a un tratamiento mecánico de roller-burnishing RB.

7.5 Mejora fatiga producida por el shot-peening

El tratamiento de shot-peening, por su naturaleza, dispone de factores positivos y negativos en la mejora de la resistencia a fatiga. Como aspectos positivos en la mejora en fatiga se encuentran el *cold-work* introducido, que suele generar un *work-hardening* en la pieza tratada, y por supuesto, el campo de tensiones residuales de compresión. El aspecto negativo es el empeoramiento de la integridad superficial, donde se observa un aumento de la rugosidad e incluso la generación de micro-grietas si los parámetros del tratamiento no son adecuados.

Dependiendo del tipo de material tratado y de la carga cíclica externa aplicada, se deben seleccionar los parámetros del tratamiento de shot-peening que optimicen su comportamiento a fatiga. Aunque cada caso debe ser estudiado en detalle y de manera particular, en los siguientes apartados se va a mostrar la influencia de un modo generalista, de los principales parámetros del tratamiento de shot-peening.

7.5.1 Optimización de la cobertura

La cobertura indica el porcentaje de la superficie que ha sido impactada por la granalla durante el shot-peening. Cada impacto o repetición de impactos es una fuente de deterioro de la superficie, aumentando la rugosidad. Tal y como se observa en la **Figura 3-8**, hasta alcanzar coberturas totales, muchos puntos de la superficie han recibido múltiples impactos. Aunque la rugosidad superficial tiende a saturarse tras un elevado aumento de la cobertura (Vielma et al., 2014a), la probabilidad de generar micro-plegues o micro-grietas aumenta tras recibir múltiples impactos.

Además, la zona en la que se desarrollan tensiones residuales tras el impacto de una granalla es mayor que el diámetro de la huella. Tal y como se comenta en el estudio de (Prevéy & Cammett, 2002) muchos estándares requieren un mínimo de 98%, 100% o 200% de cobertura, cuando no siempre esta cobertura optimiza la resistencia en fatiga.

En la **Figura 7-5** se observa que para el acero AISI 4340 de este estudio, con un shot-peening de intensidad 0,22 mmA, el comportamiento óptimo de la resistencia a fatiga se alcanza con una cobertura a partir del 20% y hasta el 100%. Sin embargo, una cobertura del 300% empeora el comportamiento a fatiga.

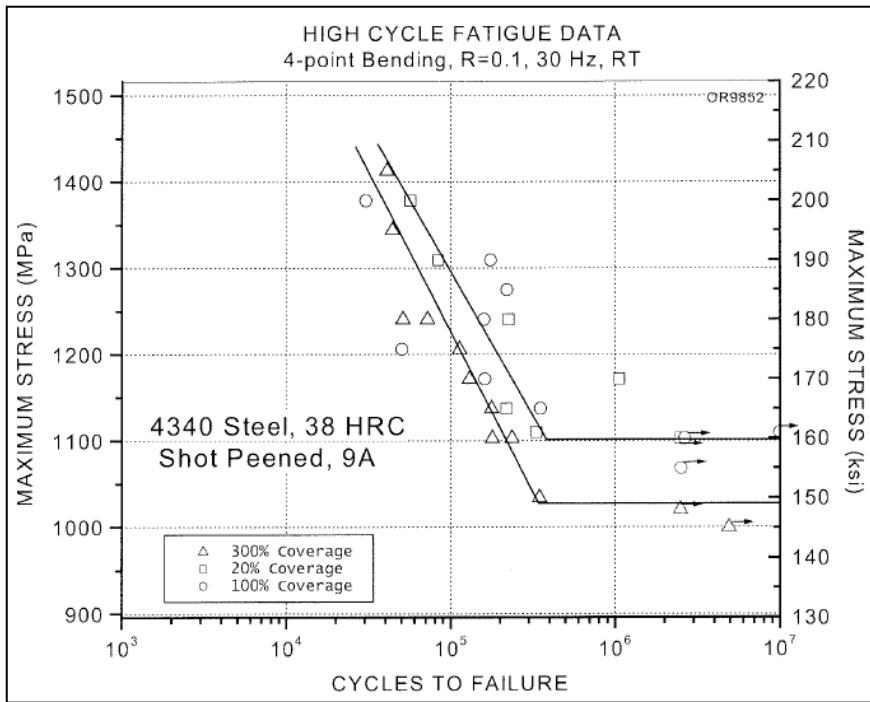


Figura 7-5. Optimización del límite de fatiga según la cobertura (Prevéy & Cammett, 2002).

En el estudio (Vielma et al., 2014b) se observa que para un acero equivalente al AISI 4340 templado y revenido al que se aplica un shot-peening con intensidad 10A, el valor de la cobertura que optimiza la resistencia a fatiga es del 100%, mejorando los resultados obtenidos para un 80% y un 200%.

En el estudio de (Fathallah et al., 2003) se compara la resistencia a fatiga de un acero SAE 3415 tras ser sometido a un tratamiento de shot-peening con dos coberturas distintas: 100% y 1.000%. Los valores obtenidos para el campo de tensiones residuales

y el parámetro FWHM son similares en ambos. La única diferencia, por tanto, es la rugosidad y el deterioro superficial. Se observa que el límite de fatiga disminuye para la variante con 1.000% hasta un 11% con respecto a la variante mecanizada. Sin embargo, la variante con cobertura del 100% obtiene una mejora del límite de fatiga del 6.5%.

Un aumento excesivo de la cobertura se conoce como la variante del shot-peening, SSP. En el estudio de (Bagherifard et al., 2014) con una fundición nodular, se observa que una elevada cobertura no consigue una mejora en la resistencia a fatiga en comparación con el material sin tratamiento mecánico, debido al significativo incremento de la rugosidad superficial. A pesar del efecto positivo del incremento en el *work-hardening* y del campo de tensiones residuales de mayor profundidad, este queda neutralizado por el efecto negativo del deterioro superficial. Sin embargo, un tratamiento de shot-peening tradicional y un DSP, sí consiguen una mejora en la resistencia a fatiga. Los principales datos de este estudio aparecen reflejados en la **Tabla 7-4**.

Tabla 7-4. Resultados del estudio con fundición nodular y SSP (Bagherifard et al., 2014).

Variante	NP	SP	SSP	D-SSP
R_a / R_t (μm)		6,6 / 46,4	14,9 / 138	12,7 / 93,8
Límite fatiga (MPa)	145	211	145	242

7.5.2 Optimización de la intensidad

En el Capítulo 5 se indica que un aumento de intensidad de shot-peening supone un aumento de la profundidad del campo de tensiones residuales y un aumento de su magnitud. Sin embargo, la magnitud del campo de tensiones residuales depende en gran medida de las propiedades mecánicas del material tratado. De la misma manera, un aumento de la intensidad del shot-peening genera mayor daño superficial, aumentando

el valor de la rugosidad (Fouad & Metwally, 2011). Por tanto, parece que para optimizar la resistencia a fatiga es conveniente llegar a un acuerdo entre el beneficio del aumento del campo de tensiones residuales y del *work-hardening* y el detrimento que el empeoramiento superficial implica.

En el estudio de (Torres & Voorwald, 2002) con un acero AISI 4340 se presenta claramente este razonamiento. En la **Figura 7-6**, se observa que un aumento de la intensidad del shot-peening no implica una mejora en la curva S-N, a pesar del aumento del campo de tensiones residuales, tal y como se muestra en la **Figura 5-3**. Sin embargo, en este estudio no se hace mención del estado superficial o del incremento del *work-hardening* de cada variante.

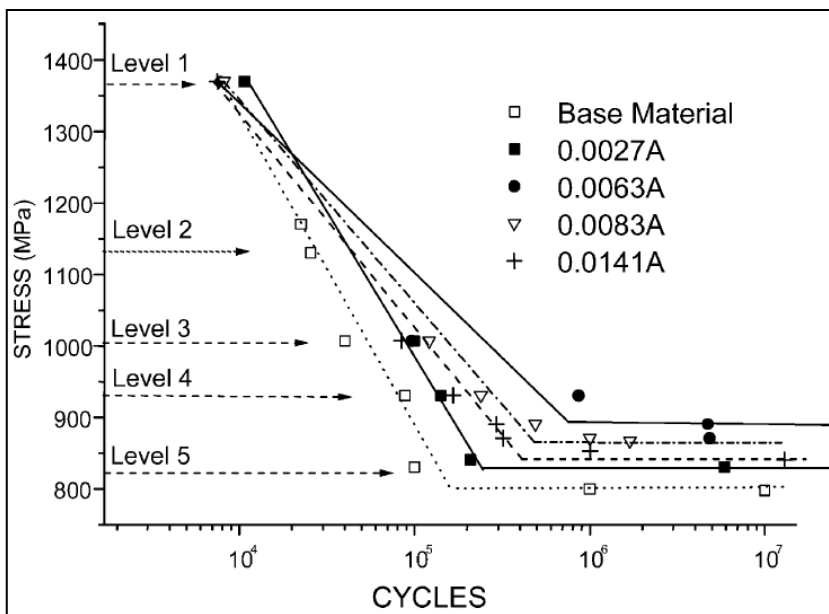


Figura 7-6. Optimización de la intensidad de SP para el AISI 4340 (Torres & Voorwald, 2002).

Un estudio muy similar se realiza con el mismo acero AISI 4340 en (Vielma et al., 2014a) (Llaneza & Belzunce, 2015b). Se observa que las variantes de shot-peening con mayor intensidad generan el campo de tensiones más extenso, pero también el mayor deterioro superficial. Por tanto, la intensidad que optimiza la resistencia a fatiga toma valores intermedios.

En el estudio de (Wierzchowski et al., 2002) mencionado anteriormente, con dos aceros distintos: 42CrMo4 y 54SiCr6, se estudia también el efecto de aplicar dos variantes de shot-peening con distinta intensidad. La mencionada variante de shot-peening con intensidad 0,55 mmA y otra variante con un shot-peening de menor intensidad (0,2 mmA). Esta variante de menor intensidad genera un campo de tensiones residuales de menor profundidad en comparación con la variante con shot-peening de mayor intensidad. Los datos de este ensayo se presentan en la **Tabla 7-5**, que completa la información presentada en la **Tabla 7-3**.

Se observa que el shot-peening de menor intensidad LSP, que produce un menor incremento de la rugosidad superficial, obtiene mejores resultados de resistencia a fatiga en comparación con la variante con el shot-peening más intenso. Sin embargo, sólo en el material más blando, el shot-peening de baja intensidad mejora la resistencia a fatiga respecto a la variante mecanizada.

Tabla 7-5. Datos de ensayos con 42CrMo4 y 54SiCr6 (Wierzchowski et al., 2002).

Material	42CrMo4		54SiCr6	
Tratamiento	Ra / Rz (µm)	Limite fatiga (MPa)	Ra / Rz (µm)	Limite fatiga (MPa)
Mecanizada	1,3 / 7,6	670	0,8 / 3,8	1.190
SP (I: 0,2 mmA)	1,8 / 10,2	730	1,2 / 7,4	1.130
SP (I: 0,55 mmA)	7,1 / 34,4	640	2,3 / 12,6	1.040

En el caso de otros metales, en el estudio de (Wagner, 1999) se observa que para la aleación de magnesio Mg-8Al-0.5Zn (AZ80) existe un intervalo de intensidad de shot-peening que optimiza la resistencia a fatiga del material tratado. Tal y como se observa en la **Figura 7-7**, el rango óptimo se obtiene para valores de intensidad de shot-peening reducidos.

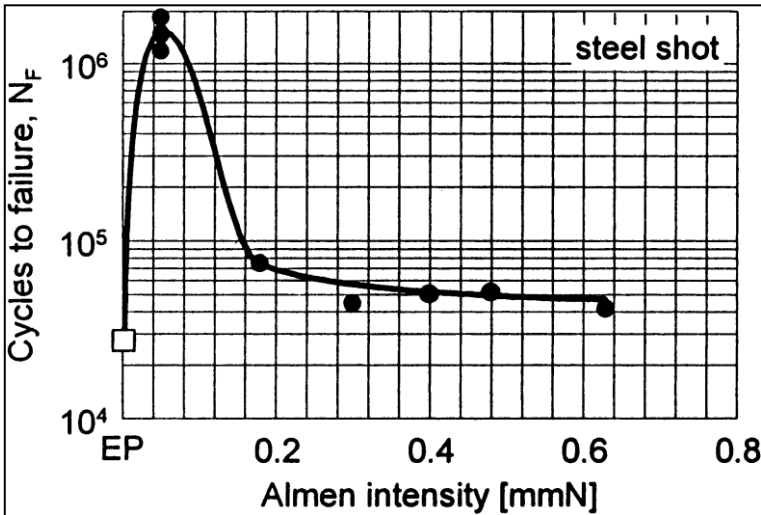


Figura 7-7. Intensidades de SP para optimizar la resistencia a fatiga del AZ80 (Wagner, 1999).

En el estudio de (Benedetti et al., 2004) con una aleación de aluminio Al-6082-T5, se aplican dos variantes de shot-peening con distintas intensidades: 10A y 10N. Se observa que el shot-peening aplicado de menor intensidad, provoca una mejor respuesta en la resistencia a fatiga. En otro estudio de (Benedetti et al., 2009) con la aleación de aluminio 7075-T651 se preparan tres variantes: la primera con un tratamiento de shot-peening con intensidad 4,5N, una segunda con un tratamiento de shot-peening con intensidad 4,5A y la tercera con un DSP combinando los dos anteriores tratamientos. Los principales datos del estudio se presentan en la **Tabla 7-6**. Se observa que la mejor respuesta a fatiga se obtiene con el primer tratamiento de shot-peening. Esta variante muestra un campo de tensiones residuales reducido pero un importante *work-hardening*

y una baja rugosidad superficial. El DSP obtiene una mejora de la resistencia a fatiga respecto la variante de shot-peening de mayor intensidad debido a un campo de tensiones residuales ligeramente más amplio y un mayor *work-hardening*, ya que la rugosidad no presenta ninguna mejora.

Tabla 7-6. Datos del estudio con la aleación Al-7075-T651 tratada con SP (Benedetti et al., 2009).

Variante	NP	SP (4,5N)	SP (4,5A)	DSP
Ra (μm)	0,25	1,35	3,39	3,41
Microdureza (HV)	177	192	183 / 188	196 / 200
$\sigma_{\text{res max}}$ (MPa)	25	-280	-330	-360
Límite fatiga (MPa)	145	213	164	189

En el estudio de (Yang et al., 2020) con un acero inoxidable AISI 304, cuanto mayor es el valor de las tres intensidades del shot-peening aplicadas, mayor es la magnitud y profundidad del campo tensiones, el incremento de microdurezas y la rugosidad. Esto conduce también a una mejora de la resistencia a fatiga a medida que aumenta la intensidad de las tres variantes de shot-peening aplicadas.

7.6 Influencia de la carga cíclica aplicada

Se puede considerar que la carga (tensión o deformación) cíclica aplicada es externa y, por tanto, está impuesta. En ese caso, es muy importante evaluar su magnitud, gradiente y relación de carga R, y en función de estos valores, seleccionar el tipo de tratamiento mecánico y los parámetros de proceso que den mejor respuesta ante la carga externa. En caso contrario, el efecto del tratamiento mecánico aplicado puede ser insignificante respecto a la mejora de la resistencia a fatiga.

7.6.1 Magnitud de la tensión aplicada

La magnitud de la tensión o deformación cíclica aplicada es el parámetro más influyente en la evaluación de la mejora de la resistencia a fatiga de un tratamiento mecánico aplicado a un material. En el Capítulo 6 se ha mostrado que el comportamiento elastoplástico cíclico de un material tratado puede cambiar su tendencia en función de la amplitud de la carga externa aplicada. Si las tensiones aplicadas son de gran magnitud, en el régimen de fatiga de bajos ciclos LCF, las deformaciones plásticas pueden ser muy importantes, de tal manera que, en pocos ciclos se produce la relajación completa del campo de tensiones residuales (Schulze et al., 1996). Además, en algunos materiales con comportamiento elastoplástico con *cyclic-softening* desaparece el posible efecto positivo del *work-hardening* generado por el *cold-work* introducido por el tratamiento mecánico. Si el tratamiento mecánico aplicado introduce micro-grietas y un deterioro o aumento de la rugosidad superficial, se facilitará la nucleación de grieta debido a los efectos de concentración de tensiones en la superficie. Debido a esta situación, puede ocurrir que el tratamiento aplicado no sea efectivo (Altenberger et al., 1999), (Schulze et al., 1996) y las piezas tratadas tengan una duración menor que las no tratadas (Yang et al., 2020).

En el estudio de (Dalaei et al., 2011) se observa que la mejora de la resistencia a fatiga que el shot-peening introduce con respecto a una pieza rectificada y pulida, sólo aparece cuando la deformación plástica aplicada tiene un nivel reducido. En este caso, la mejora únicamente aparece a partir de un nivel inferior a 0,4%, tal y como se observa en el diagrama tipo Coffin-Manson de la **Figura 7-8**.

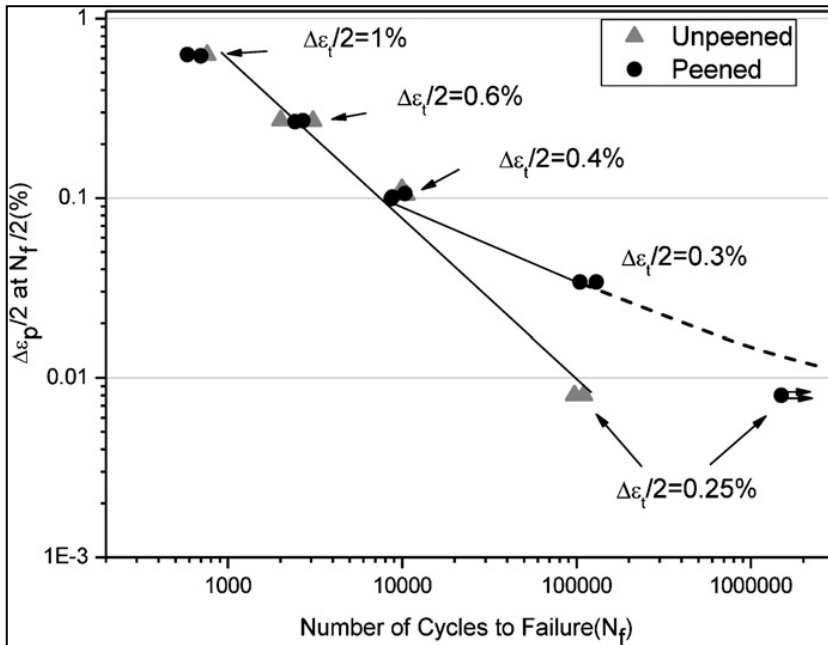


Figura 7-8. Curva $\Delta \epsilon_p$ - N del acero tratado con SP (Dalaei et al., 2011).

En el estudio de (Martin et al., 1998), con acero SAE 1045 tratado con dos intensidades distintas de shot-peening, se observa en la **Figura 7-9**, que cuando la carga aplicada es muy alta, debido a la mayor amplitud de deformaciones plásticas (ver **Figura 6-1**) y la rápida reducción del campo de tensiones residuales y del valor del HW (ver **Figura 6-10**), no se produce una mejora en la resistencia a fatiga. Sin embargo, a medida que la carga aplicada es menor y, por tanto, se reducen las deformaciones plásticas generadas con respecto a las piezas sin tratar y se estabiliza el valor de las tensiones residuales y del valor del HW, la mejora de la resistencia a fatiga cada vez es más significativa.

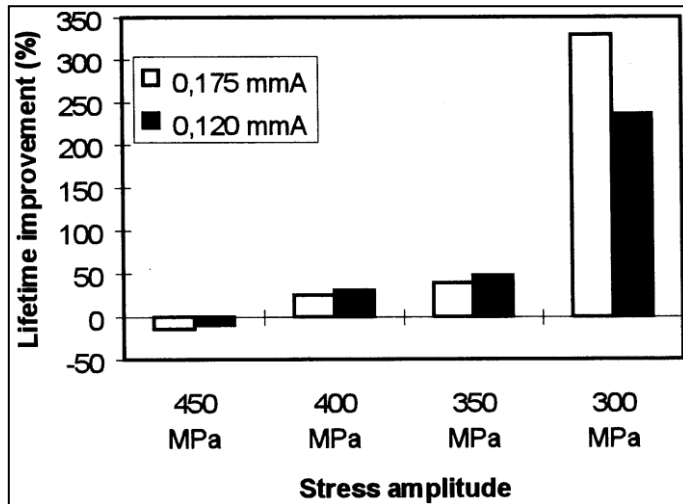


Figura 7-9. Resistencia a carga variable del acero SAE 1045.

7.6.2 Gradiente de la carga cíclica aplicada

En el estudio de (Bignonnet, 1987) se compara el comportamiento a fatiga del acero 4NiCr / grado 35NCD16 con dos variantes: pulida y tratada con shot-peening. Se muestran las curvas S-N para cuatro tipos distintos de carga externa aplicada. En la **Figura 7-10** se muestra la curva S-N para el caso de fatiga axial y de flexión rotativa. Los límites de fatiga de cada caso aparecen reflejados en la **Tabla 7-7**. Se observa que, en todos los tipos de carga, el shot-peening mejora el límite de fatiga respecto al de la variante pulida. Sin embargo, la mejora tiene distinta magnitud. La diferencia radica en la tensión efectiva sobre la sección de carga, una vez que se superpone el campo de tensiones residuales y el gradiente de tensión aplicado.

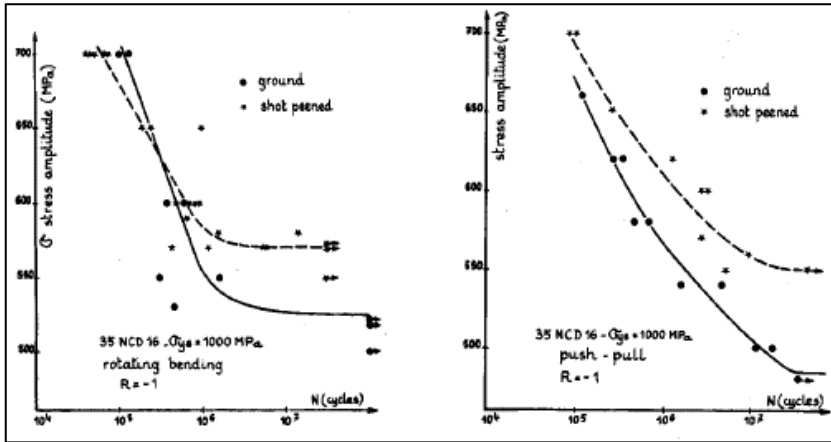


Figura 7-10. Curva S-N axial y de flexión rotativa para el acero 4NiCr (Bignonnet, 1987).

Tabla 7-7. Resultados de los límites de fatiga del acero 4NiCr (Bignonnet, 1987).

	Sin tratar (MPa)	shot-peening (MPa)	Diferencia (MPa)	Diferencia (%)
Flexión rotativa	525	570	45	9%
Axial	490	550	60	12%
Torsión alterna	310	380	70	23%
Flexión-torsión alterna	360	380	20	6%
	208	220	12	6%

7.7 Influencia del tratamiento mecánico aplicado

A continuación, se compara la resistencia a fatiga obtenida al aplicar distintos tratamientos mecánicos a un mismo material. En esta ocasión, se producen diferencias

en el campo de tensiones residuales generado, el *work-hardening*, la profundidad afectada y el deterioro superficial, por tanto, es difícil separar la causa del aumento de la resistencia a fatiga. A la vista de los resultados, la mejora en la resistencia a fatiga no siempre es predecible.

En el estudio de (Mhaede et al., 2011) sobre una aleación de aluminio Al 7075-T73 y sobre otra aleación de titanio Ti-6Al-4V se aplican distintos tratamientos mecánicos, entre ellos, shot-peening, BB y LSP. Los principales datos de cada tratamiento aplicado: rugosidad y tensión residual máxima, en cada variante se muestran en la **Tabla 7-8**. En esta tabla, también se incluye el resultado obtenido para el límite de fatiga.

Tabla 7-8. Resultados de las variantes EP, SP, LSP y BB del Al 7075-T73 y del Ti-6Al-4V (Mhaede et al., 2011).

material	Al 7075-T73			Ti-6Al-4V		
variante	R _{max} (μm)	$\sigma_{\text{res max}}$ (MPa)	Límite fatiga (MPa)	R _{max} (μm)	$\sigma_{\text{res max}}$ (MPa)	Límite fatiga (MPa)
EP	1		150	0,5		500
SP	18	-240	225	7,5	-720	650
LSP	20	-300	275	18	-560	550
BB	5	-360	285	1	-830	600

En el caso de la aleación de aluminio Al 7075-T73, se observa que el mejor resultado del límite de fatiga se obtiene con el ball-burnishing BB debido a la baja rugosidad obtenida y al amplio campo de tensiones residuales, tanto en magnitud como en profundidad. Comparando los resultados de la variante con shot-peening y con LSP se observa que ambas presentan una rugosidad muy elevada. Por tanto, el mayor campo de tensiones residuales generado por la variante con LSP, es el principal factor de la mejora de la resistencia a fatiga.

En el caso de la aleación de titanio, Ti-6Al-4V, el BB muestra muy buena respuesta en la resistencia a fatiga debido al amplio campo de tensiones residuales y la baja rugosidad superficial generada. Sin embargo, en esta ocasión, el límite de fatiga más alto se obtiene con el shot-peening. A la vista del campo de tensiones residuales generado y la rugosidad superficial de la variante con shot-peening, el principal factor de la mejora debe ser el *work-hardening* introducido. En este material, la alta rugosidad generada en la variante con LSP penaliza significativamente su mejora en la resistencia a fatiga.

En el estudio de (Wagner, 1999) se observa que dos variantes de la aleación de titanio Ti-6Al-7Nb (una variante con menores propiedades mecánicas, **Figura 7-11 a**) son tratadas con shot-peening y con roller-burnishing RB. Se observa en la **Figura 7-11**, que la variante tratada con RB presenta una mejor resistencia a fatiga de flexión rotativa que la variante tratada con shot-peening. La mejora es más notable en la variante del material base con mejores propiedades mecánicas.

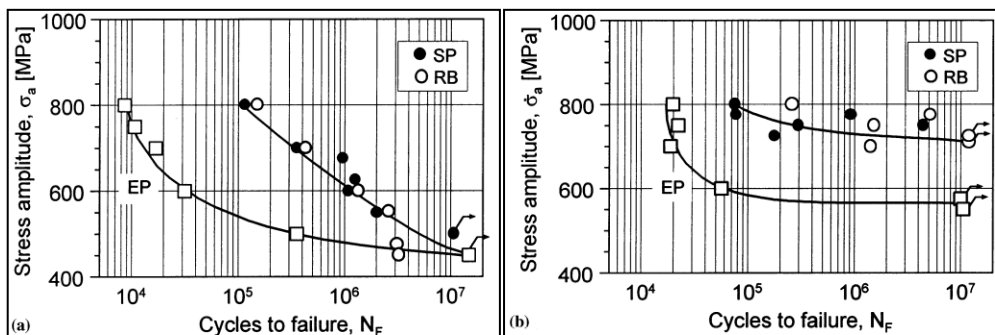


Figura 7-11. Curvas S-N para el Ti-6Al-7Nb (Wagner, 1999).

SECCIÓN 2

Trabajo de investigación desarrollado

Capítulo 8:

DESCRIPCIÓN DEL MATERIAL EMPLEADO EN LOS ENSAYOS

Capítulo 8 Descripción del material empleado en los ensayos

8.1 Descripción del material base

El material empleado en el desarrollo de los ensayos de esta Tesis Doctoral es el acero DIN 34CrNiMo6 (DIN 1.6582). Es el mismo material y del mismo lote que el empleado en investigaciones previas desarrolladas dentro del grupo de investigación ADM del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU (A. Avilés et al., 2019), (Pallarés-Santasmartas et al., 2019). Se ha mantenido el empleo de este material con la intención de poder extrapolar los nuevos resultados obtenidos al disponer de una base experimental.

El acero DIN 34CrNiMo6 es un acero de baja aleación con contenido de carbono medio. En condición de templado y revenido presenta una alta tenacidad y ductilidad y alta resistencia estática y cíclica. Debido a sus propiedades mecánicas, su empleo está muy extendido para piezas de alta responsabilidad dentro de la industria de la automoción y la aeronáutica.

El material fue suministrado por ThyssenKrupp Materials Ibérica, (Martorelles, Barcelona) en redondos de laminación de Ø 30 mm en la condición de templado (con temperatura de austenización de 900°C) y revenido. El proveedor suministró el certificado de calidad con la composición química del material, que aparece en la Tabla 8-1, pero no indica la temperatura de revenido. Con las propiedades mecánicas obtenidas del material y con el criterio propuesto en (Hertzberg, 1996) se ha estimado que la temperatura de revenido corresponde a 570°C. La temperatura de revenido afecta directamente al tamaño de grano, la dureza y las propiedades mecánicas del acero (Llaneza & Belzunce, 2015a).

Tabla 8-1. Composición química del acero DIN 34CrNiMo6.

C	Cr	Ni	Mn	Si	Mo	P	S	Fe
0,34	1,56	1,5	0,7	0,27	0,237	0,007	0,003	resto

De acuerdo con su composición química, este acero puede ser comparable con el AISI 4337 y el AISI 4340, tal y como se comenta en (Stahlschlüssel, 2013). La principal diferencia entre este acero DIN 34CrNiMo6 y el acero AISI 4340 se encuentra en el contenido de carbono y níquel. El acero AISI 4340 es un acero habitual dentro de la literatura relacionada con tratamientos mecánicos aplicados sobre aceros. Dada la similitud entre ambos, estos estudios han servido de base bibliográfica en esta Tesis Doctoral.

8.1.1 Propiedades monotónicas del material base

Las propiedades monotónicas del material se obtuvieron en el centro de investigación Azterlan (Durango, Bizkaia), realizando el ensayo de tracción a seis probetas de Ø 10 mm según la norma UNE-EN ISO 6892-1 (UNE, 2020). El valor medio de los resultados obtenidos se presenta en la **Tabla 8-2**. El módulo elástico E es 209,8 GPa.

Tabla 8-2. Propiedades monotónicas del acero DIN 34CrNiMo6.

<i>Límite elástico</i>	<i>Tensión de rotura</i>	<i>Deformación de rotura</i>	<i>Reducción de área</i>
σ_{yp}	σ_{ut}	ϵ_{ut}	Z
1.084 MPa	1.209 MPa	12,18 %	60,17 %

Los valores obtenidos concuerdan con los obtenidos en la literatura (Costa et al., 2001), (Javidi et al., 2008a), (Boller & Seeger, 2013), (Branco et al., 2012). Son también muy similares a los que aparecen en el certificado de calidad proporcionado por el proveedor ThyssenKrupp Materials Ibérica. Todos los datos aparecen resumidos en la **Tabla 8-3**.

Tabla 8-3. Revisión de las propiedades mecánicas del acero DIN 34CrNiMo6.

Estudio	σ_{yp} (MPa)	σ_{ut} (MPa)	ϵ_{ut} (%)	Z (%)
Certif. ThyssenKrupp	1.075	1.189	13,4	56,7
(Boller & Seeger, 2013)	1.015	1.104	16	58
(Branco et al., 2012)	967	1.035	18	58
(Costa et al., 2001)	1.100	1.250	10	
(Javidi et al., 2008a)	1.085	1.100	7	

Con los datos obtenidos en el ensayo de tracción, la tensión de rotura σ_{ur} se estima en un valor alrededor de los 1.800 MPa. La curva más empleada para representar el comportamiento elastoplástico monotónico de un material está definida por la ecuación (8-1) de Ramberg-Osgood (Ramberg & Osgood, 1943).

$$\epsilon = \epsilon_e + \epsilon_p = \frac{\sigma}{E} + \left(\frac{\sigma}{K}\right)^{1/n} \quad (8-1)$$

Esta curva se puede representar por medio de los valores de las propiedades mecánicas del material obtenidos en los ensayos de tracción. En la **Figura 8-1**, se compara esta curva calculada con la curva obtenida en el ensayo de la tercera probeta de Azterlan, cuyos resultados son los que mejor se aproximan al valor medio seleccionado. La curva calculada coincide muy bien con la curva del ensayo real, hasta la deformación de 5,75%, momento en el que se alcanza la tensión máxima σ_{ut} . La curva del ensayo muestra que este material no tiene un punto de fluencia claramente definido, si no que la transición al comportamiento plástico es suave y progresiva.

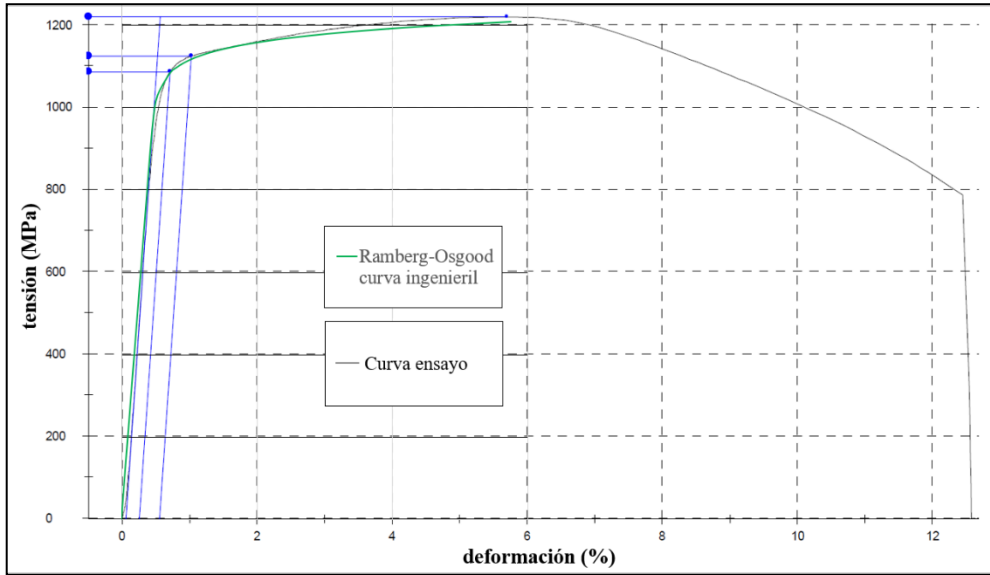


Figura 8-1. Curva tensión-deformación monotónica.

8.1.2 Propiedades cíclicas del material base

El material utilizado en esta tesis, DIN 34CrNiMo6 en condición de bonificado, presenta un comportamiento elastoplástico con *cyclic-softening*, es decir, con tendencia al ablandamiento cíclico. Esto implica que su módulo elástico cíclico es menor que el módulo elástico monotónico. Este acero cumple la ley empírica, $\sigma_{ut} / \sigma_{yp} = 1.11 < 1.2$, que propone en (Smith et al., 1963) y (Lopez & Fatemi, 2012) para identificar los aceros que tienen esta tendencia al ablandamiento.

Para determinar la tendencia de *cyclic-softening* es necesario realizar un estudio del comportamiento elastoplástico cíclico del material. Para poder realizar este estudio, se requiere un banco de ensayo con control de carga/fuerza y control de desplazamiento, mediante un extensómetro de precisión, de tal manera que, en todo momento, se monitoriza la deformación bajo la tensión aplicada. Esto es algo que no ha estado

disponible durante el desarrollo de esta Tesis Doctoral, y por ello, se recurre a la bibliografía.

El comportamiento elastoplástico cíclico de este material ha sido estudiado en (Branco et al., 2012), (Branco et al., 2016). Tal y como se observa en la **Tabla 8-3**, las propiedades mecánicas del material con el que desarrollaron el estudio son algo inferiores, ~12% - 17%, en comparación con el material empleado en esta Tesis Doctoral. Además, en la referencia (Boller & Seeger, 2013), se muestran los datos de ensayo para el estudio del comportamiento elastoplástico cíclico de este mismo acero. En la **Tabla 8-3** se indica que, las propiedades monotónicas del material de esta referencia son entre un 7% y un 10% más bajas que el empleado en esta Tesis Doctoral.

La **Figura 8-2**, obtenida del estudio (Branco et al., 2012), muestra que, en los ensayos cíclicos con nivel de deformación constante, a medida que avanzan los ciclos, se reduce la tensión aplicada. De esta manera, se observa claramente la tendencia del material al ablandamiento o *cyclic-softening*.

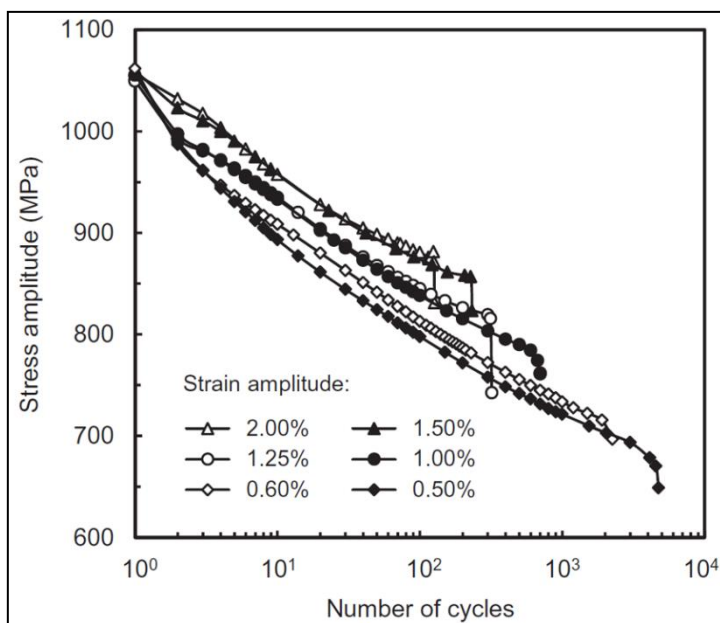


Figura 8-2. Comportamiento cíclico del DIN 34CrNiMo6 (Branco et al., 2012).

El efecto del *cyclic-softening* se observa muy bien en un gráfico que muestre los ciclos de histéresis, como el de la **Figura 8-3**, obtenido del estudio (Branco et al., 2016). En la **Figura 8-3 a)**, se está realizando un ensayo cíclico con deformación total constante de $\pm 2\%$ y en la **Figura 8-3 b)**, con deformación total constante de $\pm 0,8\%$. Los puntos extremos del ciclo de histéresis tienden a desplazarse a medida que se repiten los ciclos a causa del efecto Bauschinger (Bauschinger, 1886). Tal y como se comenta en (Branco et al., 2016), para este material, los ciclos de histéresis tienden a estabilizarse antes de llegar al 40% de los ciclos de rotura. Cuando estos ciclos de histéresis se estabilizan, se obtiene un punto para calcular la curva de tensión-deformación cíclica (R. Avilés, 2015), (Li et al., 2020).

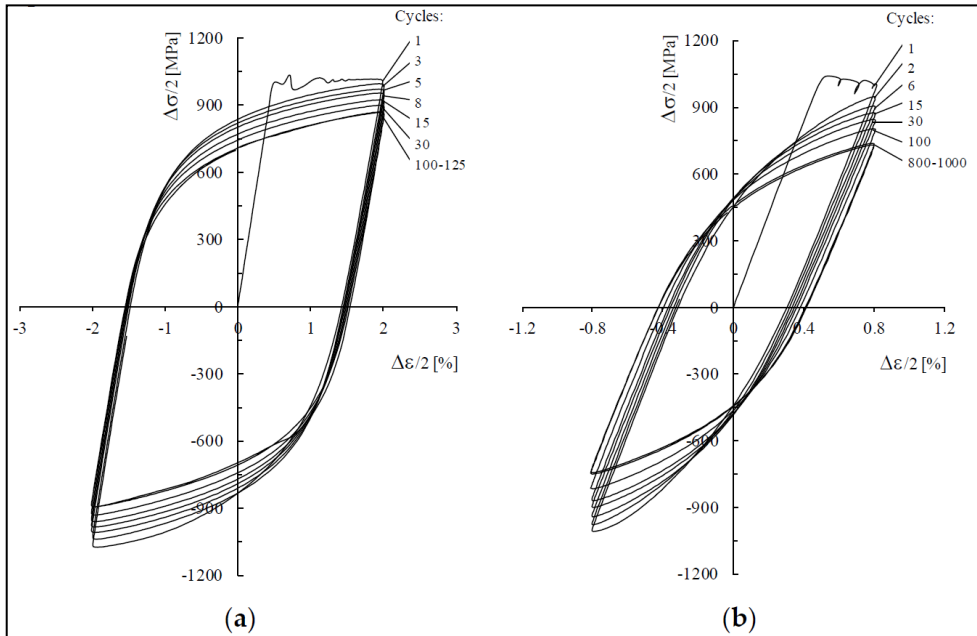


Figura 8-3. Ciclos histéresis **a)** $\pm 2\%$ **b)** $\pm 0,8\%$ para el DIN 34CrNiMo6 (Branco et al., 2016).

Tal y como se comenta en (Boller & Seeger, 2013) y en (R. Avilés, 2015), la ecuación de Ramberg-Osgood para comportamiento monotónico (8-1) se puede adaptar para comportamiento cíclico (Ramberg & Osgood, 1943), obteniendo la ya mencionada ecuación (2-26):

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{a,e} + \varepsilon_{a,p} = \frac{\sigma_a}{E} + \left(\frac{\sigma_a}{K'}\right)^{1/n'} \quad (2-26)$$

El estudio de (Branco et al., 2012) y la referencia de (Boller & Seeger, 2013), muestran los parámetros de esta ecuación y los puntos ensayados para obtenerlos. De esta manera, la ecuación de las curvas tensión-deformación cíclicas de estos estudios, se pueden representar como se muestra en la **Figura 8-4**. En la referencia de (Boller & Seeger, 2013) se establece el límite elástico cíclico en 772 MPa y en el estudio de (Branco et al., 2012) se fija en 713 MPa, que concuerda con lo propuesto en (Lopez & Fatemi, 2012). Considerando las diferencias entre las propiedades monotónicas de los materiales de estos dos estudios con el material empleado en esta investigación, se establece que el límite elástico cíclico σ'_{yp} de este material es 825 MPa. De esta manera se mantiene el mismo criterio propuesto en el anterior trabajo de investigación realizado dentro del grupo de investigación ADM del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU (A. Avilés, 2018).

En la **Figura 8-4**, además de las curvas de los dos estudios mencionados, se incluyen para su comparación, la curva tensión-deformación monotónica ingenieril obtenida con la ecuación (8-1) y la curva tensión-deformación cíclica establecida para este material.

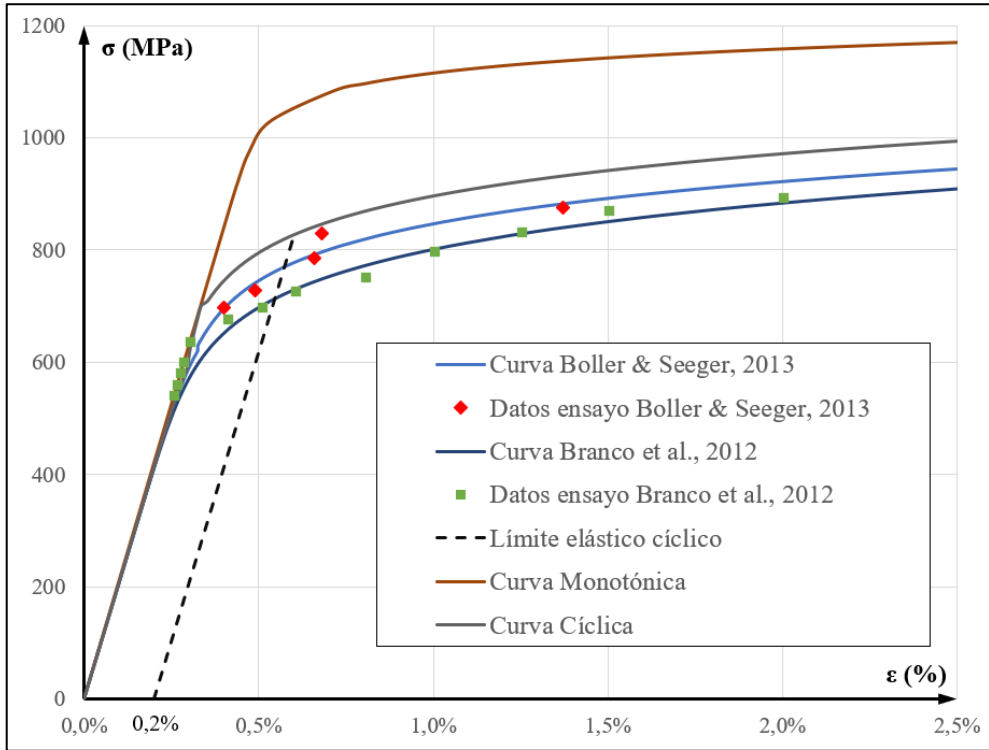


Figura 8-4. Curvas cíclicas para el DIN 34CrNiMo6.

8.2 Elaboración de probetas

En el trabajo de investigación de esta Tesis Doctoral se han empleado dos tipos de probetas: *hourglass* y planas. Ambos tipos de probetas y sus variantes se describen a continuación.

8.2.1 Probetas *hourglass* para ensayos axiales

Con el objetivo de desarrollar todos los ensayos de carga axial, cíclicos y cuasi-estáticos, se prepararon tres lotes de probetas con la forma *hourglass*, de acuerdo con la norma ASTM E466-15 (ASTM International, 2015a). Las dimensiones de las probetas se pueden observar en la **Figura 8-5**.

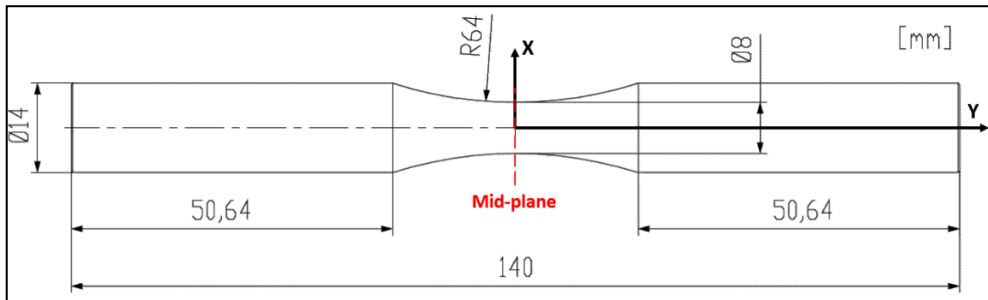


Figura 8-5. Dimensiones de las probetas hourglass.

Este tipo de probeta *hourglass* concentra los fallos e inicios de grieta en una zona muy reducida sobre su plano central. De esta manera, al desarrollar los ensayos de fatiga axial, se reduce mucho la dispersión de los resultados obtenidos (Davoli et al., 2003).

De cara al estudio de las tensiones residuales quizás no resulte la más idónea. Su peculiar forma convergente en la zona central (Noyan & Cohen, 2013), produce que el campo de tensiones residuales generado por shot-peening no sea completamente equibiaxial (ver apartado 8.5). Esta forma dificulta la medición de la profundidad cuando se eliminan capas para medir la tensión residual en profundidad mediante la técnica de difracción de rayos X.

Además, una vez rota la probeta por fatiga, no se puede obtener una medición de la tensión residual ya que al alejarse de la zona central donde se produce la rotura, la superficie de otra sección ha estado trabajando a una menor tensión aplicada.

Los tres lotes de probetas realizados son los siguientes:

- Mecanizadas.
- Con shot-peening con cobertura de 200%.
- Con shot-peening con cobertura de 100%.

Todas las probetas han sido torneadas en Ronay (Derio, Bizkaia) partiendo de redondo de Ø30 mm hasta acabar con un torneado final de acabado fino. Las probetas clasificadas como mecanizadas se mantienen tal y como se han recibido.

El lote de las probetas con shot-peening con cobertura de 200% se obtiene aplicando un tratamiento de shot-peening a las probetas mecanizadas. Este lote es el principal y con el que se realizan la mayoría de los ensayos de esta Tesis Doctoral.

El tratamiento de shot-peening ha sido realizado en Ipar-blast (Itziar, Gipuzkoa), especialistas en la aplicación de este tipo de tratamientos mecánicos, siguiendo la norma SAE J444-2017. Los parámetros del proceso vienen listados en la **Tabla 8-4**. Estos parámetros son los mismos que los utilizados en la anterior investigación dentro del grupo de investigación ADM del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU (A. Avilés et al., 2019). Se puede destacar como principal parámetro, que la intensidad de shot-peening empleada es de 8A.

Respecto a la cobertura, para intentar entender mejor el efecto del shot-peening sobre este acero, se ha preparado un lote pequeño de tres unidades con una cobertura del 100%.

Tabla 8-4. *Parámetros del proceso del SP aplicado.*

Intensidad	0,008 A (8A)
Flujo	3 kg/min
Velocidad granalla	250 mm/min
Distancia a la superficie	200 mm
Velocidad de rotación	30 r.p.m.
Tamaño granalla	S230 (~ 0,7 mm)
Forma de la granalla	Cuasi-esférica
Dureza de la granalla	58 – 60 HRC
Cobertura	100 – 200 %

8.2.2 Probetas planas para caracterización de la microestructura

En el Capítulo 4 se ha comentado que la máquina de difracción de alta resolución BRUKER D8 Advance requiere una muestra especial, pequeña y plana. Por ello, dos probetas tipo *hourglass* se han adaptado, mecanizándolas con forma plana, con un espesor de 5 mm, simétrico con el plano central, tal y como se muestra en la **Figura 8-6**.

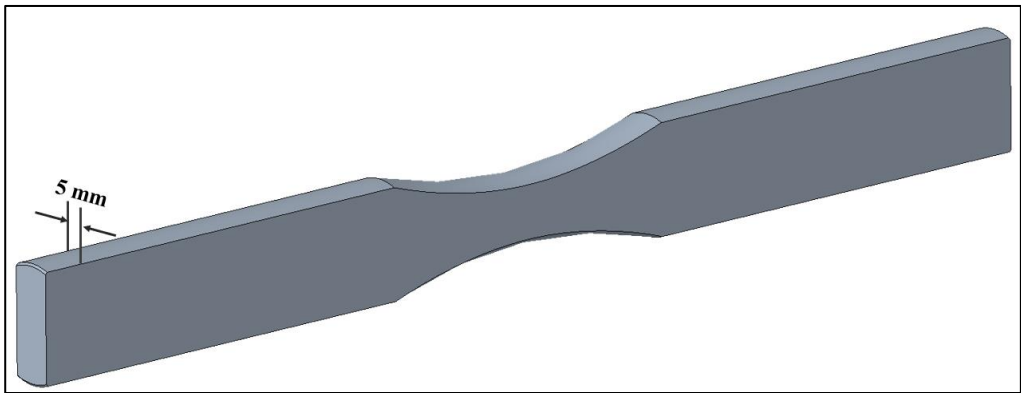


Figura 8-6. *Probeta plana (adaptada de la probeta hourglass).*

Con estas dos probetas se han preparado dos variantes de muestras con shot-peening, una con intensidad 8A y la otra con intensidad 20A. En ambos casos la cobertura aplicada es del 200%. El resto de los parámetros del proceso de shot-peening son los mismos que los indicados en la **Tabla 8-4**, excepto que en la variante 20A, la intensidad del shot-peening se incrementa.

Estas probetas planas se analizan en la máquina de difracción de alta resolución BRUKER D8 Advance con el objetivo de conocer el estado de la microestructura a través del parámetro FWHM, discretizando el factor del *size* o tamaño de cristal y del *strain* (*micro-strain*), relacionado en este acero con la densidad de dislocaciones.

8.3. Descripción de la integridad superficial de las probetas

Tal y como se ha comentado en el Capítulo 7, la rugosidad superficial es un factor fundamental en la resistencia a fatiga. Además, el tratamiento mecánico de shot-peening afecta ampliamente al acabado superficial de las piezas tratadas.

Para los tres tipos o variantes de probetas hourglass, se ha analizado el estado de la superficie y se ha medido su rugosidad superficial. Para ello, se ha medido el perfil 2D y la topografía en 3D con el perfilómetro óptico Leica. La evaluación se ha realizado sobre una superficie de 0,95x2,4 mm² de la probeta, centrada en el plano medio de simetría de la probeta. Los parámetros medidos de la rugosidad son R_a , que es la rugosidad media y R_z , que es la rugosidad media en profundidad. Las mediciones se realizan siguiendo la normativa ISO 4287:1999 y ASME B46.1, empleando un filtro Gaussiano de corte 0,8 mm.

Tabla 8-5. *Rugosidades superficiales medidas.*

variante	R_a (μm)	R_z (μm)
Mecanizadas	0,81	4,5
SP (cobertura: 100%)	2,11	13,86
SP (cobertura: 200%)	1,93	11,3
Pulidas a espejo	0,03	0,18

A la vista de los resultados de la **Tabla 8-5**, la rugosidad obtenida para la variante con cobertura 200% es menor que para la variante con cobertura 100%. Tal y como se ha comentado en el Capítulo 5, el estudio de (Llaneza & Belzunce, 2015a) indica que, cuando se alcanzan exposiciones cercanas a la cobertura total, la rugosidad se satura y no tiende a aumentar más. La diferencia observada en este caso, puede deberse a un factor estadístico o al hecho de que al resultar la intensidad del shot-peening aplicado relativamente suave, el tratamiento tiende a homogeneizar las discontinuidades y defectos superficiales generados en una primera exposición, tal y como se observa en las **Figura 8-10** y **Figura 8-11**.

8.3.1 Probetas hourglass mecanizadas

La **Figura 8-7** muestra el detalle de las marcas de la cuchilla del proceso de torneado sobre la superficie de este tipo de probetas.

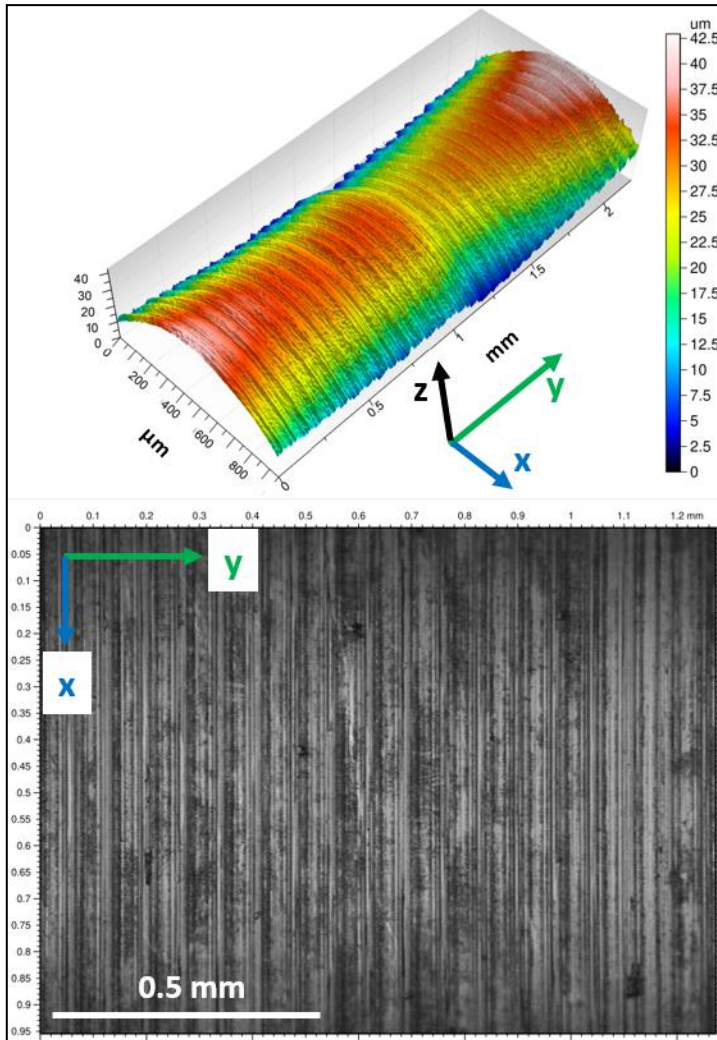


Figura 8-7. Topografía de la probeta hourglass mecanizada.

El perfil superficial de las probetas mecanizadas, en la zona de su plano medio de simetría, presenta un pequeño salto debido al proceso de torneado, tal y como se

observa en la **Figura 8-8**. En la **Figura 8-9** se aprecia más marcado ya que en ese perfil se ha aplicado la corrección de contorno correspondiente al radio de 64 mm. En ese punto del plano de simetría, el eje de corte del torno cambia el sentido de avance para seguir el contorno de las probetas *hourglass* con el radio de 64 mm. El cambio de sentido del avance implica una inversión de la fuerza que realiza el eje sobre la pieza y ese pequeño salto corresponde con la holgura del propio eje.

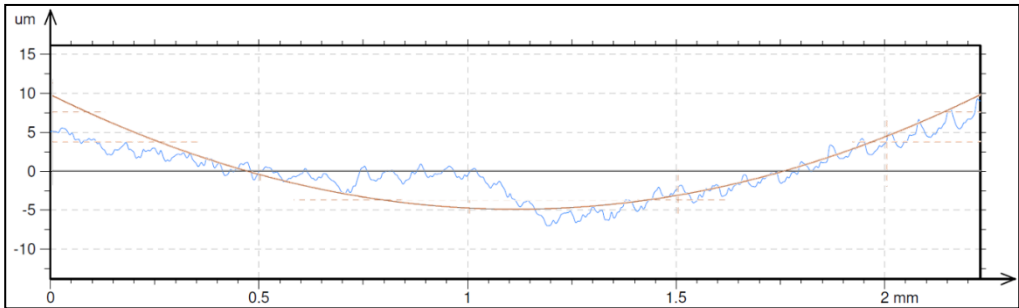


Figura 8-8. Perfil 2D de la rugosidad de la probeta mecanizada.

Para las variantes con shot-peening, ese efecto desaparece ya que este tratamiento mecánico deforma severamente la superficie de la probeta absorbiendo esta ligera irregularidad.

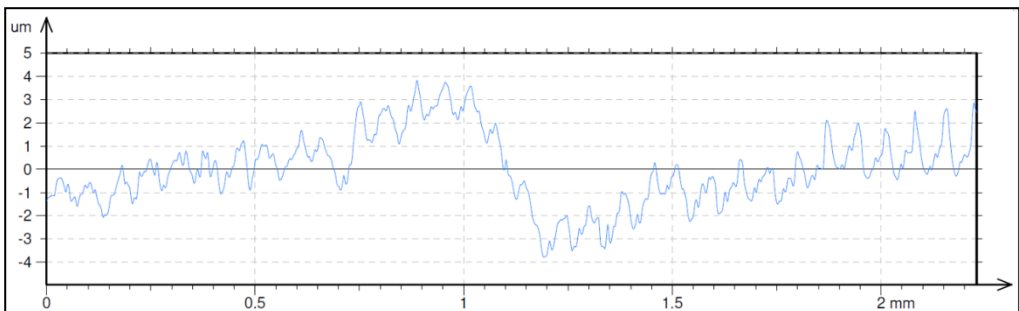


Figura 8-9. Perfil corregido 2D de la rugosidad de la probeta mecanizada.

8.3.2 Probetas hourglass con shot-peening con cobertura 100%

La **Figura 8-10** muestra las marcas de impacto de la granalla sobre la superficie de la probeta. Incluso se puede observar una huella de impacto de la granalla con un diámetro aproximado algo mayor a 0,1 mm.

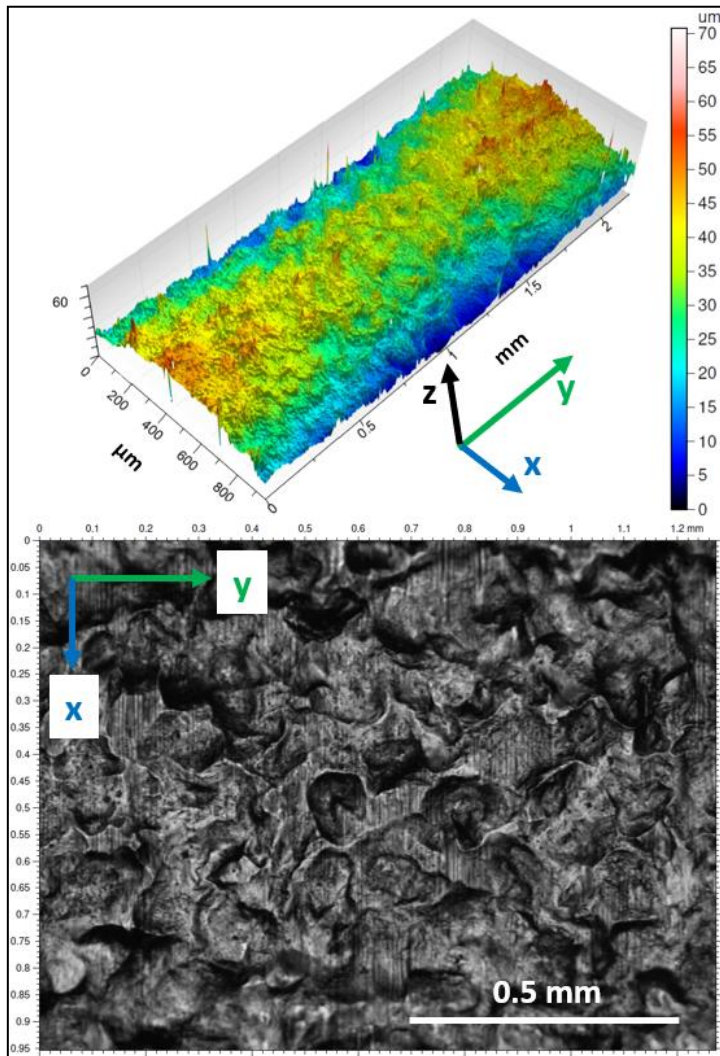


Figura 8-10. Topografía de la probeta hourglass con SP con cobertura 100%.

8.3.3. Probetas hourglass con shot-peening con cobertura 200%

En la **Figura 8-11** se muestra la superficie granallada tras sufrir un mayor número de impactos. Se observa una mayor deformación superficial, con marcas circulares de impacto menos definidas que en el caso anterior.

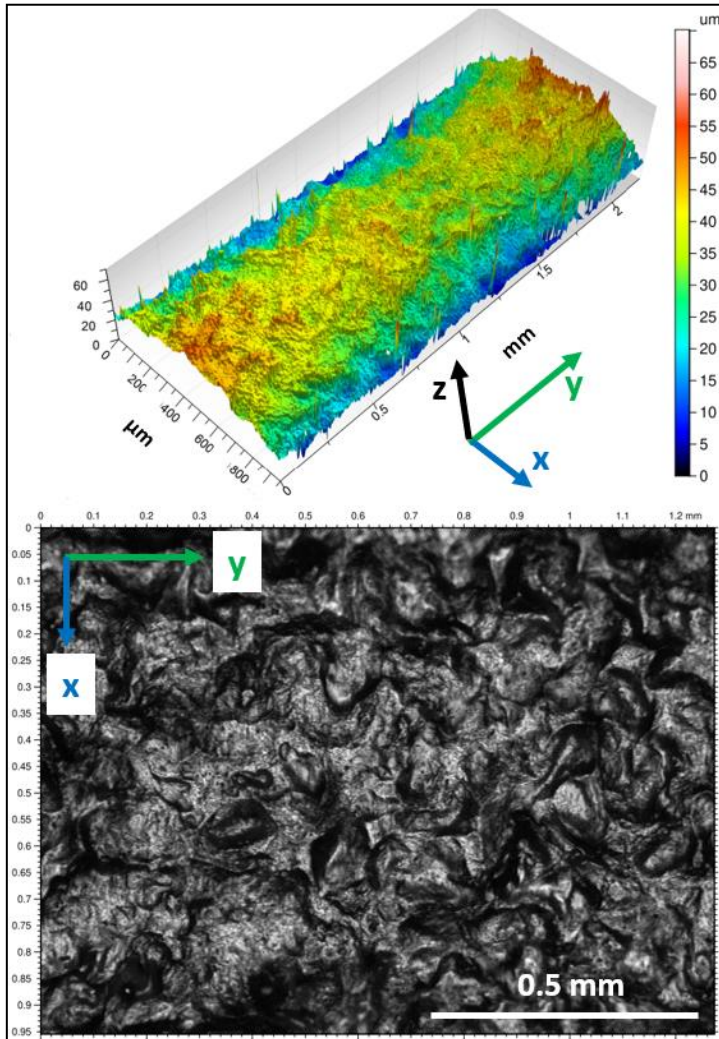


Figura 8-11. Topografía de la probeta hourglass con SP con cobertura 200%.

8.3.4 Probeta plana con shot-peening con intensidad 8A

En las probetas planas, aunque no se utilizan para ensayos de fatiga, se analiza también la rugosidad superficial obtenida tras el shot-peening. De este modo, se puede comparar la influencia de la forma de la probeta en el deterioro superficial, ya que se aplica el mismo tratamiento con intensidad 8A y cobertura 200%. En la **Figura 8-12** se muestra la superficie plana tras el tratamiento de shot-peening. Se observan marcas de impacto definidas y amplias, de una manera distinta a la mostrada en la probeta *hourglass*.

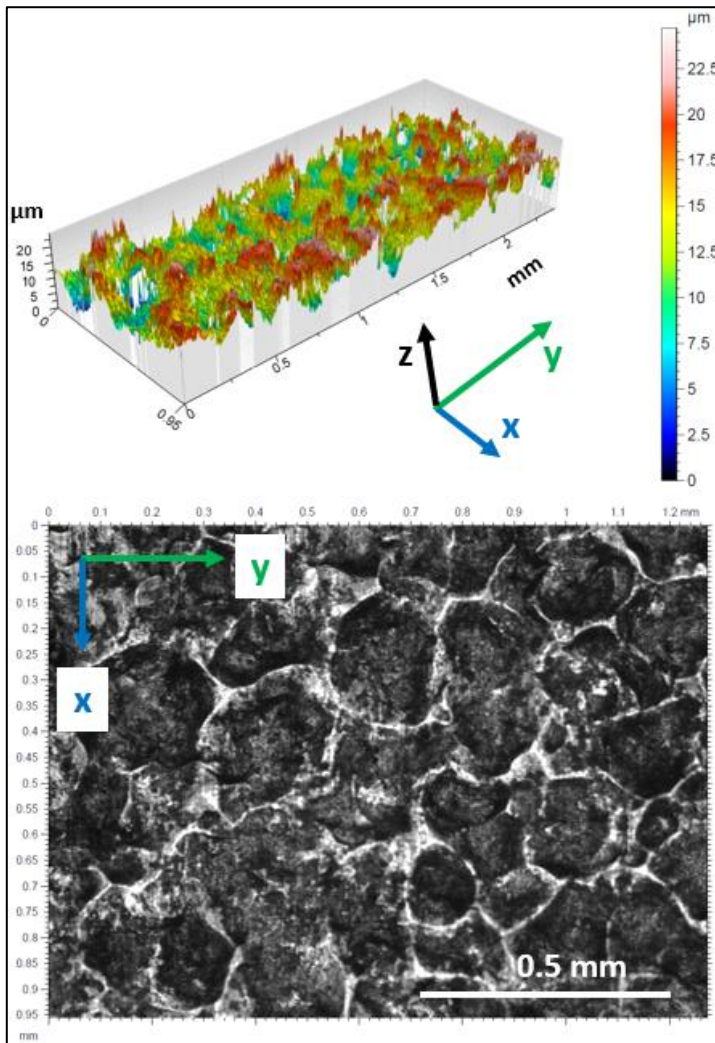


Figura 8-12. Topografía de la probeta plana con SP con intensidad 8A.

8.3.5 Probeta plana con shot-peening con intensidad 20A

Con esta medida de la rugosidad, se pretende confirmar si un aumento de la intensidad del tratamiento de shot-peening, incrementa el valor de la rugosidad superficial. En la **Figura 8-13** se observa la superficie plana granallada a mayor intensidad (20A). En este caso, las marcas de impacto no se muestran tan esféricas y se observa una gran deformación superficial.

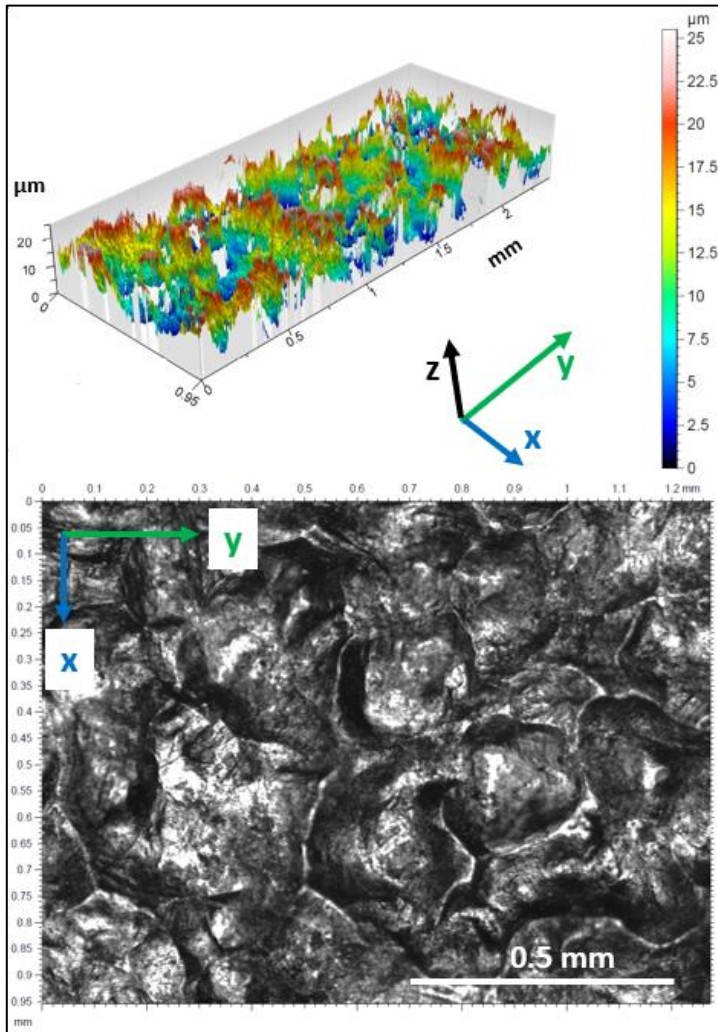


Figura 8-13. Topografía de la probeta plana con SP con intensidad 20A.

En la **Tabla 8-6** se muestran los valores de la rugosidad medidos sobre las probetas planas. A la vista de los datos, se observa que la rugosidad para el tratamiento de shot-peening de menor intensidad (8A) produce una mayor rugosidad superficial. Este resultado es contrario al inicialmente esperado, ya que se estimaba un aumento de la rugosidad debida a la mayor intensidad del shot-peening (Llaneza & Belzunce, 2015a). Es muy probable, que la desviación se deba a un factor estadístico y aumentado el número de mediciones se obtenga otra tendencia en los resultados.

Tabla 8-6. *Rugosidades superficiales medidas en las probetas planas.*

variante	Ra (μm)	Rz (μm)
Shot-peening 8A	2,22	10,72
Shot-peening 20A	2,04	10,37

Los valores de las mediciones de la rugosidad obtenidos para el shot-peening con 8A son muy similares en la probeta tipo *hourglass* y en la probeta plana (ver **Tabla 8-5**).

8.4. *Cold-work* introducido por el tratamiento de shot-peening

Tal y como se ha comentado en la Capítulo 5, el tratamiento mecánico de shot-peening introduce un importante nivel de trabajo en frío o *cold-work* en la zona superficial de la pieza tratada. El efecto del *cold-work* depende del material tratado (Altenberger, Martin, et al., 1999) y puede implicar un aumento de la cantidad de la densidad de las dislocaciones, generación de maclas, cambios de fase o nano-recristalización (Güemes & Martin, 2012). Generalmente, este trabajo en frío implica un aumento de la dureza y las propiedades mecánicas, es decir, *work-hardening*.

Este acero, tras el tratamiento térmico de temple y revenido, presenta una microestructura con una martensita revenida fina y uniforme con un tamaño de grano G8 (ASTM). En la **Figura 8-14** se muestra una imagen metalográfica de la probeta

mecanizada. Las imágenes metalográficas han sido tomadas con un Microscopio Neurtek Optika 01-40535.

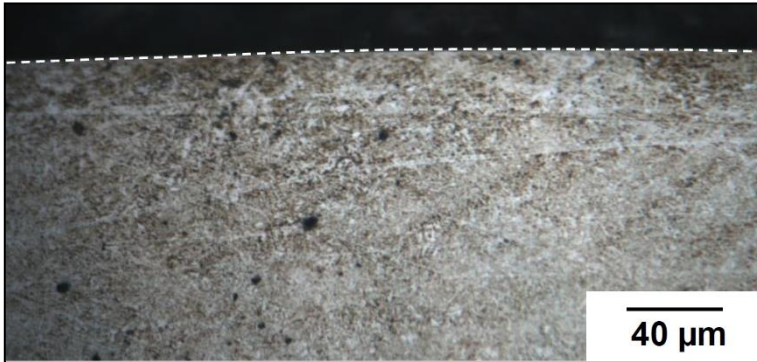


Figura 8-14. *Metalografía de la probeta mecanizada.*

Una vez aplicado el shot-peening con cobertura del 100%, la superficie empieza a mostrar irregularidades en la zona superficial, aunque no se observa claramente ninguna modificación de la microestructura, tal y como se observa en la **Figura 8-15**.

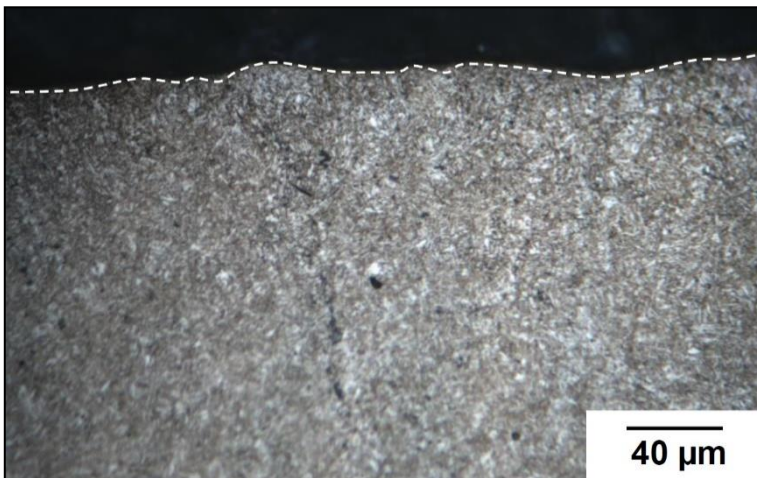


Figura 8-15. *Metalografía de la probeta con SP C: 100%.*

Al aumentar la cobertura del shot-peening hasta el 200%, se aprecia una ligera deformación de la capa sub-superficial de espesor 20-25 μm , tal y como se observa en la **Figura 8-16**.



Figura 8-16. Metalografía de la probeta con SP C: 200%.

A continuación, se realiza una evaluación del *work-hardening* generado en las probetas, a través de la medición de las microdurezas y del parámetro FWHM.

8.4.1 Microdurezas

La dureza superficial se ha medido con un durómetro Neurtek Sonodur 2 y para la evaluación de las microdurezas en profundidad (hasta 0,5 mm) se ha empleado el equipo Future-Tech FM-800, siguiendo la norma ISO 4545-1:2018.

Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 8-7** y se representan en el gráfico de la **Figura 8-17**. Se observa que la dureza media del material sin tratamiento mecánico es de 38,1 HRC. El tratamiento de shot-peening, en ambas variantes, produce un similar

y ligero aumento de la dureza, observándose un nivel medio de dureza en la zona tratada de 39,8 HRC. Es decir, el aumento es de 1,7 HRC (~ 4,4%). El incremento de dureza únicamente aparece en la superficie y hasta una profundidad entre 0,15 y 0,20 mm.

Tabla 8-7. Microdurezas en profundidad.

Profundidad (mm)	Dureza (HRC)		
	Mecanizada	SP C: 100%	SP C: 200%
0,00	37,9	39,4	39,8
0,1	38,8	40,2	39,7
0,15	37,9	39,6	39,9
0,2	38,8	38,6	38,1
0,25	38,0	38,6	38,2
0,3	37,7	38,0	37,8
0,35	38,5	38,6	37,5
0,4	38,3	37,8	38,2
0,45	38,0	37,5	37,4
0,5	37,6	38,3	38,1

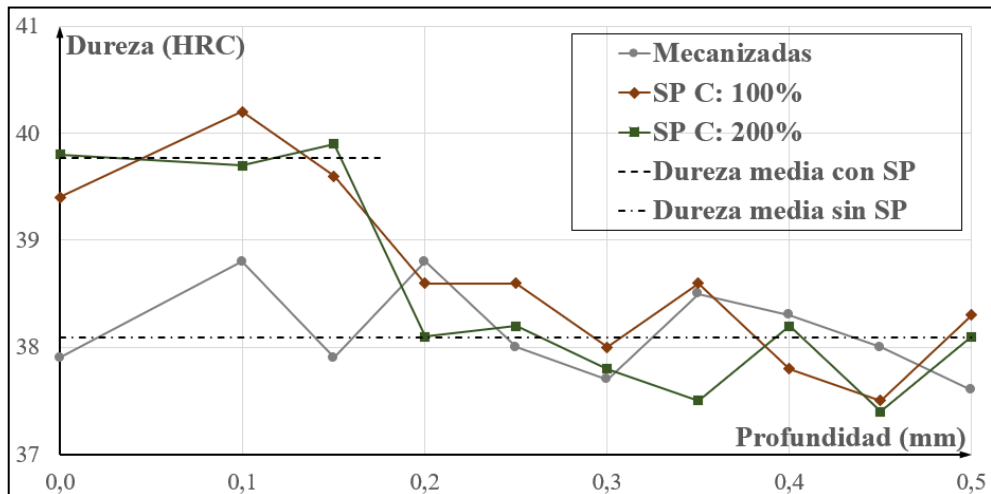


Figura 8-17. Representación de las microdurezas medidas.

8.4.2 FWHM

La evaluación del parámetro FWHM es el método más adecuado para cuantificar el efecto del *cold-work* sobre la microestructura del material tratado. En aceros aleados, el incremento del valor del FWHM está relacionado con el incremento de la densidad de dislocaciones (Martin et al., 1998).

El valor de este parámetro se obtiene mediante la difracción de rayos X utilizando la máquina de los laboratorios de SGiker, Bruker D8 Discover, con radiación de cromo Cr. El máximo de difracción utilizado para su evaluación está en un ángulo 2θ próximo a $68,5^\circ$.

Bajo estas condiciones de medición, el acero empleado en la investigación de esta Tesis Doctoral, el DIN 34CrNiMo6 en condición de templado y revenido, presenta un valor del FWHM base de referencia de $\sim 0,41^\circ$. Este valor se obtiene al medir el FWHM en el interior de una probeta. En otras condiciones de medición o del estado del material (temple o temperatura de revenido) el valor obtenido del FWHM sería distinto (Llaneza & Belzunce, 2015a).

En primer lugar, se han realizado las mediciones de los valores del FWHM en la superficie de cada una de las tres variantes de las probetas *hourglass*. El valor medio de las mediciones realizadas aparece en la **Tabla 8-8**.

Tabla 8-8. Mediciones del FWHM en la superficie de probeta *hourglass*.

probeta	FWHM ($^\circ$)	2θ ($^\circ$)
mecanizada	0,579	68,533
SP C: 100%	0,562	68,393
SP C: 200%	0,553	68,314

En las tres variantes se muestra un valor del parámetro del FWHM mayor que el correspondiente al del interior. Se observa que las probetas mecanizadas muestran un valor mayor que las probetas que han sido tratadas con shot-peening, aunque la diferencia es muy reducida. La variante con shot-peening con mayor cobertura presenta menor valor que la variante con 100% de cobertura (Prevéy & Cammett, 2002). Por tanto, a la vista de los valores del parámetro FWHM obtenidos, parece que un mayor tiempo de exposición produce cierto *work-softening*. Sin embargo, hay que tener en cuenta que las diferencias son mínimas. Algunos aceros templados y levemente revenidos, que presentan un alto nivel inicial de dislocaciones, muestran un comportamiento de *work-softening* al ser tratados por shot-peening (Burgahn et al., 1990). Esto sucede porque el *cold-work* introducido por el shot-peening, no sigue aumentando el nivel de dislocaciones, si no que favorece su movimiento y reducción. La posición de los máximos de difracción 2θ se reduce tras aplicar el shot-peening y al aumentar el tiempo de exposición del tratamiento, debido al efecto del *cold-work* introducido por el mismo (Unal et al., 2022), (Chen et al., 2020).

La medición del parámetro FWHM se extiende hacia el interior de la pieza, en paralelo a la medición del campo de tensiones en profundidad. El perfil del FWHM se representa en la **Figura 8-18**. Se observa que la reducción del valor del FWHM en la variante mecanizada es más inclinado que en las variantes con shot-peening. A partir de aproximadamente 0,15 mm, el valor del FWHM se iguala al valor base de referencia.

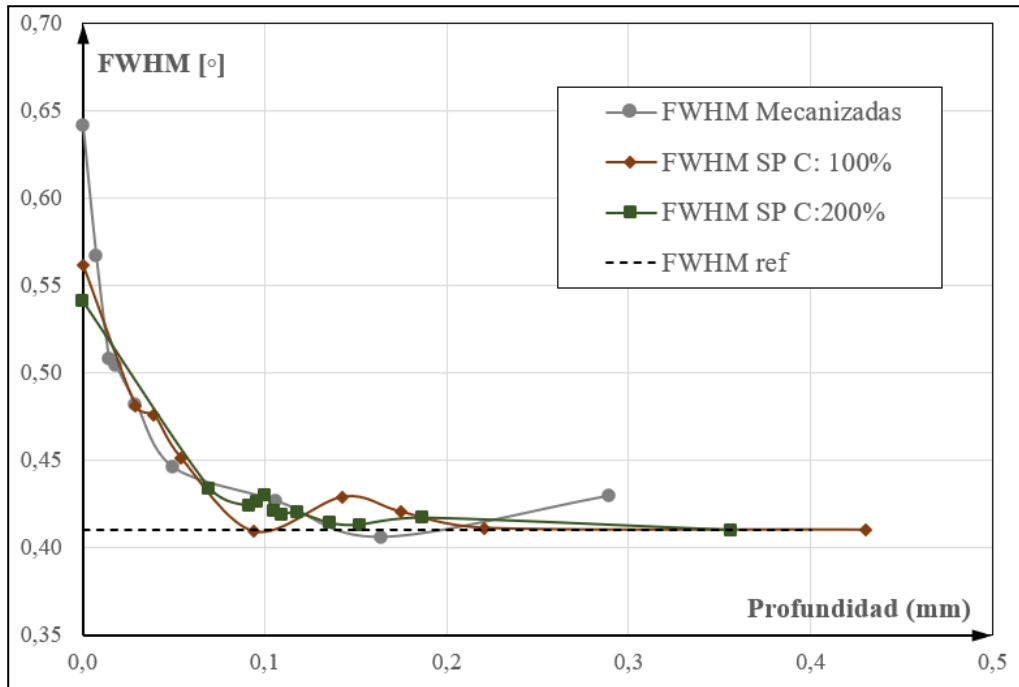


Figura 8-18. Valores del FWHM medido en profundidad.

Para las variantes tratadas con shot-peening se observa que, a pesar de la diferencia de cobertura aplicada, el efecto del *cold-work* producido por el shot-peening sobre el material tratado es muy ligero y apenas aparecen modificaciones sustanciales de los parámetros de FWHM y microdurezas analizados. Este hecho puede indicar que, para las propiedades mecánicas de este acero, el tratamiento de shot-peening aplicado es muy poco intenso. La profundidad afectada por este tratamiento mecánico es una capa superficial de un espesor de 0,15 mm aproximadamente.

8.4.3 Interpretación del FWHM, valor correspondiente al *size/strain*

Las dos probetas planas se han preparado con el objetivo de cuantificar, dentro del parámetro FWHM, la parte correspondiente al *size* y al *strain* y así, entender mejor el estado de la microestructura del acero y cómo afecta el shot-peening aplicado. De este modo, en la superficie de las probetas planas, utilizando la máquina de alta resolución de difracción de rayos X BRUKER D8 Advance con radiación de cobre Cu (Capítulo 4), se ha obtenido el valor del FWHM. Los ajustes de perfil completo realizados para este análisis microestructural (*size/strain*) muestran unos factores de acuerdo apropiados, observándose la total coincidencia entre el diagrama teórico y experimental, siempre limitado por el escaso número de máximos de difracción disponibles en este material.

Las variantes analizadas son la mecanizada, con shot-peening con intensidad 8A y con shot-peening con intensidad 20A. Además, con estos datos se incluye el valor del FWHM medido en el interior de la probeta plana, que corresponden con el valor base de referencia. Estos valores se presentan en la **Tabla 8-9**, junto con los datos medidos en la superficie de la probeta *hourglass*, para facilitar la comparación entre las medidas realizadas, ya que estos han sido presentados anteriormente en la **Tabla 8-8**.

Tabla 8-9. Medida del FWHM de alta resolución en la probeta plana.

	Bruker D8 Discover (radiación Cr)		Bruker D8 Advance (radiación Cu)		
	probeta <i>hourglass</i>	probeta plana	probeta plana	Ajuste perfil completo	
MUESTRA	FWHM (°)	FWHM (°)	FWHM (°)	size (nm)	strain (%)
Material base	0,410	0,417	0,191	61	15
Mecanizada	0,579	0,579	0,399	28	27
SP (8A)	0,553	0,562	0,388	29	37
SP (20A)	-	0,605	0,414	27	36

Se observa bastante similitud entre las mediciones realizadas con la máquina Bruker D8 Discover con radiación de cromo Cr, en las probetas tipo *hourglass* y en las probetas planas para las dos variantes, mecanizada y con shot-peening, y para el valor del material base. En ambos tipos de probeta, el material base presenta el valor del FWHM más bajo y el shot-peening muestra un valor cercano pero inferior al correspondiente de la variante mecanizada.

Se observa que el valor del FWHM medido con radiación de Cr en la probeta con shot-peening con 20A es mayor que el de las variantes mecanizada y shot-peening con 8A. Este hecho, va en línea con lo estudiado en la bibliografía (Llaneza & Belzunce, 2015a), mostrando que un shot-peening más intenso tiene mayor efecto sobre la microestructura. La posición de los máximos de difracción 2θ se reduce para las variantes con shot-peening respecto a la variante mecanizada y al material base, debido al efecto del *cold-work* introducido por el shot-peening (Unal et al., 2022), (Chen et al., 2020).

Los valores del FWHM medidos con la máquina de alta resolución de difracción de rayos X BRUKER D8 Advance con radiación de cobre Cu, muestran un valor más bajo que con la otra máquina de difracción (radiación de Cr). La diferencia media es $-0,193^\circ$. Esto es algo coherente, ya que la radiación de cobre Cu genera menor anchura del máximo y el factor instrumental en esta máquina de alta resolución es más reducido. Las mediciones se representan en el gráfico de barras de la **Figura 8-19**. Es importante fijarse que ambas mediciones siguen la misma tendencia para todas las variantes. El orden de las variantes de menor a mayor magnitud valor del FWHM queda: material base, shot-peening 8A, mecanizada y shot-peening 20A.

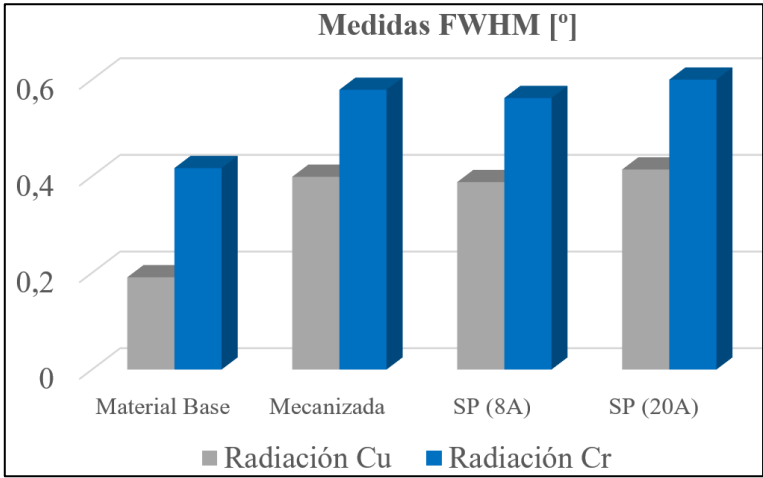


Figura 8-19. Medidas del FWHM con distinta radiación en las variantes empleadas.

De acuerdo con los datos de la **Tabla 8-9**, el *size* o tamaño de cristal que presentan tanto las variantes con shot-peening como la de mecanizado, corresponde con la mitad del tamaño de cristal de la microestructura base. Considerando que el shot-peening se aplica sobre la probeta mecanizada, se puede interpretar que los tratamientos de shot-peening aplicados, prácticamente no producen una reducción del tamaño de cristal, siendo la reducción escasamente más importante en la variante con shot-peening con 20A, tal y como se observa en la **Figura 8-20**.

El nivel de *strain* de la microestructura indica que con el proceso de mecanizado se produce un aumento de este. La deformación plástica, causada por la fuerza cortante del mecanizado, rompe y deforma las zonas cristalinas, aumentando (hasta poca profundidad) el nivel de dislocaciones o distorsión que presenta el material base tras el temple y revenido. Se observa que, debido al *cold-work* introducido por ambos tratamientos de shot-peening, el nivel de distorsión cristalina o de la densidad de dislocaciones aumenta ampliamente respecto al valor de la variante mecanizada. El nivel de strain alcanzado por los tratamientos de shot-peening es muy similar, aunque se obtiene un valor ligeramente superior en la variante con 8A.

Se puede observar que la tendencia de los valores del FWHM con radiación de Cu o de Cr para las distintas variantes, es distinta a la tendencia del *strain* obtenido. Principalmente esta desviación se localiza en la variante con shot-peening de intensidad 8A. A la vista de los resultados del *size* y del *strain* para la variante con shot-peening de 8A, se puede interpretar que se produce un importante aumento de la distorsión cristalina (nivel de dislocaciones) y un ligero aumento del tamaño de cristal. Esta tendencia no se observa con los valores del FWHM, ya que la variante mecanizada presenta un valor más alto que la variante con shot-peening con intensidad 8A

Además, se aprecia que el shot-peening de mayor intensidad (20A) tiene mayor influencia en la reducción del tamaño de cristal que en el incremento de dislocaciones y distorsiones.

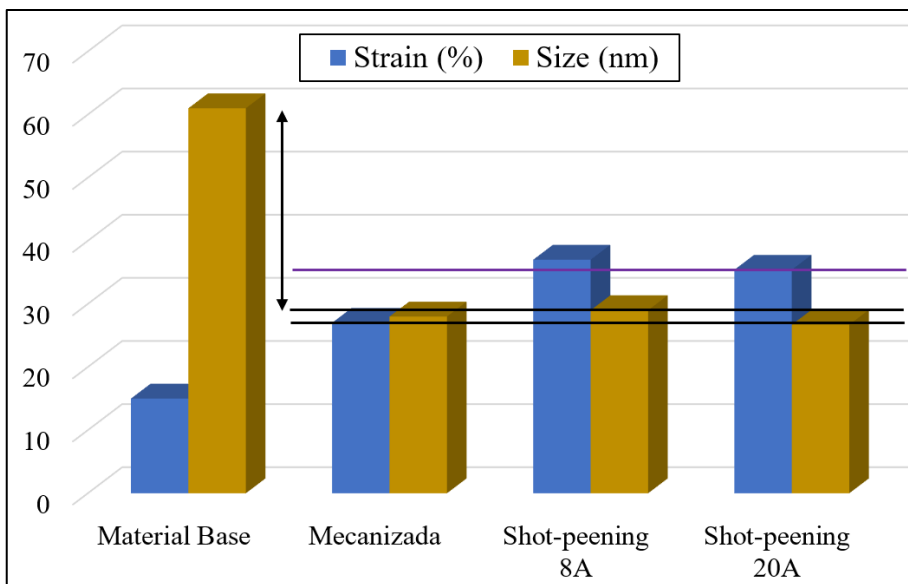


Figura 8-20. Representación del size/strain para las probetas planas.

8.5 Tensiones residuales generadas por shot-peening

Se ha medido la tensión residual inicial en la superficie en todas las probetas con tratamiento de shot-peening con cobertura del 200%, que han sido empleadas en la realización de los ensayos de relajación de tensiones. El punto de la probeta donde se realiza la medición viene representado en la **Figura 8-5**. Corresponde con un punto superficial del anillo exterior delimitado por el plano central de la probeta. De acuerdo con el apartado 5.2, con la técnica de XRD se obtiene el tensor completo de la tensión residual. En la **Tabla 8-10** aparece el valor medio del tensor de las tensiones residuales en la superficie generadas por el tratamiento de shot-peening con cobertura del 200%. El valor de la tensión residual según el equivalente de von Mises corresponde con 642,9 MPa en compresión.

Tabla 8-10. Tensor de tensiones residuales medio tras SP C:200%.

σ_{xx}	σ_{yy}	σ_{zz}	τ_{xy}	τ_{yz}	τ_{xz}	σ_1	σ_2	σ_3
-660,3	-528,6	0,0	106,8	-9,0	60,1	-727,0	-468,3	6,3

Respecto a las probetas con shot-peening con cobertura del 100%, el valor medio del tensor de la tensión residual en la superficie está indicado en la **Tabla 8-11**. El valor de la tensión equivalente de von Mises corresponde con 651,4 MPa en compresión.

Tabla 8-11. Tensor de tensiones residuales medio tras SP C:100%.

σ_{xx}	σ_{yy}	σ_{zz}	τ_{xy}	τ_{yz}	τ_{xz}	σ_1	σ_2	σ_3
-657,5	-563,5	0,0	98,3	-10,1	41,0	-725,3	-498,6	2,8

La magnitud de los campos de tensiones residuales es muy similar en las dos variantes con shot-peening. Se observa que la magnitud del campo de tensiones residuales está

más influenciada por las propiedades del material (Holzapfel et al., 1996) que por la cobertura, una vez que esta alcanza cierto nivel (Prevéy & Cammett, 2002). Si se establece la magnitud del campo de tensiones residuales como la media de los dos valores del equivalente de von Mises obtenidos (647,1 MPa) se puede relacionar con las propiedades mecánicas del material mediante las siguientes expresiones:

$$r_{\sigma_{res}} = \frac{647,1}{\sigma_{yp}} = 0,6 \qquad r'_{\sigma_{res}} = \frac{647,1}{\sigma_{ut}} = 0,54$$

Comparado esta relación con otros estudios citados en el Capítulo 5, se observa que el campo de tensiones residuales obtenido no es excesivamente alto y que la intensidad de shot-peening aplicada es media.

Se observa que las principales componentes del campo de tensiones residuales son la componente longitudinal σ_{yy} y la componente transversal σ_{xx} . Su presentación se observa en la **Figura 8-21**. Las otras componentes no nulas del tensor producen que las componentes principales del campo de tensiones residuales estén ligeramente giradas con respecto a los planos de referencia de la probeta. Además, la diferencia de magnitud entre las componentes longitudinal y transversal (entre 17% y 25%), muestra que el campo de tensiones obtenido no es equi-biaxial, aunque por la naturaleza del shot-peening este campo tiende a serlo. La razón de esta desviación radica en la forma no cilíndrica de la probeta afectada por el radio de 64 mm (Noyan & Cohen, 2013) y el ángulo de incidencia del flujo de granalla.

Aunque el estudio de las tensiones residuales no es el objetivo de la utilización de las probetas planas, se muestra su medida para tener un criterio de comparación. Los valores del tensor de tensiones residuales en la superficie de la probeta plana con shot-peening de intensidad 8A se muestran en la **Tabla 8-12**.

Tabla 8-12. Tensor de tensiones residuales en la probeta plana tras SP con I: 8A.

σ_{xx}	σ_{yy}	σ_{zz}	τ_{xy}	τ_{yz}	τ_{xz}	σ_1	σ_2	σ_3
-611,7	-631,7	0,0	2,8	5,1	3,0	-632,2	-611,3	0,1

En esta probeta se observa una equi-biaxialidad de las componentes longitudinal y transversal mucho más clara que en la probeta tipo *hourglass*, confirmando, por tanto, que la desviación es debido a la geometría de la probeta *hourglass* (Noyan & Cohen, 2013). La tensión equivalente de von Mises para este tensor de tensiones residuales es 622,1 MPa en compresión, que es ligeramente inferior el que se obtiene en las probetas *hourglass*. Sin embargo, esta diferencia está relacionada con la aparición de las tensiones cortantes en la probeta *hourglass*.

El tensor de tensiones residuales medido en la superficie de la probeta plana con shot-peening con intensidad 20A se muestra en la **Tabla 8-13**. El valor del equivalente de von Mises del campo de tensiones residuales de esta probeta es 553,9 MPa en compresión.

Tabla 8-13. Tensor de tensiones residuales en la probeta plana tras SP con I: 20A.

σ_{xx}	σ_{yy}	σ_{zz}	τ_{xy}	τ_{yz}	τ_{xz}	σ_1	σ_2	σ_3
-568,7	-531,3	0,0	24,9	6,6	20,1	-581,1	-519,7	0,9

Como era de esperar, la variante con intensidad 20A muestra una magnitud de tensiones residuales en la superficie menor que la probeta plana con el shot-peening de menor intensidad (8A). Sin embargo, aunque no se ha medido en profundidad, el máximo y la profundidad del campo de tensiones residuales probablemente que ha aumentado (Torres & Voorwald, 2002).

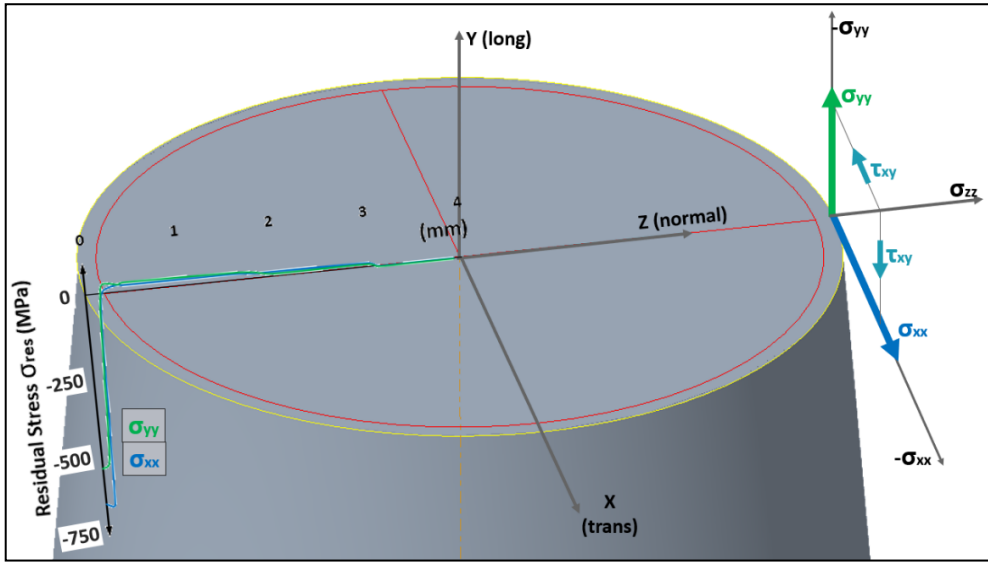


Figura 8-21. Representación sección probeta con tensiones residuales.

Con el objetivo de mejorar el análisis del campo de tensiones residuales generado por el shot-peening, se extiende su evaluación hacia el interior de la probeta. Esta medición se solicitaba al Laboratorio de Medida de Tensiones Residuales de la UPM de Madrid, pero a raíz del trabajo en esta Tesis Doctoral junto con SGiker, se ha desarrollado un procedimiento para poder realizar la misma.

8.5.1 Procedimiento para calcular tensiones residuales en profundidad

El procedimiento para medir la tensión residual en profundidad por difracción de rayos X consiste en ir retirando, de manera controlada, material de las capas superficiales mediante un ataque químico, para que no afecte a las tensiones residuales que quedan en la probeta. En este trabajo se ha elegido un ataque químico por goteo controlado con agua regia. La **Figura 8-22** muestra el montaje empleado para la dosificación del agua

regia. Se estableció de manera experimental una relación entre el tiempo de goteo y el avance en profundidad.

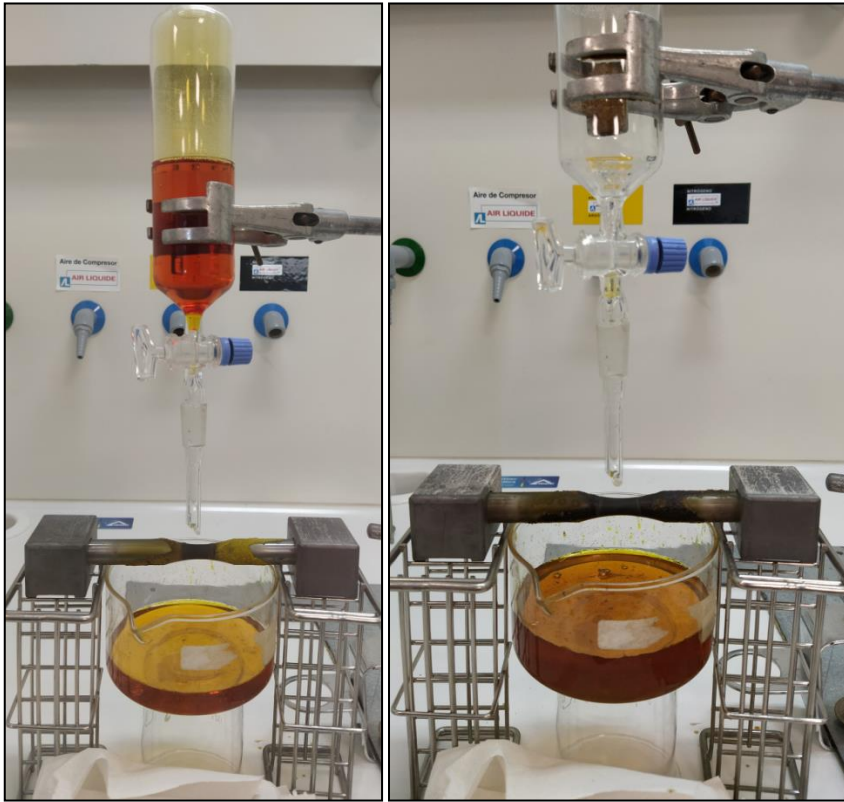


Figura 8-22. *Dosificación del ataque químico.*

En cada tramo de profundidad avanzada hacia el interior, se limpia la probeta y se realiza la medición de la tensión residual por medio de XRD. El valor obtenido en la medición por difracción se debe corregir utilizando el método de (Moore & Evans, 1958). Es necesario conocer la profundidad de material retirado con la mayor precisión posible. Para ello, se ha empleado un Proyector de perfiles Mitutoyo PJ-H3000F con un controlador digital QM-Data 200, tal y como muestra la **Figura 8-23**. Se eligió esta opción por su precisión, simplicidad y accesibilidad. Como alternativa, se realizaron

pruebas de medición con un perfilómetro dedicado a otra aplicación, pero las mediciones obtenidas no eran completamente fiables y se descartaron.

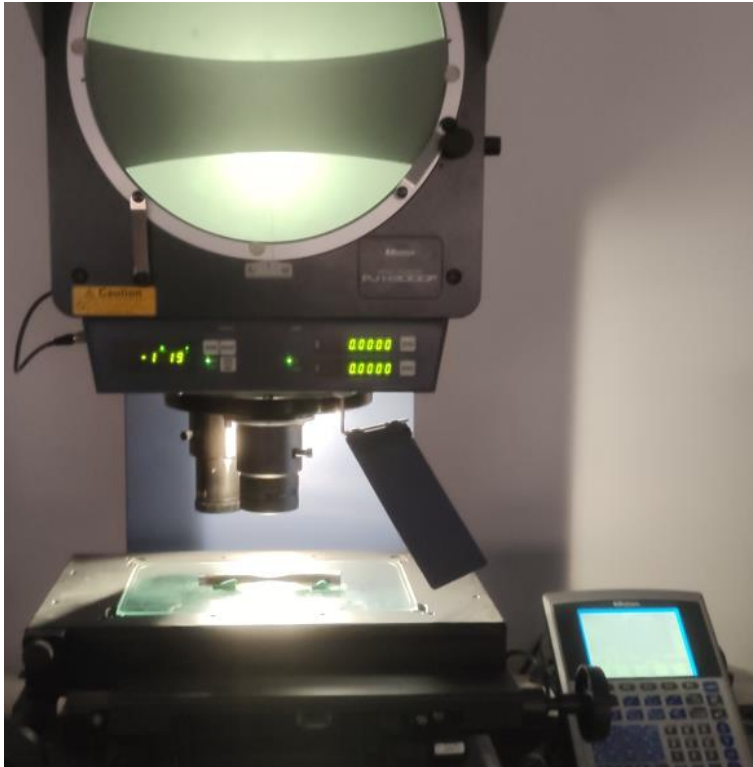


Figura 8-23. *Medición de la profundidad con proyector de perfiles.*

Una vez realizada la medición de la tensión residual y de la profundidad hasta la que se ha avanzado, se corrige el resultado y se procede a realizar el siguiente avance, hasta llegar a la zona libre de tensiones residuales de compresión.

8.5.2 Campo de tensiones residuales tras aplicar shot-peening

Con las probetas con shot-peening con cobertura 200% se han realizado dos mediciones del campo de tensiones residuales en profundidad, una en el Laboratorio de Medida de Tensiones Residuales de la UPM de Madrid y otra con el procedimiento descrito en el anterior apartado, en colaboración con SGiker. Los perfiles del campo de tensiones residuales obtenidos pueden observarse en la **Figura 8-24**. Se observa que ambos perfiles son muy similares, con la misma profundidad y la ligera diferencia entre las magnitudes puede deberse a la tolerancia de las mediciones o la propia dispersión de los resultados del campo de tensiones.

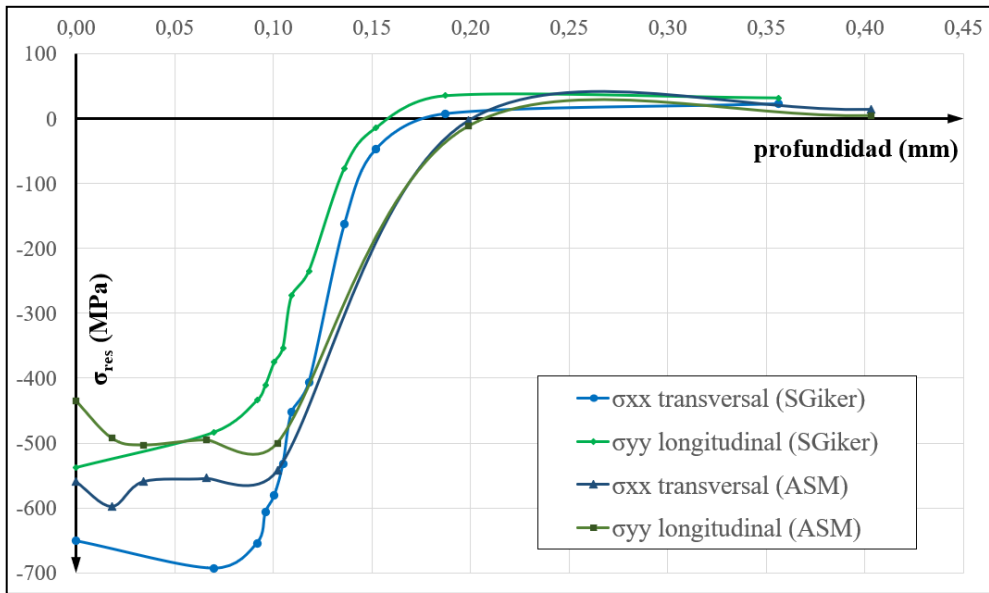


Figura 8-24. Tensiones residuales en profundidad obtenidas tras SP.

El perfil del campo de tensiones residuales obtenido tras el proceso de shot-peening con cobertura 200% se asemeja a una función escalón, en la que el nivel de tensión residual en la superficie y el máximo del campo alcanzan aproximadamente la misma magnitud. En este caso, el máximo aparece a una profundidad muy cercana a la

superficie ($\sim 0,02 - 0,07$ mm de profundidad). Este perfil del campo de tensiones es habitual en los aceros martensíticos duros tratados con un shot-peening de intensidad media-baja (Iida & Taniguchi, 1996), tal y como es este caso. La aplicación de un shot-peening con una intensidad mayor, reduce el nivel de tensión residual en la superficie, desplaza el máximo hacia el interior y aumenta la profundidad del campo de tensiones residuales (Torres & Voorwald, 2002), (Llaneza & Belzunce, 2015a).

La no equi-biaxialidad que se observa en la superficie, se extiende en el campo de tensión residual cuando se amplía su evaluación en profundidad. La componente transversal tiende a presentar mayor magnitud que la componente longitudinal.

El campo de tensiones residuales se extiende hasta una profundidad de $\sim 0,15 - 0,18$ mm, que coincide con la profundidad en la que se produce un aumento de la microdureza y del FWHM, tal y como se ha comentado en el apartado anterior. Por tanto, se puede concluir que, para este acero, la profundidad afectada por este tratamiento de shot-peening o *case-deep* es $\sim 0,15 - 0,18$ mm.

A partir de esta profundidad, hacia el eje central de la probeta, aparece un campo de tensiones residuales de tracción para mantener el equilibrio de tensiones en el interior de la probeta. Dada la amplia profundidad libre hasta el eje central, aproximadamente $3,85 - 3,82$ mm, por la que se puede extender el campo de tensiones residuales de tracción, en comparación con la pequeña profundidad en la que se extiende el campo de tensiones residuales de compresión, se puede suponer que, la magnitud de las tensiones residuales de tracción es muy pequeña (Buchanan & John, 2014). Además, las mediciones de tensiones residuales en los puntos de mayor profundidad, así lo han confirmado.

En la **Figura 8-21**, se presenta la extensión del campo de tensiones residuales a lo largo de toda la sección circunferencial de la probeta en su plano medio. Dentro de la sección de la probeta, se pueden identificar dos zonas:

- el anillo exterior, con una profundidad de 0,15 – 0,18 mm, que corresponde con la superficie de la probeta que ha sido afectada por el shot-peening. Se localiza en esta zona el campo de tensiones residuales de compresión y se aprecia el ligero *work-hardening*, con el cambio del valor de la microdureza y del FWHM. Esta zona representa el 5% de la superficie de la sección central de la probeta.
- el núcleo interior, que no muestra ninguna variación, se puede considerar como un área de material que no ha sido afectado por el shot-peening aplicado.

El campo de tensiones residuales obtenido con el shot-peening con cobertura del 100% presenta un perfil muy similar al presentado en el caso de cobertura 200%. La magnitud de las tensiones residuales, la profundidad del campo y la no equi-biaxialidad prácticamente coinciden en ambas variantes. El campo de tensiones residuales para la variante de shot-peening con cobertura 100% aparece representado en la **Figura 8-25**.

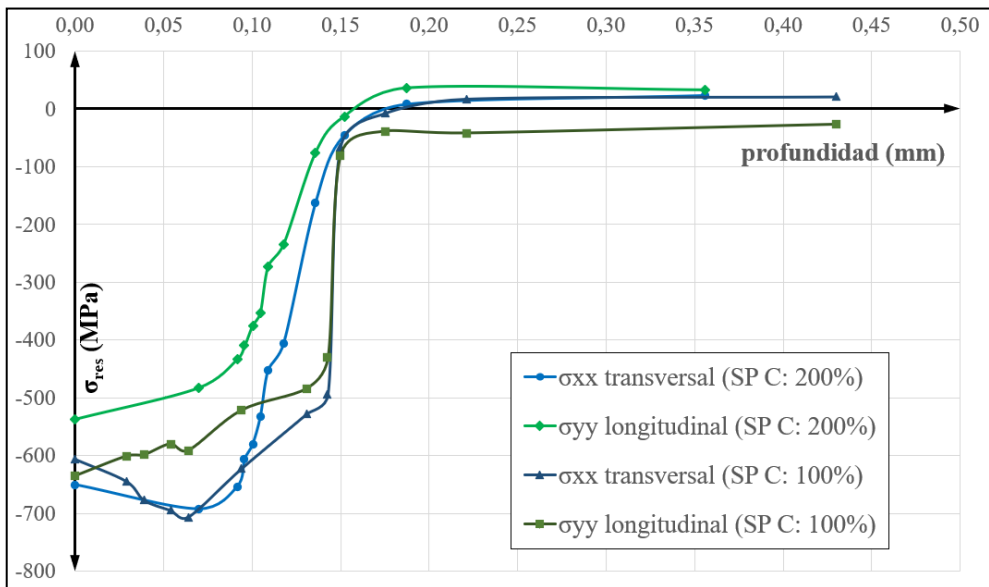


Figura 8-25. Tensiones residuales en profundidad.

Con el objetivo de valorar el efecto del shot-peening con respecto a la generación del campo de tensiones residuales de compresión es necesario conocer el perfil del campo de tensiones residuales en una probeta antes de ser tratada por el shot-peening. Para ello, se dispone de la medición del campo de tensiones en profundidad de una probeta mecanizada. Se observa que, en la superficie de la pieza mecanizada, las componentes del campo de tensiones residuales son de tracción con una magnitud reducida, y que, en una profundidad muy cercana a la superficie, 10 - 20 μm , empiezan a ser de compresión. A partir de 0,1 mm, el campo de tensiones residuales podría considerarse nulo. Estos valores medidos dependen fuertemente del proceso de mecanizado seguido en el punto donde se realiza la medición. En la **Figura 8-26** se ve representado este campo de tensiones residuales. Además, en esta **Figura 8-26**, está incluido el campo de tensiones residuales tras el shot-peening, para poder observar cómo el tratamiento mecánico elimina las tensiones residuales de tracción en la superficie y cerca de la superficie y se convierten en tensiones de compresión de mayor magnitud y profundidad.

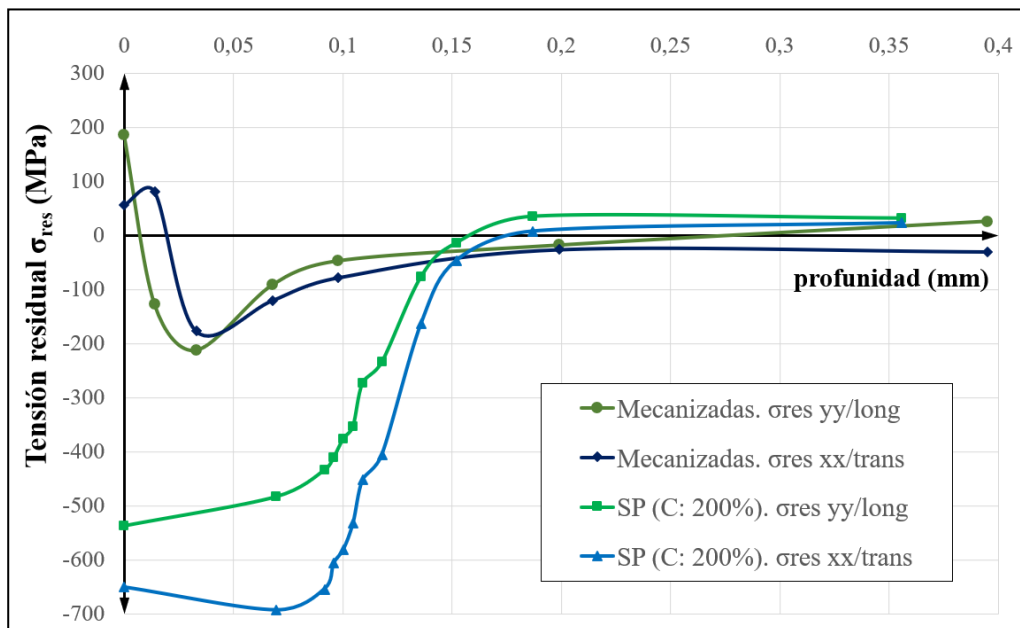


Figura 8-26. Tensiones residuales en profundidad de las variantes mecanizada y SP.

Capítulo 9:

**ENSAYOS DE FATIGA
AXIAL CON R: -1**

Capítulo 9 Ensayos de fatiga axial con R: -1

En el desarrollo de esta Tesis Doctoral, todos los ensayos de fatiga se han desarrollado en el Laboratorio del Departamento de Ingeniería Mecánica de la Escuela de Ingeniería de la UPV/EHU (Bilbao, España). La máquina servo-hidráulica axial de ensayos utilizada, que se puede observar en la **Figura 9-1**, es el modelo 8801 MTB (± 100 KN) fabricado por Instron (<https://www.instron.com/es>, High Wycombe, Reino Unido). Los ensayos se han realizado aplicando tensión axial con relación de carga R -1, a frecuencias entre 5 y 20 Hz, con control de la tensión aplicada y a temperatura ambiente.



Figura 9-1. *Máquina de ensayos axial Instron 8801 MTB.*

Los ensayos están realizados con dos lotes de probetas: mecanizadas y con shot-peening con cobertura 200%. El objetivo es calcular la curva S-N de ambas variantes

para cuantificar el efecto que el tratamiento de shot-peening aplicado tiene en la resistencia a fatiga de este acero. Además, dentro de este análisis, a modo comparativo, se incluyen los resultados de los ensayos de la variante con acabado superficial de pulido a espejo, realizados anteriormente dentro del grupo de investigación ADM del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU (Pallarés-Santasmartas L. et al., 2018), con el mismo tipo de probeta *hourglass*, en la misma máquina de fatiga axial y con el mismo material del mismo lote de fabricación. La rugosidad superficial de este lote de probetas pulidas puede observarse en la **Tabla 8-5**.

9.1 Preparación de la campaña de ensayos

Antes de comenzar la campaña de ensayos se han revisado los resultados de los trabajos previamente realizados dentro del grupo de investigación ADM del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU, ya que empleaban el mismo material del mismo lote de fabricación. Además del mencionado anteriormente de (Pallarés-Santasmartas L. et al., 2018), con probeta pulida en fatiga axial, en el estudio de (A. Avilés et al., 2019) se ha calculado la curva S-N de fatiga de flexión rotativa de las variantes mecanizada, pulida y con shot-peening, con los mismos parámetros de proceso. En la **Tabla 9-1** se presenta un resumen de los resultados de los ensayos anteriormente realizados.

Tabla 9-1. Límites de fatiga previamente obtenidos.

Tipo carga	Variante	Limite fatiga	Ne
flexión rotativa	mecanizada	$\sigma'_{-1 \text{ mec}} = 465 \text{ MPa}$	650.000
flexión rotativa	pulida	$\sigma'_{-1} = 645 \text{ MPa}$	400.000
flexión rotativa	shot-peening	$\sigma'_{-1 \text{ SP}} = 645 \text{ MPa}$	400.000
axial	pulida	$\sigma_{-1} = 615 \text{ MPa}$	623.000

Para esta campaña de ensayos se ha dispuesto de un número limitado de probetas. Por tanto, para optimizar la utilización de las mismas, a la hora de elegir los niveles de tensión, se ha seguido la metodología propuesta por (Nazakawa & Kodama, 1987) que organiza el empleo de probetas para definir las dos ramas (inclinada y horizontal) de la curva S-N reduciendo la dispersión estadística. El empleo de probetas tipo *hourglass* también ayuda a reducir la dispersión de los resultados, tal y como se comenta en el estudio de (Davoli et al., 2003), ya que esta geometría concentra los fallos e inicios de grieta en una zona muy reducida sobre su plano central.

La parte de las curvas S-N de vida finita se ha calculado siguiendo la norma ASTM E739-10 (ASTM International, 2015b). El comienzo de la curva se establece en $N_g 10^4$ ciclos para que quede por encima de N_t que para este material se encuentra sobre los 1.000 ciclos. El criterio de parada se ha fijado en la rotura o pérdida de un 10% de rigidez de la probeta. El límite de fatiga se ha calculado empleando el método de la escalera (*staircase method*, propuesto en (Dixon & Mood, 1948) de acuerdo con ISO 12107:2012 (UNE, 2012). A la vista de los resultados de la **Tabla 9-1** se ha establecido como *run-out* $1,5 \times 10^6$ ciclos. El salto de tensión empleado en el método de la escalera es 9 MPa, que corresponde con la desviación estándar obtenida de la parte de vida finita de la curva S-N de la variante con shot-peening. Además, este valor de 9 MPa es compatible con la sensibilidad de carga de la máquina de ensayos axial.

Dada la ajustada cantidad de probetas mecanizadas y teniendo en cuenta la amplia dispersión de resultados que genera el acabado superficial de mecanizado, especialmente a bajo nivel de tensión, se decidió tratar de definir correctamente la parte de vida finita de esta variante.

9.2. Resultados de los ensayos de fatiga axial R: -1

Las curvas S-N para ambos tipos de muestras, shot-peening y mecanizadas, se calculan según la norma ASTM E739-10 (ASTM International, 2015b) descrita en (R. Avilés,

2015), siguiendo las ecuaciones presentadas en el Capítulo 2. A continuación, se recuerda la ecuación (2-1), que define la curva S-logN:

$$\log N = \hat{A} + \hat{B} \sigma \quad (2-1)$$

Los coeficientes obtenidos para el cálculo de las curvas S-logN para las dos variantes, mecanizada y con shot-peening, vienen definidos en la **Tabla 9-2**. Las curvas S-logN de fatiga se presentan en la **Figura 9-2**. En la **Tabla 9-2**, se observa que la desviación estándar de la curva S-logN de shot-peening es bastante baja, 9,5 MPa. Sin embargo, la dispersión de la curva S-logN de las mecanizadas es bastante alta, 24,8 MPa. Esto confirma la alta dispersión que tienen las probetas mecanizadas, especialmente a niveles de tensión bajos.

Tabla 9-2. Coeficientes curva S-N axial mecanizada y shot-peening.

Coeficiente	Ecuación	Mecanizada	SP C:200%
$\overline{\log N}$	(2-2)	4,857	4,707
σ (MPa)	(2-3)	658,4	743
\hat{A}	(2-4)	7,6255	12,3643
\hat{B}	(2-5)	-0,0042	-0,0103
$\hat{\sigma}(S)$ (MPa)	(2-7)	24,8	9,54

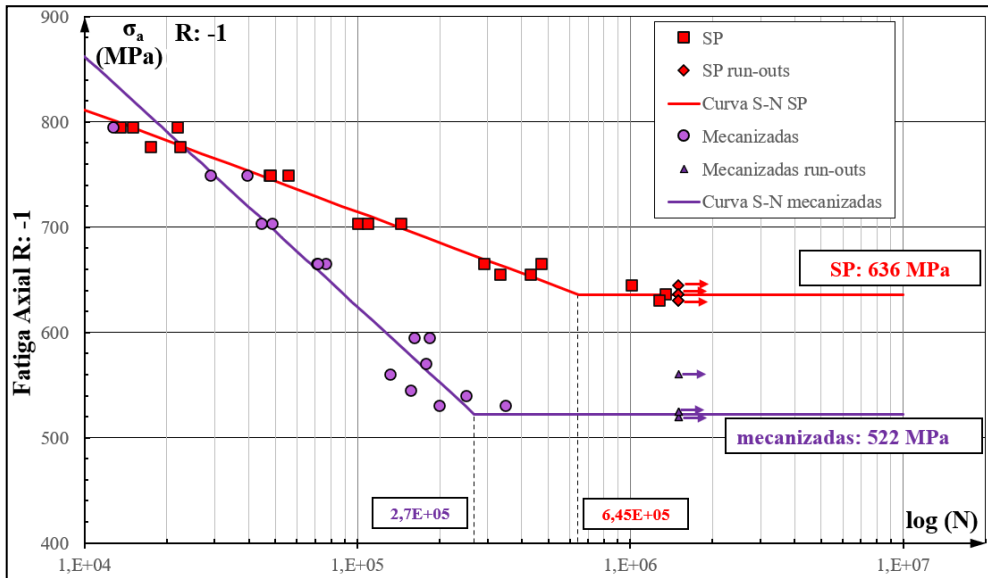


Figura 9-2. Curvas S-logN obtenidas para mecanizadas y shot-peening.

Los datos principales de las dos curvas S-logN obtenidas aparecen reflejados en la **Tabla 9-3**, en la que también se incluyen los principales datos obtenidos previamente para la variante pulida en fatiga axial R_{-1} (Pallarés-Santasmartas et al., 2019).

Tabla 9-3. Parámetros principales de las curvas S-logN.

	mecanizadas	pulidas	shot-peening
N_g (ciclos)	10^4	10^4	10^4
σ_g (MPa)	862,3	840,7	811,5
N_e (ciclos)	$2,7 \cdot 10^5$	$6,23 \cdot 10^5$	$6,45 \cdot 10^5$
σ_e (MPa)	522	615	636

Con estos datos, se pueden calcular las curvas de Basquin (Basquin, 1910), cuyo ajuste lineal es bastante preciso para aceros. A la hora de calcular la curva de Basquin para la variante mecanizada, se va a considerar para el límite de ciclos bajos, el valor de la tensión obtenida para probeta pulida, cuyo cálculo de resistencia a fatiga presenta menor dispersión. En estos niveles de tensión tan altos, siendo el mismo material, las propiedades de resistencia estática no se ven afectadas por la rugosidad superficial (R. Avilés, 2015). La variante solo mecanizada debería tener el mismo nivel de resistencia, o algo menor, que la pulida. En cualquier caso, no debería ser superior.

La ecuación de la curva de Basquin viene definida por la ecuación (2-12):

$$\sigma_a(N) = \sigma_0 \cdot N^{-\frac{1}{m}} \quad (2-12)$$

Los parámetros para calcular las ecuaciones Basquin de las dos variantes, mecanizadas y con shot-peening se presentan en la **Tabla 9-4**:

Tabla 9-4. *Coefficientes curva Basquin mecanizadas y shot-peening.*

parámetro	ecuación	mecanizadas	shot-peening
β	(2-14)	-0,1446	-0,0585
m	(2-15)	6,917	17,097
α	(2-13)	3,50	3,14
σ_0	(2-16)	3.183,89	1.390,76

A partir de los datos de la **Tabla 9-4** se obtienen las ecuaciones de la variante mecanizada (9-1) y de la variante con shot-peening (9-2):

Mecanizadas:

$$10^4 \leq N \leq 2,7 \cdot 10^5$$

$$\sigma_a(N) = 3.183,9 \cdot N^{-0.1446}$$

$$N = \left(\frac{3.183,89}{\sigma} \right)^{6,917} \quad (9-1)$$

$$N > 2,7 \cdot 10^5$$

$$\sigma_a(N) = 522$$

Shot-peening:

$$10^4 \leq N \leq 6,45 \cdot 10^5$$

$$\sigma_a(N) = 1.390,76 \cdot N^{-0.0585}$$

$$N = \left(\frac{1.390,76}{\sigma} \right)^{17,097} \quad (9-2)$$

$$N > 6,45 \cdot 10^5$$

$$\sigma_a(N) = 636$$

La representación gráfica de las curvas de Basquin para las variantes con shot-peening y mecanizadas se muestra en la **Figura 9-3**. Se incluye también la curva de Basquin de las probetas pulidas, obtenidas anteriormente (Pallarés-Santasmartas et al., 2019). Las curvas de Basquin no se aprecian como una línea recta porque se han representado sobre los ejes σ -logN, en lugar de los ejes $\log\sigma$ -logN. La curva correspondiente a la variante con shot-peening se prolonga hasta los 1.000 ciclos, ya que esta zona será útil en el estudio de relajación de tensiones bajo carga cíclica.

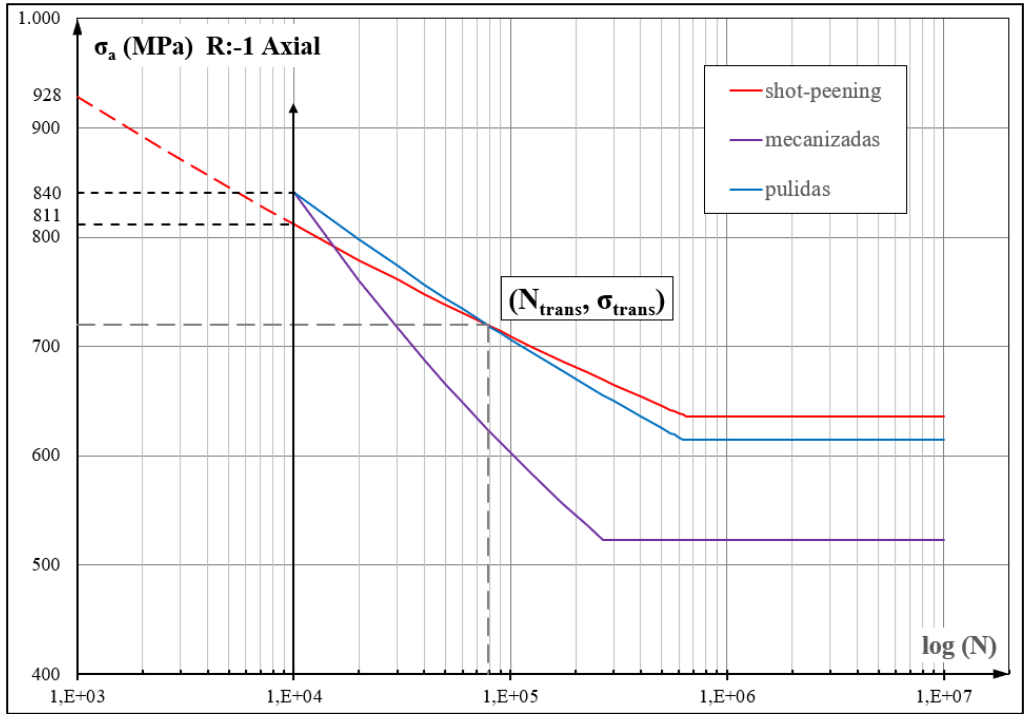


Figura 9-3. Curvas Basquin obtenidas.

Finalmente, una vez obtenidos los resultados de los ensayos axiales de esta investigación, se pueden recapitular todos los límites de fatiga en R-1 obtenidos para las distintas variantes (mecanizado, pulido y shot-peening) del acero empleado, DIN 34CrNiMo6 (A. Avilés et al., 2019), (Pallarés-Santasmartas L. et al., 2018), (Pallarés-Santasmartas L. et al., 2018). Esta recopilación de resultados aparece en la **Tabla 9-5**.

Tabla 9-5. Límites de fatiga para las tres variantes.

Tipo de carga	Mecanizada	Pulida	Shot-peening
flexión rotativa	$\sigma'_{-1\text{ mec}} = 465 \text{ MPa}$	$\sigma'_{-1} = 645 \text{ MPa}$	$\sigma'_{-1\text{ SP}} = 645 \text{ MPa}$
axial	$\sigma_{-1\text{ mec}} = 522 \text{ MPa}$	$\sigma_{-1} = 615 \text{ MPa}$	$\sigma_{-1\text{ SP}} = 636 \text{ MPa}$

9.3. Análisis de los resultados de fatiga

La primera conclusión que se puede extraer a la vista de los resultados de los ensayos axiales es que el shot-peening produce una mejora del límite de fatiga con respecto a la variante mecanizada y la variante pulida. Normalmente, en el estudio de fatiga, se establece como referencia comparativa la variante con pulido a espejo. Sin embargo, desde un punto de vista más práctico, es interesante comparar la variante con shot-peening directamente con la variante mecanizada. De este modo se puede valorar el efecto de la aplicación del shot-peening ya que el shot-peening no se suele aplicar a una pieza pulida.

Comparando los límites de fatiga axial obtenidos, se observa que la variante con shot-peening presenta un límite de fatiga 114 MPa mayor que la variante mecanizada, lo que representa un 21,84%. Esta relación se puede representar con el factor “i” de mejora del tratamiento (9-3):

$$i'_{SP} = \frac{\sigma_{-1 SP}}{\sigma_{-1 mec}} = \frac{636}{522} = 1,218 \quad (9-3)$$

Respecto a la comparación entre la variante con shot-peening y la variante pulida, se observa que, en fatiga axial, el shot-peening introduce una ligera mejora en el límite de fatiga de 21 MPa, lo que representa un 3,4%. El factor de mejora puede definirse como (9-4):

$$i_{SP} = \frac{\sigma_{-1 SP}}{\sigma_{-1}} = \frac{636}{615} = 1,034 \quad (9-4)$$

Con la información de la **Tabla 9-5** se observa que, en fatiga de flexión rotativa, la variante con shot-peening y la variante pulida obtienen el mismo límite de fatiga. Sin embargo, en fatiga de carga axial, la variante con shot-peening muestra una ligera mejora (+21 MPa) con respecto a la variante pulida. Tal y como se ha comentado en el apartado 8.4.2, este efecto se observaba en el estudio de (Bignonnet, 1987) para el acero 35NCD 16.

El shot-peening, tal y como se ha explicado en el Capítulo 5, introduce tres principales factores que afectan a la resistencia a fatiga:

- 1- Introducción del campo de tensiones residuales, que frena la propagación de grieta (Hua et al., 2019). En esta investigación tiene una magnitud de -651 MPa y una profundidad alrededor de los 0,15 mm.
- 2- *Work-hardening* debido al *cold-work* introducido por el shot-peening. En esta investigación se observa que su efecto es muy escaso (Capítulo 8) y prácticamente, se podría no considerar.
- 3- Aumento del daño y la rugosidad superficial. La rugosidad media R_a sube a valores de 1,93 μm .

Los dos primeros factores tienen un carácter positivo con respecto a la mejora en fatiga. Sin embargo, el tercer factor reduce la resistencia a fatiga porque facilita la nucleación de grieta (Iida & Taniguchi, 1996). A la vista de los resultados obtenidos, en los que la variante con shot-peening presenta una ligera mejora del límite de fatiga con respecto a la variante pulida, se puede interpretar que el efecto positivo de los dos primeros factores tiene una ligera mayor influencia en la resistencia a fatiga en altos ciclos que el efecto negativo del tercer factor. Estos efectos en la resistencia a fatiga pueden interpretarse como coeficientes de Marin (Marin, 1962).

9.3.1. Coeficientes de Marin para el proceso de shot-peening

Los dos coeficientes de Marin para analizar el efecto del shot-peening con respecto a la variante de referencia pulida, son el coeficiente de acabado superficial c_s y el coeficiente de tratamiento mecánico c_m . De esta manera, se puede expresar el coeficiente global del shot-peening c_{SP} , tal y como indica la ecuación (9-5).

$$c_{SP} = c_s \cdot c_m \quad (9-5)$$

En la **Figura 9-3**, que muestra las curvas de Basquin de la variante pulida y la variante con shot-peening, se observa que, a bajos ciclos y con mayor tensión aplicada, la curva de la variante pulida está por encima de la curva de la variante con shot-peening. Es decir, a bajos ciclos y alta tensión aplicada, el tratamiento de shot-peening no es efectivo (Yang et al., 2020). Cuando la tensión aplicada se reduce a partir de cierto nivel, el shot-peening comienza a ser más efectivo y mejora el comportamiento con respecto a la variante pulida. Este efecto también fue observado en el estudio (Dalaei et al., 2011).

Cuando el nivel de tensión aplicado es alto, el nivel de deformaciones plásticas introducido aumenta, de acuerdo con la ecuación de Ramberg-Osgood (2-26). Como la relajación de tensiones aumenta cuando crece la amplitud de las deformaciones plásticas (Schulze et al., 1996), bajo esta situación de carga, el campo de tensiones residuales se reduce tanto que deja de ser efectivo. Además, este material tiene tendencia al *cyclic-softening* lo que favorece aún más la relajación de tensiones bajo una alta tensión aplicada. El *work-hardening* introducido por el *cold-work* en este caso tiene muy poca influencia. Por tanto, bajo esta situación de carga, con altas tensiones aplicadas, prevalece el efecto negativo del factor relacionado con el deterioro superficial. Este deterioro facilita la nucleación de grieta (Iida & Taniguchi, 1996) y el campo de tensiones residuales resultante es muy bajo o nulo para contener el crecimiento de grieta (de los Rios et al., 1995).

El punto de transición entre el empeoramiento y la mejora del shot-peening en la resistencia a fatiga se puede obtener igualando las duraciones o las tensiones de ambas curvas de Basquin. Por tanto, el punto de transición corresponde con $N_{\text{trans}} 78.406$ ciclos y $\sigma_{\text{trans}} \pm 719,4$ MPa. El coeficiente c_{SP} , que debe ser la unidad en este punto, se puede determinar dividiendo las ecuaciones de ambas curvas. La curva de Basquin se conoce de la anterior investigación (Pallarés-Santasmartas L. et al., 2018), y se reformula a continuación para tenerla presente (9-6):

Pulidas:

$$10^4 \leq N \leq 6,23 \cdot 10^5$$

$$\sigma_a(N) = 1.687,60 \cdot N^{-0.0757}$$

$$N = \left(\frac{1.687,60}{\sigma} \right)^{13,218} \quad (9-6)$$

$$N > 6,23 \cdot 10^5$$

$$\sigma_a(N) = 615$$

Por tanto, el coeficiente $c_{SP}(N)$, calculado a partir de 10^4 ciclos, tendrá tres tramos distintos, localizándose el punto de transición en el primer tramo (9-7):

$$10^4 \leq N \leq 6,23 \cdot 10^5$$

$$c_{SP}(N) = 0,8241 \cdot N^{0,0172}$$

$$6,23 \cdot 10^5 \leq N \leq 6,45 \cdot 10^5$$

$$c_{SP}(N) = 2,2614 \cdot N^{-0,0585} \quad (9-7)$$

$$N > 6,45 \cdot 10^5$$

$$c_{SP}(N) = 1,0341$$

La representación del coeficiente del c_{SP} aparece en la **Figura 9-4**. Su valor se mantiene siempre muy cercano a la unidad, mostrando que la diferencia de la resistencia a fatiga entre la variante con shot-peening y la pulida es muy pequeña.

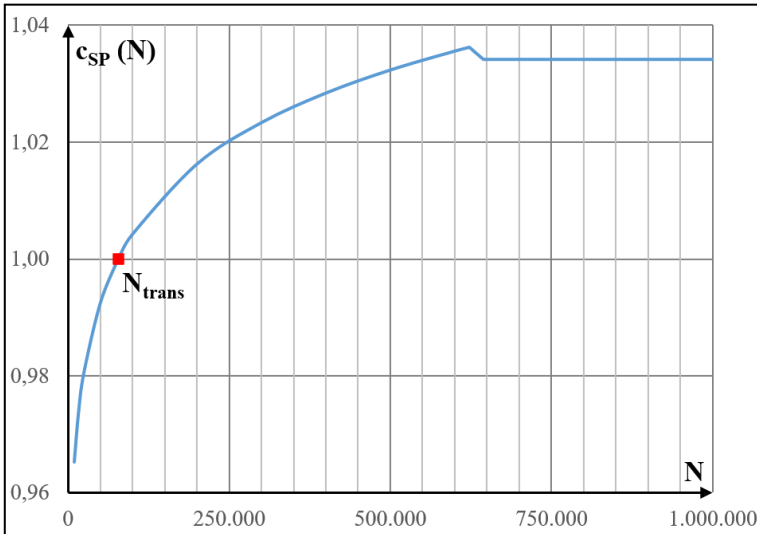


Figura 9-4. Representación coeficiente global del shot-peening.

Una vez calculado el coeficiente global del efecto del shot-peening de acuerdo con la ecuación (9-5), se pueden tratar de dividir y cuantificar los dos factores que conforman este coeficiente: uno positivo y otro negativo para la resistencia a fatiga. De acuerdo con la bibliografía (R. Avilés, 2015), el coeficiente superficial en la zona de bajos ciclos, 10^3 - 10^4 ciclos, no tiene influencia. Por tanto, se fija su valor en la unidad.

Sin embargo, en el límite de fatiga, sí tiene influencia. En función de la resistencia a tracción y de la rugosidad media R_a , (Norton, 2006), (R. Avilés, 2015), Johnson propone una relación para obtener el coeficiente $c_{s\text{SP}}^e$. En este estudio, σ_{ut} es 1.209 MPa y el R_a obtenido en la variante con shot-peening es $1,93 \mu\text{m}$. De este modo se obtiene un $c_{s\text{SP}}^e = 0,8$. Este coeficiente sólo afecta al límite de fatiga y no al resto de la curva de Basquin de la variante con shot-peening. Por tanto, para calcular el coeficiente superficial en función del número de ciclos, $C_{s\text{SP}}(N)$, se debe calcular en primer lugar, la curva de Basquin para la variante con shot-peening que se obtendría descontando el efecto de la rugosidad. Después, si se divide la curva de Basquin de shot-peening real entre la que se obtendría evitando el efecto de la rugosidad, se obtiene el coeficiente $C_{s\text{SP}}(N)$.

El límite de fatiga de la variante con shot-peening evitando el efecto de la rugosidad se define en la ecuación (9-8):

$$\sigma_{\overline{\text{SP}}} = \frac{\sigma_{-1\text{SP}}}{c_{s\text{SP}}^e} = \frac{636}{0,8} = 795 \text{ MPa} \quad (9-8)$$

Por tanto, la ecuación de Basquin para esta variante ficticia del shot-peening sin el efecto de la rugosidad se expresa según (9-9):

Shot-peening sin efecto de la rugosidad:

$$10^4 \leq N \leq 6,45 \cdot 10^5$$

$$\sigma_a(N) = 948,73 \cdot N^{-0,132}$$

$$N = \left(\frac{948,73}{\sigma} \right)^{75,67} \tag{9-9}$$

$$N > 6,45 \cdot 10^5$$

$$\sigma_a(N) = 795 \text{ MPa}$$

La ecuación (9-10) del coeficiente de rugosidad del shot-peening $C_{s, SP}(N)$ se obtiene de dividir la ecuación (9-2) entre la (9-9):

$$10^4 \leq N \leq 6,45 \cdot 10^5$$

$$c_{s, SP}(N) = 1,466 \cdot N^{-0,0453} \tag{9-10}$$

$$N > 6,45 \cdot 10^5$$

$$c_{s, SP}(N) = 0,8$$

La representación gráfica del coeficiente $C_{s, SP}(N)$ se refleja en la **Figura 9-5**. El valor de este coeficiente se reduce de manera gradual con el número de ciclos, desde la unidad hasta un valor de 0,8 (correspondiente al codo de la curva S-N).

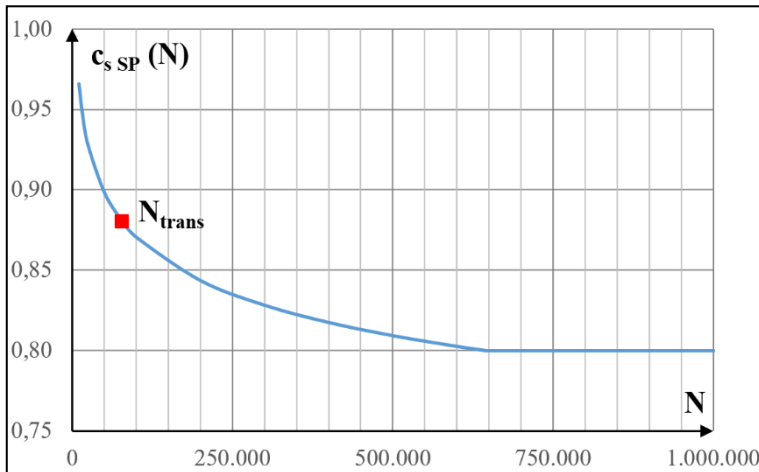


Figura 9-5. Representación del coeficiente superficial de shot-peening.

El coeficiente relativo al trabajo mecánico del shot-peening $C_{m\ SP}(N)$ engloba el efecto positivo del campo de tensiones residuales y el ligero efecto del *work-hardening*. Este coeficiente, de acuerdo con la ecuación (9-5), se obtiene como el cociente entre el coeficiente global del tratamiento de shot-peening $C_{SP}(N)$ y el coeficiente superficial del shot-peening $C_{s\ SP}(N)$. Es decir, dividiendo la ecuación (9-7) entre la ecuación (9-10), se obtiene la ecuación (9-11) de tres tramos para $C_{m\ SP}(N)$:

$$\begin{aligned}
 10^4 \leq N \leq 6,23 \cdot 10^5 & \quad c_{m\ SP}(N) = 0,5622 \cdot N^{0,0624} \\
 6,23 \cdot 10^5 \leq N \leq 6,45 \cdot 10^5 & \quad c_{m\ SP}(N) = 1,5426 \cdot N^{-0,0132} \\
 N > 6,45 \cdot 10^5 & \quad c_{m\ SP}(N) = 1,2926
 \end{aligned} \tag{9-11}$$

La representación del coeficiente mecánico del shot-peening aparece en la **Figura 9-6**. El eje horizontal está en escala decimal para apreciar mejor su evolución. El coeficiente comienza con el valor de la unidad porque para ciclos bajos corresponde un nivel de tensión muy alto que anula el campo de tensiones residuales muy rápidamente. A medida que aumentan los ciclos y, por tanto, la tensión aplicada baja, el coeficiente presenta un progresivo aumento hasta estabilizar su magnitud. El valor máximo corresponde con 1,29 que se ajusta a los valores de referencia de la literatura (Faupel & Fisher, 1981). Este valor máximo se alcanza a partir de 600.000 ciclos aproximadamente, coincidiendo con el codo de la curva S-N.

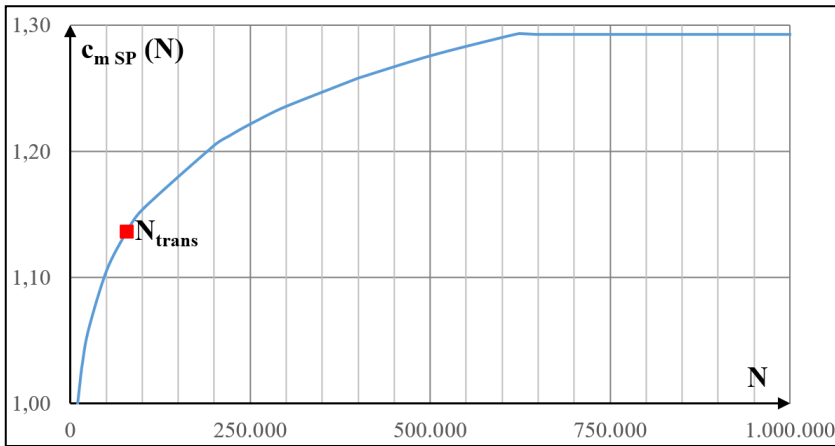


Figura 9-6. Coeficiente de tratamiento mecánico de shot-peening.

9.3.2 Coeficiente de Marin para el shot-peening respecto al mecanizado

En el apartado anterior, el análisis del efecto del shot-peening se ha realizado en comparación con la variante pulida. Tal y como se ha comentado en el Capítulo 8, resulta interesante realizar la comparación entre la variante con shot-peening y la mecanizada, ya que así se valora completamente el efecto del shot-peening. Desde un punto de vista práctico, el shot-peening como tratamiento mecánico para la mejora de la resistencia a fatiga, se va a aplicar a un acabado mecanizado ya que, con los cambios superficiales que genera, no tiene sentido realizar previamente un rectificado o un pulido u otro proceso de acabado fino.

Además, al haber mayor diferencia entre la resistencia a fatiga de la variante con shot-peening y la variante mecanizada, la comparativa resulta más representativa. La metodología a seguir es muy similar a la propuesta en el apartado anterior. Esta vez no se va a realizar el desarrollo completo por no repetir el proceso de nuevo y porque la valoración de la curva S-N de la variante mecanizada tiene mucha dispersión e incertidumbre, tal y como se explicará en el apartado siguiente.

Se propone, por simplicidad, el coeficiente global de shot-peening $c'_{SP}(N)$, que se obtiene directamente comparando la ecuación de Basquin de la variante de shot-peening y de la variante mecanizada. La ecuación de este componente es la definida por (9-12):

$$\begin{aligned}
 10^4 \leq N \leq 2,68 \cdot 10^5 & & c'_{SP}(N) &= 0,447 \cdot N^{0,0861} \\
 2,68 \cdot 10^5 \leq N \leq 6,45 \cdot 10^5 & & c'_{SP}(N) &= 2,6617 \cdot N^{-0,0585} \\
 N > 6,45 \cdot 10^5 & & c'_{SP}(N) &= 1,217
 \end{aligned}
 \tag{9-12}$$

La representación gráfica de este coeficiente aparece en la **Figura 9-7**. Se alcanza su valor máximo 1,28 en los ciclos correspondientes al codo de la curva de Basquin de la variante mecanizada. Este coeficiente estabiliza su valor en 1,217 a partir del codo de la curva de Basquin de la variante con shot-peening. De acuerdo con la **Figura 9-7**, se observa un punto de transición N'_{trans} correspondiente a 15.078 ciclos, hasta el cual el shot-peening presenta peor resistencia a fatiga.

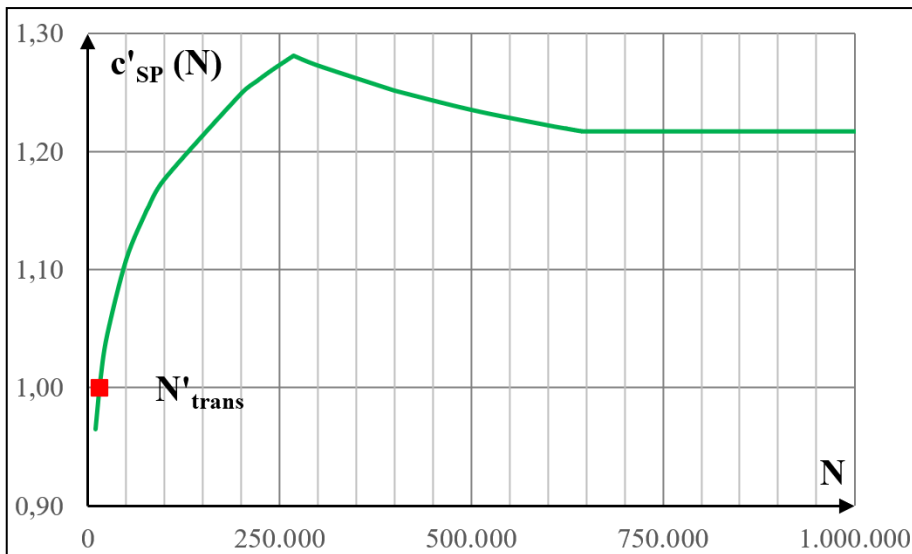


Figura 9-7. Coeficiente global de shot-peening respecto a la variante mecanizada.

9.3.3 Coeficientes de Marin de trabajo para el DIN 34CrNiMo6

Los ensayos de fatiga desarrollados con esta investigación junto con los obtenidos anteriormente (A. Avilés, 2018), permiten comparar la resistencia a fatiga bajo carga axial con R₋₁ y con carga de flexión rotativa para las tres variantes: mecanizada, pulida y con shot-peening. De este modo, se puede establecer el coeficiente de trabajo c_t. En la bibliografía se observa que para este coeficiente se estiman los siguientes valores: para bajos ciclos (10⁴) c_t^g se recomienda un valor de 0,83 y para el límite de fatiga c_t^e se recomienda un valor de 0,9 (R. Avilés, 2015), (Faupel & Fisher, 1981), Juvinall & Saunders, 1983). Estos coeficientes se muestran en la **Tabla 9-6**.

Tabla 9-6. Coeficientes de trabajo de las tres variantes.

Bibliografía	mecanizadas	pulidas	Shot-peening
$C_t^e = \frac{\sigma_e}{\sigma'_e} = 0,9$	$C_{tmech}^e = \frac{522}{465} = 1,12$	$C_t^e = \frac{615}{645} = 0,95$	$C_{tSP}^e = \frac{636}{645} = 0,99$
$C_t^g = \frac{\sigma_g}{\sigma'_g} = 0,83$	$C_{tM}^g = \frac{840}{950} = 0,88$	$C_t^g = \frac{840}{950} = 0,88$	$C_{tSP}^g = \frac{811}{950} = 0,85$

Las variantes pulidas y con shot-peening coinciden bastante bien con la estimación de la bibliografía. El shot-peening muestra un coeficiente de trabajo c_t^e ligeramente superior, tal y como se ha comentado en el apartado anterior y se observó experimentalmente en (Bignonnet, 1987). Con el objetivo de interpretar mejor este coeficiente de trabajo para estas dos variantes, se extiende su cálculo en función del número de ciclos c_t (N). Este coeficiente se obtiene dividiendo las curvas de Basquin correspondientes a fatiga de flexión rotativa entre las de fatiga axial. En la **Figura 9-8** se representan las curvas de estos casos. Se recuerda que en el caso de flexión rotativa la curva S-N de la variante pulida coincide con la variante con shot-peening.

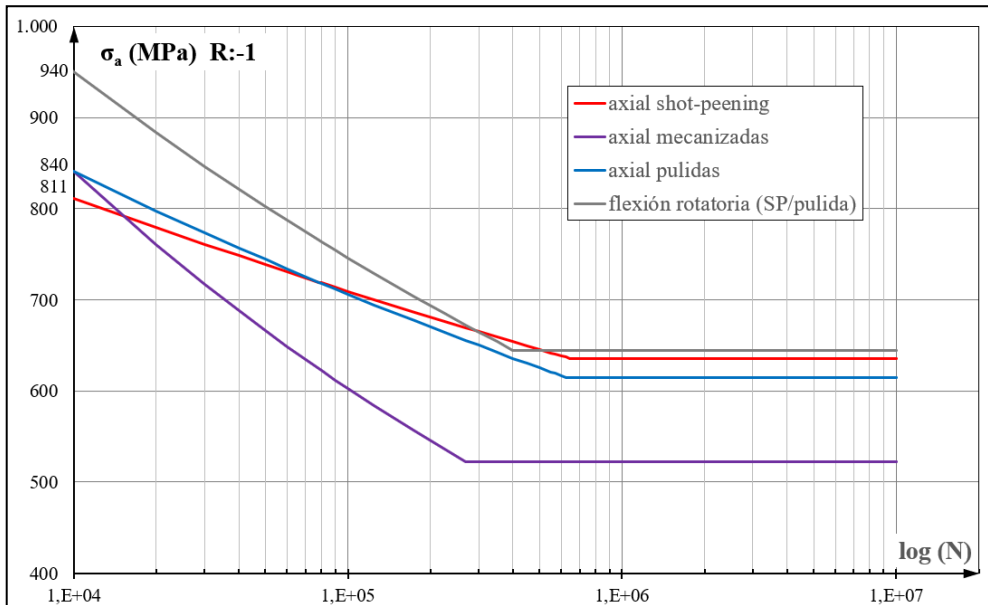


Figura 9-8. Curvas S-logN de fatiga axial y flexión rotativa.

La ecuación del coeficiente de trabajo para la variante con shot-peening $c_{tSP}(N)$ está definida por (9-13):

$$\begin{aligned}
 10^4 \leq N \leq 4 \cdot 10^5 & & c_{tSP}(N) &= 0,6756 \cdot N^{0,0293} \\
 4 \cdot 10^5 \leq N \leq 6,23 \cdot 10^5 & & c_{tSP}(N) &= 2,616 \cdot N^{-0,0757} \\
 N > 6,23 \cdot 10^5 & & c_{tSP}(N) &= 0,9535
 \end{aligned} \tag{9-13}$$

La ecuación del coeficiente de trabajo para la variante pulida $c_t(N)$ está definida por (9-14):

$$\begin{aligned}
 10^4 \leq N \leq 4 \cdot 10^5 & & c_t(N) &= 0,5567 \cdot N^{0,0465} \\
 4 \cdot 10^5 \leq N \leq 6,45 \cdot 10^5 & & c_t(N) &= 2,156 \cdot N^{-0,0585} \\
 N > 6,45 \cdot 10^5 & & c_t(N) &= 0,986
 \end{aligned} \tag{9-14}$$

La representación gráfica de estos coeficientes se observa en la **Figura 9-9**. Se aprecia que, el coeficiente de trabajo del shot-peening es ligeramente superior al de la variante pulida en casi todo el rango. Seguramente, la razón de esta diferencia se encuentre en el papel de las tensiones residuales en la propagación de grieta. Sin embargo, como se mostrará en el Capítulo 11, la relajación de tensiones residuales es mayor bajo carga axial que bajo carga de flexión rotativa.

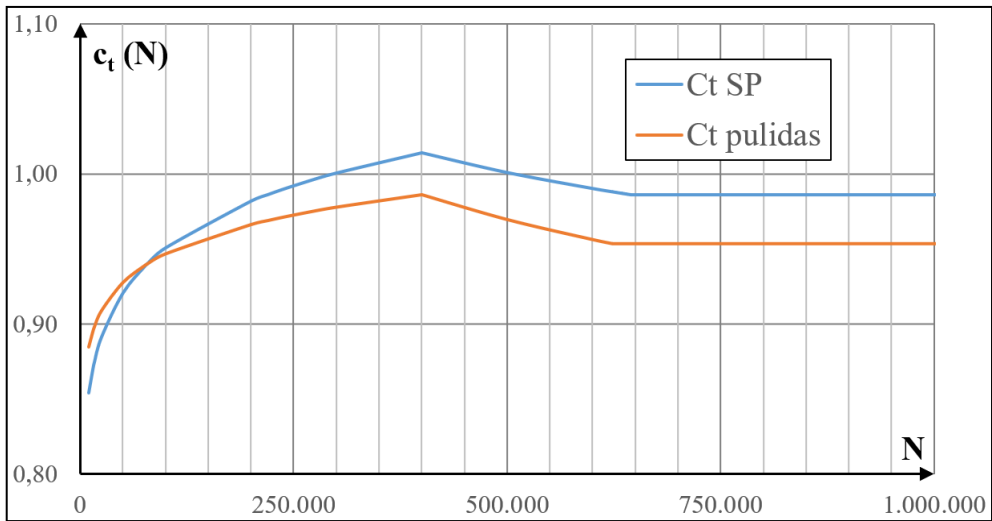


Figura 9-9. Coeficientes de trabajo para variante pulida y shot-peening.

9.4 Análisis de la curva S-N de la variante mecanizada

La curva S-N de la variante mecanizada presenta mucha dispersión y su cálculo experimental se ha realizado con un número limitado de probetas. Por tanto, su resultado presenta mucha incertidumbre. A continuación, se analiza la curva S-N obtenida con los ensayos de fatiga y su fiabilidad.

9.4.1 Dispersión por el acabado superficial de mecanizado

El cálculo de la curva S-N para la variante mecanizada presenta un inconveniente relacionado con la dispersión de los resultados de los ensayos de fatiga, especialmente cuando la tensión aplicada es reducida. La parte inclinada de la curva (vida finita) se puede calcular con una dispersión controlada. En la investigación de esta Tesis Doctoral, la desviación estándar de esta parte de la curva corresponde a 24,8 MPa (frente a los 9,5 MPa de la variante con shot-peening). En cambio, en los ensayos para calcular el límite de fatiga por el método de la escalera, la dispersión de resultados es muy elevada. Además, un problema añadido para el correcto desarrollo de los ensayos ha sido que la disponibilidad de probetas mecanizadas era muy limitada. Cuando la dispersión de resultados aumenta, la única manera de controlar la incertidumbre es aumentar el número de ensayos.

El problema de la dispersión también aparecía en la anterior Tesis Doctoral realizada dentro del grupo de investigación ADM del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU con el mismo material, pero bajo fatiga de flexión rotativa (A. Avilés, 2018). En este estudio se estimó que la dispersión a bajos niveles de tensión (un nivel aproximado de 500 MPa) era del 16%, lo que implica una desviación de 80 MPa.

La causa de esta dispersión radica en el acabado superficial de las probetas. Como se observa en la **Figura 8-7**, en la **Figura 8-8** y en la **Figura 8-9**, aunque el proceso de torneado es de precisión y con acabado fino, siguen quedando las marcas de la cuchilla del proceso de torneado. Estas marcas actúan como concentradores de tensiones arbitrarios, lo que favorece que la dispersión aumente. En el estudio de esta Tesis Doctoral, las probetas empleadas son tipo *hourglass*, que concentran los fallos en una zona reducida (Davoli et al., 2003). Este tipo de probetas ayuda a controlar la dispersión obtenida, a diferencia de las probetas cilíndricas empleadas en el anterior estudio con flexión rotativa.

Dentro de las pruebas realizadas en esta investigación, se han comprobado las diferencias en la duración de ciclos para una tensión aplicada determinada de ± 665 MPa, para tres variantes mecanizadas: la empleada en esta investigación, una variante mecanizada con cuchilla redonda y una variante rectificada. En la **Figura 9-10** aparece la cuchilla redonda empleada, que es de material cerámico y sus dimensiones son $\text{Ø}12.7 \times 7.95$ mm.

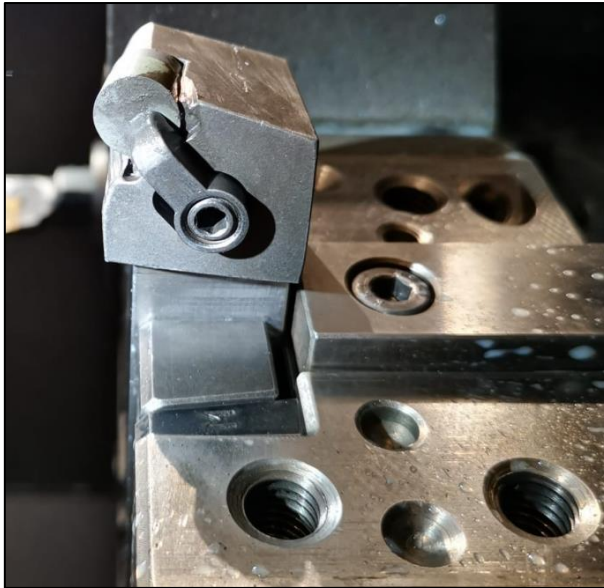


Figura 9-10. *Cuchilla redonda para la prueba de mecanizado.*

La imagen del acabado superficial obtenido con está cuchilla redonda aparece en la **Figura 9-11**, junto con la de la superficie de la variante rectificada. Se han aplicado varias pasadas en la variante mecanizada con la cuchilla redonda, ya que muestra un acabado más cercano al rectificado que al de las piezas mecanizadas mostradas en la **Figura 8-7**.

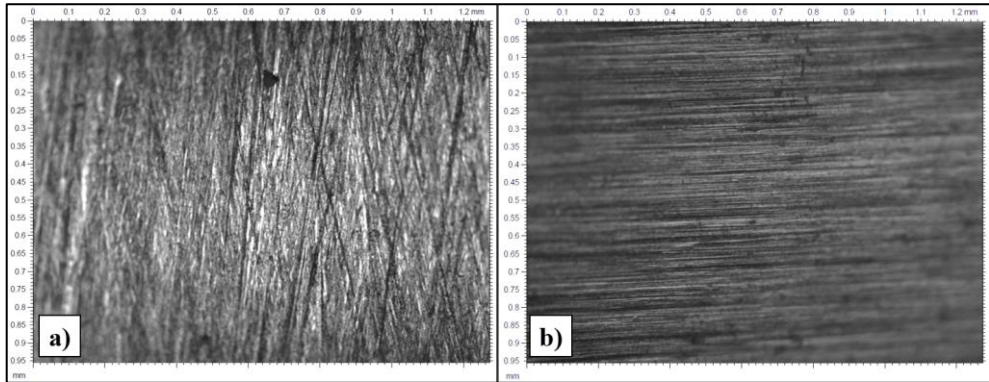


Figura 9-11. Superficie de las variantes con cuchilla plana (a) y rectificada (b).

Las rugosidades obtenidas, los ciclos resistidos y los correspondientes coeficientes superficiales aparecen en la **Tabla 9-7**. El coeficiente superficial para el límite de fatiga se obtiene de acuerdo con la estimación de Johnson (Norton, 2006), (R. Avilés, 2015), en función de la rugosidad media y del valor de la resistencia a tracción. El coeficiente superficial c_s^{665} corresponde con los resultados obtenidos al nivel de tensión aplicada de ± 665 MPa. Se obtiene dividiendo la tensión aplicada (± 665 MPa) entre las tensiones que corresponden para la variante pulida a espejo en cada duración obtenida. Los datos de la variante pulida a espejo se obtienen utilizando su correspondiente curva de Basquin, definida por la ecuación (9-6) (Pallarés-Santasmartas L. et al., 2018).

En la **Figura 9-12** se representa la relación entre la rugosidad media R_a medida y el coeficiente superficial obtenido para el nivel de tensión aplicado ± 665 MPa.

Tabla 9-7. Resultados de la prueba de mecanizado ($\sigma_a: \pm 665 \text{ MPa}$).

	Mecanizada	Mecanizada (cuchilla redonda)	Rectificada	Pulido espejo
R_a (μm)	0,81	0,40	0,37	0,03
R_z (μm)	4,5	2,33	2,01	0,18
c_s^e estimado	0,86	0,925	0,93	0,99
N real	73.217	159.890	215.999	220.000
c_s^{665}	0,92	0,975	0,99	1

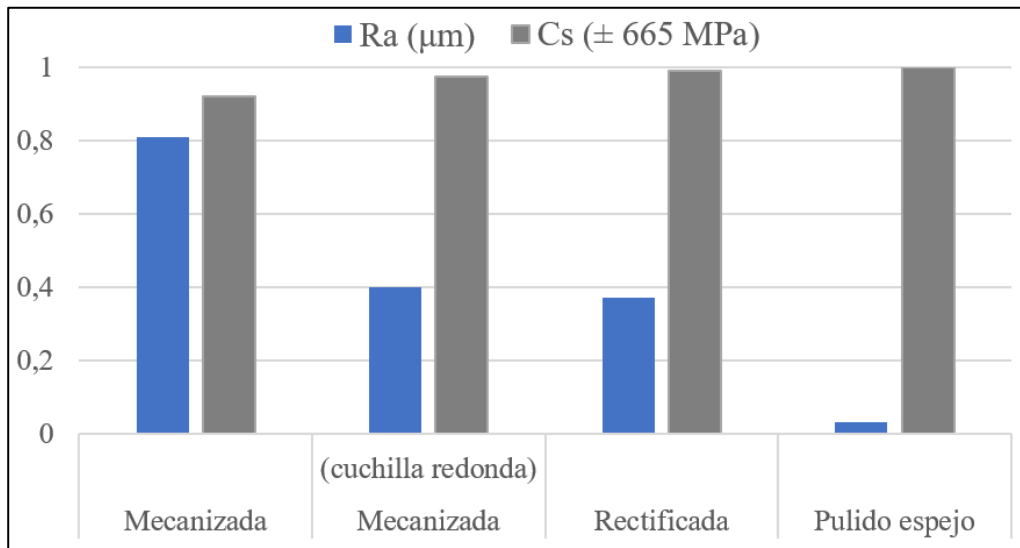


Figura 9-12. Relación entre rugosidad y coeficiente superficial.

Tal y como se indica en el estudio de (Javidi et al., 2008a), y a la vista de los resultados obtenidos, se observa la importancia del acabado superficial en la variación de los resultados de la resistencia a fatiga.

9.4.2 Valoración de la curva S-N obtenida para la variante mecanizada

La elaboración de la curva S-N de la variante mecanizada está desarrollada con una cantidad muy limitada de probetas, que dada la alta dispersión que presenta esta variante, produce un resultado que implica mayor incertidumbre. Con los resultados de los ensayos de fatiga, la curva que se obtiene es la representada en la **Figura 9-2**. Analizando esta curva podrían plantearse ciertos factores de incertidumbre.

En primer lugar, se observa que el codo de la curva (transición a vida infinita) corresponde con un número muy reducido de ciclos, 270.000. Este hecho implica que el límite de fatiga resulta más alto de lo que se podría esperar.

Además, el coeficiente de trabajo C_t^e para esta variante mecanizada, presenta un valor de 1,12, cuando la bibliografía indica un valor aproximado a 0,9. Este coeficiente ahora obtenido, implica que el límite de fatiga axial es mayor que el límite de fatiga de flexión rotativa obtenido en la anterior investigación del grupo de investigación ADM del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU (A. Avilés et al., 2019). El material empleado en ambas investigaciones es exactamente el mismo y la rugosidad obtenida es muy similar. La principal diferencia es el cambio de tipo de probeta, que ahora disminuye la dispersión, aunque es difícil cuantificar esta reducción.

Siguiendo las indicaciones de la bibliografía (R. Avilés, 2015), si se asignase un valor de 0,9 al coeficiente C_t^e o de 0,95 (valor obtenido en el caso de la variante pulida), el límite de fatiga axial esperado para la variante mecanizada estaría comprendido entre 418,5 y 443,3 MPa, tal y como se representa en las ecuaciones (9-15) y (9-16), respectivamente:

$$\sigma_{mec}^{t1} = c_{t1}^e \cdot \sigma_{-1} = 0,9 \cdot 465 = 418,5 \text{ MPa} \quad (9-15)$$

$$\sigma_{mec}^{t2} = c_{t2}^e \cdot \sigma_{-1} = 0,95 \cdot 465 = 443,4 \text{ MPa} \quad (9-16)$$

Otra opción para estimar el valor del límite de fatiga axial de la variante mecanizada es utilizar como referencia el valor del límite de fatiga axial para la variante pulida, cuyo cálculo presenta una baja dispersión y, por tanto, es bastante fiable. Se puede considerar que la diferencia principal con respecto a la variante pulida radica en la distinta rugosidad superficial. Por tanto, se puede expresar mediante el coeficiente modificativo de acabado superficial.

La rugosidad media R_a de la variante mecanizada es $0,81 \mu\text{m}$. Para este valor de rugosidad, el coeficiente que propone Johnson (Norton, 2006), (R. Avilés, 2015) es c_s^e $0,86$. Por tanto, aplicándolo sobre la variante pulida en fatiga axial se obtiene la ecuación (9-17), que expresa el límite de fatiga estimado para la variante mecanizada:

$$\sigma_{mec}^s = c_s^e \cdot \sigma_{-1} = 0,86 \cdot 615 = 528,9 \text{ MPa} \quad (9-17)$$

De esta manera, las distintas aproximaciones propuestas para establecer el límite de fatiga axial para la variante mecanizada (9-15), (9-16) y (9-17), se presentan junto con la curva S-N obtenida de la variante mecanizada en la **Figura 9-13**. Se incluye también una estimación del rango de dispersión de acuerdo con la dispersión estimada (más de 80 MPa) en el anterior trabajo de investigación (A. Avilés, 2018).

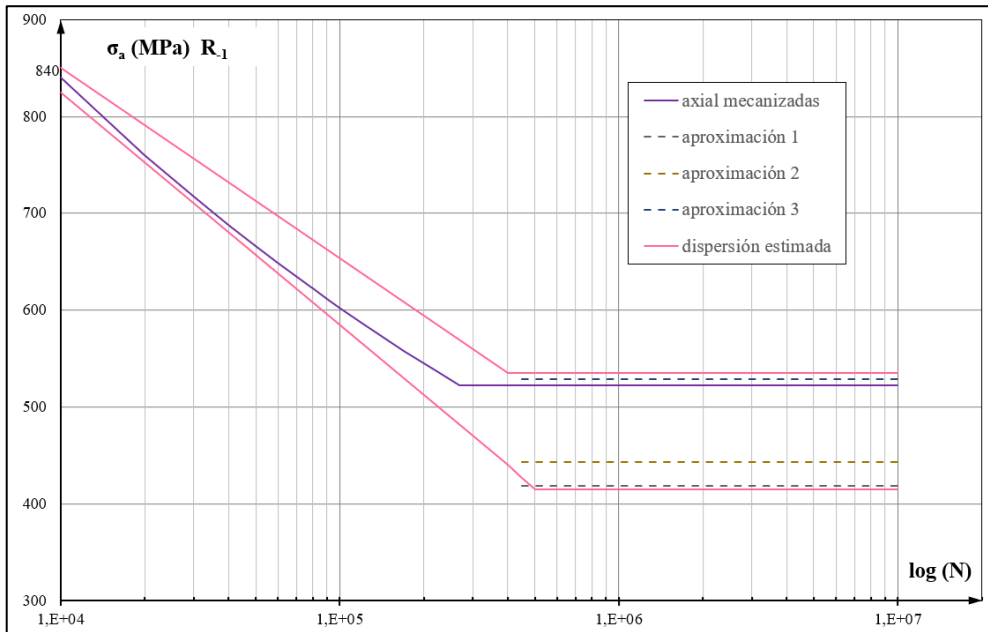


Figura 9-13. Curva S-logN variante mecanizada, con alternativas y dispersión.

A raíz de la magnitud de las distintas estimaciones propuestas, se podría intuir que la curva mecanizada obtenida experimentalmente ha coincidido en la zona superior del rango de dispersión.

9.4.3 Estimación para corregir la curva S-N de la variante mecanizada

Considerando lo expuesto en el apartado anterior, la opción más adecuada para obtener la curva S-N de la variante mecanizada con la menor incertidumbre posible consiste en realizar muchos más ensayos de fatiga, a un nivel de tensión cercano al límite de fatiga obtenido experimentalmente. Para ello, habría que preparar nuevas probetas del mismo material y con el mismo proceso de fabricación que el anterior lote, dada la sensibilidad que esta variante presenta a la variación de la rugosidad superficial.

Considerando el límite de fatiga obtenido experimentalmente y las tres aproximaciones expuestas, se presenta una propuesta para obtener un límite de fatiga alternativo para la variante mecanizada, que quizás se pueda aproximar de una manera más certera a la realidad, disminuyendo la incertidumbre y acotando la dispersión. Para ello, se propone considerar el límite de fatiga como el valor medio del valor obtenido experimentalmente y de las tres propuestas presentadas. De este modo, el límite de fatiga estimado para la variante mecanizada sería de 478 MPa. Como la parte de vida finita obtenida de manera experimental se considera bastante fiable, la propuesta para calcular la curva S-N estimada es alargar esta parte inclinada hasta alcanzar el valor del límite de fatiga estimado. En la **Figura 9-14** se representa esta curva estimada junto con la obtenida experimentalmente. Se observa que el codo de la curva estimada se desplaza hasta los 545.000 ciclos.

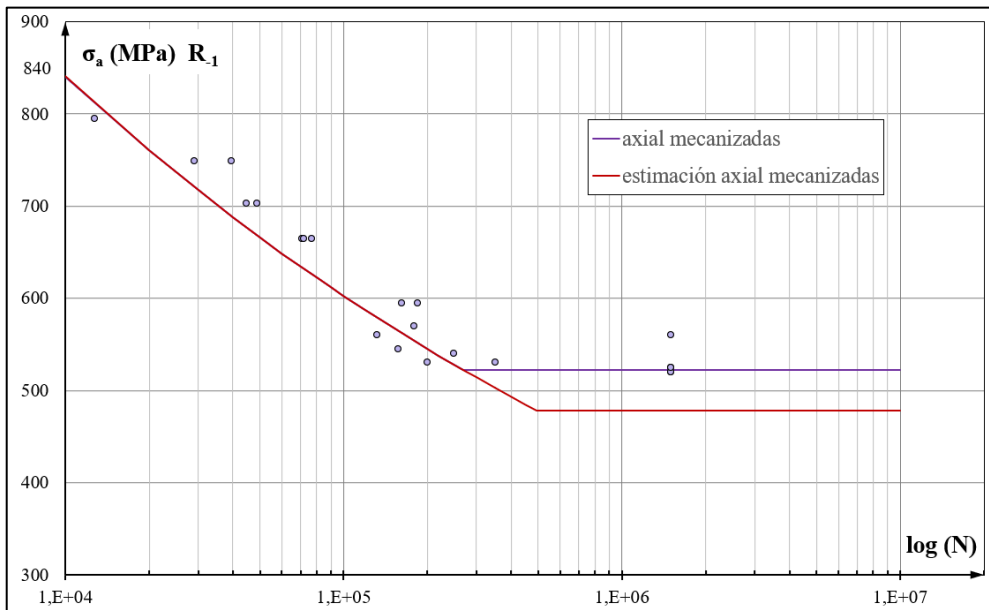


Figura 9-14. Curva S-logN obtenida y estimada de la variante mecanizada.

9.5 Tensión media eficaz

Para concluir el análisis, se presenta la "tensión media eficaz" σ_m^{ef} , introducida por R. Avilés en trabajos anteriores (R. Avilés et al., 2011, 2013) para los cálculos de fatiga. Se define como una tensión virtual o equivalente uniaxial, constante en el tiempo y sin gradiente, que provoca el mismo efecto en la resistencia a fatiga (definida mediante las probetas pulidas a espejo) que un determinado tratamiento mecánico, en este caso, el shot-peening.

Teniendo en cuenta que, desde el punto de vista de la ingeniería, la mejora del proceso de shot-peening suele compararse con las muestras mecanizadas, se incluye también el concepto de $\sigma'_m{}^{ef}$, definido mediante el límite de fatiga de la variante mecanizado. Utilizando el criterio de Dietmann para incluir las tensiones medias, para el tratamiento de shot-peening, se obtienen las correspondientes tensiones medias eficaces:

$$\sigma_m^{ef} = \sigma_{ut} \cdot \left(1 - \left(\frac{\sigma_{-1 SP}}{\sigma_{-1}} \right)^2 \right) = 1209 \cdot \left(1 - \left(\frac{636}{615} \right)^2 \right) = -84 \text{ MPa} \quad (9-18)$$

$$\sigma'_m{}^{ef} = \sigma_{ut} \cdot \left(1 - \left(\frac{\sigma_{-1 SP}}{\sigma_{-1 mac}} \right)^2 \right) = 1209 \cdot \left(1 - \left(\frac{636}{522} \right)^2 \right) = -586 \text{ MPa} \quad (9-19)$$

Es interesante notar que el valor de $\sigma'_m{}^{ef}$ tiene una magnitud cercana a la tensión residual en la superficie generada por el tratamiento de shot-peening.

Para la tensión media eficaz σ_m^{ef} se puede extender su cálculo para todo el rango de la curva S-N y obtener su expresión en función de N. Para ello, simplemente hay que remplazar en la ecuación (9-18), los límites de fatiga por sus correspondientes curvas de Basquin. La evolución del valor de la tensión media eficaz $\sigma_m^{ef}(N)$ viene representado en la **Figura 9-15**, donde también se incluye el punto de transición. Se observa que en el rango de bajos ciclos y alta tensión aplicada, donde la resistencia a

fatiga que proporciona el shot-peening es menor que la que presenta la variante pulida, la tensión media eficaz $\sigma_m^{ef}(N)$ presenta un valor de tracción. A partir del punto de transición, su valor se convierte a compresión, indicando la mejora de la resistencia a fatiga. El rango de magnitud en la que oscila la tensión media eficaz corresponde con aproximadamente 165 MPa.

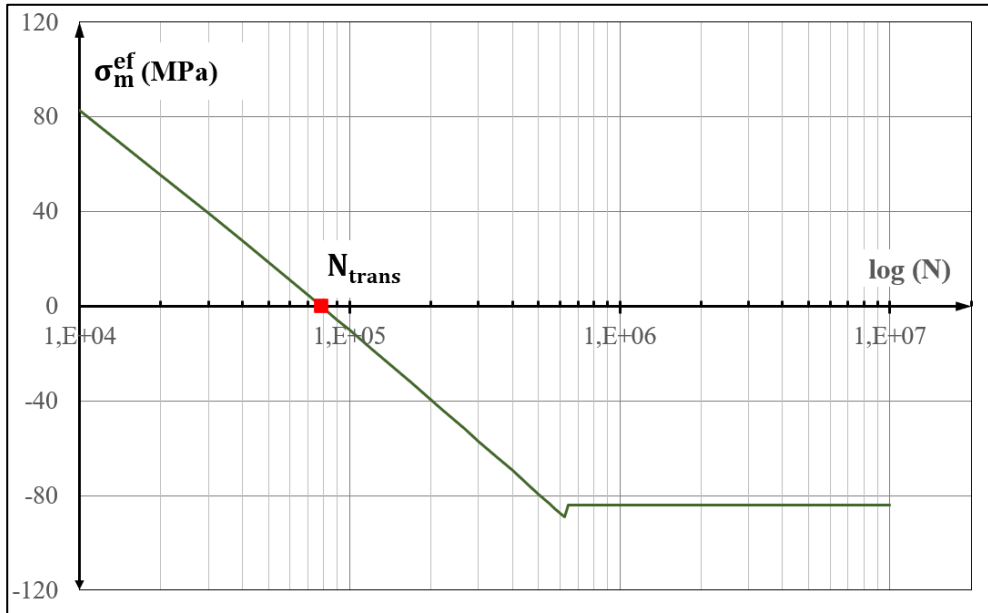


Figura 9-15. Tensión media eficaz en función de N.

Capítulo 10:

**RELAJACIÓN DE
TENSIONES RESIDUALES
POR CARGA CUASI-
ESTÁTICA**

Capítulo 10 Relajación de tensiones residuales por carga cuasi-estática

La relajación de tensiones residuales bajo una carga/tensión mecánica aplicada se produce cuando ésta es lo suficientemente alta para producir deformaciones plásticas (Holzapfel et al., 1998). Por tanto, la relajación de tensiones residuales depende de la magnitud y del sentido de la tensión aplicada. Con el objetivo de estudiar la influencia de estos dos factores, se ha planteado un conjunto de sencillos ensayos cuasi-estáticos, para los cuales se deben tener en cuenta las propiedades monotónicas del acero empleado.

10.1 Descripción del ensayo cuasi-estático

El ensayo cuasi-estático está compuesto por dos medios ciclos de carga aplicada con la misma magnitud: uno de ellos con tensión aplicada de tracción y el otro medio ciclo con tensión de compresión. De este modo, según la secuencia de aplicación de la carga, se definen dos tipos de ensayo cuasi-estático:

- Tracción + Compresión (T-C).
- Compresión + Tracción (C-T).

Como se puede apreciar en la **Figura 10-1**, cada medio ciclo se compone de los tres siguientes pasos:

- Una rampa de duración 30 segundos, con crecimiento constante de la magnitud, hasta alcanzar la carga especificada
- Un nivel de 5 segundos manteniendo la carga especificada constante.
- Una rampa de duración 30 segundos, con descenso constante de la magnitud, hasta descargar la probeta.

Los dos tipos de ensayo cuasi-estático propuestos (T-C y C-T), como puede verse en la **Figura 10-1**, tienen un aspecto similar al de una carga sinusoidal, característica de los ensayos cíclicos. Antes del ensayo y después de cada medio ciclo (puntos 0, 1 y 2, de la **Figura 10-1**) se ha medido la tensión residual en la superficie de cada muestra. Se han establecido seis magnitudes diferentes de tensión aplicada, que se describen en la **Tabla 10-1**.

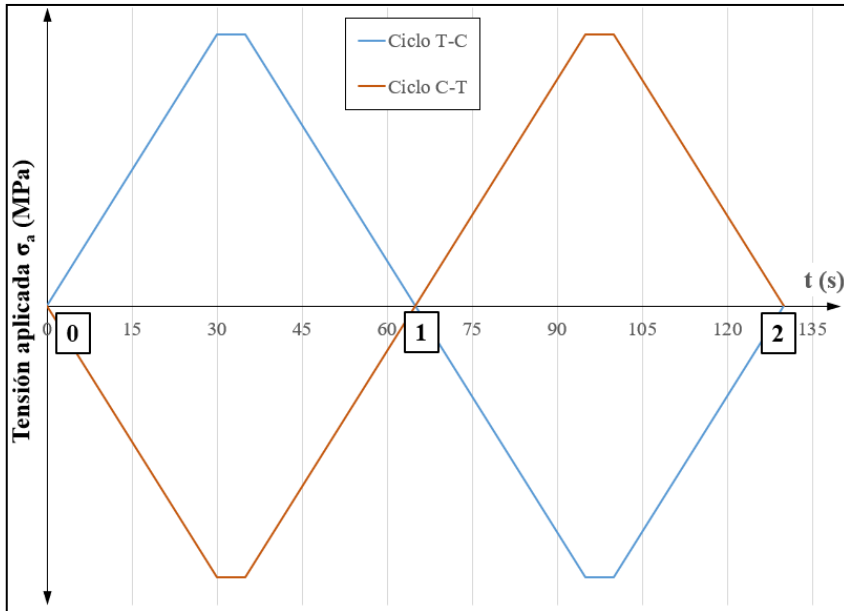


Figura 10-1. Descripción de los tipos de ensayo cuasi-estático: T-C y C-T.

La selección de las magnitudes de las tensiones aplicadas se basa en dos criterios:

- Los valores de mayor magnitud, ensayos del nº 3 al nº 6, presentan magnitudes de tensión aplicada cercanas al límite elástico monotónico (1.084 MPa) (ensayo nº 3) o superiores al mismo (ensayos nº 4 al nº 6), con el objetivo de alcanzar deformaciones plásticas que “provoquen” relajación de tensiones residuales (Vöhringer, 1987).

- Los valores de menor magnitud, ensayos del n° 1 al n° 3, presentan menores magnitudes de tensión aplicada, con un valor similar a los casos seleccionados en los ensayos cíclicos.

Tabla 10-1. Definición ensayos cuasi-estáticos.

Tipo ensayo	$\sigma_{aplicada}$ 1° medio ciclo (MPa)	$\sigma_{aplicada}$ 2° medio ciclo (MPa)	Gradiente carga (± MPa/s)
T-C 1	630	-630	21
T-C 2	850,5	-850,5	28,34
T-C 3	978,2	-978,2	32,61
T-C 4	1.084,0	-1.084,0	36,13
T-C 5	1.118,9	-1.118,9	37,29
T-C 6	1.153,8	-1.153,8	38,46
C-T 1	-630	-630	21
C-T 2	-850,5	850,5	28,34
C-T 3	-978,2	978,2	32,61
C-T 4	-1.084,0	1.084,0	36,13
C-T 5	-1.118,9	1.118,9	37,29
C-T 6	-1.153,8	1.153,8	38,46

Los ensayos se han realizado con las probetas tratadas con shot-peening con cobertura 200%, empleando el mismo montaje que en los ensayos de fatiga.

10.2 Resultados de los ensayos cuasi-estáticos

La tensión aplicada en el ensayo es axial, a lo largo del eje longitudinal de la probeta. Por tanto, la componente longitudinal σ_{yy} del tensor de tensiones residuales sufre la mayor relajación. Por ello, la componente longitudinal es la elegida para evaluar la relajación de tensiones superficiales (Holzapfel et al., 1996). Los resultados obtenidos

tras los ensayos T-C aparecen en la **Tabla 10-2** y los resultados de los ensayos C-T aparecen en la

Tabla 10-3. El punto 0 hace referencia a la situación inicial, previa al ensayo. El punto 1 corresponde con la medición tras el primer medio ciclo y el punto 2 es la medición tras finalizar el segundo medio ciclo, y, por tanto, el ensayo.

Tabla 10-2. Resultados ensayos relajación cuasi-estática T-C (en MPa).

	T-C 1	T-C 2	T-C 3	T-C 4	T-C 5	T-C 6
$\sigma_{res\ 0}$	-544,1	-533,4	-533,8	-525,2	-536,7	-535,0
$\sigma_{res\ 1}$	-564,9	-559,2	-555,3	-393,8	-299,1	-213,5
$\sigma_{res\ 2}$	-438,3	-376,5	-196,2	-172,4	-109,1	-62,8
$\Delta\sigma_{res\ 0 - 1}$	20,8	25,8	21,5	-131,4	-237,6	-321,5
$\Delta\sigma_{res\ 1 - 2}$	-126,6	-182,7	-359,1	-221,4	-190	-150,8
$\Delta\sigma_{res\ 0 - 2}$	-105,8	-156,9	-337,6	-352,8	-427,6	-472,3

Tabla 10-3. Resultados ensayos relajación cuasi-estática C-T (en MPa).

	C-T 1	C-T 2	C-T 3	C-T 4	C-T 5	C-T 6
$\sigma_{res\ 0}$	-545,2	-544,1	-526,0	-536,4	-534,9	-530,9
$\sigma_{res\ 1}$	-449,4	-284,1	-250,2	-169,6	-157,8	-125,0
$\sigma_{res\ 2}$	-450,4	-341,2	-333,2	-184,8	-141,8	-125,3
$\Delta\sigma_{res\ 0 - 1}$	-95,8	-260,0	-275,8	-366,8	-377,1	-405,9
$\Delta\sigma_{res\ 1 - 2}$	1,0	57,1	83,0	15,2	-16,0	0,3
$\Delta\sigma_{res\ 0 - 2}$	-94,8	-202,9	-192,8	-351,6	-393,1	-405,6

En la **Figura 10-2** se representan los resultados obtenidos tras los medios ciclos para los dos tipos de ensayo realizados (**Tabla 10-2** y **Tabla 10-3**).

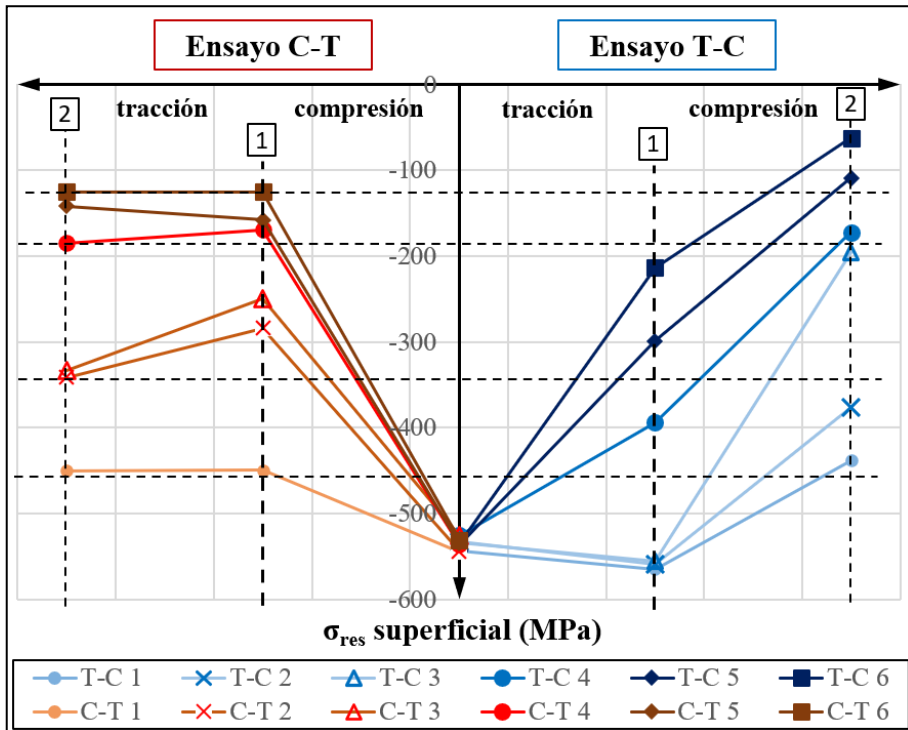


Figura 10-2. Representación gráfica resultados ensayos cuasi-estáticos.

Se pueden deducir tres afirmaciones a la vista de los resultados presentados en la **Figura 10-2**:

- La cantidad de tensión relajada es directamente proporcional a la magnitud de la tensión aplicada.
- La tensión aplicada de compresión genera una mayor relajación de la tensión residual en la superficie que la tensión aplicada de tracción.
- La tensión aplicada de tracción genera una relajación de la tensión cuando su magnitud es mayor o igual al límite elástico. Si su magnitud es inferior al mismo, no se produce relajación de la tensión residual o incluso aumenta la magnitud de la tensión residual de compresión (Holzapfel et al., 1998).

A la vista los resultados, parece que el ciclo T-C produce ligeramente mayor relajación que el ciclo C-T, ya que este tipo de ensayo es capaz de generar relajación de tensiones en sus correspondientes dos medios ciclos aplicados. En cambio, si el medio ciclo con tensión de tracción se aplica tras un medio ciclo de compresión, tiende a aumentar la magnitud de la tensión residual. En el ensayo T-C, los ciclos de tracción siguen la tendencia marcada por la ecuación (10-1).

La diferencia observada en los niveles de relajación de tensiones residuales generada por los dos distintos tipos de ensayo indica que el proceso de relajación de tensiones muestra dispersión en las fases iniciales de su desarrollo. Con el avance de los ciclos de carga, la tendencia de la relajación se define y reduce su dispersión de resultados.

10.3 Análisis de los resultados del ensayo cuasi-estático.

A continuación, se analiza la relajación de tensiones residuales producida tras aplicar cada uno de los dos medios ciclos en cada tipo de ensayo y tras el ensayo completo.

10.3.1 Análisis del primer medio ciclo de ensayo cuasi-estático

Los resultados obtenidos tras el primer medio ciclo de los dos tipos de ensayo, se representan en la **Figura 10-3**. Se observa que, para una tensión aplicada de la misma magnitud, si esta tensión es de compresión, la relajación de tensiones es mayor. Se observa también que cuanto mayor es la magnitud de la tensión aplicada, mayor es la relajación de tensiones generada.

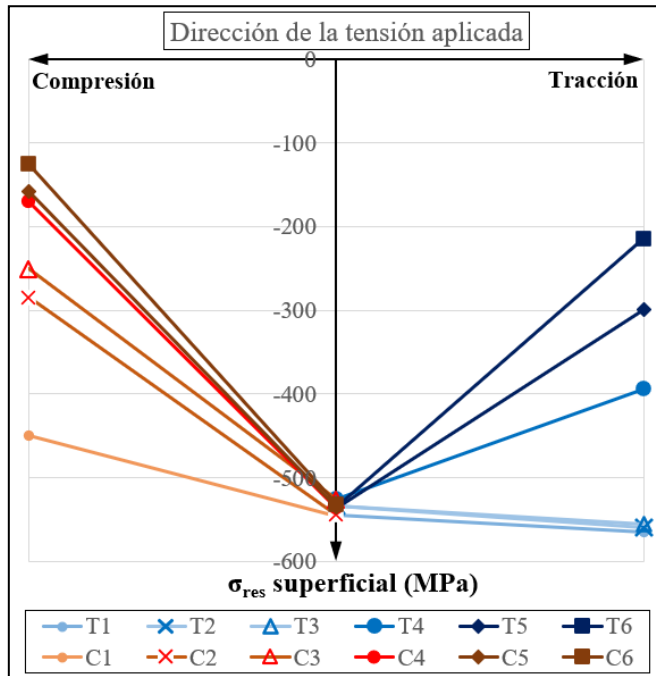


Figura 10-3. Resultados ensayos tras primer medio ciclo aplicado.

Todas las magnitudes de tensión aplicada de compresión producen relajación de tensiones. Sin embargo, en el ensayo con carga de tracción, las tres tensiones de menor magnitud (630 MPa, 850 MPa y 978 MPa), no producen relajación de tensiones residuales. En la **Figura 10-4** se observa la cantidad de tensión residual relajada tras el primer medio ciclo de ambos tipos de ensayos.

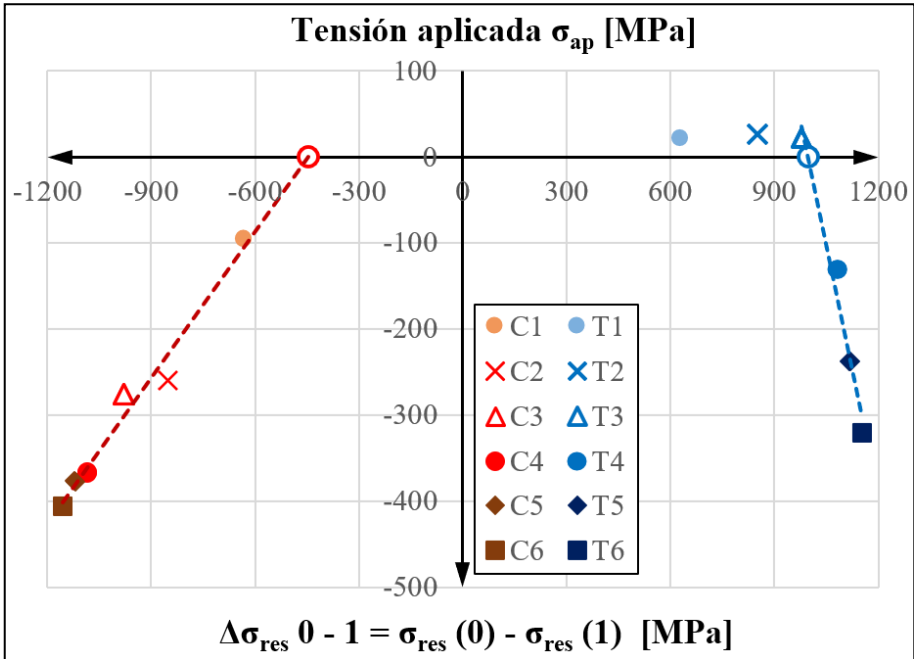


Figura 10-4. Relación tensión aplicada con tensión residual relajada tras el primer medio ciclo.

En el ensayo con carga de tracción, sólo las cargas con magnitud mayor al límite elástico de fluencia monotónico producen relajación de tensiones. En esta situación, la relajación de tensiones residuales se produce desde el núcleo (zona interior sin ser afectada por el shot-peening), cuando en él se generan deformaciones plásticas a causa de la tensión aplicada, de acuerdo con la ecuación (10-1).

Núcleo de la probeta $\sigma_{yp} \leq |\sigma_a|$ (10-1)

De acuerdo con los resultados obtenidos, si la carga aplicada es suficientemente alta, la cantidad de tensión relajada sigue una relación lineal con la magnitud de la tensión aplicada, según la ecuación (10-2). Según esta relación, la magnitud de la tensión

aplicada en la que comenzaría la relajación es 997 MPa, que se puede asignar como *límite de fluencia de tracción efectivo* σ_{ypT}^e .

$$\Delta\sigma_{res} 0 - 1 = \sigma_{relax} = -1,92 \cdot \sigma_{aT} - 1.914 \text{ (MPa)} \quad (10-2)$$

En el caso del ensayo de compresión, la relajación comienza con una magnitud menor de tensión aplicada, debido al existente campo de tensiones residuales en la zona superficial (anillo exterior). Si la suma de la tensión aplicada de compresión y las tensiones residuales de compresión supera el límite elástico monotónico, de acuerdo con la ecuación (10-3), se generarán deformaciones plásticas que producirán relajación de tensiones residuales.

$$\text{Anillo exterior:} \quad \sigma_{yp} \leq -(\sigma_a + \sigma_{res}) \quad (10-3)$$

A la vista de los resultados obtenidos en la **Figura 10-4**, se observa una relación lineal entre la relajación generada y la magnitud de la tensión de compresión aplicada, de acuerdo con la ecuación (10-4).

$$\Delta\sigma_{res} 0 - 1 = \sigma_{relax} = -0,57 \cdot \sigma_{aC} - 251,7 \text{ (MPa)} \quad (10-4)$$

La relajación de tensiones comienza a partir de una tensión de compresión aplicada de -444,65 MPa. El valor medio de la componente longitudinal σ_{yy} de las doce probetas utilizadas en estos ensayos cuasi-estáticos es -535,5 MPa. Por tanto, de acuerdo con la ecuación (10-4), el *límite de fluencia de compresión efectivo* σ_{ypC}^e se puede establecer en 980,15 MPa.

Este límite presenta un valor menor pero muy cercano al obtenido en el caso de tracción. La diferencia puede simplemente estar relacionada con la dispersión de la

medición o con dos aspectos que no se han podido comprobar. El primero corresponde con el valor del límite elástico de compresión, ya que solo se ha obtenido en el caso de tracción. Normalmente, para aceros, suele ser prácticamente el mismo. En segundo aspecto está relacionado con el efecto Bauschinger, por el que el límite de fluencia en compresión se ve reducido (Bauschinger, 1886). En ambos casos, tracción y compresión, son ligeramente inferiores al límite de fluencia monotónico.

Otra interpretación es, tal y como se observa en la **Figura 8-1** (curva tensión deformación monotónica), en la que el límite elástico se establece con un 0,2% de deformación plástica, a partir de aproximadamente 1.000 MPa, la curva deja de ser lineal y empieza a curvarse. Considerando la cercanía de los valores para el límite elástico efectivo en tracción y compresión, se puede establecer el *límite de fluencia efectivo* σ_{yp}^{efec} en 988,4 MPa, siendo el valor medio de ambos límites.

10.3.2 Análisis del segundo medio ciclo de ensayo cuasi-estático

La relajación de tensiones generada tras el segundo medio ciclo aplicado está condicionada por el valor de la tensión residual resultante tras el primer ciclo. Tras realizar el primer medio ciclo del ensayo, excepto en los ensayos T1, T2, T3 y C1, se produce una relajación de tensiones muy severa.

La distinta situación inicial de la que parte el segundo medio ciclo de ensayo impide comparar cuantitativamente la relajación generada por los medios ciclos que tienen la misma tensión aplicada. Por tanto, únicamente, los casos de ensayo mencionados como excepción: T-C 1, T-C 2, T-C 3 y C-T 1 se pueden incluir en la gráfica presentada en la **Figura 10-4**. Esta gráfica aparece actualizada con estos cuatro casos, en la **Figura 10-5**, donde se observa que estos cuatro casos de segundos medios ciclos, siguen la misma tendencia mostrada en los ensayos del primer medio ciclo.

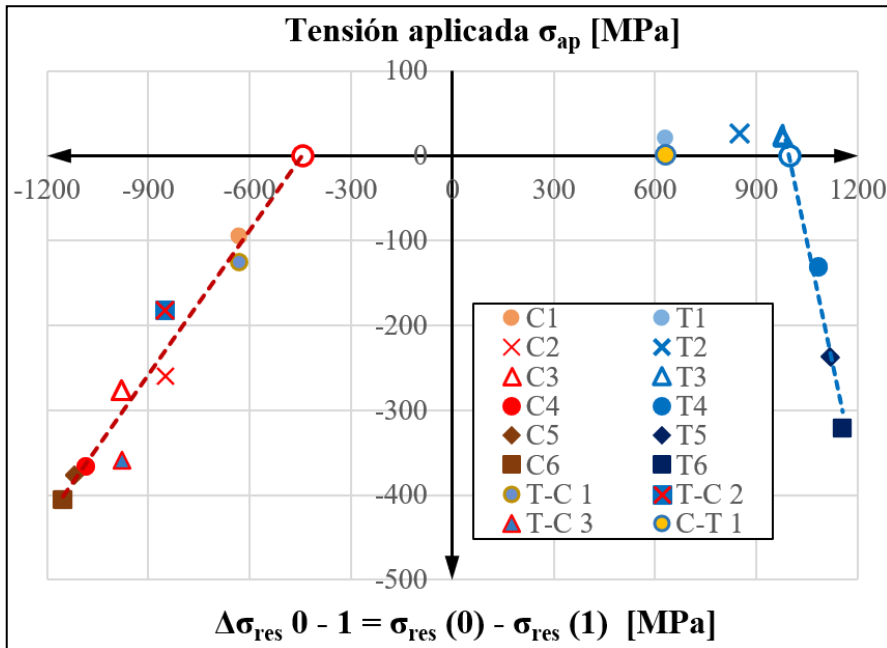


Figura 10-5. Relación tensión aplicada con tensión residual relajada.

Se observa que, para el ensayo tipo C-T, el segundo medio-ciclo, con carga de tracción, no produce relajación de tensiones e incluso en algunos casos, la tensión residual de compresión aumenta su magnitud. En los casos con carga aplicada con magnitud baja, menor que σ_{ypT}^e o σ_{yp} , es algo previsible, de acuerdo con la ecuación (10-1). Este hecho, también sucede en el primer medio ciclo de los ensayos T-C.

En los segundos medios ciclos de tracción con mayor tensión de tracción aplicada, no se produce relajación de tensiones desde el núcleo hacia el exterior, debido al bajo nivel de tensiones residuales previo a este medio ciclo. Se observan varios casos en los que, al aplicar la tensión de tracción, la magnitud de la tensión residual de compresión aumenta. Este efecto puede deberse a dos motivos:

- Dispersión en la medida de la tensión residual, implicando que realmente no habría un cambio del nivel de tensión residual.

- La tensión residual aumenta tras el ciclo de carga de tracción debido a un fenómeno de equilibrio de tensiones residuales interno (Holzapfel et al., 1998).

El segundo medio ciclo de los ensayos T-C, cuando la carga aplicada es de compresión, muestra en todos los niveles de tensión aplicada, una reducción de tensiones residuales. Tal y como se observa en la **Figura 10-2** o en la **Tabla 10-2**, la amplitud de la reducción no es proporcional a la magnitud de la carga aplicada, debido al distinto nivel de tensión residual de partida (previo al medio ciclo de carga). Como se ha mencionado anteriormente, en los ensayos T-C 1, T-C 2, T-C 3, con un nivel de tensión residual similar, sí se mantiene la relación de la amplitud de la reducción de tensiones residuales con la magnitud de la tensión de compresión aplicada.

La relajación de tensiones cuando la carga aplicada es de compresión (primer medio ciclo del ensayo C-T y segundo medio ciclo del ensayo T-C), no se puede comparar directamente en ambos tipos de ensayo, debido al distinto nivel de tensión residual inicial. Sin embargo, esta comparación se puede establecer en términos relativos. Se define el ratio de relajación, según la ecuación (10-5), como la relación entre la amplitud de la tensión residual relajada y la tensión residual previa al ensayo. Los ratios obtenidos tras los medios ciclos de compresión se representan en la **Figura 10-6**.

$$r_{rel} = \frac{\Delta\sigma_{res(0-1)}}{\Delta\sigma_{res0}} \quad (10-5)$$

En la **Figura 10-6** se observa que la relajación bajo la carga de compresión es proporcional a la magnitud de la carga aplicada y que se puede ajustar con una línea recta, definida por la ecuación (10-6). El nivel de tensión obtenido como inicio de la relajación se establece en -425 MPa, que es un valor muy similar al obtenido con la ecuación (10-4).

$$r_{rel} = \frac{\Delta\sigma_{res}}{\Delta\sigma_{res0}} = -0,001 \cdot \sigma_{ac} - 0,425 \quad (10-6)$$

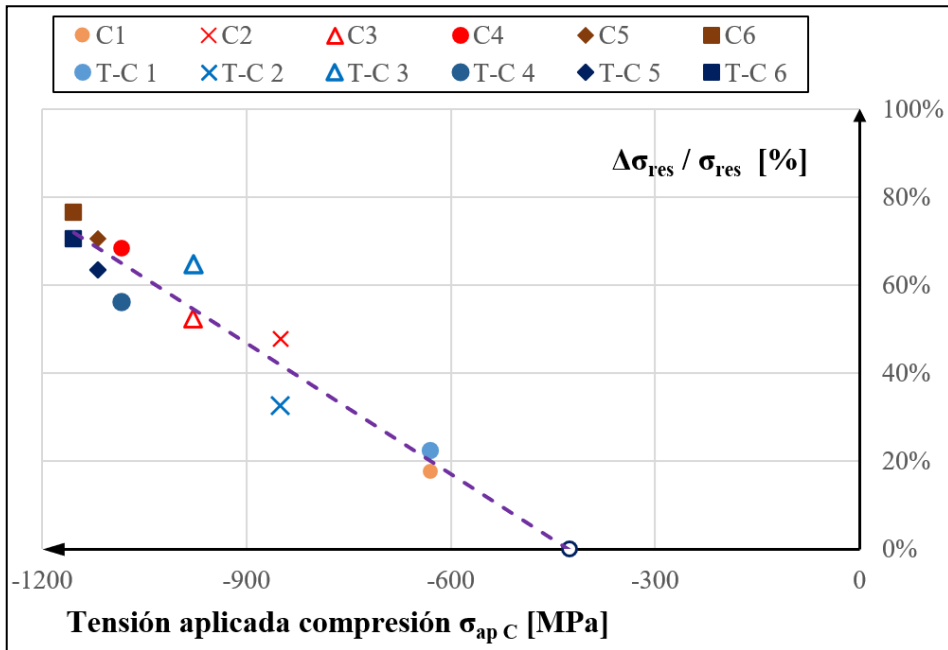


Figura 10-6. Ratio de relajación en los medios ciclos de compresión.

10.3.3 Resultados del ciclo completo de ensayo

La relación entre la relajación de tensiones generada y el nivel de tensión aplicado para el ensayo cuasi-estático completo, se muestra en la **Figura 10-7**. Se fija como umbral de no relajación, la tensión del ensayo de compresión, 437 MPa, que es el valor medio de las tensiones calculadas en los apartados anteriores y que no produce relajación de la tensión residual.

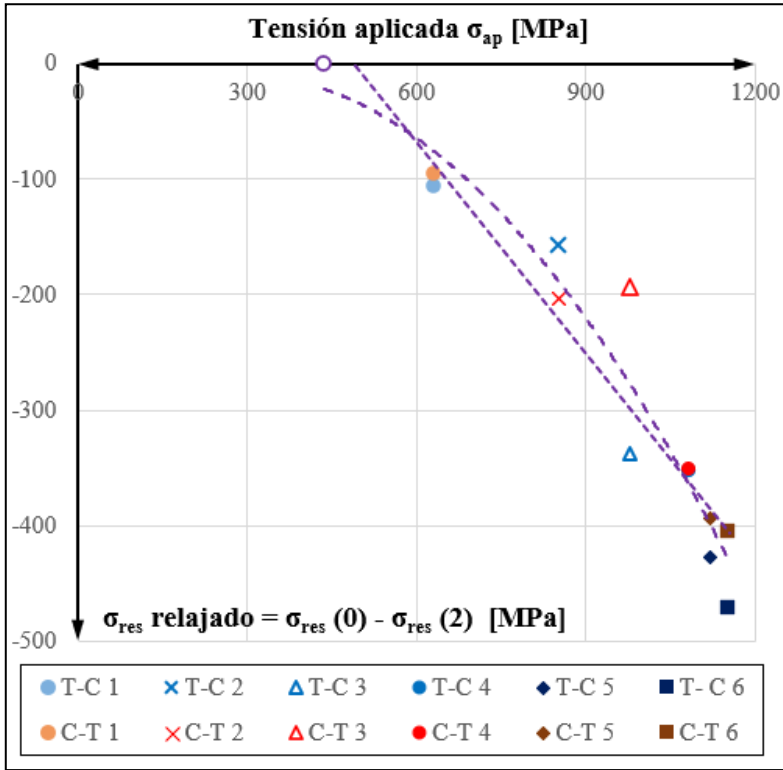


Figura 10-7. Tensión relajada en los ensayos cuasi-estáticos completos.

Las ecuaciones de la aproximación lineal y de la aproximación de segundo grado, de la relajación de tensiones residuales en la superficie con el nivel de tensión cuasi-estática aplicada, se presentan por medio de las ecuaciones (10-7) y (10-8). Se observa que una relación de segundo grado de la tensión aplicada ajusta mejor los resultados de relajación obtenidos, que una línea recta.

$$\text{Lineal} \quad \Delta\sigma_{res} 0 - 2 = \sigma_{relax} = -0,61 \cdot \sigma_{ap} + 297 \text{ (MPa)} \quad (10-7)$$

$$2^\circ \text{ grado} \quad \sigma_{relax} = -0,0006 \cdot \sigma_{ap}^2 + 0,32 \cdot \sigma_{ap} - 54,6 \text{ (MPa)} \quad (10-8)$$

10.3.4 Interpretación del parámetro FWHM

Las mediciones del parámetro FWHM se presentan en la **Tabla 10-4** y la **Tabla 10-5** y aparecen representadas en la **Figura 10-8**. Tras analizar los datos obtenidos de las mediciones, no se puede realizar ninguna interpretación directa de los mismos (Hanagarth et al., 1990). En términos generales, después de un medio ciclo de tracción, el parámetro FWHM tiende a disminuir su valor. Sin embargo, después de un ensayo de compresión, tiende a aumentar ligeramente.

Tabla 10-4. Resultados del FWHM (°) tras ensayos T-C.

	T-C 1	T-C 2	T-C 3	T-C 4	T-C 5	T-C 6
0	0,538	0,537	0,540	0,590	0,537	0,551
1	0,541	0,541	0,538	0,559	0,528	0,542
2	0,540	0,545	0,536	0,580	0,542	0,543

Tabla 10-5. Resultados del FWHM (°) tras ensayos C-T.

	C-T 1	C-T 2	C-T 3	C-T 4	C-T 5	C-T 6
0	0,543	0,540	0,540	0,577	0,570	0,547
1	0,533	0,547	0,537	0,578	0,572	0,545
2	0,538	0,543	0,523	0,557	0,547	0,515

Los ensayos cuasi-estáticos producen relajación de tensiones cuando la tensión efectiva sobrepasa el límite elástico, efectivo o monotónico. La tensión cuasi-estática aplicada no produce una variación permanente de la microestructura que implique una variación del valor del FWHM. Esto solo ocurre con el avance de los ciclos, cuando la magnitud de la tensión aplicada es lo suficientemente alta.

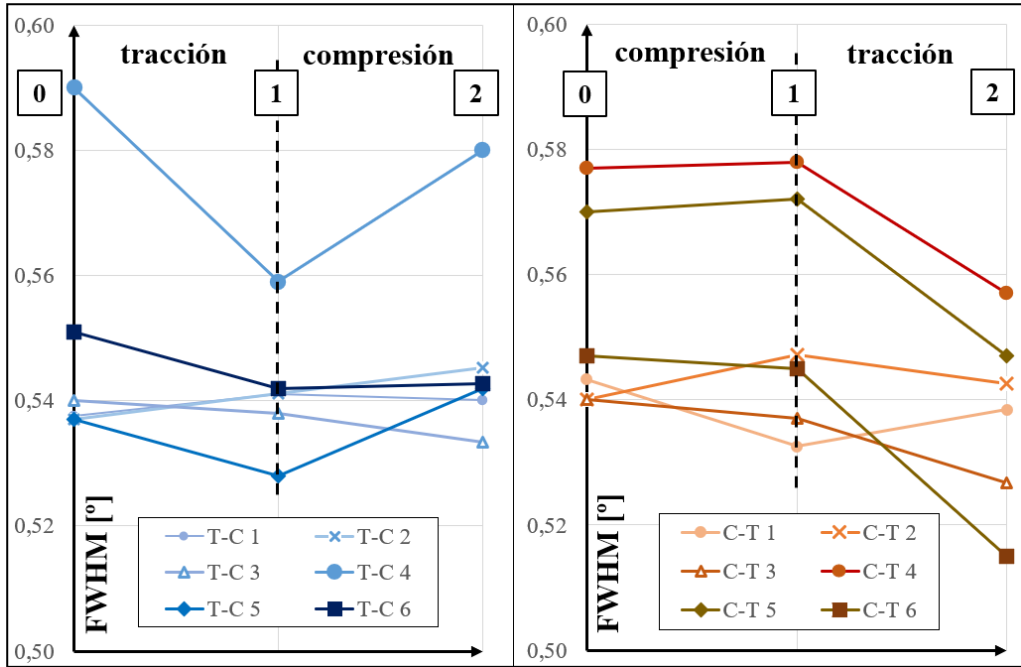


Figura 10-8. Representación gráfica de los resultados del parámetro FWHM tras los ensayos cuasi-estáticos.

10.4 Interpretación de la relajación cuasi-estática

El principal mecanismo de la relajación de tensiones es la aparición de deformaciones plásticas de compresión en la zona del anillo exterior (zona afectada por el shot-peening). Esta situación ocurre cuando la tensión aplicada es de compresión, ya que, de acuerdo con la ecuación (10-3), la *tensión efectiva*, que es la suma de la tensión residual y de la tensión aplicada de compresión, supera el *límite de fluencia monotónico o efectivo* y produce deformaciones plásticas (Holzapfel et al., 1996). Esta afirmación se aprecia tras todos los semiciclos de tensión aplicada de compresión para los ensayos T-C y C-T.

El mecanismo secundario de relajación de tensiones residuales se produce desde el núcleo, zona interna de la probeta no afectada por el shot-peening, si la tensión aplicada,

tanto de tracción como de compresión, supera el *límite elástico monotónico o efectivo*. Entonces, aparecen deformaciones plásticas que se distribuyen hacia el anillo exterior para mantener el equilibrio dentro de la sección, y se produce relajación de las tensiones residuales de compresión (Kirk, 1987). Este hecho se aprecia en el primer medio ciclo de los ensayos tipo T-C, n° 4, 5 y 6.

Con el objetivo de explicar de una manera más detallada este concepto, se presentan la **Figura 10-9** y la **Figura 10-10**, en las que se representan una sección media transversal de una probeta con shot-peening. En la sección, aparecen representadas la zona interior no afectada por el shot-peening (núcleo) y el anillo exterior (profundidad 0,18 mm) afectado por el tratamiento mecánico, donde se localiza el campo de tensiones residuales de compresión. En la mitad izquierda de la **Figura 10-9** y la **Figura 10-10**, se plantea la situación en la que el esfuerzo aplicado es de tracción y en la mitad derecha de la representación, cuando la tensión aplicada es de compresión. Los valores utilizados en esta explicación corresponden con los datos de los ensayos cuasi-estáticos para reflejar el contenido desarrollado en este capítulo. Por ello, en lugar de emplear el límite elástico monotónico, 1.084 MPa, se emplea el límite elástico efectivo obtenido en este estudio, 988,4 MPa.

En la **Figura 10-9**, la tensión aplicada tiene la magnitud del ensayo n° 1, 630 MPa. Con esta magnitud de tensión aplicada, en tracción (lado izquierdo de la **Figura 10-9**), no se produce relajación de tensiones ya que la tensión efectiva no supera el límite elástico (10-1). Esta afirmación se comprueba con los resultados de los medios ciclos de tracción de los ensayos n° 1, 2 y 3.

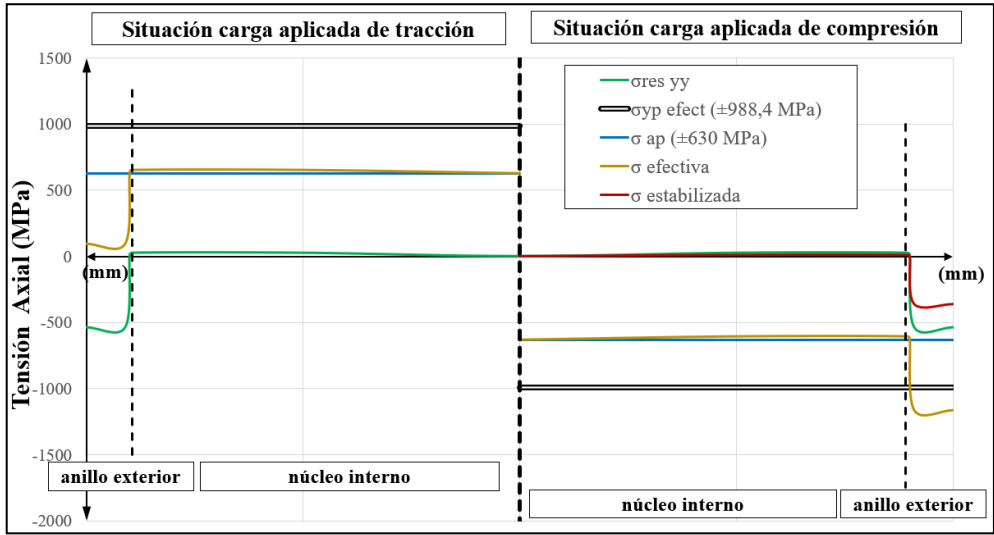


Figura 10-9. Tensiones en sección de la probeta en el ensayo n° 1.

Cuando la tensión aplicada es de compresión, lado derecho de la **Figura 10-9**, la tensión efectiva sobrepasa el valor del límite elástico (en este ejemplo, corresponde con $535 + 630 - 988,4 = 176,6$ MPa), de acuerdo con la ecuación (10-3), y se produce relajación de tensiones residuales, tal y como lo confirman todos los medios ciclos de compresión de los ensayos cuasi-estáticos.

La **Figura 10-10**, representa la misma sección media de la probeta, pero la tensión aplicada corresponde con el ensayo n° 6, con una magnitud de 1.153,8 MPa, mayor que el límite elástico. En este caso, con tensión aplicada de tracción, en el lado izquierdo de la **Figura 10-10**, la tensión en el interior de la probeta (núcleo) sobrepasa el límite de fluencia, generando deformaciones plásticas que por equilibrio interno se transmiten hacia el exterior provocando una reducción de tensiones residuales. Este hecho se observa en el primer medio ciclo de tracción de los ensayos T-C 4, T-C 5 y T-C 6.

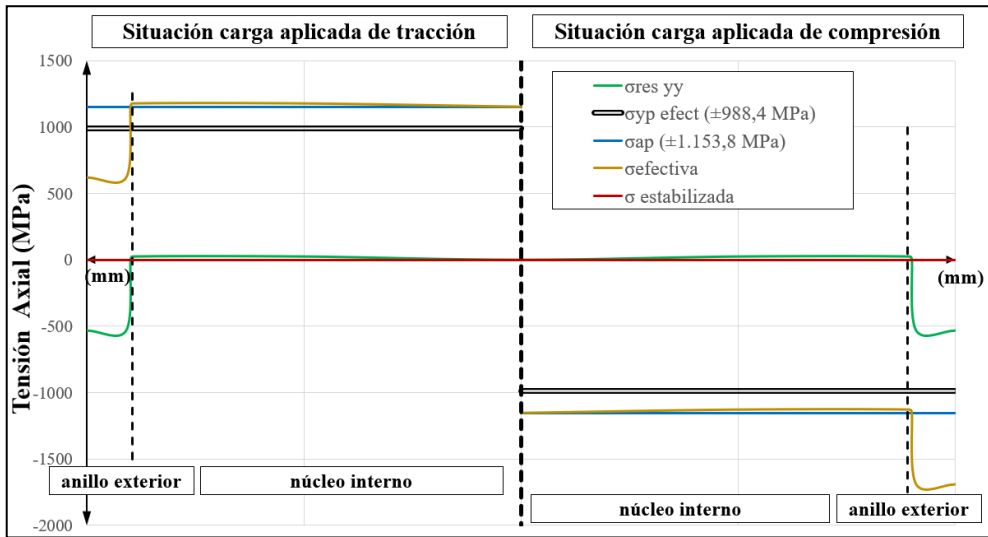


Figura 10-10. Tensiones en sección de la probeta en el ensayo n° 6.

Si la tensión aplicada es de compresión, se observa en el lado derecho de la **Figura 10-10**, que la tensión efectiva de compresión sobrepasa ampliamente el límite de fluencia, generando una severa relajación de tensiones. Además, en este caso, la magnitud de la tensión aplicada es mayor que el límite elástico, por tanto, se alcanzan deformaciones plásticas también en el interior de la probeta.

En base a esta interpretación y de acuerdo con la ecuación (10-3), la relajación de tensiones residuales se extiende hasta que la tensión efectiva se iguala al valor del límite elástico. A partir de ese momento, no se cumple la condición para que se produzca relajación de tensiones residuales y, por tanto, la tensión residual mantiene su valor constante. Este valor de la tensión residual se denomina tensión residual estabilizada $\sigma_{res\ est}$, que se puede expresar según la ecuación (10-9), con un carácter más general empleando el límite elástico monotónico, o según la ecuación (10-10), particularizada para este caso de estudio.

$$\sigma_{\text{res est}} = (\sigma_a - \sigma_{yp}) \quad (10-9)$$

$$\sigma_{\text{res est}} = (\sigma_a - \sigma_{yp}^{\text{effect}}) \quad (10-10)$$

De acuerdo con las ecuaciones (10-9) y (10-10), el valor de la tensión residual estabilizada se reduce si aumenta la amplitud de la tensión aplicada. En la **Figura 10-9** se incluye la representación de la tensión residual estabilizada teórica. En este caso, como la tensión aplicada es reducida, la diferencia entre la tensión residual inicial y la estabilizada no es muy alta, 176,6 MPa.

Si la tensión aplicada sigue aumentándose, la tensión residual estabilizada se irá reduciendo. La tensión residual estabilizada se anulará cuando la tensión aplicada coincida con el límite elástico. Si la tensión aplicada es mayor que el límite elástico, la tensión residual estabilizada tomará valores positivos, siendo una tensión de tracción. La inversión de la tensión residual estabilizada dependerá del equilibrio interno de tensiones alcanzado en la sección de la probeta. En esta situación, podrían encontrarse tensiones residuales de tracción en la superficie y tensiones residuales de compresión en las zonas sub-superficiales. En cualquier caso, el valor de estas tensiones residuales será muy reducido. Por ello, a falta de más datos y por simplicidad, se considera que el campo de tensiones residuales se anula completamente y el valor de la tensión residual estabilizada es nulo. Así se puede observar en la **Figura 10-10**.

Las tensiones obtenidas al finalizar los ensayos cuasi-estáticos, punto 2 de la **Figura 10-2**, se comparan con su correspondiente tensión estabilizada teórica, en las **Tabla 10-6** y **Tabla 10-7**. Se observa que, con el ensayo propuesto, no se llega a alcanzar la tensión residual estabilizada. Seguramente, esta tensión estabilizada se alcance al repetir más veces el ciclo del ensayo.

Tabla 10-6. Tensión residual obtenida y estabilizada en ensayos T-C.

Ensayo	T-C 1	T-C 2	T-C 3	T-C 4	T-C 5	T-C 6
$\sigma_{\text{est}} \text{ ensayo}$	-438,3	-376,5	-196,2	-172,4	-109,1	-62,8
$\sigma_{\text{est}} = \sigma_a - \sigma_{yp}^{\text{effect}}$	-358,4	-137,9	-10,2	0,0	0,0	0,0
Dif. σ_{est} real-teórica	-79,9	-238,6	-186,0	-172,4	-109,1	-62,8
Relación diferencia	-13%	-28%	-19%	-16%	-10%	-5%

Tabla 10-7. Tensión residual obtenida y estabilizada en ensayos C-T.

Ensayo	C-T 1	C-T 2	C-T 3	C-T 4	C-T 5	C-T 6
$\sigma_{\text{est}} \text{ ensayo}$	-450,4	-341,2	-333,2	-184,8	-141,8	-125,3
$\sigma_{\text{est}} = \sigma_a - \sigma_{yp}^{\text{effect}}$	-358,4	-137,9	-10,2	0,0	0,0	0,0
Dif. σ_{est} real-teórica	-92,0	-203,3	-323,0	-184,8	-141,8	-125,3
Relación diferencia	-15%	-24%	-33%	-17%	-13%	-11%

Capítulo 11:

**RELAJACIÓN DE
TENSIONES RESIDUALES
POR CARGA CÍCLICA CON
R: -1**

Capítulo 11 Relajación de tensiones residuales por carga cíclica con R: -1

Muchos estudios sobre relajación de tensiones residuales indican que el proceso habitual de la relajación consiste en dos fases:

Fase 1:

Incluye una severa reducción de tensiones residuales cuasi-estática en el primer o los primeros ciclos. En esta situación, si la *tensión efectiva*, definida como la suma de la tensión residual de compresión más la tensión aplicada (en el medio ciclo de compresión), sobrepasa el límite elástico monotónico, se generan deformaciones plásticas “estáticas”. Una mayor diferencia con respecto al límite elástico, generará una mayor relajación (Schulze, 2006), (Schulze et al., 1996), (Khadhraoui et al., 1997), (Fathallah et al., 2003).

Fase 2:

Tras la fase inicial aparece una progresiva reducción de las tensiones residuales, marcada por la amplitud de la tensión aplicada y el comportamiento elastoplástico del material tratado, principalmente, por su tendencia de *cyclic-softening*. En esta situación, la reducción de la tensión residual sigue una tendencia según el logaritmo de los ciclos de carga aplicados (Kodama, 1972). Se observará en algunos metales, como los aceros, una reducción del valor del parámetro FWHM, especialmente si presentan una tendencia de *cyclic-softening*, bajo altos niveles de tensión aplicada.

Si la tensión aplicada no es lo suficientemente alta para seguir generando con el avance de los ciclos deformaciones plásticas sobre el material tratado mecánicamente, considerando su comportamiento elastoplástico cíclico, la relajación de tensión se frena

y se alcanza su correspondiente tensión residual estabilizada. En este caso, la evolución del FWHM, en materiales como los aceros, muestra también una tendencia estabilizada (Khadhraoui et al., 1997).

En este capítulo se presentan los ensayos de relajación de tensiones residuales realizados como parte experimental del desarrollo de esta Tesis Doctoral. Además, se analizan los resultados obtenidos y se propone un modelo de predicción de la evolución de la tensión residual superficial con el avance del número de ciclos para distintas magnitudes de tensión aplicada. En el Capítulo 6 se ha presentado un amplio análisis de la bibliografía relacionada con el contenido de este capítulo.

Los ensayos de relajación cíclica se han desarrollado con el mismo set-up que los ensayos de fatiga, aplicando una carga axial cíclica sinusoidal, siempre con frecuencia de 5 Hz, con el mismo tipo de probetas *hourglass* tratadas con shot-peening y con la misma máquina de ensayos Instron. El método de ensayo consiste en realizar un número determinado de ciclos de tensión aplicada y después, retirar la probeta del banco de ensayos para medir la tensión residual y el FWHM en la superficie, por medio de la técnica de difracción de rayos X. Este proceso se repite hasta que la probeta rompe o alcanza un millón de ciclos.

La evaluación de las tensiones residuales en los ensayos cíclicos se analiza sólo en la superficie, para poder mantener la misma probeta para cada ensayo. Esto no sucedería con una medición en profundidad, ya que resulta destructiva. Además, dado el perfil de tensiones residuales obtenido tras el shot-peening, **Figura 8-24**, el valor de la tensión residual en la superficie resulta representativo del campo de tensiones residuales en profundidad. La reducción de la magnitud y profundidad del campo de tensiones residuales es proporcional a la amplitud de la tensión aplicada (Iida & Taniguchi, 1996) (Dalaei et al., 2011) (ver **Figura 6-14** a **Figura 6-17**).

11.1 Selección de puntos de ensayo cíclico

Los ensayos para el estudio de relajación de tensiones bajo carga cíclica se han realizado a cuatro niveles distintos de tensión aplicada, identificados en la **Tabla 11-1**. En ella aparecen los niveles de tensión y la duración estimada, de acuerdo con la curva de Basquin correspondiente a la variante con shot-peening, ecuación (9-2). El salto entre las tensiones elegidas tiene un valor de 73 MPa.

Tabla 11-1. Descripción de los casos de estudio seleccionados.

Ensayo	A1	A2	A3	A4
σ_a	± 849 MPa	± 776 MPa	± 703 MPa	± 630 MPa
$N_{\text{teórico}}$ (ciclos)	4.615	21.450	116.300	run-out

El nivel de tensión seleccionado para A1 y para A3, coincide con los casos seleccionados en el anterior estudio realizado sobre relajación de tensiones en fatiga de flexión rotativa dentro del grupo de investigación ADM del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU (A. Avilés et al., 2019). Los cuatro niveles de tensión seleccionados cubren toda la curva de fatiga, tal y como se observa en la **Figura 11-1**. El caso A1 representa un punto de LCF, por debajo de 10.000 ciclos de duración, en el que las deformaciones plásticas son muy importantes. Por el contrario, el caso A4, representa un nivel por debajo del límite de fatiga, en el que no se da la rotura y el ensayo se detiene tras alcanzar un millón de ciclos.

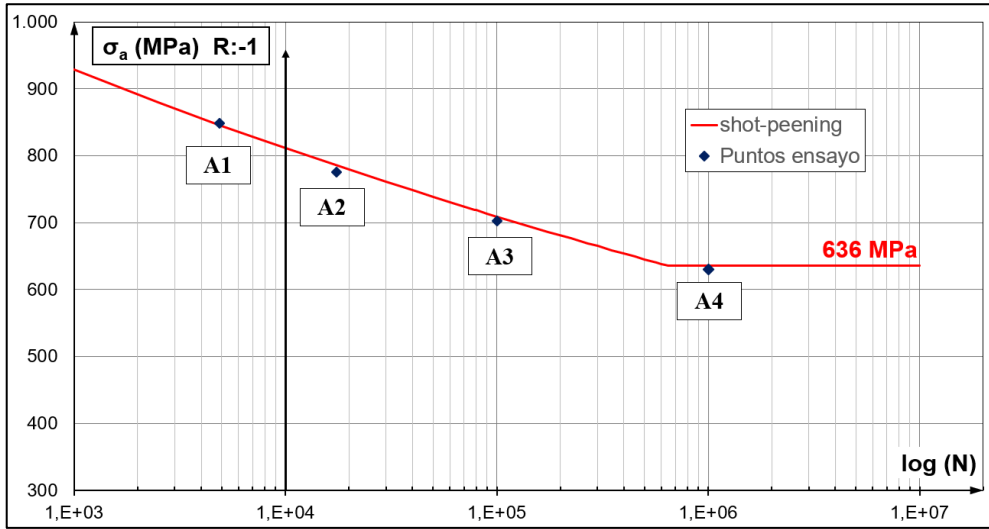


Figura 11-1. Situación de los casos seleccionados en la curva S-N.

La deformación plástica que cada nivel de tensión aplicado introduce, se puede cuantificar por medio de la ecuación de Ramberg-Osgood (Ramberg & Osgood, 1943), presentada en el Capítulo 2 y Capítulo 8, en la ecuación (2-26). Los coeficientes de esta ecuación se obtienen de la referencia (Boller & Seeger, 2013). Aunque el material empleado en esta investigación presenta unas propiedades mecánicas ligeramente superiores a las de la referencia (Boller & Seeger, 2013), tal y como se ha comentado en el Capítulo 8, el empleo de estos coeficientes es válido para tener una caracterización del nivel de deformación plástica generado en cada caso. Además, se introduce el parámetro “r”, que es la relación de la deformación plástica entre la deformación total. Los datos obtenidos se representan en la **Tabla 11-2**.

Tabla 11-2. Evaluación de deformaciones en los casos de estudio seleccionados.

Ensayo	σ_a (MPa)	N_{real}	ϵ_a (%)	$\epsilon_{a,e}$ (%)	$\epsilon_{a,p}$ (%)	$r_\epsilon = \epsilon_{a,p}/\epsilon_a$
A1	± 849	4.890	1,021	0,412	0,609	59,7%
A2	± 776	17.475	0,596	0,377	0,219	36,8%
A3	± 703	100.433	0,413	0,341	0,071	17,3%
A4	± 630	10^6	0,326	0,306	0,021	6,3%

Además de los cuatro ensayos realizados con probetas tratadas con shot-peening con cobertura 200%, se han realizado dos ensayos con la variante con cobertura 100%. Los niveles de tensión elegidos son ± 849 MPa y ± 703 MPa. De este modo, se pueden comparar también con los empleados en el anterior estudio con fatiga de flexión rotativa (A. Avilés et al., 2019).

11.2 Resultados de los ensayos cíclicos con probetas con cobertura 200%

Con la medición de las tensiones residuales por difracción de rayos X, se obtiene el tensor completo, con el que se puede calcular la tensión equivalente de von Mises. Este valor se incluye dentro de los resultados de los ensayos. Sin embargo, tal y como se ha comentado, para el estudio de la relajación, se emplea la componente longitudinal sobre la que la carga axial actúa directamente. En los resultados se observa que la tensión equivalente de von Mises muestra una mayor magnitud y una relajación más lenta y menos representativa.

En los resultados de los ensayos se incluye también el número de ciclos en el que se ha establecido la parada de la carga aplicada, para realizar la medición de tensiones residuales, así como el valor medido del parámetro FWHM.

Probeta A1

El ensayo de la probeta A1, con $\sigma_a \pm 849$ MPa se ha realizado en siete pasos. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 11-3** y la **Figura 11-2**.

Tabla 11-3. Datos ensayo relajación cíclica A1.

n/N	N (ciclos)	$\sigma_{res VM}$ (MPa)	$\sigma_{res yy}$ (MPa)	FWHM (°)
0%	0	-612,58	-518,20	0,555
2%	100	-431,85	-267,80	0,524
4%	200	-346,34	-249,98	
10%	500	-339,89	-198,94	
20%	1.000	-334,54	-186,76	0,507
61%	3.000	-130,99	-35,10	0,430
98%	4.823	-151,16	27,95	0,437
100%	4.920			

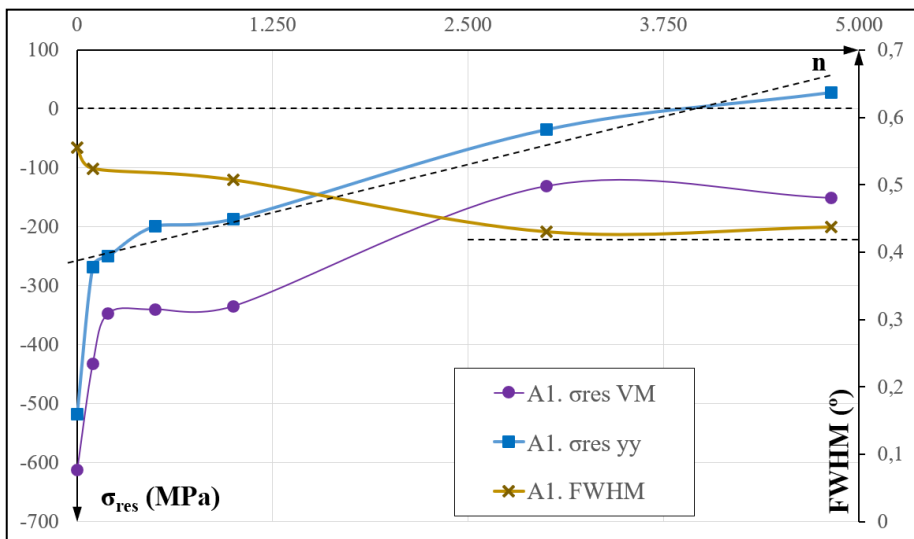


Figura 11-2. Gráfico relajación tensiones residuales en el caso A1.

En el caso A1 con $\sigma_a \pm 849$ MPa, se observa una primera fase que presenta gran relajación de la tensión residual. Tras 100 ciclos, la tensión residual se reduce alrededor de 250 MPa, que representan el 48% de la tensión residual inicial. Aunque no es directamente extrapolable, se puede tener en cuenta que con los ensayos cuasi-estáticos C-T 2 y T-C 2, con $\sigma_a \pm 850,5$ MPa, la relajación obtenida tras el ciclo completo oscila entre el 29% y 37%. Por tanto, tras 100 ciclos se sobrepasa la tensión residual estabilizada propuesta por las ecuaciones (10-9) y (10-10).

Después de estos ciclos iniciales y hasta el último ciclo en el que se produce la rotura, aparece una segunda fase de reducción progresiva de la tensión residual. Esta relajación de tensiones gradual y continua está relacionada con la alta tensión aplicada y con la tendencia de *cyclic-softening* del material. Se comprueba observando que la recta de aproximación para esta fase es inclinada. En los últimos ciclos justo antes de la rotura, la tensión residual superficial invierte su sentido, resultando de tracción, debido al alto nivel de deformación plástica (Buchanan & John, 2014).

Probeta A2

El ensayo de la probeta A2, con $\sigma_a \pm 776$ MPa se ha realizado en seis pasos. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 11-4** y la **Figura 11-3**.

Tabla 11-4. Datos ensayo relajación cíclica A2.

n/N	N (ciclos)	$\sigma_{res VM}$ (MPa)	$\sigma_{res yy}$ (MPa)	FWHM (°)
0%	0	-686,29	-532,30	0,531
2,9%	500	-423,91	-236,80	0,522
14%	2.500	-370,81	-205,60	0,533
29%	5.000	-362,64	-202,80	0,522
57%	10.000	-301,92	-161,10	0,513
99,9%	17.447	-65,72	-22,35	0,442
100%	17.467			

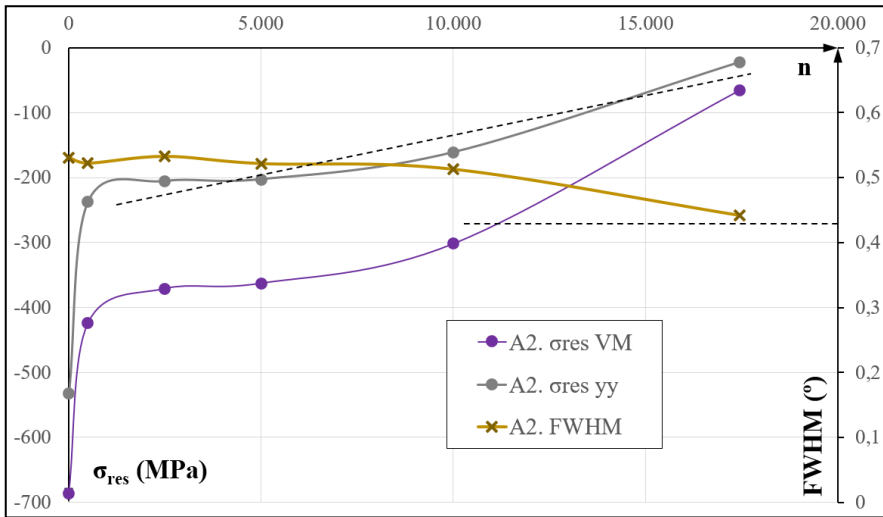


Figura 11-3. Gráfico relajación tensiones residuales en el caso A2.

En el caso A2 con $\sigma_a \pm 776$ MPa, se aprecia de nuevo, una importante relajación de la tensión residual inicial en los primeros ciclos. Tras 500 ciclos, la tensión residual se reduce 295 MPa, que representa un 55% de su valor inicial. Después de estos primeros 500 ciclos, se observa una segunda fase de relajación continua y progresiva hasta el último ciclo. La tendencia es similar al caso anterior, aunque la tasa de relajación es más reducida, debido a la menor tensión aplicada en este caso.

Probeta A3

El ensayo de la probeta A3, con $\sigma_a \pm 703$ MPa se ha realizado en catorce pasos. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 11-5** y la **Figura 11-4**.

Tabla 11-5. Datos ensayo relajación cíclica A3.

n/N	N (ciclos)	$\sigma_{res\ VM}$ (MPa)	$\sigma_{res\ yy}$ (MPa)	FWHM (°)
0%	0	-541,32	-473,40	0,554
0,10%	100	-507,67	-407,88	
0,20%	200	-543,72	-405,90	
0,50%	500	-549,28	-391,34	
1,00%	1.000	-488,76	-383,76	0,521
3,00%	3.000	-430,13	-264,20	
10%	10.000	-501,02	-259,50	0,549
40%	40.000	-388,60	-260,40	
50%	50.000	-384,62	-267,70	
60%	60.000	-375,49	-260,80	0,547
70%	70.000	-372,05	-258,90	0,544
80%	80.000	-399,49	-261,90	0,546
90%	90.000	-382,72	-236,30	0,542
100%	100.000	-344,43	-233,40	0,543
100%	100.433			

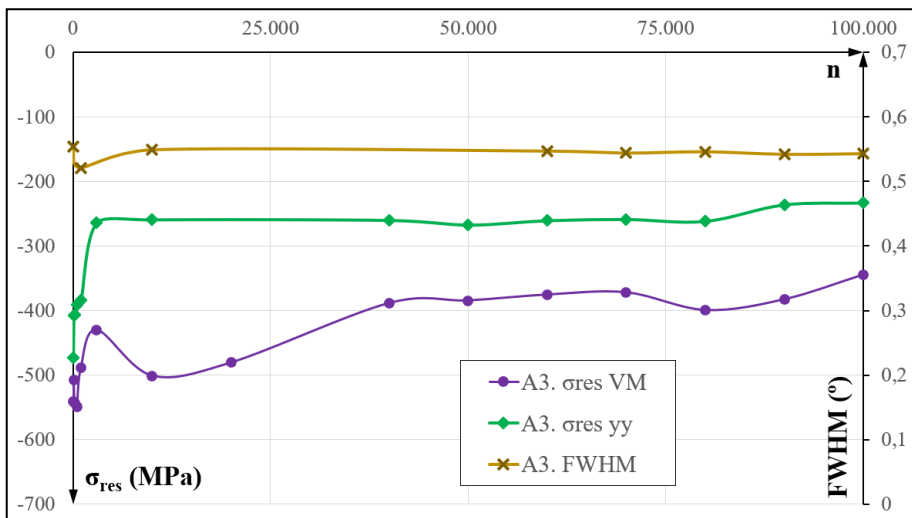


Figura 11-4. Gráfico relajación tensiones residuales en el caso A3.

En el caso A3 con $\sigma_a \pm 703$ MPa, se aprecia una importante reducción de la tensión residual en los primeros 3.000 ciclos. Durante estos ciclos la tensión residual se reduce en 209 MPa, que representa el 44% de la tensión residual inicial. Es muy probable que este salto brusco de reducción de la tensión residual se complete antes de los 3.000 ciclos, pero no se ha evaluado de manera experimental.

Tras esta fase inicial de reducción brusca, la relajación de la tensión residual prácticamente se detiene y permanece constante hasta el final de los ciclos, alcanzando la tensión residual estabilizada. En la fase central de los ciclos de fatiga, la tensión residual se estabiliza en un valor próximo a los -262 MPa y en el tramo final, en un valor de -235 MPa. Esta ligera reducción está relacionada con la tendencia de *cyclic softening* del material o con el fenómeno de la propagación de alguna grieta.

Probeta A4

El ensayo de la probeta A4, con $\sigma_a \pm 630$ MPa se ha realizado en nueve pasos. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 11-6** y la **Figura 11-5**.

Tabla 11-6. Datos ensayo relajación cíclica A4.

n/N	N (ciclos)	$\sigma_{res VM}$ (MPa)	$\sigma_{res yy}$ (MPa)	FWHM (°)
0%	0	-638,44	-538,80	0,554
0,10%	1.000	-578,84	-393,80	0,536
1%	10.000	-562,89	-391,00	0,528
5%	50.000	-552,31	-391,50	0,550
20%	200.000	-534,89	-365,50	0,551
40%	400.000	-532,43	-358,80	0,537
60%	600.000	-526,87	-336,70	0,536
72%	716.484	-516,72	-342,70	0,540
80%	800.000	-504,46	-340,80	0,548
100%	1.000.000	-490,44	-335,30	0,548

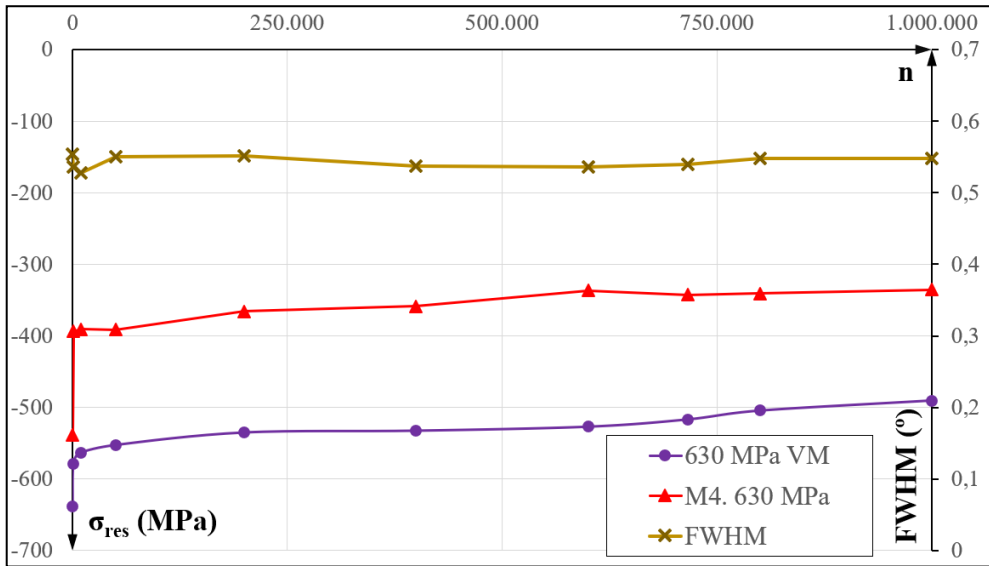


Figura 11-5. Gráfico relajación tensiones residuales en el caso A4.

En el caso A4 con $\sigma_a \pm 630$ MPa, se aprecia una importante reducción de la tensión residual en los primeros 1.000 ciclos. Durante estos ciclos, la tensión residual se reduce en 145 MPa, que representa el 27% de la tensión residual inicial. Se observa que tras 1.000 ciclos no se alcanza el nivel de tensión residual estabilizada propuesto por las ecuaciones (10-9) y (10-10).

Tras esta fase inicial de reducción brusca, la reducción de la tensión residual se detiene casi por completo y permanece prácticamente constante en su nivel estabilizado hasta el final de los ciclos. En la fase central de los ciclos de fatiga, la tensión residual se estabiliza en un valor próximo a los -385 MPa. A medida que avanzan los ciclos, la tensión residual estabilizada se reduce hasta un valor de -339 MPa. Esta ligera reducción puede estar relacionada con la tendencia de *cyclic-softening* del material.

La **Figura 11-6** presenta las tensiones residuales longitudinales y el valor del parámetro FWHM en la superficie para los cuatro casos ensayados. Para visualizar mejor el gráfico conjunto, se emplea un diagrama cuyo eje horizontal es $\log N$.

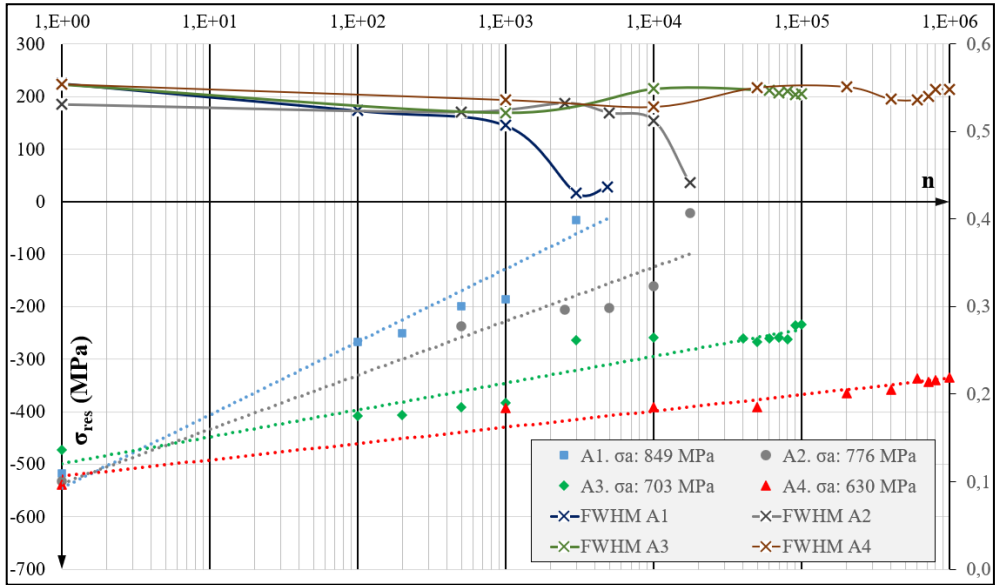


Figura 11-6. Evolución de las tensiones residuales y del FWHM en los cuatro casos de estudio.

A la vista de los resultados obtenidos en los cuatro ensayos, y con ayuda de la **Figura 11-6**, se pueden establecer las siguientes conclusiones sobre la relajación de tensiones residuales:

- 1- Una mayor tensión aplicada (mayor deformación plástica), aumenta la relajación de tensiones (Schulze et al., 1996), (Bignonnet, 1987).
- 2- En los primeros ciclos aparece una fase con alta relajación de tensiones, conocida como relajación cuasi-estática (Fathallah et al., 2003).
- 3- En los dos casos de mayor tensión aplicada, A1 y A2, la tensión residual sigue reduciéndose hasta el último ciclo antes de la rotura.
- 4- En los dos casos de menor tensión aplicada, A3 y A4, tras la fase inicial de reducción brusca, la tensión residual se mantiene constante, alcanzando su valor estabilizado.

11.3 Resultados de los ensayos cíclicos con probetas con cobertura 100%

De la misma manera que en el apartado anterior con las probetas con shot-peening con cobertura 200%, se presentan los resultados de la variante con cobertura de 100%, en los dos casos estudiados, ± 849 MPa y ± 703 MPa.

Probeta B1

El ensayo de la probeta B1, con $\sigma_a \pm 849$ MPa se ha realizado en siete pasos. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 11-7** y la **Figura 11-7**.

Tabla 11-7. Datos ensayo relajación cíclica B1.

n/N	N (ciclos)	$\sigma_{res VM}$ (MPa)	$\sigma_{res yy}$ (MPa)	FWHM (°)
0%	0	-656,82	-544,1	0,562
2%	100	-414,79	-222,2	0,534
22%	1.000	-243,45	-126,2	0,507
56%	2.500	-106,96	-29,8	0,435
67%	3.000	-77,63	-10,5	0,431
78%	3.500	-67,87	-12,1	0,425
90%	4.000	-64,82	8,8	0,4
100%	4.467			

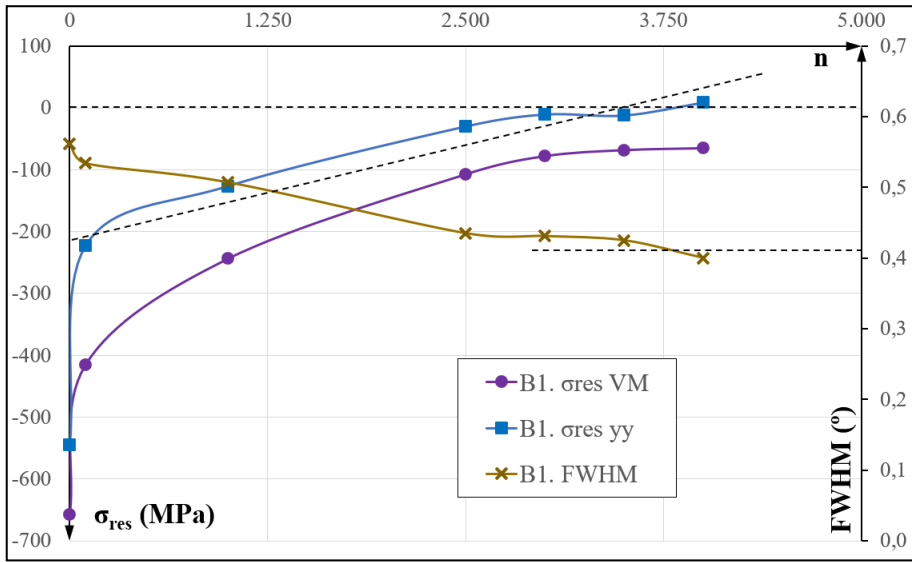


Figura 11-7. Gráfico relajación tensiones residuales en el caso B1.

En el caso B1 con $\sigma_a \pm 849$ MPa, se aprecia una primera fase que presenta gran relajación de la tensión residual. Tras los primeros 100 ciclos, la tensión residual se reduce alrededor de 322 MPa, que representa el 60% de su valor inicial. Esta tendencia es similar a la observada en el caso A1, aunque para la probeta con cobertura del 100% la reducción es significativamente mayor.

Después de estos ciclos iniciales y hasta el último ciclo, en el que se produce la rotura, aparece una segunda fase de reducción progresiva de la tensión residual, similar a la observada en el caso con cobertura de 200%. Al igual que en ese caso, en los últimos ciclos justo antes de la rotura, la tensión residual superficial invierte su sentido, resultando de tracción.

Probeta B2

El ensayo de la probeta B2, con $\sigma_a \pm 703$ MPa se ha realizado en seis pasos. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 11-8** y la **Figura 11-8**.

Tabla 11-8. Datos ensayo relajación cíclica B2.

n/N	N (ciclos)	σ_{res} VM (MPa)	σ_{res} yy (MPa)	FWHM (°)
0,00%	0	-662,28	-532,1	0,559
0,86%	1.000	-512,10	-356,5	0,522
8,57%	10.000	-482,64	-329,9	0,549
26%	30.000	-425,18	-257,5	0,532
51%	60.000	-384,27	-224,8	0,546
86%	100.000	-376,96	-210	0,520
100%	116.644			

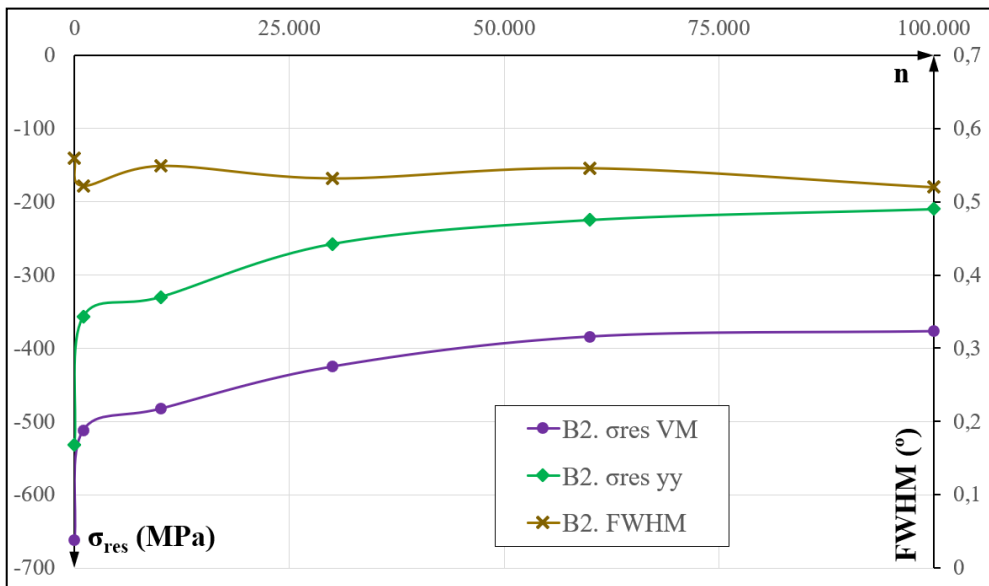


Figura 11-8. Gráfico relajación tensiones residuales en el caso B2.

En el caso B2 con $\sigma_a \pm 703$ MPa, se aprecia una importante reducción de la tensión residual en los primeros 1.000 ciclos. Durante estos ciclos la tensión residual se reduce en 176 MPa, que representa el 33% de la tensión residual inicial. Esta tendencia es muy similar a la observada en el caso A3, con la variante de shot-peening con cobertura 200%. Además, esta medición confirma que, en el caso A1 el salto brusco se produce antes de los 3.000 ciclos.

Tras los primeros 1.000 ciclos, la reducción de la tensión residual se frena bastante y avanza de forma progresiva. De esta manera, durante la segunda mitad de la vida de fatiga, se establece un valor de tensión residual estabilizado en la superficie. Este valor estabilizado corresponde con una tensión residual de aproximadamente -225 MPa.

11.4 Interpretación del valor del parámetro FWHM

En las anteriores figuras en las que se representa la evolución de la tensión residual superficial con el número de ciclos, también se incluyen los valores que se miden del FWHM. Este valor mide la variación de la distorsión microcristalina, y en el caso de este tipo de aceros, está relacionado con la densidad de dislocaciones (Martin et al., 1998), (Altenberger, Martin, et al., 1999), (Dalaei et al., 2011). A su vez, esta variación de las dislocaciones está directamente relacionada con la capacidad de deformación plástica (Güemes & Martin, 2012).

En los seis casos ensayados, cuatro con la variante de shot-peening con cobertura 200% y dos con la variante con cobertura del 100%, se observa una ligera reducción del valor del FWHM en los primeros ciclos de fatiga, en los que la reducción de la tensión residual es muy brusca. Esta reducción brusca está relacionada con las importantes deformaciones plásticas que se alcanzan al sumar la tensión residual y la tensión aplicada de compresión.

Los casos con alta tensión alterna aplicada: A1, B1 y A2, producen un importante nivel de deformación plástica, que genera una reducción amplia y continua de la tensión residual hasta el final de los ciclos de fatiga. Por tanto, la tensión residual no se queda estabilizada en ningún valor. La deformación plástica está relacionada con el movimiento y reducción de la densidad de dislocaciones, que en este material se puede interpretar como una reducción del valor del FWHM (Altenberger, Scholtes, et al., 1999), (Martin et al., 1998). En estos casos, en los que la duración en fatiga es bastante corta, es decir LCF, se observa que el valor del FWHM tiende a reducirse hasta alcanzar su valor de referencia del material base $\sim 0,41^\circ$.

Sin embargo, en los otros casos con menor tensión aplicada, A3 y A4, tras la variación del valor del FWHM en la fase inicial, este valor permanece prácticamente constante durante todo el proceso de carga cíclica. Esto indica que el nivel de deformación plástica es muy reducido o nulo, y por ello, se puede establecer un nivel de tensión residual estabilizada, ya que no se genera una deformación plástica suficiente para producir relajación de tensiones residuales.

El caso B2, con la variante de shot-peening con cobertura 100%, muestra una ligera reducción de $0,04^\circ$ del valor del FWHM al final del proceso de fatiga. Sin embargo, la variante A3, con shot-peening con cobertura 200% bajo la misma carga aplicada, no muestra variación del valor del parámetro FWHM.

Comparando el caso A1, shot-peening con cobertura 200%, y el caso B1, shot-peening con cobertura 100%, que se ensayan al mismo nivel de tensión aplicada, la variante B1, muestra una mayor reducción del valor del FWHM que la variante A1. Es decir, en ambos casos estudiados, la variante con shot-peening con menor cobertura muestra una mayor reducción del valor del FWHM que la variante con mayor cobertura. Debe tenerse en cuenta que, la variante con menor cobertura presenta un valor inicial del parámetro FWHM ligeramente superior que la variante con cobertura de 200%, tal y como se observa en la **Tabla 8-8**.

La menor estabilidad del parámetro FWHM es probablemente, la diferencia más significativa que se puede encontrar entre las dos variantes de shot-peening con distinta cobertura, a falta de más ensayos y estudios.

11.4.1 Análisis de la evolución del FWHM y del size/strain con la probeta plana

Las dos probetas planas con shot-peening de intensidad 8A y 20A, han sido ensayadas con una tensión alterna aplicada de ± 849 MPa durante 1.500 ciclos. Aproximadamente este número de ciclos coincide con el valor $N_f/3$. Se elige este alto nivel de tensión porque produce un alto nivel de deformación plástica que modifica el valor del FWHM, tal y como se observa en la **Tabla 11-3** y en la **Tabla 11-7**. El objetivo de este ensayo es evaluar la evolución del estado de la microestructura a través del parámetro FWHM, discretizando de su valor, el valor de *size* y *strain*.

Tras el ensayo, se corta la probeta dejando la zona central de la probeta como muestra compatible con el portamuestras de la máquina de difracción de alta resolución D8 Advance, tal y como se observa en la **Figura 4-2**. De este modo se obtienen los valores del parámetro FWHM medido con mayor resolución con radiación de Cu. También se ha realizado la medición del FWHM con la máquina de difracción D8 Discover con radiación de Cr para comparar los valores obtenidos con los medidos en las probetas tipo *hourglass*. Los valores medidos en la probetas *hourglass* y en la probeta plana con radiación de Cr muestran muy buena correlación.

En la **Tabla 11-9** se muestran los valores iniciales y tras el ensayo de fatiga del FWHM para las probetas planas con shot-peening de distinta intensidad. Los resultados de ambos tipos de mediciones muestran la misma tendencia, en la que el parámetro FWHM tiende a reducirse tras los ciclos de fatiga con alta tensión aplicada. Esta evolución se representa en la **Figura 11-9**.

Tabla 11-9. Medidas del FWHM en las probetas planas tras el ensayo de fatiga.

ciclos	SP (I: 8A)		SP (I: 20A)	
	rad. Cr	rad. Cu	rad. Cr	rad. Cu
0	0,562°	0,388°	0,605°	0,414°
1.500	0,475°	0,353°	0,468°	0,345°

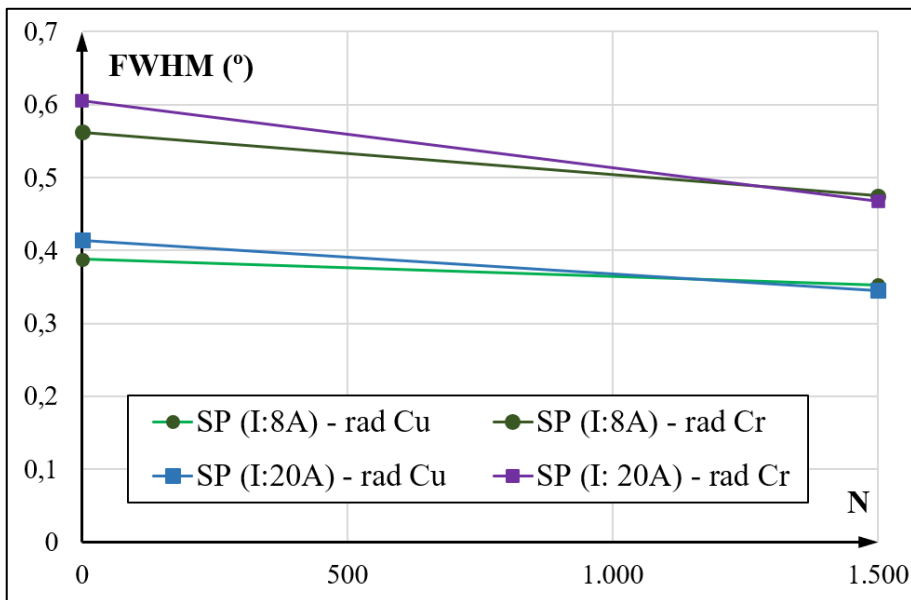


Figura 11-9. Evolución del FWHM en probeta plana tras 1.500 ciclos de fatiga.

Sin embargo, la medición de alta resolución con la máquina de XRD con radiación de Cu se emplea con el objetivo de discretizar el valor del *size* y *strain* dentro del valor del FWHM. Para ello se realiza el ajuste del perfil completo de los máximos de difracción. Los valores obtenidos para el *size* y *strain* de las probetas planas se indican en la **Tabla 11-10** y se representan en la **Figura 11-10**.

Tabla 11-10. Resultados de size y strain para las probetas planas con SP tras el ensayo de fatiga.

ciclos	SP (I: 8A)		SP (I: 20A)	
	strain (%)	size (nm)	strain (%)	size (nm)
0	37	29	36	27
1.500	43	35	57	36

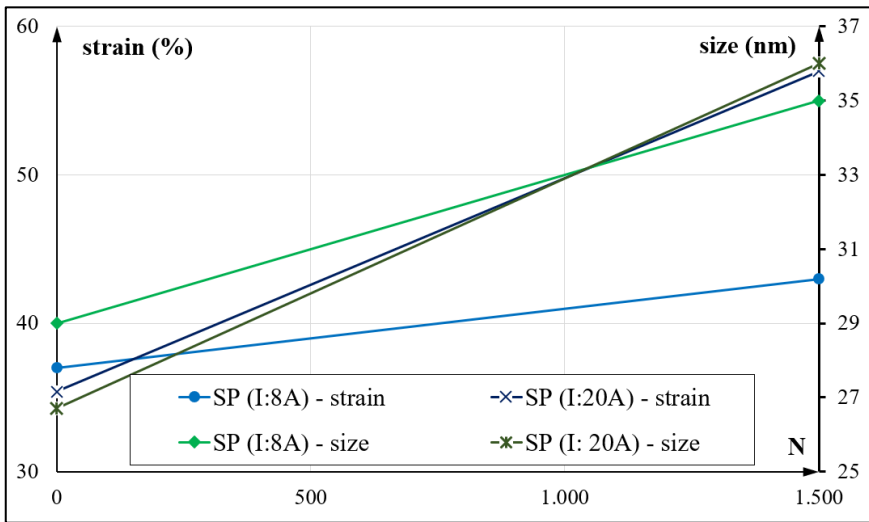


Figura 11-10. Size y strain de las probetas planas con SP tras 1.500 ciclos de fatiga.

Los resultados obtenidos para ambas probetas muestran un aumento del *size* o tamaño de cristal tras los 1.500 ciclos aplicados. Este aumento del tamaño de cristales es coherente con el movimiento y reducción las densidades de dislocaciones. Además, un aumento del tamaño de cristal implica una reducción del valor del FWHM.

Sin embargo, los valores del *strain* obtenidos, presentan un significativo aumento tras los ciclos de fatiga aplicados. Este aumento del *strain* no es coherente con el movimiento y la reducción de las densidades de dislocaciones. Para entender este resultado, es necesario realizar más mediciones con el objetivo de aclarar y definir la

tendencia del *strain*. Otro punto de incertidumbre puede estar en el número de ciclos aplicados, que quizás, han sido demasiado bajos (menor que $N_f/2$).

Por otro lado, además de la incertidumbre del estado real de la microestructura, durante el ajuste de perfil completo de ambas probetas planas ensayadas a fatiga, se ha observado una anisotropía en los valores de la anchura de los máximos de difracción, en concreto en los correspondientes a 2θ 100° y 120° . Tal y como se observa en la **Figura 11-11**, tras el ensayo, estos máximos presentan una mayor anchura, que aumenta la dispersión y dificulta la convergencia de las variables *size* y *strain*, que tiende a sobreestimar el valor del *strain*. Esta anisotropía dentro de la microestructura está relacionada con una orientación de los defectos o distorsiones en una determinada dirección. Esta dirección no se puede obtener, pero seguramente corresponda con la dirección longitudinal coincidiendo con la dirección de la tensión aplicada. Bajo esta suposición, seguramente el incremento del tamaño de cristal observado se corresponde como un alargamiento del cristal siguiendo dicha dirección.

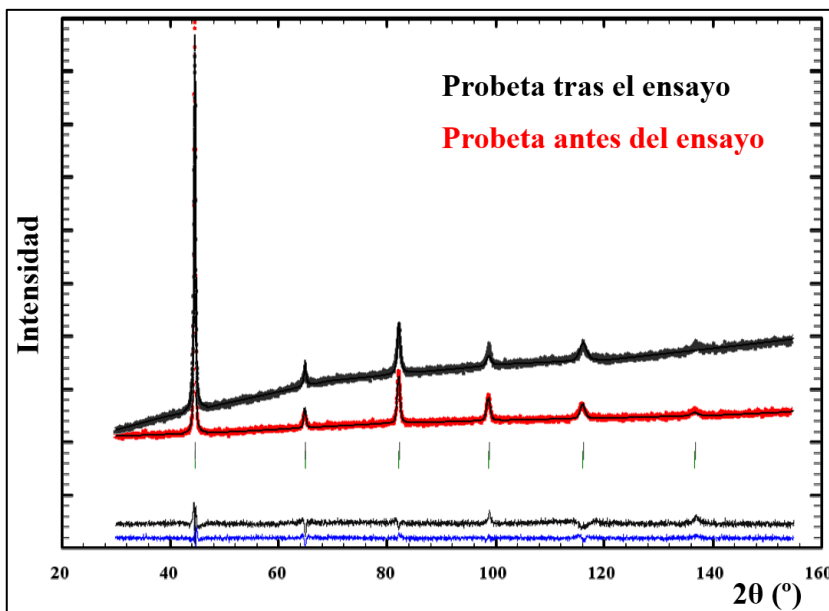


Figura 11-11. Difractograma antes y después del ensayo de fatiga.

A la vista de los resultados tras los ciclos de carga cíclica, conviene realizar más ensayos y mediciones. Otra opción también puede ser utilizar la técnica de Difracción de electrones por retrodispersión o *Electron backscatter diffraction* EBSD con el objetivo de identificar los tamaños y orientación de los cristales (Pan et al., 2021), (Unal et al., 2022). De esta manera, se puede fijar el valor del *size* y evaluar con mayor precisión la evolución del *strain*.

Con el objetivo de no descartar esta técnica de evaluación, se ha repetido el procedimiento de medida tras exponer a las probetas a un recocido térmico.

11.4.2 Evaluación de la microestructura tras un recocido con la probeta plana

La evaluación de la relajación de tensiones residuales bajo carga térmica no se encuentra dentro del ámbito de esta Tesis Doctoral (ver Capítulo 6). Sin embargo, la exposición de las muestras planas con shot-peening a una carga térmica es una manera sencilla de producir alteraciones en su microestructura. Esto permite evaluar variaciones del FWHM y del *size* y *strain* y, por tanto, confirmar si la técnica de difracción de rayos X de alta resolución es válida para este tipo de análisis. Además, conocer el comportamiento de este acero ante carga térmica puede ser interesante para futuras investigaciones con tratamientos de WSP o SP+A (R. Menig et al., 2003a).

El recocido se ha aplicado a las muestras planas con los dos tipos de shot-peening a una temperatura de 300° C. El tiempo de exposición se ha dividido en dos pasos de 30 minutos cada uno. Se han registrado los valores de las tensiones residuales y del FWHM, al inicio y tras cada paso. La evolución de las tensiones residuales longitudinal σ_{yy} y transversal σ_{xx} para las dos probetas con shot-peening aparece representada en la **Figura 11-12**. Se observa que la relajación de tensiones es equibiaxial y aumenta con el tiempo de exposición (Holzapfel et al., 1998), (Vöhringer, 1987). En este caso, la variante con shot-peening con intensidad 20A, presenta mayor relajación, tanto en

proporción como en términos absolutos, que la variante con intensidad 8A. La tensión residual, en el caso de la variante con mayor intensidad, se reduce un 30% tras el primer paso y alcanza una reducción total del 36% tras el segundo paso, que equivale aproximadamente a -198,6 MPa. En el caso de la variante con el shot-peening estándar con intensidad 8A, la relajación avanza un 20% tras el primer paso y llega hasta el 29% tras el segundo paso, lo que representa un valor medio de -180 MPa.

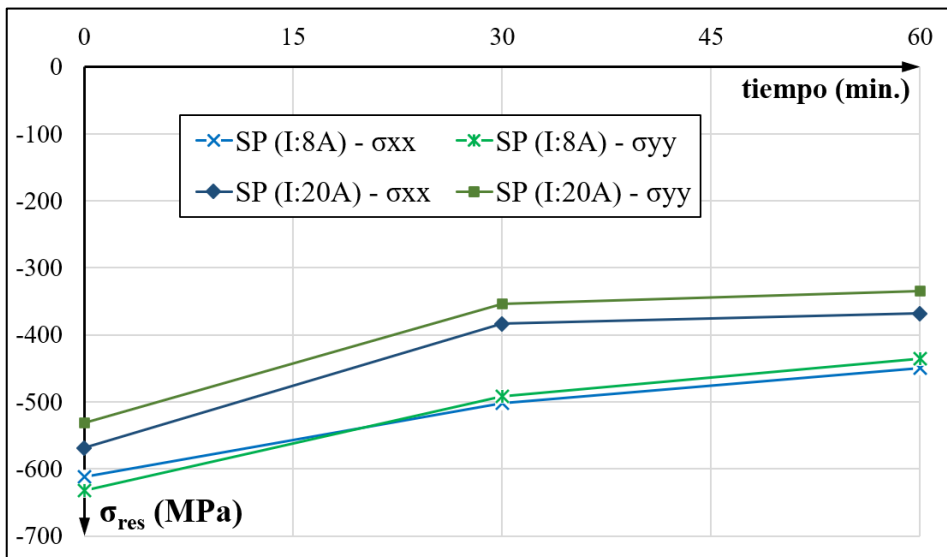


Figura 11-12. Evolución de las tensiones residuales bajo carga térmica.

Sin embargo, el objetivo de este análisis es la evaluación del parámetro FWHM y de su correspondiente *size/strain*. Los valores medidos del FWHM, tanto con radiación de Cu como de Cr, se muestran en la **Tabla 11-11**. Ambas técnicas muestran la misma tendencia y la diferencia entre ambos tipos de medición sigue siendo alrededor de 0,2°. La evolución de los valores del FWHM medidos se representa en la **Figura 11-13**. Se aprecia que el valor del FWHM se reduce con el tiempo de exposición, principalmente tras el primer período. En este caso, tras la exposición térmica, la posición de los

máximos de difracción 2θ aumenta con respecto a los valores previos al recocido térmico (Unal et al., 2022), (Chen et al., 2020).

Tabla 11-11. Valores del FWHM ($^\circ$) tras la exposición térmica.

Tiempo (min.)	SP (I: 8A)		SP (I: 20A)	
	rad. Cu	rad. Cr	rad. Cu	rad. Cr
0	0,388	0,562	0,414	0,605
30	0,313	0,511	0,279	0,497
60	0,293	0,496	0,278	0,490

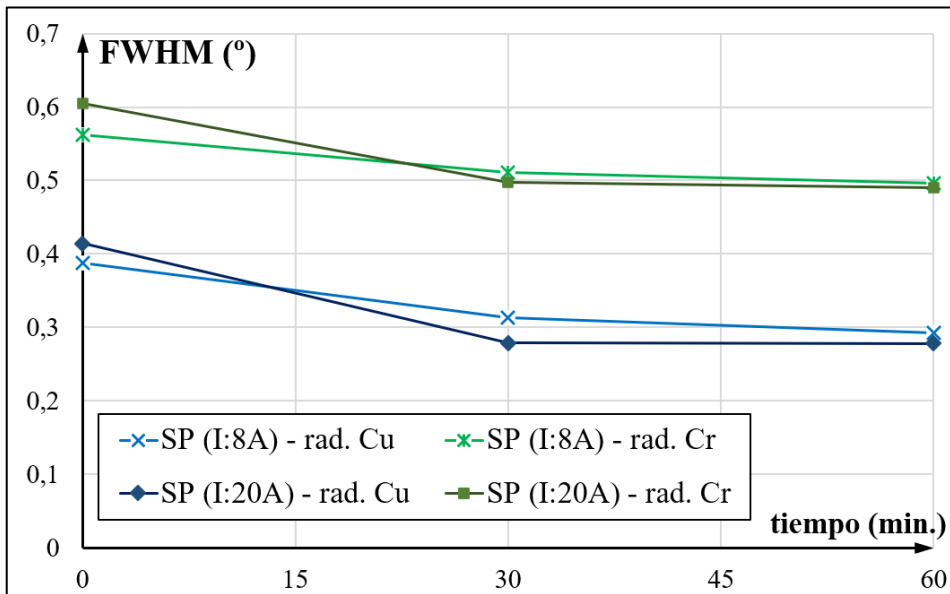


Figura 11-13. Evolución del FWHM con la exposición térmica para las probetas planas con SP de dos intensidades.

Con el difractograma obtenido con radiación de Cu, se realiza el desarrollo del perfil completo. De este modo, se discretiza los valores de *size* y *strain*. Los valores obtenidos se presentan en la **Tabla 11-12** y en la **Figura 11-14**. En este caso, la tendencia observada para el tamaño de grano es coherente. El *size* tiende a aumentar con el tiempo de recocido y, además, el aumento es mayor tras el primer paso de exposición.

Tabla 11-12. Valores de *size* y *strain* con el tiempo de exposición.

Tiempo (min)	SP (I: 8A)		SP (I: 20A)	
	size (nm)	strain (%)	size (nm)	strain (%)
0	29	37	26,7	35,5
30	36	18	40	10
60	38	31	41	35

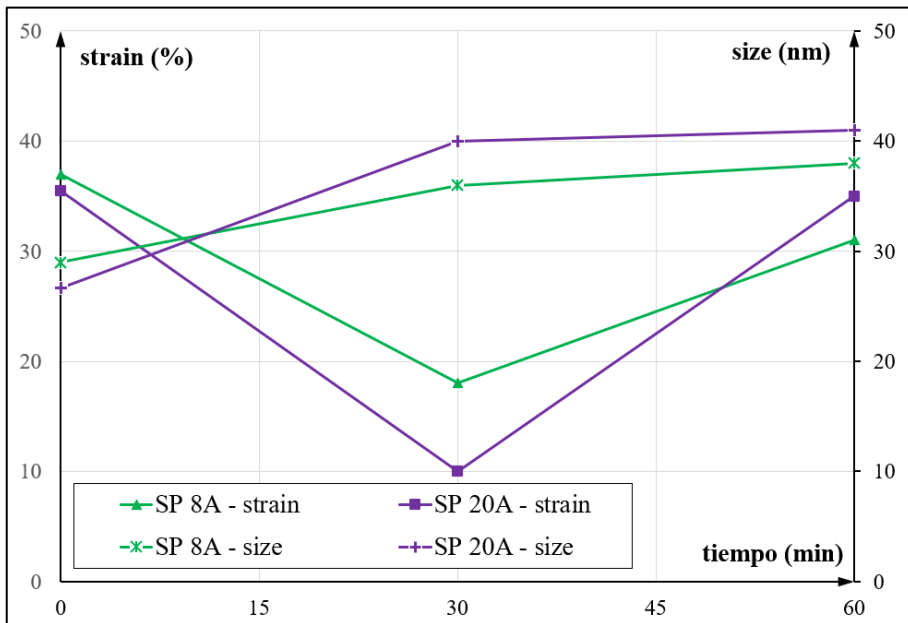


Figura 11-14. Evolución del *size/strain* para las probetas planas con SP en función del tiempo de recocido.

La evolución del *strain* es algo más compleja. En un primer paso, el nivel de *strain* se reduce ampliamente, debido a la rápida reducción del nivel de dislocaciones por la acción térmica (Altenberger, 2002). Sin embargo, tras el segundo paso de exposición se observa un aumento del *strain*, asociado con la difusión de átomos de carbono por el *static strain aging* SSA, tal y como se observaba en la **Figura 5-40** (R. Menig et al., 2003b), (Menig et al., 2002). Al realizar la medición de difracción de rayos X en la variante con shot-peening con intensidad 20A, se observa la aparición un precipitado de Fe₂O₃.

A la vista de los resultados, en este caso, la tendencia del valor del FWHM es opuesta a la tendencia del *strain*. Por tanto, la interpretación del estado de la microestructura podría no ser del todo correcta si solo se considera el valor del FWHM. Ante esta incertidumbre es conveniente realizar más pruebas y mediciones para confirmar la tendencia observada y evaluar el crecimiento del tamaño del cristal.

11.5 Comparación de la relajación de tensiones entre distintas variantes con shot-peening

Para los niveles de tensión aplicada de ± 849 MPa y ± 703 MPa, se ha realizado el estudio de la relajación bajo carga axial para la variante de shot-peening con cobertura 200% y con la variante con cobertura 100%.

Tal y como se ha comentado en el apartado anterior, se aprecia una ligera diferencia en la estabilidad del valor del parámetro FWHM entre las dos variantes.

La forma de la curva de relajación de la variante A3 y B2 es ligeramente distinta, tal y como se observa en las **Figura 11-15** y **Figura 11-16**. Tras la fase de relajación inicial de los primeros ciclos, para la variante B2, la reducción de la tensión residual durante el avance de todos los ciclos es continua y ligeramente progresiva, a diferencia del caso A3. El caso A3, con cobertura del 200%, ante la misma tensión aplicada, tras la

reducción inicial de la tensión residual, muestra con el avance de los ciclos, una continua estabilidad. La comparación de ambos procesos de relajación se presenta en la **Figura 11-15**.

Las diferencias entre estos dos procesos de relajación son muy ligeras. Únicamente cambia la forma de la curva entre ambos casos, ya que la tensión final a la que se estabilizan es prácticamente la misma. La forma de las curvas de cada variante encaja muy bien con la evolución del FWHM en cada caso. Como se observa en los otros casos, una reducción del FWHM coincide con una reducción progresiva de la tensión residual. En cambio, cuando el FWHM permanece sin alteraciones, se alcanza la tensión residual estabilizada en el proceso de relajación.

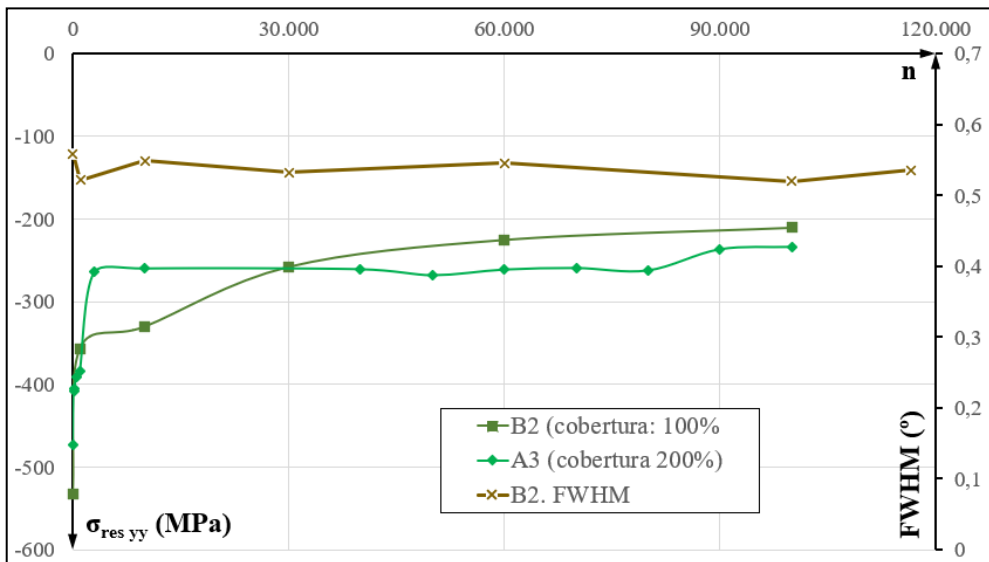


Figura 11-15. Comparación relajación tensiones caso A3 y B2 (± 703 MPa).

La tensión residual final de la variante B2 es 10 MPa menor que la de la variante A3. Esta ligera variación puede deberse a la dispersión del proceso y de la medición. Además, la curva de la variante B1 en la **Figura 11-16**, con respecto al eje horizontal como $\log(N)$, siempre está ligeramente por encima de la variante A1.

Dada las diferencias tan ligeras tanto en la evaluación de las tensiones residuales como del FWHM, es muy complicado concluir que la menor estabilidad del parámetro FWHM puede implicar una mayor inestabilidad de las tensiones residuales. Para confirmar esta afirmación se debería ampliar el estudio entre ambas variantes.

Sin embargo, tal y como se muestra en la **Figura 11-16**, no hay una diferencia apreciable en el proceso de relajación de ambas variables estudiadas para dos niveles distintos de tensión aplicada. De la misma manera, las diferencias entre las dos variables cuando se han evaluado otros parámetros: rugosidad, microdurezas, FWHM inicial y campo de tensiones residuales inicial (ver capítulo 9), son también muy ligeras. Por tanto, se puede establecer, a falta de un análisis más amplio (curva S-N, por ejemplo) que la variante de shot-peening con cobertura 200% y 100% son prácticamente equivalentes.

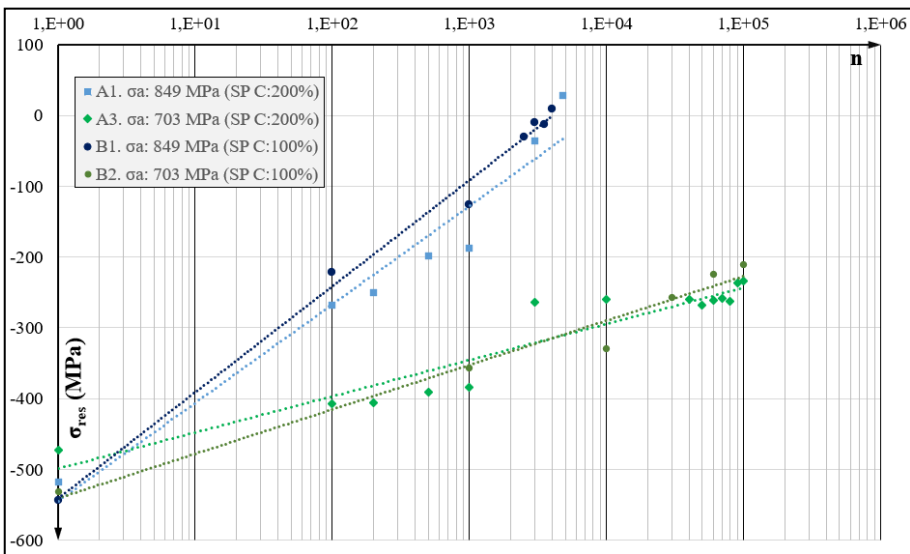


Figura 11-16. Comparación relajación tensiones residuales variantes de SP con C: 100% y C: 200%.

Tras esta comparación, se puede sintetizar la relajación de la tensión residual en la superficie bajo carga cíclica en R_{-1} , por medio de la **Tabla 11-13**. Los valores en porcentaje indican, en la cuarta fila de la **Tabla 11-13**, el nivel de tensión residual que se ha relajado en los primeros ciclos y, en la séptima fila de la **Tabla 11-13**, el nivel total de tensión que se relaja al finalizar el ensayo. Por tanto, en la octava fila de la **Tabla 11-13**, se obtiene el nivel de tensión que se relaja con el avance de los ciclos de fatiga. La fila que indica la tendencia hace referencia a la forma de la curva de la relajación respecto al número de ciclos, una vez que ha pasado la relajación en los primeros ciclos. Inclined indica que se aprecia una relajación continua y progresiva en alguna de las fases del proceso. Estable hace referencia a la fase en la que prácticamente no se produce relajación y se alcanza la tensión residual estabilizada.

Tabla 11-13. Principales resultados del estudio de relajación cíclica en R_{-1} de tensiones residuales.

Caso	A1	B1	A2	A3	B2	A2
$\sigma_a (\pm \text{MPa})$	849,0	849,0	776,0	703,0	611,4	576,9
N_{real}	4.920	4.467	17.467	100.433	116.644	10^6
$\sigma_{\text{res relaj inicial}}$	48%	60%	55%	44%	33%	27%
tendencia	inclinado	inclinado	est.+incl.	estable	incl.+est.	estable
$\sigma_{\text{est}} (\text{MPa})$	~0	-0	-30	-235	-225	-344
$\sigma_{\text{res relaj final}}$	100%	100%	94%	50%	58%	36%
$\Delta \sigma_{\text{res relaj}}$	52%	40%	39%	6%	25%	9%
Δ_{FWHM}	-0,12°	-0,16°	-0,09°	no	-0,04°	no

11.5.1 Comparación de la relajación de tensiones con distinto gradiente de tensión aplicada

Las magnitudes de la tensión axial aplicada, ± 849 MPa y ± 703 MPa, son las mismas que las empleadas en el anterior estudio de relajación de tensiones en fatiga de flexión rotativa (A. Avilés et al., 2019). Como el material empleado y el tratamiento de shot-peening es el mismo, se puede comparar la influencia del gradiente de la tensión aplicada. En la **Figura 11-17** aparecen representadas las evoluciones de las tensiones residuales para los cuatro casos. Aparecen en términos de tensión equivalente de von Mises. Las rectas correspondientes a cada caso son obtenidas por un ajuste de función logarítmica por mínimos cuadrados.

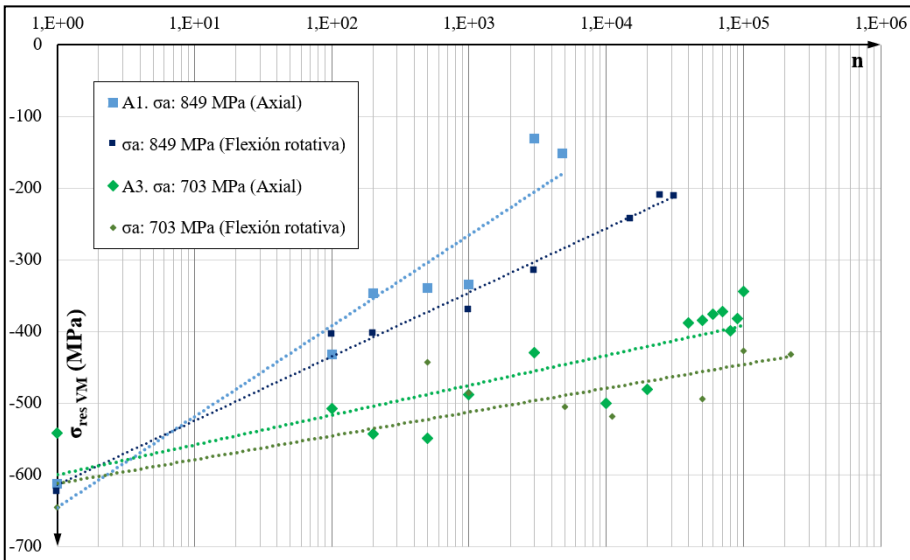


Figura 11-17. Comparación relajación tensiones residuales fatiga axial y de flexión rotativa.

Las líneas de tendencia de la relajación de tensiones residuales con tensión aplicada axial tienen una mayor pendiente que los casos de flexión rotativa. Además, los valores finales de las tensiones residuales tienen menor magnitud en el caso axial, que los del caso de fatiga de flexión rotativa. Se puede concluir que la tensión axial aplicada genera

una mayor tasa de relajación debido al diferente gradiente de tensión aplicado (Holzapfel et al., 1998) (Bignonnet, 1987) (Cammett et al., 1993).

11.6. Modelo de predicción de relajación de tensiones residuales

Con los datos obtenidos de la relajación de tensiones residuales superficiales en el apartado anterior, se puede proponer un modelo o ecuación de predicción de la evolución de la tensión residual en la superficie con el avance del número de ciclos de carga, para todo el rango de magnitudes de tensión aplicada: desde 849 MPa hasta 630 MPa.

El modelo de predicción se plantea para este caso estudiado, es decir, para el acero DIN 34CrNiMo6 bonificado con el tratamiento de shot-peening aplicado y con carga cíclica axial. Sin embargo, no se pretende introducir en el modelo parámetros empíricos propios del caso estudiado, primando su sencillez y generalidad a su precisión. Su elaboración se basa en conceptos obtenidos a lo largo del estudio y análisis de la relajación de tensiones, que se interpretan a continuación.

11.6.1 Revisión bibliográfica de otros modelos de predicción

En el trabajo de revisión bibliográfica de (McClung, 2007) se comenta que no se puede establecer un modelo general para la relajación de tensiones residuales. Esto es lógico ya que la relajación de tensiones depende de muchos factores: el campo de tensiones residuales inicial, la microestructura del material tratado y el tipo y magnitud de carga aplicada. Sin embargo, en la bibliografía se pueden encontrar distintos modelos de predicción propuestos.

Los primeros ensayos de predicción de relajación de tensiones se realizaban analizando la evolución de la tensión media. Por tanto, solo son válidos para la relación de carga

R.1. Uno de los primeros modelos fue propuesto en el estudio de (Morrow & Sinclair, 1959), cuya evolución es logarítmica, tal y como se observa en la ecuación (11-1). Este modelo únicamente muestra validez si $N > 10^6$ y $\sigma_{mN} < 20$ MPa.

$$\frac{\sigma_{mN}}{\sigma_{m1}} = \frac{\sigma_y - \sigma_a}{\sigma_{m1}} - \left(\frac{\sigma_a}{\sigma_{yp}} \right)^b \log N \quad (11-1)$$

Donde σ_{mN} es la tensión media en el ciclo N, σ_{m1} es la tensión media en el primer ciclo y b es una constante del material dependiente su ablandamiento y del rango de deformación aplicado $\Delta\varepsilon$.

El modelo logarítmico, basado en tensiones medias se sigue manteniendo en el estudio de 1973 de (Jhansale & Topper, 1971). El modelo viene definido por la ecuación (11-2).

$$\sigma_{mN} = \sigma_{m0}(N)^\gamma \quad (11-2)$$

Donde σ_{m0} es la tensión media inicial y σ_{mN} es la tensión media tras N ciclos. El coeficiente $\gamma < 0$ es el exponente de relajación dependiente del ablandamiento del material y del rango de deformación aplicado, es decir, si $\Delta\varepsilon$ aumenta, el coeficiente γ aumenta. Este coeficiente es analizado y modificado en el estudio de (Landgraf & Chernenkoffl, 1988) en 1988. En este trabajo se propone la formulación para el coeficiente γ de acuerdo con la ecuación (11-3).

$$\gamma = 8.5 \times 10^{-2} \left(1 - \frac{\Delta\varepsilon}{\Delta\varepsilon_{th}} \right) \quad (11-3)$$
$$\frac{\Delta\varepsilon_{th}}{2} = \exp [-8,41 + 5,36 \times 10^{-3}(\text{HB})]$$

Donde $\Delta\varepsilon$ es la deformación total y $\Delta\varepsilon_{th}$ es la deformación umbral para la que ocurra la relajación de la tensión media. Posteriormente, en el estudio de (Lindgren & Lepistö, 2002) se propone dividir el coeficiente γ en cuasi-estático y cíclico.

Kodama en su estudio (Kodama, 1972), comienza a medir las tensiones residuales en la superficie mediante la técnica de difracción de rayos X y propone un modelo de relajación logarítmica que sólo es válido a partir del primer ciclo. Este modelo se representa en la ecuación (11-4).

$$\sigma_{\text{res}}(N) = A + m \cdot \log N \quad (11-4)$$

Donde A y m son constantes del material que dependen de la amplitud de la tensión aplicada. Este modelo se mantiene en el estudio de (Dalaei et al., 2010). También se aplica con éxito en el estudio de (Xie et al., 2016) empleando la aleación de titanio Tie6Ale4V tratada con shot-peening. Recientemente, en el estudio de (Li et al., 2020) se reformula el modelo, de acuerdo con la ecuación (11-5), para predecir la relajación de tensiones residuales a partir del primero ciclo en un eje EA4T de acero.

$$\sigma_{\text{res}}(N) = A_1 + m_1 \cdot \log (N + 1) \quad (11-5)$$

En el estudio de (Kim et al., 2013) se propone otro modelo de relajación logarítmico en función de la tensión aplicada y el límite de fluencia para el acero JIS S45C, valido para la relación de carga R_{-1} . Se define según la ecuación (11-6):

$$\sigma_{\text{res}}(\sigma_a, N) = (1,5 \cdot \sigma_{yp} - 2,75 \cdot \sigma_a) + (-0,75 \cdot \sigma_{yp} + 0,91 \cdot \sigma_a) \cdot \log (N) \quad (11-6)$$

En el estudio de (Han et al., 2002) se presenta un modelo logarítmico que diferencia dos condiciones que producen distintas tendencias de la relajación, cuando la tensión efectiva es mayor que el límite de fluencia y cuando la tensión efectiva es menor. Este modelo viene representado por la ecuación (11-7).

$$\begin{aligned} (\sigma_{\text{res}}(0) + \sigma_a) / \sigma_{yp} < 1 &\rightarrow \sigma_{\text{res RELAX}} = \sigma_{\text{res}}(0) \cdot N^{-0,004} \\ (\sigma_{\text{res}}(0) + \sigma_a) / \sigma_{yp} \geq 1 &\rightarrow \sigma_{\text{res RELAX}} = \sigma_{\text{res}}(0) \cdot \left(-1,6 \cdot \left[\frac{\sigma_{\text{res}}(0) + \sigma_a}{\sigma_{yp}}\right] + 2,6\right) \cdot N^{-0,004} \end{aligned} \quad (11-7)$$

En el estudio de (Zhuang & Halford, 2001) se propone un modelo no logarítmico que tiene en cuenta el *cold-work* introducido por el tratamiento mecánico. Se desarrolla

para el material IN718 y sólo se contrasta con un modelo de elementos finitos. Este modelo se define en la ecuación (11-8).

$$\frac{\sigma_{\text{res}}(N)}{\sigma_{\text{res}}(0)} = A \left(\frac{2\sigma_a^2}{(1-R)(C_w\sigma_{yp})^2} \right)^m (N-1)^B - 1 \quad (11-8)$$

Donde A y m son constantes del material que dependen del comportamiento elastoplástico, B controla la tasa de relajación respecto los ciclos de carga y el parámetro C_w controla el *cold-work* introducido por el tratamiento mecánico. La relación entre la relajación de tensiones y el parámetro FWHM (o *cold-work*) también se establece en el estudio (Dalaei et al., 2011).

Este modelo fue después empleado con éxito para el mismo material en el estudio de (Eriksson et al., 2019). Posteriormente en el estudio de (Yang et al., 2020) se adapta este modelo, parametrizando el efecto en la rugosidad y en las tensiones residuales que tiene el shot-peening aplicado en el acero inoxidable SS304. El modelo se presenta en la ecuación (11-9), donde α , ρ y k son parámetros de ajuste:

$$\frac{\sigma_{\text{res}}(N)}{\sigma_{\text{res}}(0)} = \alpha \left[\frac{2}{1-R} \left(\frac{f_i(Q)\sigma^M}{\sigma_{yp}} \right)^2 \right]^\rho (N+1)^k - 1 \quad (11-9)$$

En el estudio (A. Avilés et al., 2019), dentro del grupo de investigación ADM del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU, se desarrolló un modelo de predicción logarítmico para el mismo material utilizado en este trabajo de investigación, el acero DIN 34CrNiMo6, con el mismo tratamiento de shot-peening aplicado. En esa ocasión, la fatiga era de flexión rotativa y la tensión venía expresada en términos de von Mises. El modelo viene representado por la ecuación (11-10) y parte del desarrollo realizado en (R. Avilés et al., 2013):

$$\sigma_{\text{res}}(n) = \sigma_{\text{res}}^0 - (\sigma_{\text{res}}^0 - \sigma_{\text{est}}) \frac{\ln(n+1)}{\ln(N+1)} \quad (11-10)$$

11.6.2. Descripción del modelo de predicción

Se describen a continuación tres conceptos que deben tenerse en cuenta a la hora de plantear y definir el modelo de predicción.

- 1- Las deformaciones plásticas son la principal causa de la relajación de tensiones residuales, tal y como se ha visto en el Capítulo 10. En el caso de carga cíclica, dada la tendencia de *cyclic-softening* que presenta el acero empleado en este estudio (Branco et al., 2012), las ecuaciones que indican la condición de relajación: (10-1) y (10-3), deben adaptarse al límite elástico cíclico del material, establecido en 825 MPa, como umbral para la aparición de deformaciones plásticas cuando se aplica una carga mecánica cíclica. Por tanto, se redefinen las dos siguientes ecuaciones como condición de relajación de tensiones residuales.

$$\text{Anillo exterior:} \quad \sigma'_{yp} \leq |\sigma_a + \sigma_{res}| \quad (11-11)$$

$$\text{Núcleo de la probeta:} \quad \sigma'_{yp} \leq \sigma_a \quad (11-12)$$

La utilización del límite elástico cíclico como valor fijo para definir el umbral de las deformaciones plásticas es una simplificación, y no del todo exacta, tal y como se observa en los ciclos de histéresis **Figura 8-3** del trabajo de (Branco et al., 2016). Para determinar el valor exacto del límite de fluencia cíclico se debe realizar un estudio elastoplástico, tal y como se indica en el Capítulo 9, al menos con los valores de tensión aplicada en los ensayos realizados.

- 2- Una magnitud mayor de la tensión aplicada produce una mayor deformación plástica, de acuerdo con la ecuación de Ramberg-Osgood (Ramberg & Osgood, 1943). Esto se observa con el coeficiente r_e , que relaciona la deformación plástica respecto a la deformación total, identificado en la **Tabla 11-2**. Con el objetivo de corregir la simplificación mencionada en el anterior punto, se incluye en el modelo un coeficiente α , que amplifica el efecto de una mayor deformación plástica generada por una tensión aplicada más elevada, según la ecuación (11-13).

$$\alpha = \left(\frac{\sigma_a}{\sigma'_{yp}} \right) \quad (11-13)$$

Por tanto, de acuerdo con la ecuación 11-10, la tensión residual estabilizada que propone el modelo de predicción viene definida por la ecuación (11-14).

$$\sigma_{est} = \left(\alpha \cdot \sigma_a - \sigma'_{yp} \right) = \frac{\sigma_a}{\sigma'_{yp}} \cdot \sigma_a - \sigma'_{yp} = \frac{\sigma_a^2}{\sigma'_{yp}} - \sigma'_{yp} \quad (11-14)$$

Por último, falta la evaluación de la parte cíclica, que marca la evolución de las tensiones residuales con el número de ciclos realizados de carga.

- 3- La **Figura 11-6**, muestra que un factor logarítmico se ajusta adecuadamente a los resultados de la relajación de tensiones. Además, el factor logarítmico debe tener en cuenta las dos fases de la relajación observada en las **Figura 11-2**, **Figura 11-3**, **Figura 11-4** y **Figura 11-5**. En los primeros ciclos, la relajación de tensiones residuales es muy pronunciada y gradualmente va disminuyendo su nivel de reducción o incluso llega a estabilizarse. Sin embargo, en algunos casos en los que la relajación cuasi-estática es muy alta y el número de ciclos que resiste la pieza es elevado, el modelo logarítmico presenta el inconveniente de no ser capaz de seguir o igualar la relajación real de tensiones residuales que ocurre en esos primeros ciclos.

El factor cíclico propuesto viene indicado en la ecuación (11-15).

$$\text{factor cíclico} = \frac{\ln(n + 1)}{\ln(N + 1)} \quad (11-15)$$

donde N es el número de ciclos en el que rompe la probeta a una tensión determinada. Para este valor se puede utilizar el obtenido experimentalmente en el ensayo o el que se calcula de la curva de Basquin para las probetas con shot-peening, ecuación (9-2).

Por tanto, el modelo propuesto para la predicción de las tensiones residuales en la superficie bajo carga cíclica queda definido por la ecuación (11-16).

$$\sigma_{\text{res}}(n) = \sigma_{\text{res}}^0 - (\sigma_{\text{res}}^0 - [\alpha \cdot \sigma_a] + \sigma'_{yp}) \frac{\ln(n+1)}{\ln(N+1)} \quad (11-16)$$

El proceso de relajación de tensiones residuales, en el avance de los primeros ciclos, tiende a mostrar cierta dispersión, tal y como se observa en la diferencia de relajación mostrada en los ensayos cuasi-estáticos tipo T-C y C-T. Por ello, el modelo propuesto en la ecuación (11-16), prioriza ser más representativo en la tendencia de la relajación que en minimizar el error entre cada medición realizada respecto a su correspondiente valor del modelo, especialmente en los primeros ciclos.

Tal y como se observa en la ecuación (11-16), el modelo incluye la tensión aplicada elevada al cuadrado, que como se ha visto en la ecuación (10-8) y en la **Figura 10-7**, ofrece un ajuste más preciso. En este modelo se puede emplear el valor medido inicialmente en cada probeta o el valor medio correspondiente a la variante de shot-peening, -528,6 MPa (**Tabla 8-10**), como tensión residual inicial σ_{resyy}^0 .

11.6.3 Interpretación de la relajación de tensiones cíclica

Para una mejor explicación del proceso de relajación de la tensión residual superficial, se presentan la **Figura 11-18** y la **Figura 11-19**, en las que se presenta una descripción general del proceso de relajación, con la ayuda de los datos ensayados. La **Figura 11-18** representa la situación en la que la carga cíclica aplicada tiene una amplitud de 849 MPa y la **Figura 11-19** en la que la carga cíclica aplicada tiene una magnitud de 630 MPa. La parte inferior representa la superficie de la probeta, con el campo de tensiones residuales de compresión, en el momento en el que la tensión aplicada es de compresión, ya que es el factor principal de relajación. La parte superior del gráfico correspondería con la zona interior de la probeta, la zona sin tensiones residuales.

En los ciclos iniciales, la *tensión de compresión efectiva*, que es la suma de la tensión aplicada y la residual en la zona del anillo externo, es muy superior al *límite elástico monotónico o efectivo*, lo que da lugar a importantes tensiones plásticas de compresión, que producen una tasa de relajación muy elevada. Se observa que, cuando la tensión aplicada es alta, la diferencia de la *tensión de compresión efectiva* con respecto al *límite elástico monotónico o efectivo* es más amplia, lo que favorece una generación mayor de deformación plástica y, por tanto, un aumento de la amplitud de la relajación de tensiones.

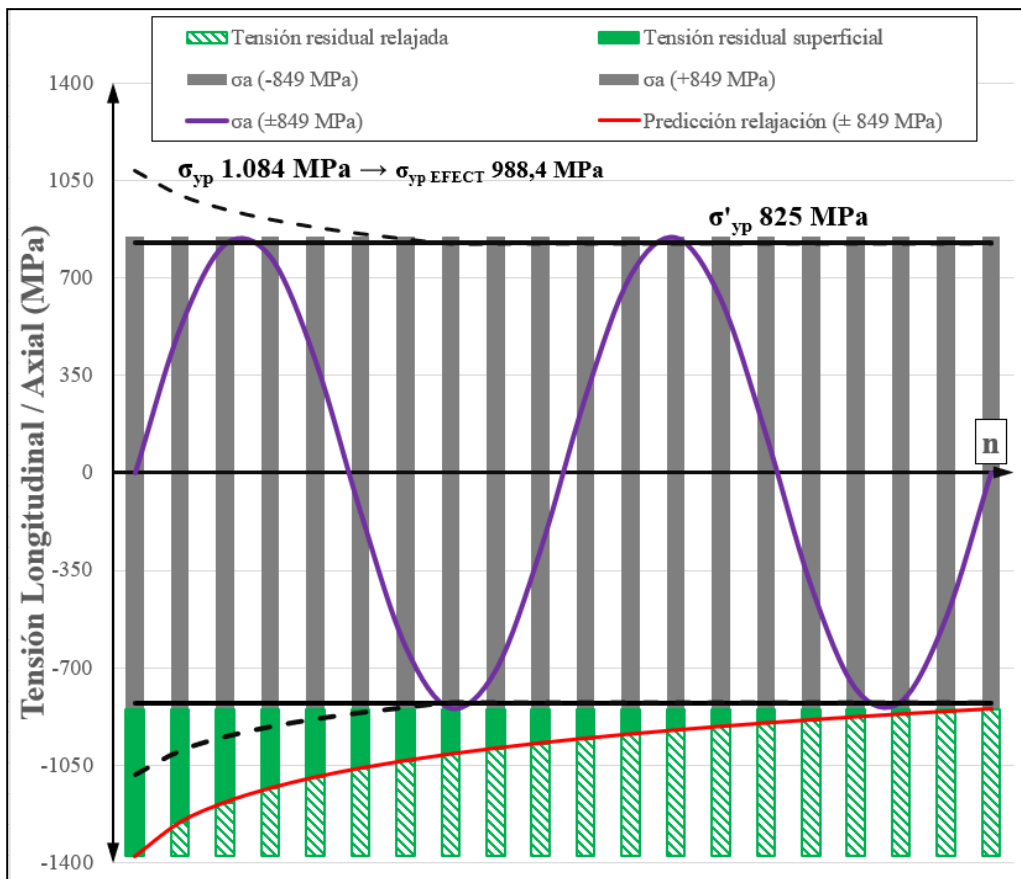


Figura 11-18. Explicación proceso relajación cíclica de tensiones residuales con tensión aplicada máxima.

La tasa de relajación disminuye continuamente con la reducción de la diferencia entre el límite elástico y la tensión efectiva, ya que se produce una reducción de las deformaciones plásticas. Sin embargo, hay que tener en cuenta que, el límite elástico monotónico para este acero con comportamiento de *cyclic-softening* se reduce con el número de cíclicos aplicados, hasta alcanzar su correspondiente límite elástico cíclico. En el estudio de (Branco et al., 2016) se indica que el límite elástico cíclico se estabiliza tras aproximadamente el 40% de los ciclos hasta la rotura. Por ello, en esta aproximación teórica, la transición al límite elástico cíclico se representa en la **Figura 11-18** y en la **Figura 11-19**, de manera progresiva con un factor logarítmico, hasta cumplir el 40% de los ciclos (Bignonnet, 1987). En el modelo presentado en este trabajo, por simplicidad y falta de conocimiento del comportamiento elastoplástico cíclico del material tratado (Dalaei et al., 2011), se incluye directamente el límite elástico cíclico. Hay otros modelos en los que se establece el límite elástico monotónico en el primer ciclo, y en los siguientes, el límite elástico cíclico.

La reducción del límite elástico mantiene la diferencia con respecto a la tensión efectiva de compresión, promoviendo un mayor nivel de deformación plástica, que favorece la relajación de tensiones. Esto significa que los materiales con propiedades de *cyclic-softening* tenderán a generar una mayor relajación de tensiones residuales (Wagner & Luetjering, 1981).

Si la tensión aplicada es lo suficientemente alta para causar deformaciones plásticas significativas, tanto en compresión como en tracción, la relajación de tensiones residuales continúa hasta el último ciclo de rotura. Por tanto, la tensión residual no converge a su valor estabilizado, como se observa en la **Figura 11-18**. En esta situación, el mecanismo de la relajación puede ocurrir en el anillo exterior o desde el núcleo.

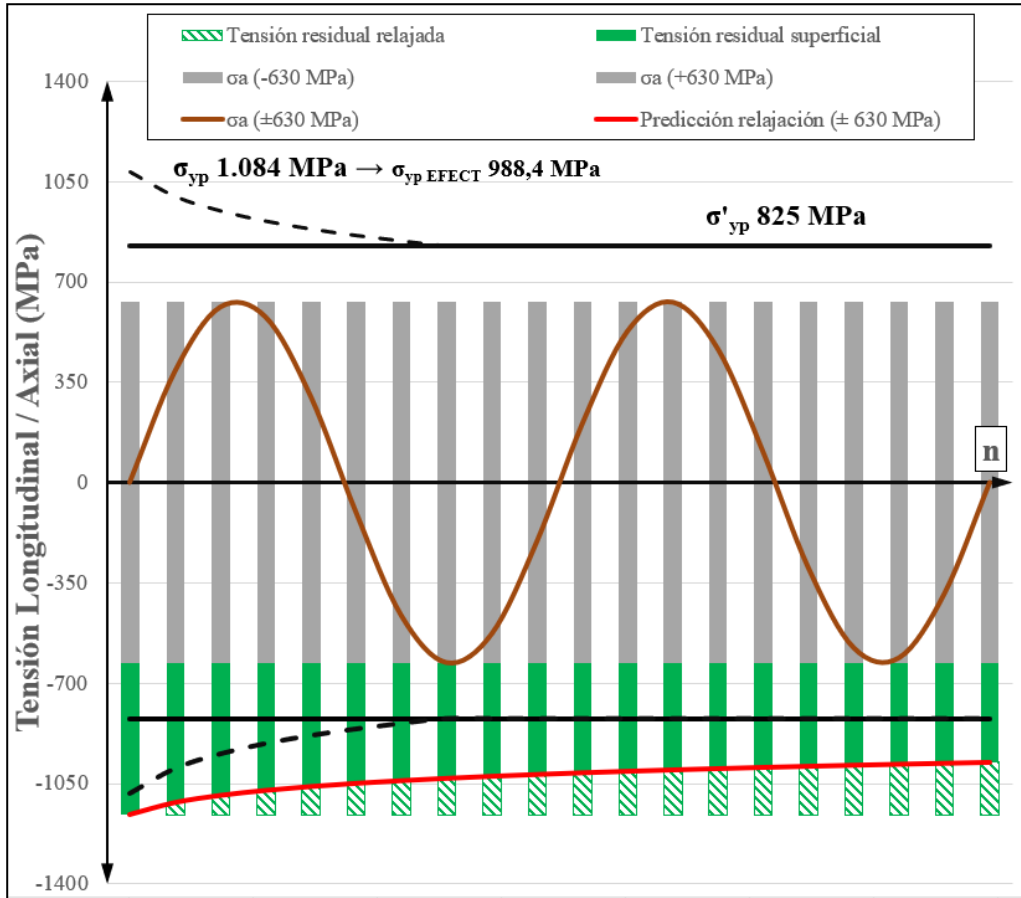


Figura 11-19. Explicación proceso relajación cíclica de tensiones residuales con tensión aplicada mínima.

Cuando la tensión aplicada es demasiado baja como para generar deformaciones plásticas por sí misma, y una vez que la tensión de compresión efectiva queda bastante reducida, la relajación de tensiones se detiene y se alcanza la tensión residual estabilizada, que se mantiene constante hasta el final de los ciclos de fatiga, tal y como se observa en la **Figura 11-19**.

11.7 Aplicación del modelo a los casos de ensayo estudiados

En este apartado se comparan las tensiones residuales obtenidas en los ensayos para el estudio de relajación cíclica con los valores que predice el modelo propuesto.

11.7.1 Probetas con shot-peening con cobertura 200%

El modelo presentado en la ecuación (11-16), se puede particularizar con los valores de los cuatro casos con los que se han realizado los ensayos. En el caso A4, cuya vida a fatiga corresponde con un *run-out*, se establece como valor de N: 10^6 ciclos. Por tanto, las ecuaciones del modelo particularizado para caso estudiado quedan de la siguiente manera:

$$A1 \quad \sigma_{\text{res}}(n) = -518,2 - 66,684 \cdot \ln(n + 1) \quad (11-17)$$

$$A2 \quad \sigma_{\text{res}}(n) = -532,3 - 44,764 \cdot \ln(n + 1) \quad (11-18)$$

$$A3 \quad \sigma_{\text{res}}(n) = -473,4 - 21,484 \cdot \ln(n + 1) \quad (11-19)$$

$$A4 \quad \sigma_{\text{res}}(n) = -538,8 - 14,107 \cdot \ln(n + 1) \quad (11-20)$$

En el trabajo publicado con el estudio de esta Tesis Doctoral (Leguinagoicoa et al., 2022) se pueden observar los gráficos comparativos entre las tensiones residuales medidas y las predicciones del modelo para los cuatro casos estudiados. En la **Figura 11-20**, se incluye la misma comparativa para los cuatro casos en conjunto, utilizando como eje horizontal la relación n/N .

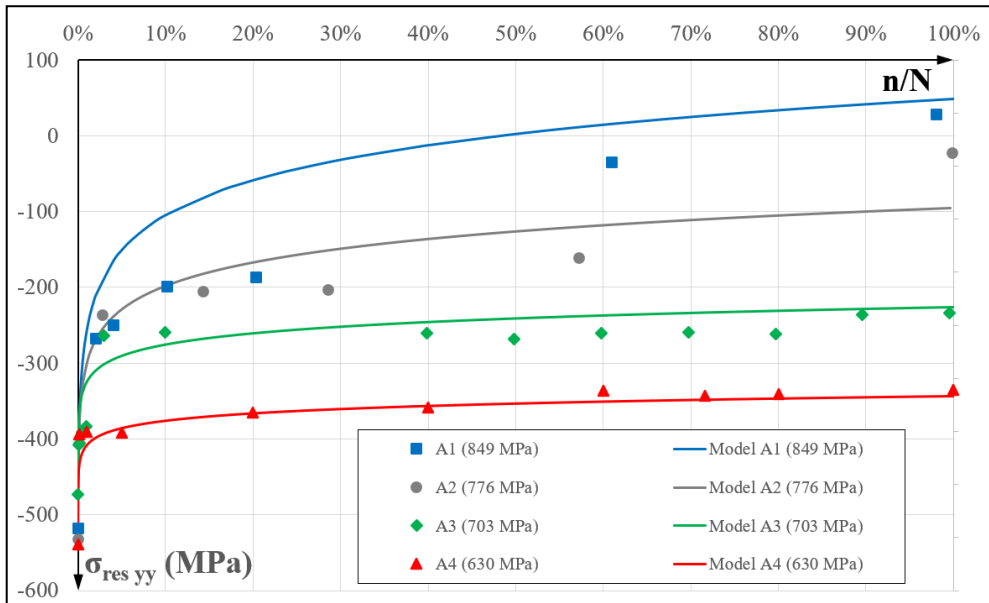


Figura 11-20. Comparativa modelo predicción y resultados ensayos de relajación cíclica para los cuatro casos con $C: 200\%$.

Al comparar los valores de las mediciones con la predicción, se observa que es bastante acertada, especialmente en la fase final de los ciclos de trabajo. Además, en los casos de estudio de menor tensión aplicada: A3 y A4, en los que se establece la tensión residual estabilizada, la desviación es mínima. En los ciclos iniciales, especialmente en los casos con alta tensión aplicada, hay más dispersión entre la predicción y las mediciones realizadas. Esta desviación se considera asumible dada la importante dispersión que se observa en esta fase de brusca relajación.

11.7.2 Probetas con shot-peening con cobertura 100%

El modelo presentado en la ecuación (11-16), se particulariza esta vez, con los valores de los ensayos realizados con la variante de shot-peening con cobertura 100%. Por tanto, las dos ecuaciones del modelo para estos casos quedan de la siguiente manera:

$$B1 \quad \sigma_{\text{res}}(n) = -544,1 - 70,532 \cdot \ln(n + 1) \quad (11-21)$$

$$B2 \quad \sigma_{\text{res}}(n) = -532,1 - 26,24 \cdot \ln(n + 1) \quad (11-22)$$

En la **Figura 11-21** se incluye la representación gráfica de la tensión residual superficial con respecto el número de ciclos. Se muestra la comparativa entre los resultados obtenidos en los ensayos respecto a la predicción del modelo. Aparecen representados los casos A1, B1, A3 y B2. Se observa que la predicción de los modelos es muy parecida para ambas variantes a pesar de las ligeras diferencias de la tensión residual inicial y el número de ciclos hasta la rotura.

Se puede observar que la tensión residual en la variante con shot-peening del 100% muestra mínimamente un valor más reducido que la variante con cobertura del 200%. Esta diferencia es tan reducida, que se puede considerar también relacionada con la dispersión propia de la relajación y la medición de difracción de rayos X. Por tanto, ambos casos de ensayo sirven para complementar los resultados obtenidos y ver de una manera más clara la tendencia de la relajación y confirmar la validez del modelo propuesto.

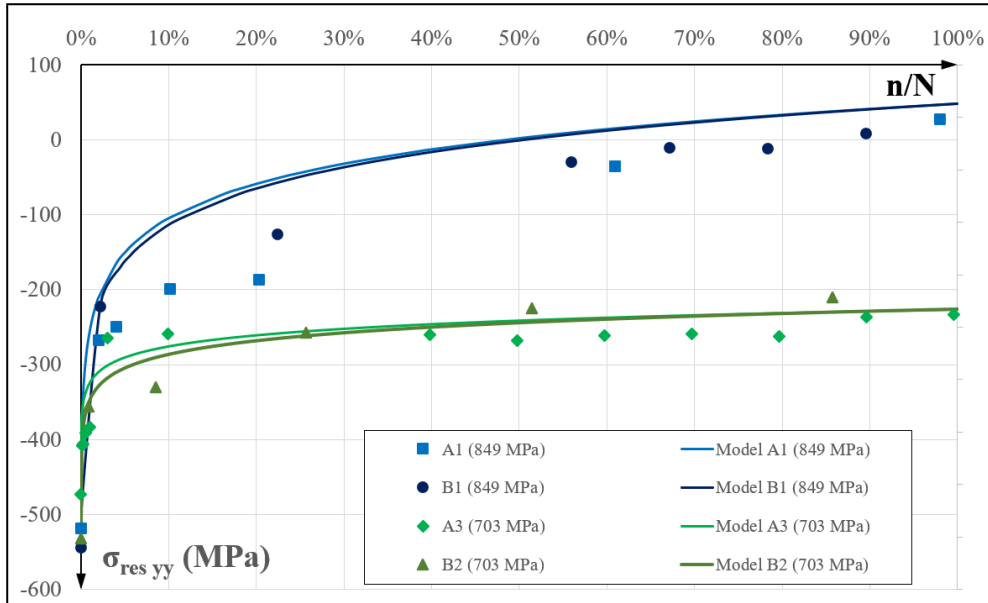


Figura 11-21. Comparativa entre el modelo de predicción y los resultados de los ensayos de relajación cíclica para los dos casos con C: 100%.

11.7.3 Predicción de la tensión residual estabilizada

En los casos de estudio A3 y A4, con baja tensión aplicada, en los que se establece la tensión residual estabilizada, ésta se puede predecir utilizando la ecuación (11-14). Hay que tener en cuenta que esta ecuación no considera el estado de tensiones residuales inicial. Sin embargo, para que exista relajación de tensiones, debe al menos cumplir la ecuación (11-12) Por tanto, las tensiones estabilizadas según el modelo son las siguientes:

$$A3 \quad \sigma_{res\ est} \approx \alpha \cdot \sigma_a - \sigma'_{yp} = -226 \text{ MPa} \quad (11-23)$$

$$A4 \quad \sigma_{res\ est} \approx \alpha \sigma_a - \sigma'_{yp} = -344 \text{ MPa} \quad (11-24)$$

Esta comparación se puede ampliar con alguna probeta que ha sido *run-out* en los ensayos de fatiga. Los valores anteriores junto con un par de ejemplos de *run-out* aparecen incluidos en la **Tabla 11-14**. En esta tabla se incluye también el valor de la tensión residual del caso B2, con $\sigma_a \pm 703$ MPa, en la variante de shot-peening con cobertura 100%. Se observa una muy buena aproximación en todos los casos entre el valor de la tensión residual estabilizada calculada y medida.

Tabla 11-14. Comparación entre la tensión residual estabilizada del modelo y obtenida por ensayos, medidas en (MPa).

σ_a	$\sigma_{res\ est}$ obtenida	$\sigma_{res\ est}$ calculada	Desviación
703 (A3)	-233	-226	-7
645	-337	-321	-16
630 (A4)	-339	-344	5
630	-348	-344	-4
703 (B2)	-217	-226	9

La tensión residual estabilizada (para tensiones aplicadas bajas) o la tensión residual final (para tensiones aplicadas altas) se puede estimar de acuerdo con la ecuación (11-14), en función de la tensión aplicada, siguiendo el modelo de predicción presentado en este capítulo. En la **Figura 11-22** se representa el valor que se obtiene para la tensión estabilizada dentro del rango correspondiente de la tensión aplicada de la curva S-N. Se incluyen los casos de ensayo presentado en la **Tabla 11-14**, junto con casos A1, A2 y B1. Se observa una mejor aproximación del modelo de predicción con valores de tensión aplicada más reducida. También se puede destacar que, a partir de una tensión aplicada de 825 MPa, la predicción indica que la tensión residual final es de tracción.

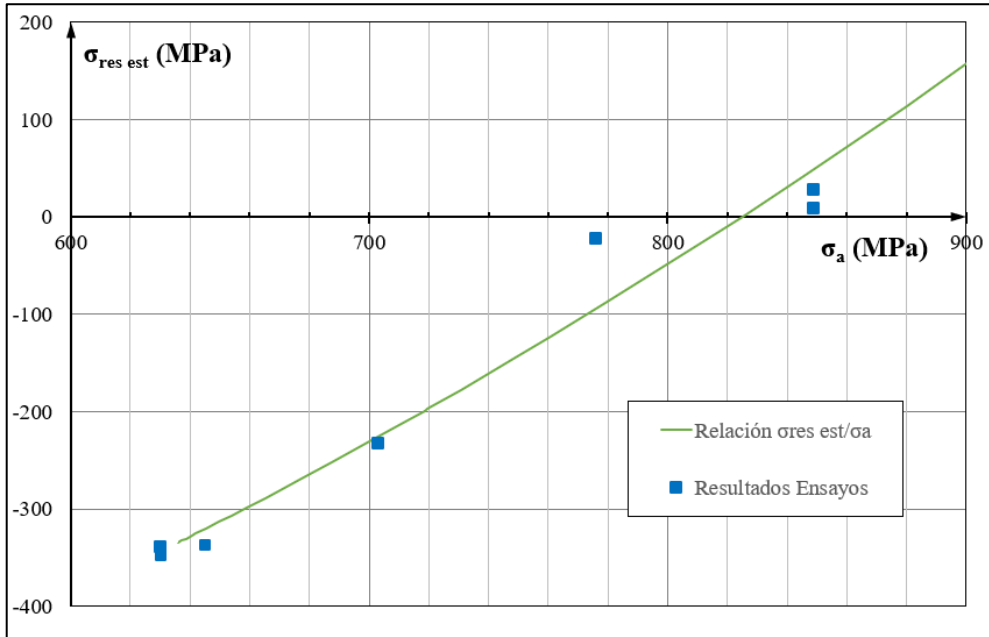


Figura 11-22. Relación entre σ_a y $\sigma_{res est}$.

La tensión residual estabilizada o final se puede representar en función del número de ciclos, relacionando los valores de tensión aplicada con la curva de Basquin de la variante de shot-peening (ecuación (9-2)). Esta curva se presenta en la **Figura 11-23**, donde también aparecen representados los casos de los ensayos. Además, se incluye en la gráfica la tensión media eficaz $\sigma_m^{ef}(N)$. Para ambas tensiones se muestra una tendencia similar, pero no se puede extraer una relación determinada entre ellas. En el límite de fatiga, por ejemplo, la relación entre ellas es: $\sigma_{res est}^e = 4 \cdot \sigma_m^{ef}$.

Sin embargo, se debe tener en cuenta que se pueden aplicar tensiones de magnitud menor que el límite de fatiga para la variante de shot-peening (636 MPa). En ese caso, la tensión $\sigma_{res est}$ tendrá mayor magnitud que 334,7 MPa. No se ha calculado experimentalmente, pero se estima, según el modelo propuesto, que la tensión que mínima que produce relajación se establece alrededor de los 460 MPa.

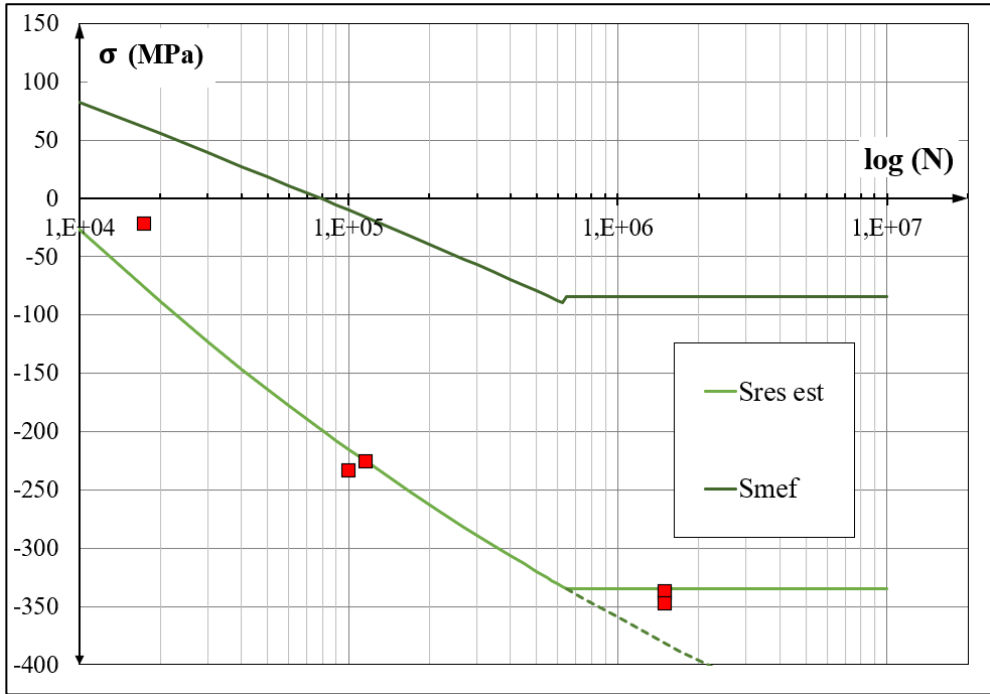


Figura 11-23. Representación de la $\sigma_{res\ est}(N)$ y la $\sigma_m^{ef}(N)$.

Capítulo 12:

**RELAJACIÓN DE
TENSIONES RESIDUALES
POR CARGA CÍCLICA CON
 $R \neq -1$**

Capítulo 12 Relajación de tensiones residuales por carga cíclica con $R \neq -1$.

En el Capítulo 10 se ha estudiado la relajación de tensiones residuales bajo carga cuasi-estática para conocer la influencia del sentido de la carga aplicada. Posteriormente, en el Capítulo 11, se ha analizado la relajación de tensiones bajo carga cíclica, donde se observa la influencia de la magnitud de la tensión aplicada como principal agente de la relajación. Y a lo largo de este capítulo, se estudia la relajación de tensiones residuales bajo carga cíclica que incluye componente media. Tal y como se ha comentado en el Capítulo 8, se han encontrado muy pocos estudios sobre este tema en la bibliografía.

En varios estudios se utilizan ensayos de relajación cíclica con una relación de carga R distinta de -1 . Sin embargo, en estos estudios, no se establece una comparación de la relajación de tensiones en función de la relación de carga R . Únicamente, en el estudio de (Zhuang & Halford, 2001), se muestra una comparación con dos R distintas: R_{-1} y R_0 . Sin embargo, en este estudio, no se muestran ensayos reales, sólo una aproximación de un modelo de elementos finitos con el material Inconel IN718.

Las probetas utilizadas en esta parte de la investigación corresponden únicamente a la variante con shot-peening con cobertura 200%. El modo y método de ensayo es el mismo que el empleado en los ensayos cíclicos con R_{-1} , aunque la carga axial aplicada incluye una componente media σ_m además de la componente sinusoidal. La componente de tensión media puede ser de tracción o de compresión y de distinta magnitud. A continuación, se presentan los casos de estudio seleccionados para realizar los ensayos de relajación de tensiones bajo carga cíclica.

12.1 Selección de puntos de ensayo

Se han seleccionado nueve casos de estudio que incluyen tensión media de tracción y cinco casos que incluyen tensión media de compresión. Los criterios de selección tratan de habilitar relaciones y comparaciones respecto a la magnitud de la tensión variable, la magnitud de la tensión media, la magnitud de la tensión máxima o la relación de carga R. El objetivo que persigue esta selección de casos es identificar el papel que siguen las tensiones medias en la relajación de tensiones residuales. Los nueve casos seleccionados con tensión media de tracción vienen identificados en la **Tabla 12-1**.

Tabla 12-1. Casos seleccionados con tensión media de tracción.

	σ_a	σ_m	σ_{max}	σ_{min}	R	$\Delta\sigma$
MT1	733,7	244,5	978,2	-489,1	-0,5	1467,3
MT2	607,5	244,5	852,0	-363,0	-0,426	1215,0
MT3	683,7	341,9	1025,9	-341,9	-0,33	1367,5
MT4	576,9	346,0	923,0	-230,8	-0,25	1153,8
MT5	611,4	366,8	978,2	-244,2	-0,25	1222,8
MT6	576,9	448,7	1025,6	-128,2	-0,125	1153,8
MT7	489,1	489,1	978,2	0	0	978,2
MT8	477,7	576,9	1054,6	99,2	0,094	955,4
MT9	576,9	576,9	1153,8	0	0	1153,8

La selección de los casos de ensayo con tensión media de tracción es la siguiente:

- **MT1**: intersección entre la recta de Morrow (Morrow, 1968) desde el punto A1 (± 849 MPa) hasta la intersección con la recta $R_{0,5}$.
- **MT2**: intersección entre la recta de Morrow desde el punto A3 (± 703 MPa) hasta que iguala la magnitud de la tensión media de MT1 (+244,5 MPa).
- **MT5**: se aumenta en un 50% la magnitud de tensión media de MT1 y se mantiene constante la tensión máxima de MT1 (978,2 MPa).

- **MT9**: Este caso se ubica por encima del límite de fluencia monotónico (ver **Figura 12-1**) Se obtiene como la intersección de la recta de Morrow desde el punto A1 hasta la intersección con la recta R_0 .
- **MT8**: intersección entre la recta de Morrow desde el punto A3 (± 703 MPa) hasta que iguala la magnitud de la tensión media de MT9 (+576,9 MPa).
- **MT7**: el punto de la recta R_0 que igual la tensión máxima de MT1 y MT5 (978,2 MPa).
- **MT6**: se mantiene constante la tensión alterna de MT9 ($\pm 576,9$ MPa) hasta la intersección con la recta $R_{-0,125}$.
- **MT3**: se mantiene constante la tensión máxima de MT6 (1025,9 MPa) hasta la intersección con la recta $R_{0,33}$.
- **MT4**: se mantiene constante la tensión alterna de MT6 y MT9 ($\pm 576,9$ MPa) hasta la intersección con la recta $R_{-0,25}$.

La selección de los casos con tensión media de compresión es más sencilla. Con el objetivo de comparar el efecto del sentido de la tensión media se selecciona el correspondiente caso simétrico de casos MT, con tensión media de tracción. Por tanto, los casos con tensión media de compresión MC son:

- MC1 \rightarrow simétrico de MT1
- MC2 \rightarrow simétrico de MT2
- MC3 \rightarrow simétrico de MT5
- MC4 \rightarrow simétrico de MT7
- MC5 \rightarrow simétrico de MT9

Estos casos vienen identificados en la **Tabla 12-2**.

Tabla 12-2. Casos seleccionados con tensión media de compresión.

	MC1	MC2	MC3	MC4	MC5
σ_a	733,6	607,5	611,4	489,1	576,9
σ_m	-244,6	-244,6	-366,8	-489,1	-576,9
σ_{max}	489,1	362,9	244,6	0,0	0,0
σ_{min}	-978,2	-852,0	-978,2	-978,2	-1153,8
R	-2,00	-2,35	-4,00	∞	∞
$\Delta\sigma$	1467,3	1214,9	1222,8	978,2	1153,8

Todos los casos estudiados están representados en el diagrama de Haigh de la **Figura 12-1**.

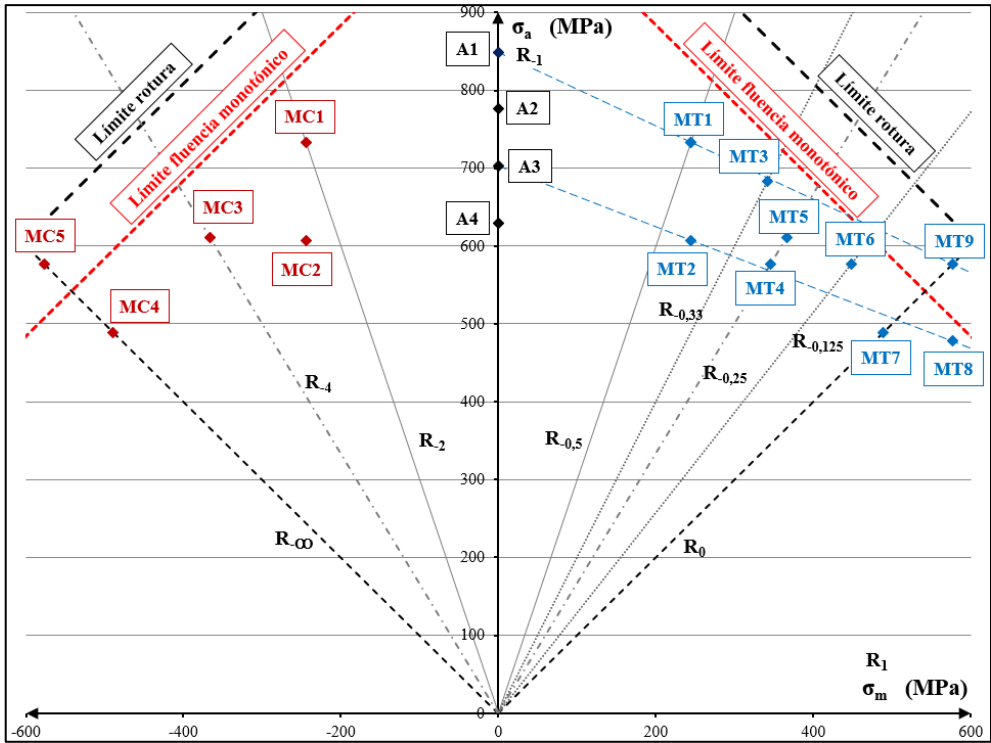


Figura 12-1. Diagrama de Haigh con los casos seleccionados.

12.1.1 Estimación de la resistencia a fatiga de los casos propuestos

Una vez que se han seleccionado los casos de estudio, se deben conocer sus duraciones estimadas para poder establecer las series de ciclos de carga entre cada medida de tensiones residuales. Los casos de estudio presentan distintas relaciones de carga R , de las que no se dispone su curva S-N. Sólo se dispone la curva S-N para R_{-1} , ecuación (9-2). Por tanto, se aplica el criterio de Dietmann, ecuación (2-25), para la estimación correspondiente a cada caso de estudio. Los datos aparecen reflejados en la **Tabla 12-3**.

El caso MT7 coincide justo en la zona del codo de la curva, por tanto, no sorprende que la pieza dure mucho menos de los ciclos esperados, ya que esta es una zona de la curva con alta dispersión estadística. Los casos de compresión, excepto el caso MC1, no están incluidos, ya que son puntos de duración infinita. Además, el criterio de Dietmann en la zona de alta compresión no es del todo fiable, por ser un criterio para tensiones medias de tracción.

Tabla 12-3. *Equivalente Dietmann de los casos de estudio.*

Caso	N_{real}	$\sigma_{\text{equiv. (MPa)}}$	$N_{\text{equiv.}}$	$N_{\text{real}} - N_{\text{equiv.}}$
MT1	16.875	821,4	7.913	8.962
MT2	198.847	680,2	226.921	-28.074
MT3	33.791	807,3	11.052	22.739
MT4	224.280	682,9	211.980	12.300
MT5	114.119	732,5	65.280	48.839
MT6	90.895	727,5	73.539	17.356
MT7	181.420	633,8	<i>run-out</i>	
MT8	155.588	660,6	364.758	-209.171
MT9	22.615	797,8	13.847	8.768
MC1	69.864	669,1	293.910	-224.047

12.2 Resultados de los ensayos cíclicos con tensión media de tracción

El resultado de los ensayos de relajación de tensiones residuales con carga cíclica con tensión media de tracción se presenta de una manera similar a lo realizado con los ensayos cíclicos de tensión cíclica aplicada en R_{-1} en el Capítulo 11.

Como resultado de las mediciones por difracción de rayos X, se incluye el valor de la tensión residual longitudinal, la tensión residual equivalente según el criterio de von Mises y el valor del FWHM. Además, para avanzar con la interpretación de la influencia de la tensión media, se incluye la previsión que propone el modelo de predicción para la relación R_{-1} presentado en la ecuación (11-16). Este modelo se aplica considerando únicamente la tensión alterna aplicada y el número de ciclos que ha resistido el ensayo de relajación cíclica en cada caso.

Probeta MT1

El ensayo de la probeta MT1, con $\sigma_a: \pm 733,65$ MPa y $\sigma_m: +244,55$ MPa, lo que implica una relación de carga $R: -0,5$, se ha realizado en ocho pasos. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 12-4** y en la **Figura 12-2**.

Tabla 12-4. Resultados del ensayo MT1.

Caso MT1 ($\sigma_a: \pm 733,65$ MPa / $\sigma_m: +244,55$ MPa)				
n/N	N (ciclos)	$\sigma_{res\ VM}$ (MPa)	$\sigma_{res\ yy}$ (MPa)	FWHM (°)
0%	0	-667,1	-506,1	0,534
0,6%	100	-453,8	-346,0	
1,8%	300	-573,4	-460,4	
3,0%	500	-564,8	-439,7	
5,9%	1.000	-539,8	-382,5	
18%	3.000	-466,1	-351,7	0,513
59%	10.000	-458,7	-216,0	0,504
89%	15.000	-404,8	-165,9	0,490
100%	16.875			

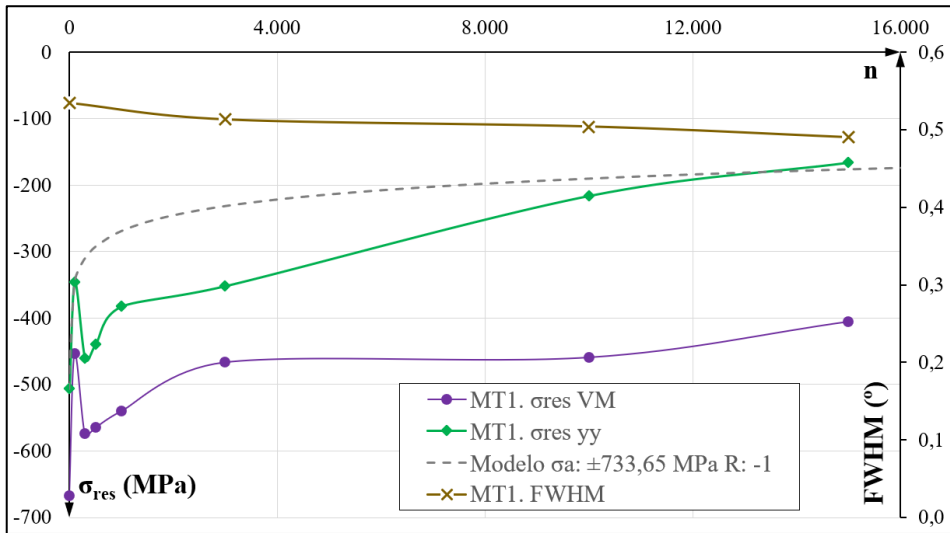


Figura 12-2. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MT1.

En el caso MT1, se observa una importante relajación de tensiones residuales en los primeros 100 ciclos, en los que la tensión residual se reduce en 160 MPa, lo que representa el 32% de la tensión residual inicial. Sin embargo, en los siguientes 200 ciclos se detecta una recuperación del nivel de tensión residual de compresión que incrementa su magnitud en 114 MPa. Esta recuperación del nivel de tensión residual de compresión es un fenómeno similar al que ocurría en el medio ciclo de tracción de los ensayos cuasi-estáticos C-T 3, C-T 4 y C-T5. En este caso cíclico, es un efecto de la mayor tensión aplicada en tracción que en compresión y el equilibrio de tensiones internas que genera en la sección de la probeta.

Después de esta fase inicial de alta variación de la tensión residual, empieza una fase de continua y progresiva relajación que se extiende hasta el último de los ciclos, relacionada con la alta tensión aplicada y con la tendencia de *cyclic-softening*.

La comparativa con el modelo de referencia muestra una buena aproximación en la etapa final del ensayo. Por tanto, la componente media introducida no muestra una

significativa influencia. Sin embargo, en la parte inicial del ensayo, se observa una significativa diferencia entre la predicción y las medidas realizadas. Esto se debe a la alta dispersión de esta fase de relajación, a la recuperación del nivel de tensión y a que el modelo prioriza la predicción cuando el valor de la tensión residual muestra convergencia (tal y como se ha visto en el Capítulo 11).

Probeta MT2

El ensayo de la probeta MT2, con $\sigma_a: \pm 607,49$ MPa y $\sigma_m: +244,55$ MPa, lo que implica una relación de carga $R: -0,426$, se ha realizado en 16 pasos. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 12-5** y en la **Figura 12-3**.

Tabla 12-5. Resultados del ensayo MT2.

Caso MT2 ($\sigma_a: \pm 607,49$ MPa / $\sigma_m: +244,55$ MPa)				
n/N	N (ciclos)	$\sigma_{res VM}$ (MPa)	$\sigma_{res yy}$ (MPa)	FWHM (°)
0,00%	0	-653,4	-544,8	0,553
0,05%	100	-579,2	-419,8	
0,15%	300	-623,7	-405,2	
0,25%	500	-519,5	-394,7	
0,50%	1.000	-500,4	-409,7	
1,51%	3.000	-542,6	-404,7	
5,03%	10.000	-509,1	-467,0	
25%	50.000	-494,8	-404,5	
38%	75.000	-498,7	-411,2	0,547
43%	85.000	-518,2	-421,3	0,553
48%	95.000	-508,6	-424,0	0,546
53%	105.000	-522,8	-409,1	0,542
58%	115.000	-524,3	-405,3	0,554
70%	140.000	-528,6	-424,5	0,552
80%	160.000	-515,3	-405,5	0,555
91%	180.000	-528,8	-414,5	0,553
100%	198.847			

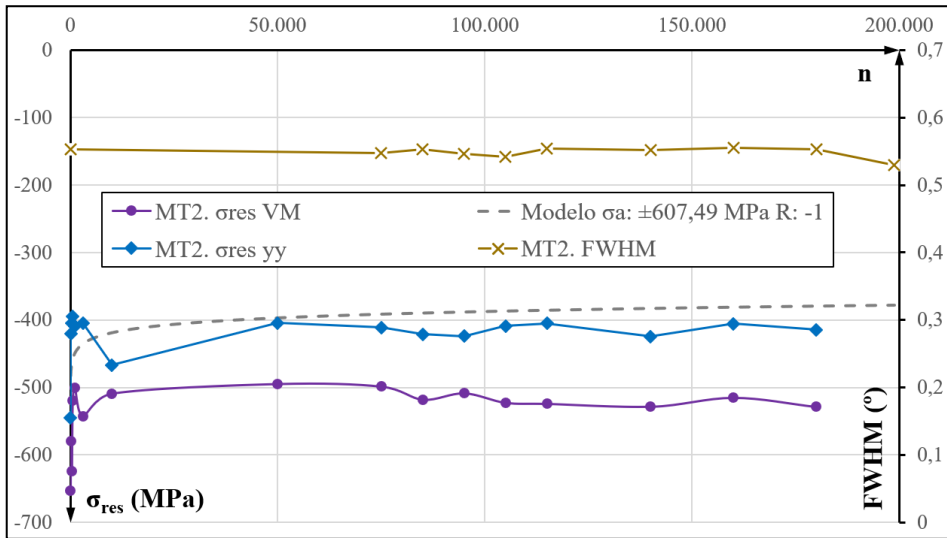


Figura 12-3. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MT2.

En el caso MT2, se observa una importante relajación de tensiones residuales en los primeros 100 ciclos, en los que la tensión residual se reduce en 125 MPa, lo que representa el 23% de la tensión residual inicial. El nivel de tensión residual que se alcanza tras estos primeros 100 ciclos es prácticamente el correspondiente a la tensión residual estabilizada, que en este caso se establece en -412 MPa. En los siguientes ciclos, a partir del número 100, se detecta un ligero rizado o periodo de recuperación del nivel de tensión residual de compresión.

Comparando los resultados con el modelo de predicción de referencia, se observa este último predice una mayor relajación que la real. Se deduce que la componente media introducida muestra una ligera influencia, limitando la relajación de la tensión residual.

Probeta MT3

El ensayo de la probeta MT3, con σ_a : $\pm 683,73$ MPa y σ_m : $+341,86$ MPa, lo que implica una relación de carga R: -0,33, se ha realizado en 13 pasos. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 12-6** y en la **Figura 12-4**.

Tabla 12-6. Resultados del ensayo MT3.

Caso MT3 (σ_a : $\pm 683,73$ MPa / σ_m : $+341,86$ MPa)				
n/N	N (ciclos)	σ_{res} VM (MPa)	σ_{res} yy (MPa)	FWHM ($^\circ$)
0%	0	-659,2	-522,1	0,539
1,48%	500	-607,9	-425,4	0,543
4,44%	1.500	-553,7	-405,9	0,539
15%	5.000	-552,2	-387,2	0,538
22%	7.500	-548,9	-382,5	0,544
28%	9.500	-551,1	-376,4	0,543
33%	11.000	-543,9	-341,0	0,561
37%	12.500	-558,5	-364,4	0,544
44%	15.000	-540,2	-336,0	0,549
52%	17.500	-512,9	-312,0	0,532
67%	22.500	-489,5	-288,2	0,521
87%	29.500	-511,5	-308,6	0,537
100%	33.791			

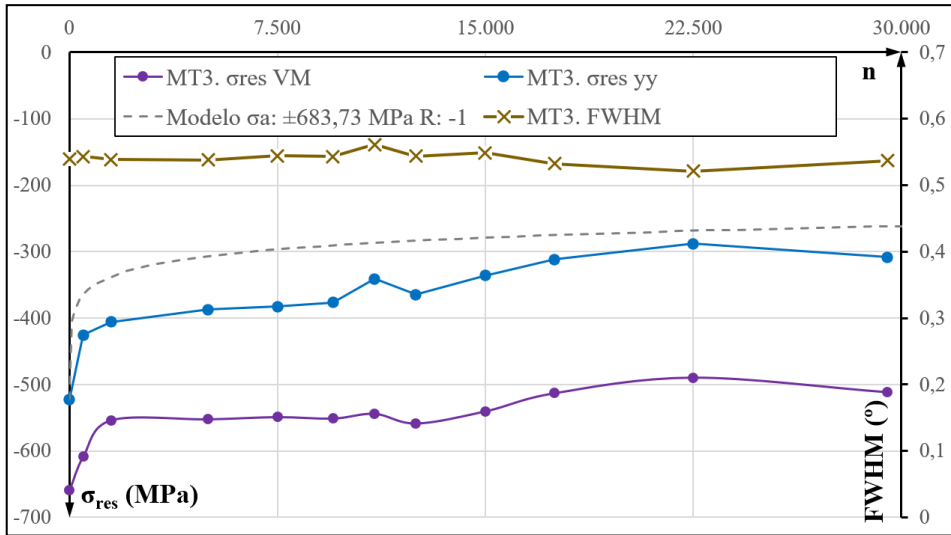


Figura 12-4. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MT3.

En el caso MT3, se observa una significativa relajación de tensiones residuales en los primeros 500 ciclos, en los que la tensión residual se reduce en 97 MPa, lo que representa el 18,6% de la tensión residual inicial. Podría existir también algún efecto de rizado o recuperación del nivel de tensión residual, pero esta vez no se detecta, seguramente porque la medida inicial se realiza tras 500 ciclos y la siguiente en el ciclo 1.500. Tras los primeros 500 ciclos, se produce una suave pero continuada reducción de las tensiones residuales, las cuales se estabilizan en el segundo medio periodo de vida en fatiga.

Se observa que el modelo de predicción de referencia predice una mayor relajación en comparación con los datos reales obtenidos. Por tanto, la tensión media de tracción introducida genera una disminución de la relajación de tensiones.

Probeta MT4

El ensayo de la probeta MT4, con $\sigma_a: \pm 576,9$ MPa y $\sigma_m: +346,14$ MPa, lo que implica una relación de carga R: -0,25, se ha realizado en ocho pasos. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 12-7** y en la **Figura 12-5**.

Tabla 12-7. Resultados del ensayo MT4.

Caso MT4 ($\sigma_a: \pm 576,9$ MPa / $\sigma_m: +346,14$ MPa)				
n/N	N (ciclos)	$\sigma_{res\ VM}$ (MPa)	$\sigma_{res\ yy}$ (MPa)	FWHM (°)
0,0%	0	-670,2	-534,2	0,542
0,4%	1.000	-622,3	-505,8	0,540
4,5%	10.000	-600,7	-495,0	0,541
22%	50.000	-610,9	-499,8	0,542
45%	100.000	-619,6	-501,3	0,535
67%	150.000	-620,1	-498,4	0,545
76%	170.000	-599,7	-502,1	0,537
89%	200.000	-608,1	-500,8	0,544
100%	224.280			

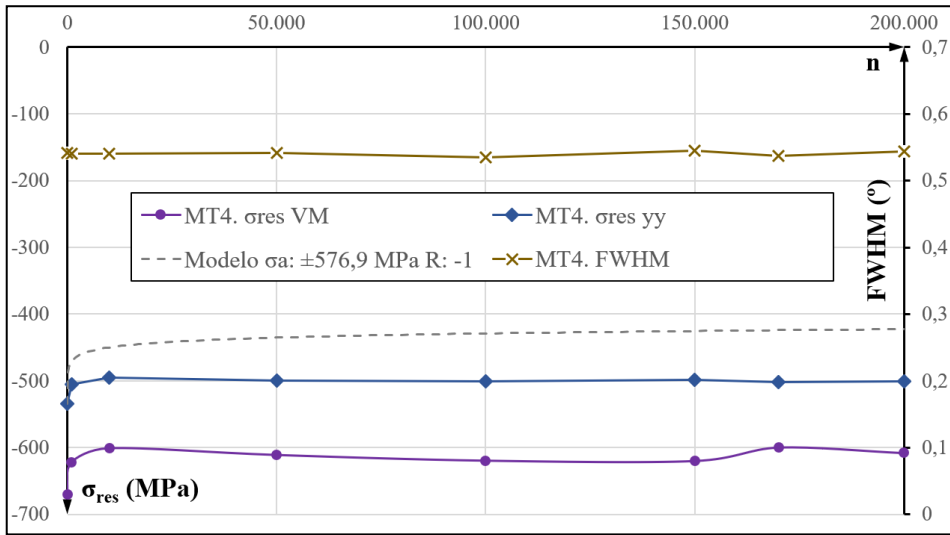


Figura 12-5. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MT4.

En el caso MT4, se observa una ligera relajación de tensiones residuales en los primeros 1.000 ciclos, en los que la tensión residual tan sólo se reduce en 28,4 MPa, lo que únicamente representa el 5% de la tensión residual inicial. Tras esta ligera relajación inicial, la tensión residual se mantiene en su valor estabilizado, -501 MPa, hasta el final del ensayo.

El modelo de predicción de referencia indica una mayor relajación en comparación con los datos reales obtenidos. La influencia de la tensión media de tracción es significativa, reduciendo el nivel de tensión residual relajada.

Probeta MT5

El ensayo de la probeta MT5, con σ_a : $\pm 611,38$ MPa y σ_m : $+366,83$ MPa, lo que implica una relación de carga R: -0,25, se ha realizado en quince pasos. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 12-8** y en la **Figura 12-6**.

Tabla 12-8. Resultados del ensayo MT5.

Caso MT5 (σ_a : $\pm 611,38$ MPa / σ_m : $+366,83$ MPa)				
n/N	N (ciclos)	σ_{res} VM (MPa)	σ_{res} yy (MPa)	FWHM (°)
0,0%	0	-638,6	-542,5	0,546
0,1%	100	-570,7	-525,1	0,551
0,9%	1.000	-565,4	-515,3	0,545
4,4%	5.000	-565,4	-517,6	0,550
8,8%	10.000	-567,5	-497,8	0,552
13%	15.000	-596,7	-520,2	0,548
18%	20.000	-580,9	-502,0	0,542
35%	40.000	-574,9	-503,1	0,564
44%	50.000	-564,5	-487,4	0,544
53%	60.000	-597,7	-511,5	0,549
61%	70.000	-566,5	-494,2	0,543
70%	80.000	-557,8	-464,8	0,544
79%	90.000	-535,9	-458,2	0,539
88%	100.000	-536,1	-452,3	0,544
96%	110.000	-544,3	-443,8	0,555
100%	114.119			

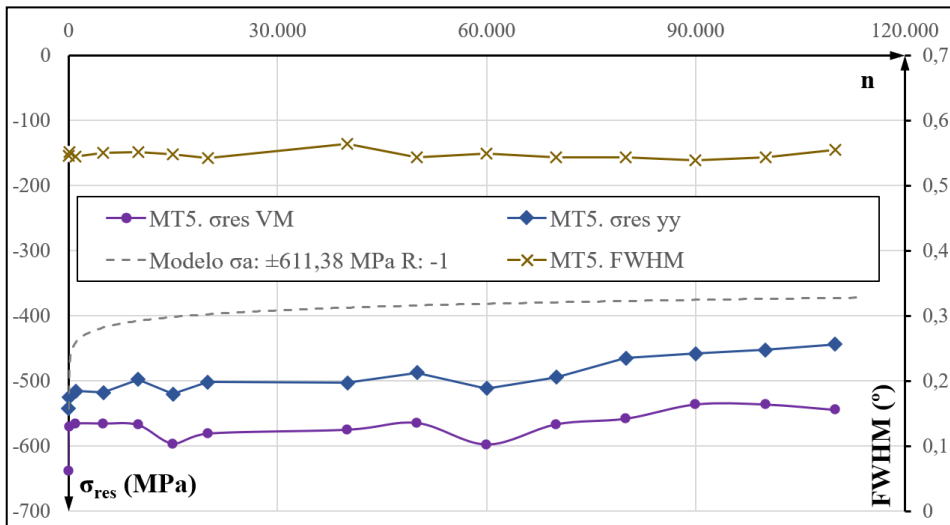


Figura 12-6. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MT5.

En el caso MT5, se observa una relajación de tensiones residuales muy reducida en los primeros ciclos. Para la componente longitudinal de la tensión residual, la relajación que se aprecia no se corresponde con la habitual de tipo cuasi-estática. A lo largo de los ciclos de fatiga se observa una suave y progresiva reducción de las tensiones residuales, que se estabilizan en un valor cercano a -454 MPa.

El modelo de predicción de referencia indica una relajación significativamente mayor en comparación con los datos reales obtenidos. La tensión media de tracción reduce de manera significativa la relajación de tensiones residuales.

Probeta MT6

El ensayo de la probeta MT6, con $\sigma_a: \pm 576,9$ MPa y $\sigma_m: +448,7$ MPa, lo que implica una relación de carga $R: -0,125$, se ha realizado en nueve pasos. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 12-9** y en la **Figura 12-7**.

Tabla 12-9. Resultados del ensayo MT6.

Caso MT6 ($\sigma_a: \pm 576,9$ MPa / $\sigma_m: +448,7$ MPa)				
n/N	N (ciclos)	$\sigma_{res\ VM}$ (MPa)	$\sigma_{res\ yy}$ (MPa)	FWHM (°)
0%	0	-691,5	-540,3	0,606
1,1%	1.000	-665,8	-479,2	0,604
11%	10.000	-637,3	-467,5	0,589
28%	25.000	-625,2	-463,8	0,570
44%	40.000	-643,4	-442,2	0,590
66%	60.000	-624,8	-442,9	0,561
72%	65.000	-630,7	-440,8	0,574
83%	75.000	-629,1	-440,6	0,580
94%	85.000	-626,6	-427,1	0,580
100%	90.895			

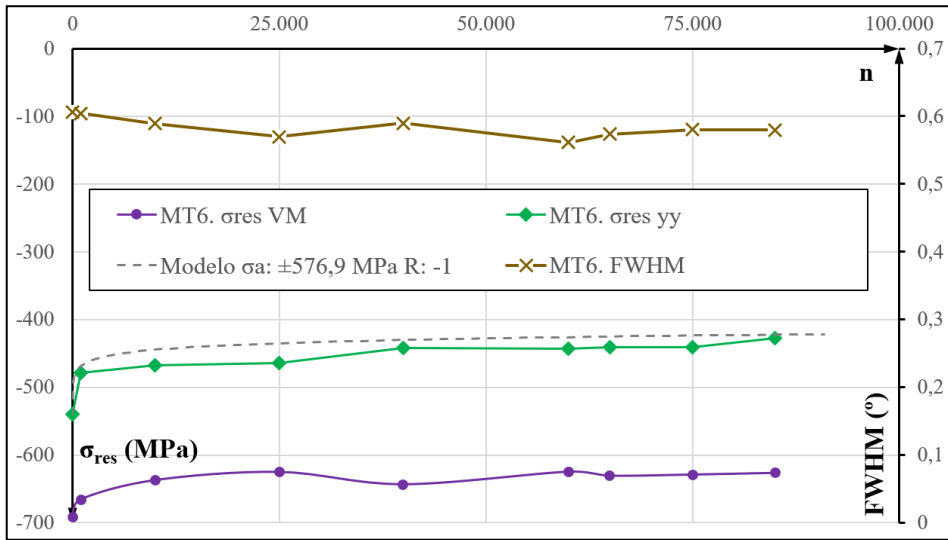


Figura 12-7. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MT6.

En el caso MT6, se observa una ligera relajación de tensiones residuales en los primeros 1.000 ciclos, en los que la tensión residual se reduce en 62 MPa, lo que únicamente representa el 11% de la tensión residual inicial. Tras esta ligera relajación inicial, la tensión residual alcanza suavemente su valor estabilizado, -438 MPa, durante la segunda mitad del ensayo.

El modelo de predicción de referencia indica con bastante exactitud la evolución de la tensión residual superficial medida. Por tanto, en este caso, la influencia de la tensión media de tracción es muy poco significativa.

Probeta MT7

El ensayo de la probeta MT7, con $\sigma_a: \pm 489,1$ MPa y $\sigma_m: +489,1$ MPa, lo que implica una relación de carga $R: 0$, se ha realizado en seis pasos. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 12-10** y en la **Figura 12-8**.

Tabla 12-10. Resultados del ensayo MT7.

Caso MT7 ($\sigma_a: \pm 489,1$ MPa / $\sigma_m: +489,1$ MPa)				
n/N	N (ciclos)	$\sigma_{res\ VM}$ (MPa)	$\sigma_{res\ yy}$ (MPa)	FWHM (°)
0%	0	-666,4	-530,8	0,578
5,5%	10.000	-598,6	-426,3	0,572
13,8%	25.000	-587,0	-433,6	0,574
28%	50.000	-571,3	-439,3	0,570
55%	100.000	-578,7	-433,8	0,558
99%	180.000	-592,4	-475,9	0,563
100%	181.420			

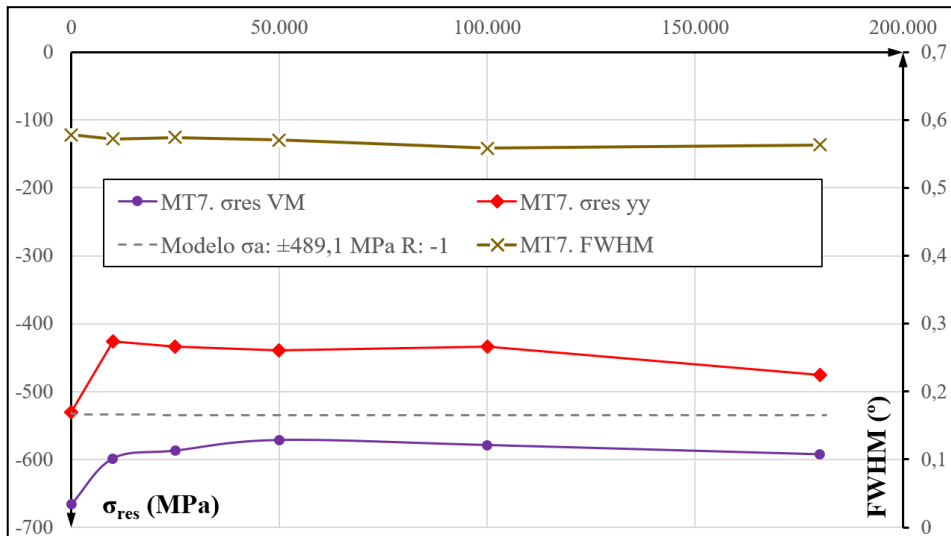


Figura 12-8. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MT7.

En el caso MT7, se observa una importante relajación de tensiones residuales en los primeros 10.000 ciclos, en los que la tensión residual se reduce en 104 MPa, lo que representa el 10% de la tensión residual inicial. Es muy probable, aunque no se ha detectado, que esta relajación brusca inicial se produzca tras un número de ciclos menor que 10.000. Tras esta relajación inicial, la tensión residual se mantiene en su valor estabilizado, -445 MPa, hasta el final del ensayo.

El modelo de predicción de referencia, en este caso con una σ_a : $\pm 489,1$ MPa, predice que no se producirá relajación. Esto es algo que va en línea con el desarrollo realizado en el Capítulo 10, donde se establecía el comienzo de la relajación en un valor de tensión aplicada alrededor de 442 MPa. Teniendo en cuenta la relajación de tensiones residuales que se observa, la influencia de la tensión media de tracción es bastante significativa. En este caso, aumenta el nivel de tensión residual relajada.

Probeta MT8

El ensayo de la probeta MT8, con σ_a : $\pm 477,7$ MPa y σ_m : $+576,9$ MPa, lo que implica una relación de carga R: 0,094, se ha realizado en quince pasos. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 12-11** y en la **Figura 12-9**.

Tabla 12-11. Resultados del ensayo MT8.

Caso MT8 ($\sigma_a: \pm 477,7$ MPa / $\sigma_m: +576,9$ MPa)				
n/N	N (ciclos)	σ_{res} VM (MPa)	σ_{res} yy (MPa)	FWHM (°)
0,0%	0	-654,0	-537,0	0,559
0,1%	100	-659,8	-470,8	0,544
0,3%	500	-607,1	-415,1	0,538
1,7%	3.000	-642,9	-432,4	0,529
8,7%	15.000	-636,5	-408,2	0,538
15%	25.000	-641,5	-374,5	0,535
29%	50.000	-615,6	-448,1	0,553
44%	75.000	-616,4	-399,3	0,581
52%	90.000	-601,0	-401,4	0,555
64%	110.000	-618,3	-404,2	0,569
76%	130.000	-605,9	-393,3	0,563
81%	140.000	-626,4	-389,7	0,562
87%	150.000	-614,7	-389,7	0,574
93%	160.000	-601,8	-400,7	0,548
99%	170.000	-580,2	-352,9	0,533
100%	171.945			

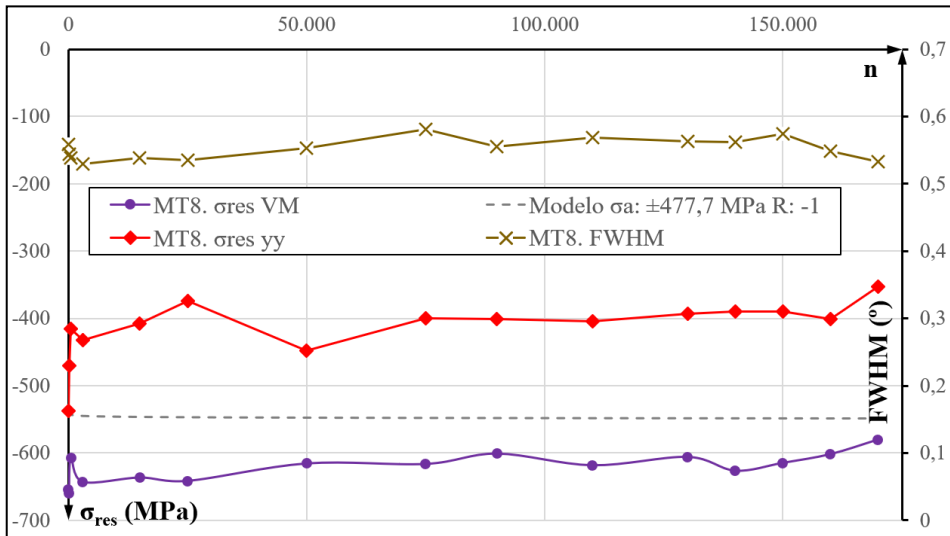


Figura 12-9. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MT8.

En el caso MT8, se observa una importante relajación de tensiones residuales en los primeros 500 ciclos, en los que la tensión residual se reduce en 122 MPa, lo que representa el 22,7% de la tensión residual inicial. Tras esta importante fase de relajación, las mediciones de la tensión residual muestran cierta dispersión a pesar de su tendencia a estabilizarse, reduciendo ampliamente su tasa de relajación. Durante la mayor parte del proceso de fatiga, la tensión residual presenta su valor estabilizado en -395 MPa. La última medida, casi 2.000 ciclos antes de la rotura de la probeta, muestra una significativa reducción de la tensión residual; 49 MPa, seguramente causada por el crecimiento y propagación de grieta.

El modelo de predicción de referencia, en este caso con una $\sigma_a: \pm 477,7$ MPa vuelve a predecir que no se producirá relajación, del mismo modo que el caso anterior MT8. Teniendo en cuenta la importante relajación de tensiones residuales que se observa, la influencia de la tensión media de tracción es bastante significativa, aumentando el nivel de tensión residual relajada.

Probeta MT9

El ensayo de la probeta MT9, con $\sigma_a: \pm 576,9$ MPa y $\sigma_m: +576,9$ MPa, lo que implica una relación de carga R: 0, se ha realizado en diez pasos. Este caso queda fuera de la zona de fluencia dentro del diagrama de Haigh, tal y como se observa en la **Figura 12-1**. La tensión aplicada máxima tiene un valor de 1.153,8 MPa, por encima del límite elástico monótonico. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 12-12** y en la **Figura 12-10**.

Tabla 12-12. Resultados del ensayo MT9.

Caso MT9 ($\sigma_a: \pm 576,9$ MPa / $\sigma_m: +576,9$ MPa)				
n/N	N (ciclos)	$\sigma_{res VM}$ (MPa)	$\sigma_{res yy}$ (MPa)	FWHM (°)
0,0%	0	-645,6	-534,0	0,551
0,4%	100	-528,5	-220,8	0,522
2,2%	500	-470,4	-174,4	0,532
4,4%	1.000	-472,4	-202,5	0,524
8,8%	2.000	-473,4	-148,1	0,519
22%	5.000	-455,9	-130,3	0,538
44%	10.000	-475,0	-132,8	0,525
66%	15.000	-479,4	-137,4	0,526
77%	17.500	-459,3	-152,7	0,521
88%	20.000	-438,3	-169,6	0,502
100%	22.615			

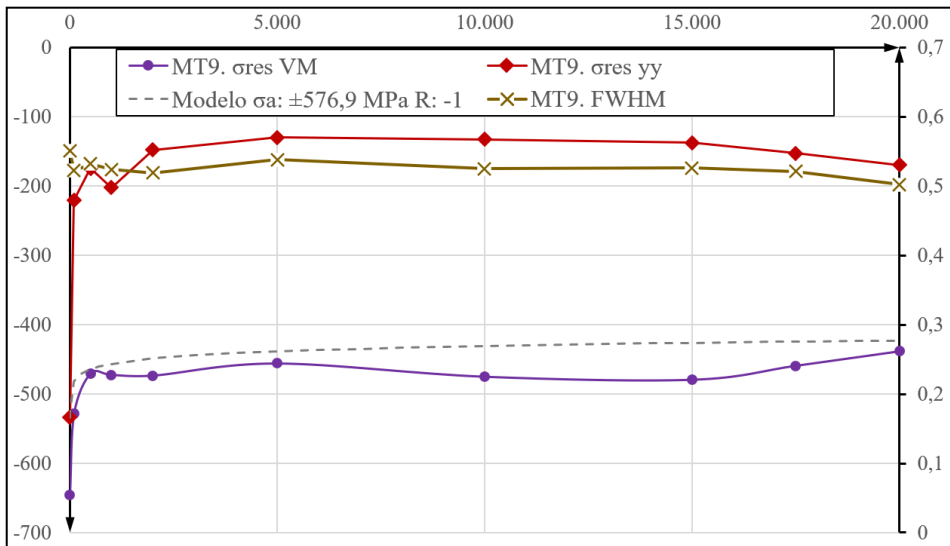


Figura 12-10. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MT9.

En el caso MT9, se observa una severa relajación de tensiones residuales en los primeros 100 ciclos, en los que la tensión residual se reduce ampliamente en 313 MPa, lo que representa el 58% de la tensión residual inicial. Tras esta importante fase de relajación, se observa cierta dispersión en los valores obtenidos en las mediciones de la tensión residual. Sin embargo, la misma tiende a estabilizar su reducción, resultando bastante estable en la mayor parte de los ciclos de vida de fatiga. La tensión residual estabilizada se puede fijar aproximadamente en -150 MPa, aunque se observa en los ciclos finales cierta recuperación de la tensión residual de compresión. Esta recuperación puede deberse a la dispersión tanto en la medición como en el valor de tensión residual en el momento de la medida o a un reequilibrado de las tensiones internas causado por una alta tensión aplicada de tracción, análogo al fenómeno observado en el Capítulo 10.

El modelo de predicción de referencia, en este caso con una σ_a : $\pm 576,9$ MPa queda ampliamente escaso en su predicción de la relajación, debido a la alta influencia que la tensión media de tracción tiene al favorecer la relajación de tensiones residuales.

12.3 Resultados de los ensayos cíclicos con tensión media de compresión

El resultado de los ensayos de relajación de tensiones residuales con carga cíclica con tensión media de compresión se presenta de una manera similar apartado anterior.

Probeta MC1

El ensayo de la probeta MC1, con σ_a : $\pm 733,65$ MPa y σ_m : -244,55 MPa, lo que implica una relación de carga R: -2, se ha realizado en trece pasos. De los casos estudiados con tensión media de compresión es el único que presenta fractura, ya que el resto de los

casos acaban como *run-out* tras 10^6 ciclos. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 12-13** y en la **Figura 12-11**.

Tabla 12-13. Resultados del ensayo MC1.

Caso MC1 (σ_a : $\pm 733,65$ MPa / σ_m : -244,55 MPa)				
n/N	N (ciclos)	$\sigma_{res\ VM}$ (MPa)	$\sigma_{res\ yy}$ (MPa)	FWHM (°)
0,0%	0	-627,9	-526,1	0,571
0,1%	100	-446,6	-212,8	
0,4%	300	-445,3	-165,9	
0,7%	500	-440,5	-164,8	
1,4%	1.000	-430,9	-168,9	
4,1%	3.000	-435,2	-154,9	
6,8%	5.000	-406,4	-146,0	0,593
14%	10.000	-395,5	-132,1	0,584
27%	20.000	-283,7	-78,6	0,564
54%	40.000	-229,0	-64,3	0,566
68%	50.000	-207,0	-62,1	0,554
81%	60.000	-169,3	-29,3	0,541
95%	70.000	-141,3	-30,6	0,540
100%	73.649			

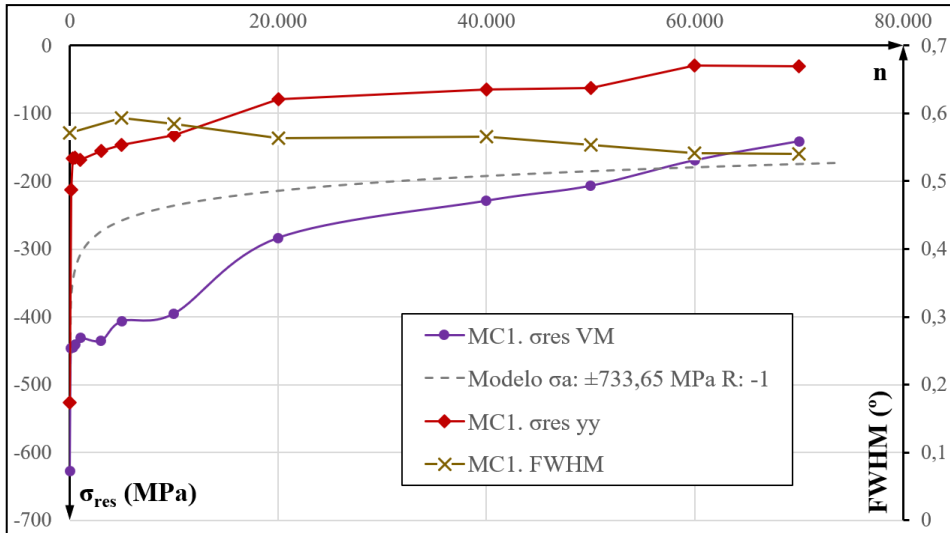


Figura 12-11. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MC1.

En el caso MC1, se observa una importante relajación de tensiones residuales en los primeros 300 ciclos, en los que la tensión residual se reduce en 361 MPa, lo que representa el 68% de la tensión residual inicial. A partir de este punto se observa una suave y progresiva reducción de la tensión residual que se prolonga hasta el último de los ciclos. Esta relajación continuada está relacionada con la alta tensión aplicada y con la tendencia de *cyclic-softening* del material. Al finalizar los ciclos de fatiga, la tensión residual en la superficie prácticamente ha desaparecido, presentado una magnitud de -30 MPa.

El modelo de predicción de referencia para la carga alterna aplicada predice una menor relajación de tensiones, mostrando claramente la influencia que tiene la tensión media de compresión en el aumento de la relajación de tensiones.

Probeta MC2

El ensayo de la probeta MC2, con σ_a : $\pm 607,49$ MPa y σ_m : -244,55 MPa, lo que implica una relación de carga R: -2,348, se ha realizado en seis pasos. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 12-14** y en la **Figura 12-12**.

Tabla 12-14. Resultados del ensayo MC2.

Caso MC2 (σ_a : $\pm 607,49$ MPa / σ_m : -244,55 MPa)				
n/N	N (ciclos)	$\sigma_{res VM}$ (MPa)	$\sigma_{res yy}$ (MPa)	FWHM (°)
0%	0	-672,9	-547,8	0,547
1%	10.000	-539,2	-244,4	0,549
5%	50.000	-533,7	-237,8	0,543
25%	250.000	-514,2	-244,3	0,549
50%	500.000	-503,1	-216,6	0,543
75%	750.000	-491,9	-225,6	0,562
100%	1.000.000	-510,3	-230,1	0,549

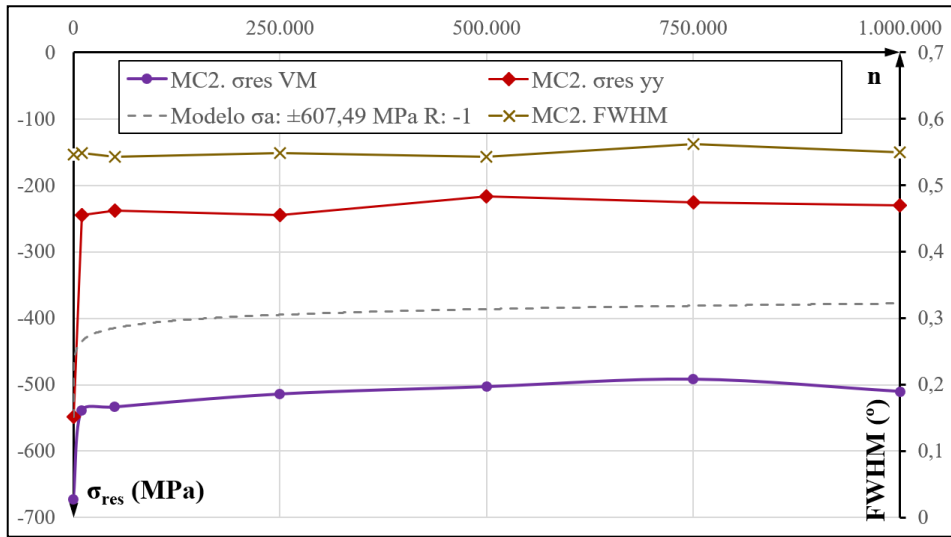


Figura 12-12. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MC2.

En el caso MC2, se observa una importante relajación de tensiones residuales en los primeros 10.000 ciclos, en los que la tensión residual se reduce en 304 MPa, lo que representa el 55% de la tensión residual inicial. Aunque esta relajación se detecta tras 10.000 ciclos, este nivel de relajación se alcanza tras una cantidad mucho menor de ciclos. Seguramente sea tras unos 100 ciclos, de manera similar a lo que observa en el caso MC3. En cualquier caso, se debe tener en cuenta que este periodo inicial de 10.000 ciclos representa el 1% de la vida útil de la probeta. A partir de este punto y hasta la parada del ensayo, la tensión residual en la superficie mantiene un nivel estabilizado, fijado en -230 MPa.

El modelo de predicción de referencia para la carga alterna aplicada, σ_a : $\pm 607,49$ MPa, predice claramente una menor relajación de tensiones. Esto demuestra que la tensión media de compresión favorece la relajación de tensiones residuales.

Probeta MC3

El ensayo de la probeta MC3, con σ_a : $\pm 611,38$ MPa y σ_m : $-366,83$ MPa, lo que implica una relación de carga R: -4 , se ha realizado en diez pasos. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 12-15** y en la **Figura 12-13**.

Tabla 12-15. Resultados del ensayo MC3.

Caso MC3 (σ_a : $\pm 611,38$ MPa / σ_m : $-366,83$ MPa)				
n/N	N (ciclos)	$\sigma_{res\ VM}$ (MPa)	$\sigma_{res\ yy}$ (MPa)	FWHM (°)
0,0%	0	-630,1	-532,0	0,552
0,01%	100	-514,2	-208,7	0,554
0,1%	1.000	-490,4	-189,2	0,542
1,0%	10.000	-465,3	-177,3	0,551
5%	50.000	-466,8	-160,5	0,555
10%	100.000	-445,2	-155,3	0,561
20%	200.000	-457,9	-165,8	0,573
40%	400.000	-467,0	-160,9	0,554
60%	600.000	-453,7	-157,2	0,547
80%	800.000	-453,3	-150,0	0,548
100%	1.000.000	-440,3	-150,6	0,540

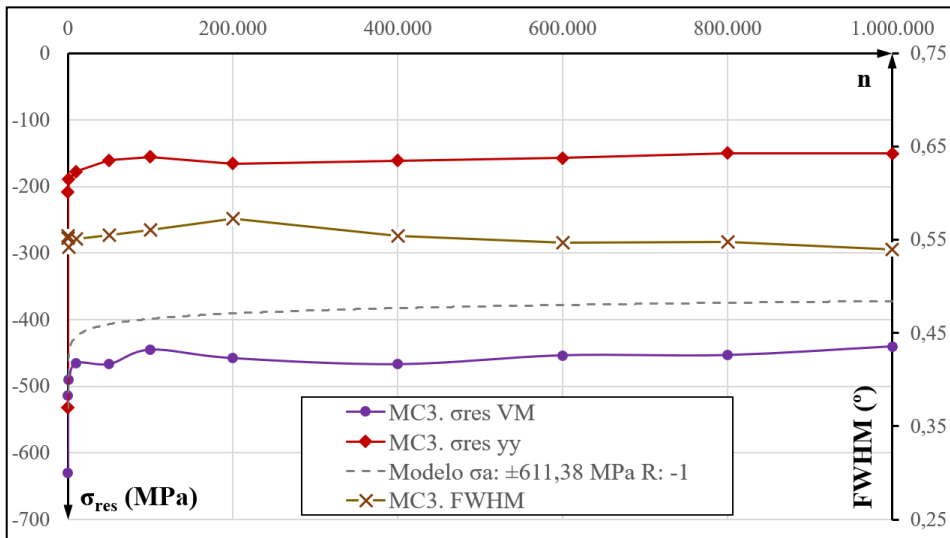


Figura 12-13. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MC3.

En el caso MC3, se observa una importante relajación de tensiones residuales en los primeros 100 ciclos, en los que la tensión residual se reduce en 323 MPa, lo que representa el 60% de la tensión residual inicial. A partir de este punto y hasta la parada del ensayo, la tensión residual en la superficie mantiene un nivel estabilizado, fijado en -155 MPa.

El modelo de predicción de referencia para la carga alterna aplicada, $\sigma_a: \pm 611,38$ MPa, predice claramente una menor relajación de tensiones. Esto demuestra una vez más, que la tensión media de compresión favorece de la relajación de tensiones residuales.

Probeta MC4

El ensayo de la probeta MC4, con $\sigma_a: \pm 489,1$ MPa y $\sigma_m: -489,1$ MPa, lo que implica una relación de carga R: 00, se ha realizado en cinco pasos. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 12-16** y en la **Figura 12-14**.

Tabla 12-16. *Resultados del ensayo MC4.*

Caso MC4 ($\sigma_a: \pm 489,1$ MPa / $\sigma_m: -489,1$ MPa)				
n/N	N (ciclos)	$\sigma_{res VM}$ (MPa)	$\sigma_{res yy}$ (MPa)	FWHM (°)
0%	0	-678,1	-537,3	0,545
1%	10.000	-515,3	-212,4	0,553
5%	50.000	-518,9	-209,5	0,552
25%	250.000	-484,2	-160,1	0,556
50%	500.000	-497,4	-161,4	0,555
75%	750.000	-480,1	-164,0	0,563
100%	1.000.000	-484,9	-164,4	0,555

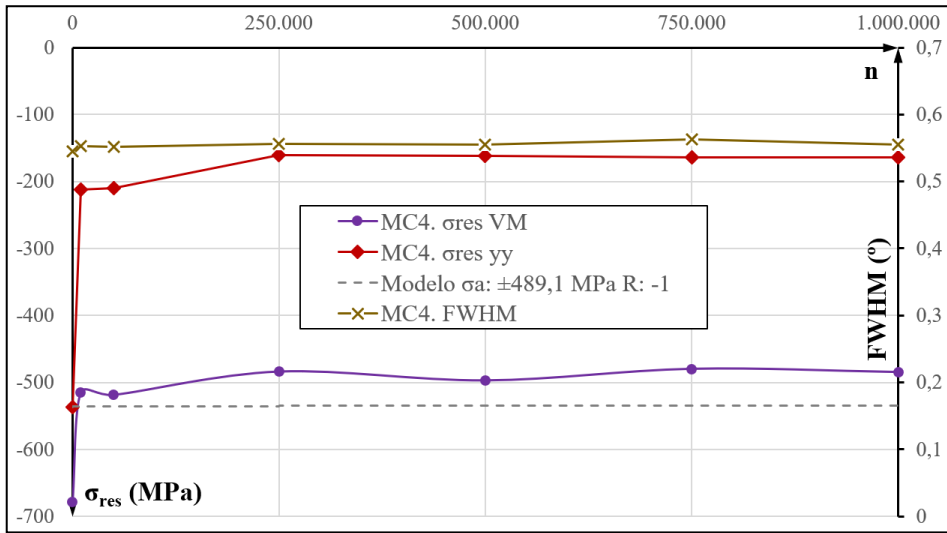


Figura 12-14. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MC4.

En el caso MC4, se observa una importante relajación de tensiones residuales en los primeros 10.000 ciclos, en los que la tensión residual se reduce en 325 MPa, lo que representa el 60% de la tensión residual inicial. Esta reducción, como en los casos anteriores, seguramente se alcance tras un menor número de ciclos. A partir de este punto, se observa una etapa de ligero descenso de la tensión residual en la superficie. Tras esta etapa y durante el 75% de los ciclos de fatiga, la tensión residual permanece en su valor estabilizado, -162 MPa.

El modelo de referencia para este nivel de tensión alterna no predice relajación de tensiones, por tanto, no es representativo como referencia. En cualquier caso, se comprueba la influencia en el aumento de relajación residual de la componente media de compresión.

Probeta MC5

El ensayo de la probeta MC5, con $\sigma_a: \pm 576,9$ MPa y $\sigma_m: -576,9$ MPa, lo que implica una relación de carga $R: \infty$, se ha realizado en once pasos. Este caso queda fuera de la zona de fluencia en el lado de compresión dentro del diagrama de Haigh, tal y como se observa en la **Figura 12-1**. La tensión aplicada mínima tiene un valor de $-1.153,8$ MPa, sobrepasando el límite elástico monotónico a compresión. Los resultados obtenidos se presentan en la **Tabla 12-17** y en la **Figura 12-15**.

Tabla 12-17. Resultados del ensayo MC5.

Caso MC5 ($\sigma_a: \pm 576,9$ MPa / $\sigma_m: -576,9$ MPa)				
n/N	N (ciclos)	$\sigma_{res VM}$ (MPa)	$\sigma_{res yy}$ (MPa)	FWHM (°)
0,0%	0	-650,7	-549,1	0,561
0,0%	100	-271,7	-101,8	0,557
0,1%	500	-283,8	-9,6	0,562
0,5%	5.000	-238,5	-70,2	0,565
1%	10.000	-252,4	-62,9	0,557
5%	50.000	-205,6	-73,4	0,570
10%	100.000	-210,1	-53,7	0,552
20%	200.000	-214,0	-66,1	0,549
40%	400.000	-223,1	-34,1	0,543
60%	600.000	-198,6	-51,8	0,551
80%	800.000	-182,1	-41,4	0,560
100%	1.000.000	-174,2	-59,0	0,553

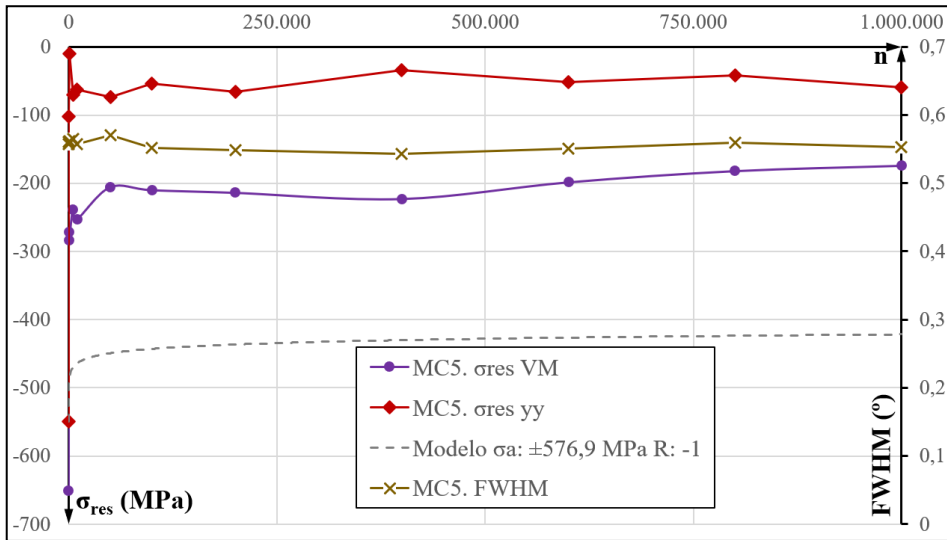


Figura 12-15. Gráfica de relajación de la tensión residual en la superficie para el caso MC5.

En el caso MC5, se observa una brusca relajación de tensiones residuales en los primeros 100 ciclos, en los que la tensión residual se reduce en 447 MPa, lo que representa el 81% de la tensión residual inicial. Incluso esta reducción se prolonga hasta casi el 100% de la tensión inicial en el ciclo 500. Este valor tan reducido de la tensión residual puede deberse a cierto grado de dispersión en el proceso de relajación o en la medida.

Después de este punto, la tensión residual permanece en su valor estabilizado de aproximadamente -50 MPa. Tras una brusca reducción cuasi-estática de la tensión residual en los primeros 100-500 ciclos, la tensión residual longitudinal de compresión en la superficie permanece con una magnitud inferior a 70 MPa durante el 99,95% de su vida útil de fatiga.

12.4 Influencia de la componente media en la relajación de la tensión residual

La comparación entre los casos estudiados para conocer la influencia de la tensión media no se puede realizar directamente, ya que como se ha visto en el Capítulo 11, el nivel de tensión aplicada marca la principal diferencia en la relajación de tensiones residuales. Por tanto, se debe establecer criterios comparativos respecto a los parámetros de las tensiones aplicadas: tensión máxima y tensión mínima, tensión alterna y tensión media.

12.4.1 Influencia de la tensión aplicada máxima o mínima

La primera comparación se establece entre los tres casos: MT1, MT5 y MT7, que producen el mismo nivel de tensión máxima: 978,2 MPa. Con ayuda de la **Tabla 12-1**, se observa que, para estos tres casos, la tensión alterna se va reduciendo a medida que la tensión media aumenta para mantener el mismo nivel de tensión máxima. La **Figura 12-16** presenta la comparación de estos tres casos en una gráfica, cuyo eje horizontal es la relación de vida útil, n/N , ya que la duración de los tres casos es distinta.

Se aprecia que la mayor tensión alterna aplicada (MT1) produce mayor relajación de tensiones residuales que las otras dos. Este aspecto está relacionado con la mayor deformación plástica que genera la tensión alterna del caso MT1, que se comprueba con la menor cantidad de ciclos que resiste, de acuerdo con la ecuación de Coffin-Manson (2-27). Respecto a los otros dos casos, parece que la mayor componente media del caso MT7 acelera la relajación de tensiones residuales respecto al caso MT5 y compensa la menor magnitud de la tensión alterna.

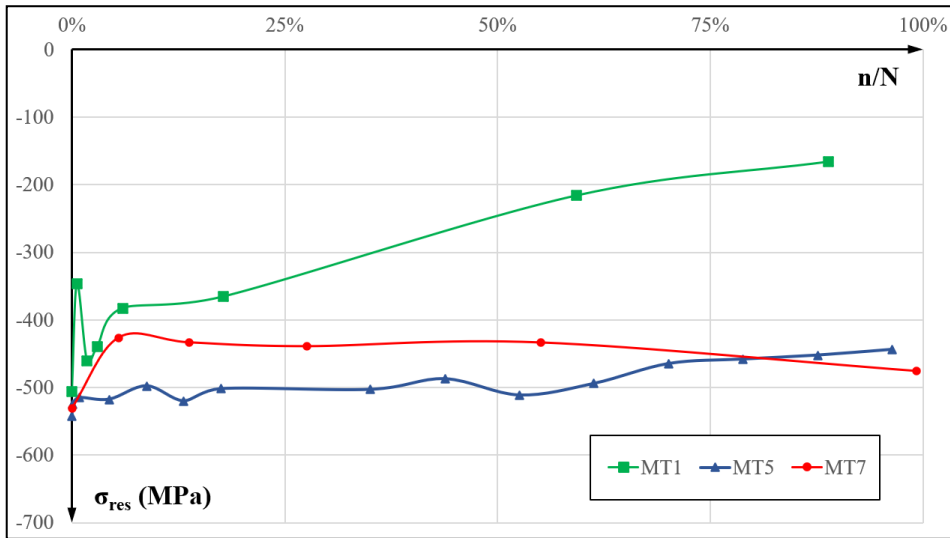


Figura 12-16. *Relajación de tensiones residuales con σ_{max} 978,2 MPa.*

En la **Figura 12-17** se presenta una segunda comparativa empleando los casos MT3 y MT6, que mantienen el nivel de tensión máxima en 1.025,6 MPa. A la vista de los resultados, y dada la escasa diferencia entre los casos MT5 y MT7, se puede concluir que, para el mismo nivel máximo de tensión aplicada, el caso con mayor tensión alterna genera una mayor relajación de tensiones residuales en la superficie.

Una comparación análoga se presenta en la **Figura 12-18**, con los casos con tensión media de compresión, MC1, MC3 y MC4, en los que la tensión mínima (lado de compresión) es la misma, -978,2 MPa. Se observa una tendencia similar a la presentada en la **Figura 12-16**, ya que los casos empleados son simétricos. Una mayor tensión alterna (MC1) produce una mayor relajación de la tensión residual. Cuando la tensión media aumenta y la tensión alterna se reduce, esta pierde su influencia en la relajación y prevalece la magnitud de la tensión mínima.

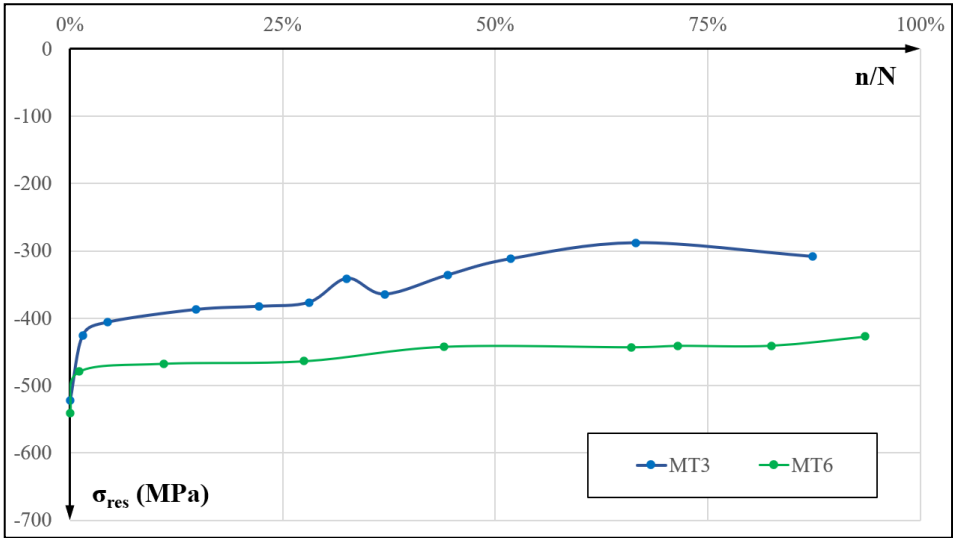


Figura 12-17. Relajación de tensiones residuales con σ_{max} 1.025,6 MPa.

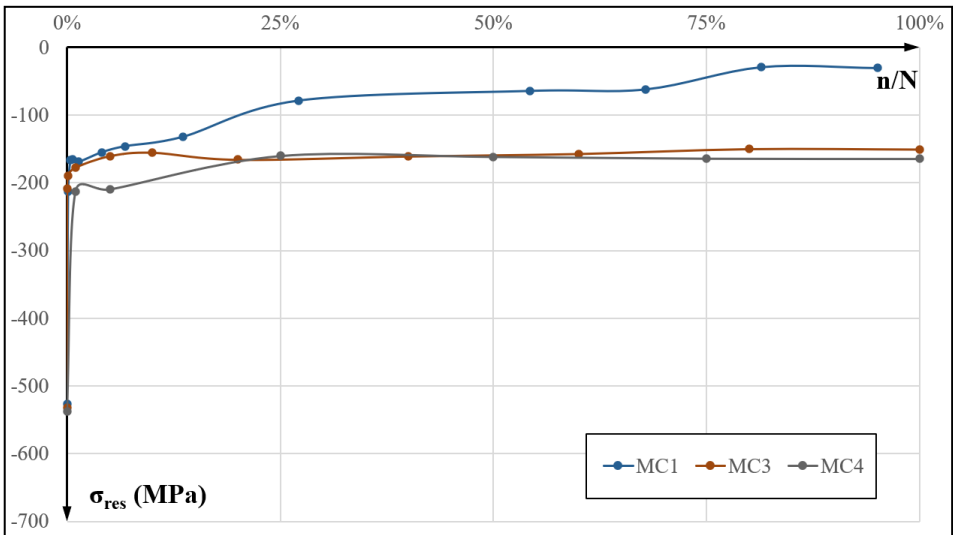


Figura 12-18. Relajación de tensiones residuales con σ_{min} -978,2 MPa.

Para concluir esta comparativa, en la **Figura 12-19** se muestran los seis casos analizados: MT1, MT5, MT7, MC1, MC3 y MC4, que mantienen la misma magnitud

de tensión máxima/mínima. De esta manera, se observa claramente la influencia del sentido de la carga media aplicada sobre una magnitud dada de tensión alterna. La tensión media de compresión facilita la relajación de tensiones residuales. Por el contrario, la tensión media de tracción frena la relajación de tensiones residuales.

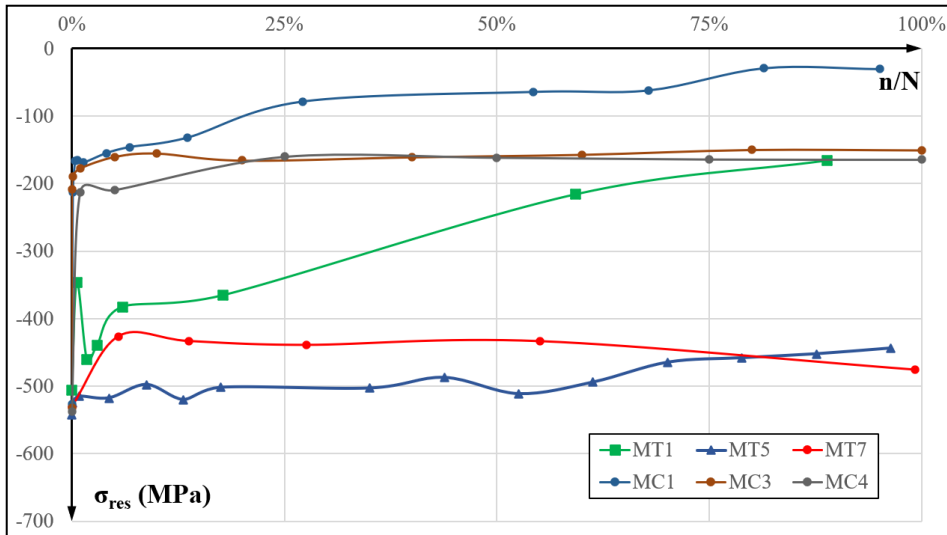


Figura 12-19. Relajación de tensiones residuales con $/\sigma_{max} / 978,2 \text{ MPa}$.

Se completa el estudio de la influencia del sentido de la tensión media aplicada con los casos en R_0 (MT7 y MT9) con tracción pura y en R_{∞} (MC4 y MC5) con compresión pura. Para cada relación de carga, los casos comparten los dos mismos niveles en la magnitud de la tensión máxima y mínima. En la **Figura 12-20** aparece su representación gráfica. Se confirman dos conclusiones ya obtenidas previamente:

- Una mayor magnitud de la tensión aplicada genera una mayor relajación de tensiones.
- La componente de tensión media de compresión genera mayor relajación de tensiones residuales.

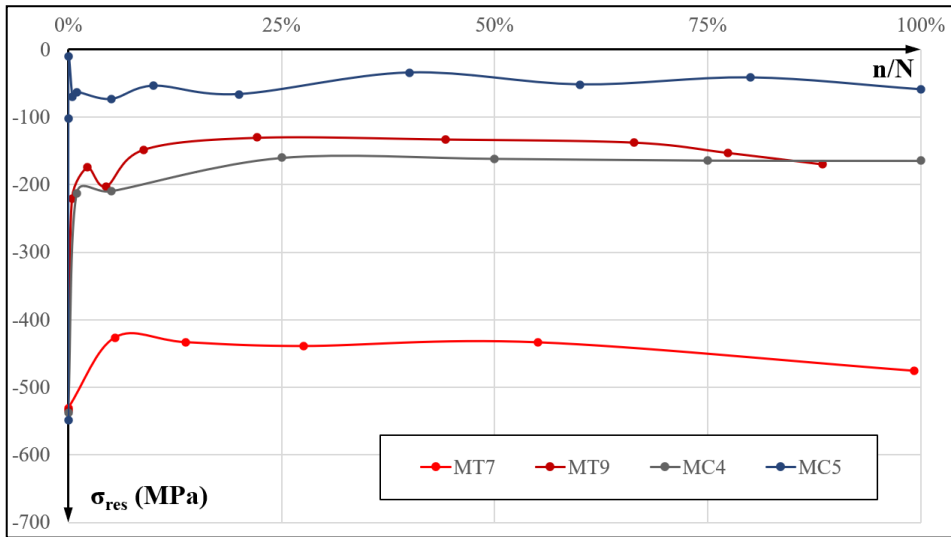


Figura 12-20. Relajación de tensiones residuales con tracción o compresión pura.

12.4.2. Efecto de la amplitud de la tensión respecto a las tensiones máximas

Hasta ahora, las comparativas se han fijado en la magnitud de la tensión máxima (tracción) o en la magnitud de la tensión mínima (compresión), viendo que la tensión mínima (con tensión media de compresión) influye más en la relajación de tensiones que la tensión máxima (con tensión media de tracción). El caso MT2 presenta una tensión máxima de 852 MPa y el caso MC2 presenta una tensión mínima de -850 MPa. Estos valores son muy cercanos al del caso A1 (también B1) que con tensión alterna pura presenta una tensión máxima y mínima de similar magnitud. Se observa en la gráfica de la **Figura 12-21** que, en la relajación de tensiones residuales, no sólo influyen los valores extremos de las tensiones si no también la amplitud de la tensión variable. Se observa que, la relajación inicial de la tensión residual es muy parecida en los casos A1, B1 y MC2. Sin embargo, con el avance de los ciclos, la mayor amplitud de la carga alterna pura, consigue desarrollar un mayor nivel de deformación que produce una mayor relajación de tensiones residuales.

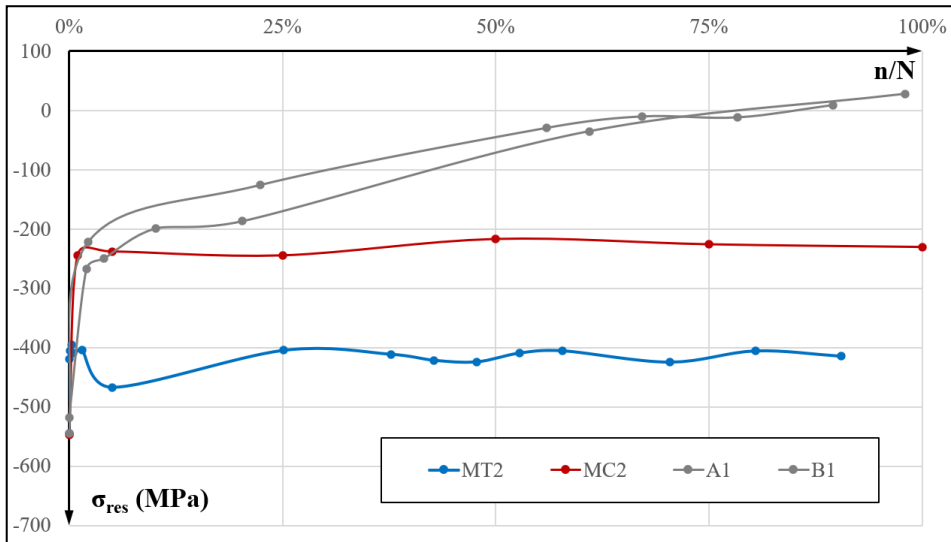


Figura 12-21. Relajación de tensiones residuales comparando tensión máxima o tensión alterna.

12.4.3 Efecto de la magnitud de la tensión media para una tensión alterna establecida

La siguiente comparativa que se propone tiene como objetivo analizar la influencia de la magnitud de la tensión media de tracción cuando la magnitud de la tensión alterna se mantiene constante. Dentro del diagrama de Haigh, se seleccionan los casos que están en la misma línea horizontal. Con los casos planteados, se obtienen dos niveles de tensión alterna que incluyen casos con distintas tensiones medias de tracción. El primero de ellos incluye los casos MT4, MT6 y MT9, que presentan una tensión alterna de $\pm 576,9$ MPa. Se observa en la gráfica de la **Figura 12-22** que, para este nivel de tensión alterna aplicada, un aumento de la magnitud de la tensión media produce un aumento de la relajación de tensión residual en la superficie. El aumento en el caso MT9 es muy significativo ya que este caso se ubica por encima del límite elástico monotónico.

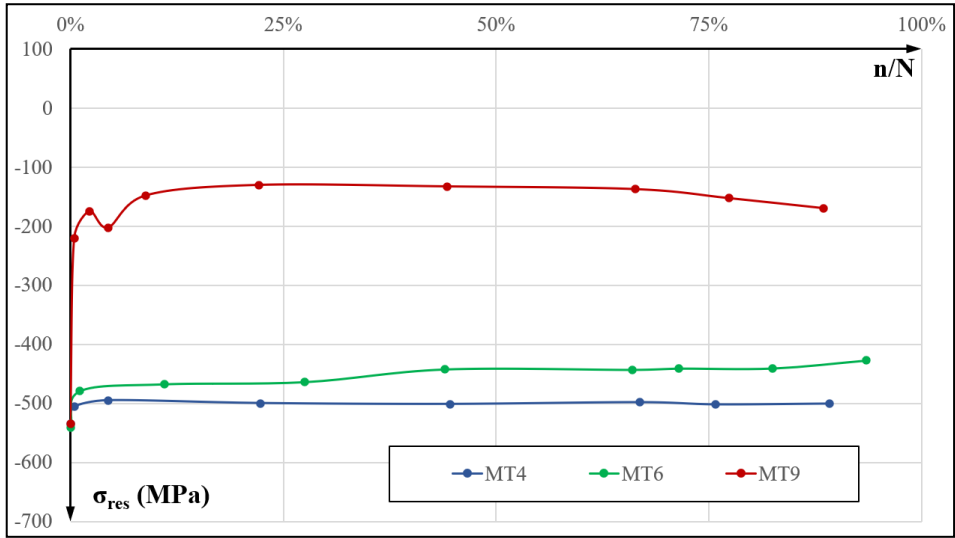


Figura 12-22. Relajación de tensiones residuales con tensión alterna constante $\pm 576,9$ MPa.

El otro nivel de tensión alterna aplicada que se puede considerar constante es el correspondiente a los casos MT2 y MT5, ya que la diferencia que presentan es menor de 4 MPa. En esta comparación, que aparece representada en la **Figura 12-23**, se observa que un aumento de la tensión media de tracción produce una reducción de la relajación de tensiones residuales.

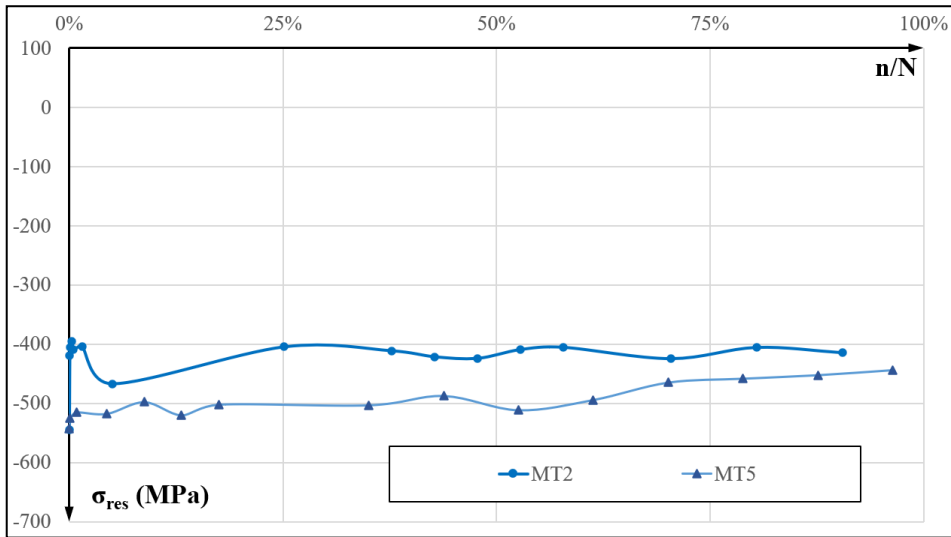


Figura 12-23. *Relajación de tensiones residuales con tensión alterna constante y tensión media de tracción.*

En función de la situación de tensión aplicada se observa que la tensión media puede aumentar o disminuir la relajación de tensiones residuales. A la vista de los datos analizados, esta variación está más relacionada con el nivel de tensión alterna que con el nivel de tensión máxima alcanzado.

El mismo análisis se puede trasladar a la situación en la que la tensión media es de compresión. Se utilizan los casos MC2 y MC3, que tienen un nivel muy similar de tensión alterna. En la **Figura 12-24** se observa que una mayor tensión media induce una mayor relajación de la tensión residual.

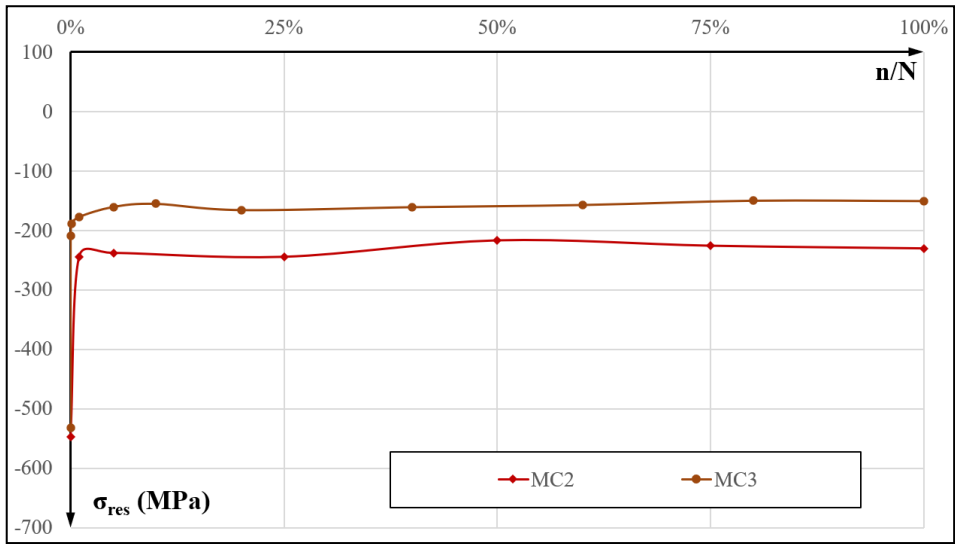


Figura 12-24. Relajación de tensiones residuales con tensión alterna constante y tensión media de compresión.

12.4.4 Efecto de la magnitud de la tensión alterna para una tensión media establecida

Se analiza ahora el efecto que tiene la tensión alterna sobre la relajación de tensiones cuando la tensión aplicada tiene componente media. Para ello, se analizan los casos que presentan la misma magnitud de tensión media pero distinta magnitud de tensión alterna. Dentro del diagrama de Haigh de la **Figura 12-1**, equivale a una comparativa desplazándose en una línea vertical. En la situación de tensiones medias de tracción se observan tres comparativas posibles. La primera se realiza con los casos MT1 y MT2. La segunda con los casos MT3 y MT4, aunque en este caso hay una diferencia de 5 MPa en el valor de la tensión media de compresión. Y la tercera utiliza los casos MT8 y MT9. Con las tres comparativas se muestra la misma tendencia. Para una tensión media de tracción fija, un mayor nivel de tensión alterna genera una mayor relajación de tensiones. En la **Figura 12-25** aparecen sólo la primera y tercera comparativa, para que su interpretación sea más visual.

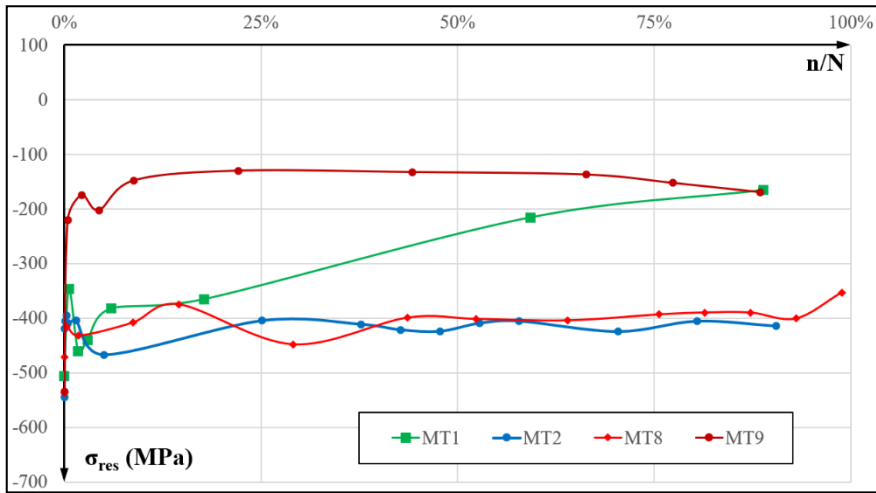


Figura 12-25. Relajación de tensiones residuales con tensión media de tracción constante.

Si la tensión media de compresión es constante, se observa la misma tendencia que en la anterior situación. Para una tensión media de compresión fijada, una mayor tensión alterna produce una mayor relajación. Esta comparativa se observa en la **Figura 12-26**.

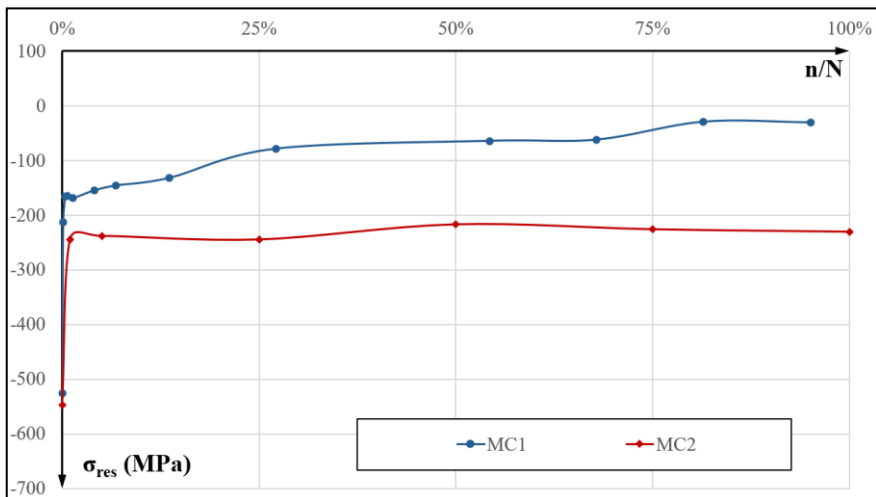


Figura 12-26. Relajación de tensiones residuales con tensión media de compresión constante.

12.5 Interpretación de la relajación de tensiones residuales bajo carga cíclica con componente media

Los casos de carga seleccionados con tensión media de tracción (ver **Tabla 12-1**) presentan un nivel de tensión mínima (hacia el lado de compresión) por debajo de la tensión umbral (entre -444,6 MPa y -437 MPa) determinada en el Capítulo 11. Esta tensión umbral indica el nivel de tensión aplicada de compresión a partir del cual comienza la relajación de tensiones por deformación plástica en el anillo exterior.

De los casos con tensión media de tracción, sólo el caso MT1, con una tensión mínima de -489 MPa, puede generar una pequeña cantidad de relajación de tensiones desde el anillo exterior. Sin embargo, se puede considerar que, en este caso, la relajación por deformaciones en compresión es muy poco significativa con respecto a la cantidad total de la relajación producida, debido a la escasa diferencia entre la tensión mínima y la tensión umbral.

Por tanto, la relajación de la tensión residual en los casos con tensión media de tracción se produce a causa de las deformaciones plásticas de tracción que ocurren en el interior de la probeta. Estas deformaciones plásticas, por equilibrio interno dentro de la sección central de la probeta, se transmiten al anillo exterior, lo que produce la relajación de tensiones.

El caso MT9 presenta una tensión máxima por encima del límite de fluencia monótonico. Sin embargo, la tensión máxima de tracción del resto de los casos de estudio está por debajo del límite de fluencia monótonico (1.084 MPa), e incluso, en algunos casos (MT2, MT4, MT1, MT5 y MT7) la tensión máxima está por debajo del *límite de fluencia efectivo* σ_{yp}^{efec} fijado en 988,4 MPa, obtenido en el Capítulo 11. Por tanto, de nuevo, se debe considerar el límite de fluencia cíclico de este material, establecido en 825 MPa, a partir de un determinado número de ciclos aplicados.

A continuación, se presenta la **Tabla 12-18**, análoga a la **Tabla 11-13**, que sintetiza el proceso de relajación de las tensiones residuales en la superficie bajo una tensión aplicada que incluye tensión media de tracción.

La tensión cíclica aplicada, si incluye una tensión media de tracción, presenta la particularidad de que, una tensión alterna de mediana/baja magnitud alcanza una tensión máxima que está por encima de los límites de fluencia (cíclico, efectivo o monotónico). Por tanto, si en el caso de carga cíclica en R_{-1} es interesante conocer el comportamiento elastoplástico del material tratado, en estos casos con cargas cíclicas que incluyen tensiones medias, es incluso más interesante. Sin embargo, en el desarrollo de esta Tesis Doctoral no ha sido posible su desarrollo.

En la **Tabla 12-18** se muestran en color azul los casos que presentan un ligero cambio del valor del FWHM a lo largo del proceso de relajación. Las variaciones del FWHM en estos casos son muy ligeras, menores que en el caso de carga cíclica en R_{-1} . Esto implica que la variación del FWHM está asociada a la amplitud de la carga variable y no a los valores de tensión máxima. En estos casos marcados en azul, excepto en el caso MT1, la tensión alterna aplicada es menor que ± 703 MPa, que es la tensión más alta en la que no se aprecian cambios del valor del FWHM en el caso R_{-1} .

Estos casos presentan una curva de relajación de la tensión residual que desarrolla un tramo ligeramente inclinado, en el que la relajación de tensiones avanza de manera progresiva, por el avance de las deformaciones plásticas. Además, estos casos presentan una duración de bajos ciclos, lo que implica, según la ecuación de Ramberg-Osgood, un importante nivel de deformaciones plásticas.

Tabla 12-18. Resultados de los ensayos de relajación con tensión media de tracción.

Caso	MT1	MT2	MT3	MT4	MT5
σ_a (\pm MPa)	733,7	607,5	683,7	576,9	611,4
σ_m (MPa)	244,5	244,5	341,9	346,0	366,8
σ_{max} (MPa)	978,2	852,0	1025,9	923,0	978,2
σ_{min} (MPa)	-489,1	-363,0	-341,9	-230,8	-244,2
N_{real}	16.875	198.847	33.791	224.280	114.119
σ_{res} relaj inicial	32%	23%	19%	5%	5%
tendencia	inclinado	estable	est+incl	estable	est+incl
σ_{est} (MPa)	165	412	300	501	454
σ_{res} relaj final	67%	24%	43%	15%	16%
$\Delta \sigma_{res}$ relaj	35%	1%	24%	10%	11%
Δ_{FWHM}	-0,04°	no	-0,02°	no	no

Caso	MT6	MT7	MT8	MT9
σ_a (\pm MPa)	576,9	489,1	477,7	576,9
σ_m (MPa)	448,7	489,1	576,9	576,9
σ_{max} (MPa)	1025,6	978,2	1054,6	1153,8
σ_{min} (MPa)	-128,2	0,0	99,2	0,0
N_{real}	90.895	181.420	171.945	22.615
σ_{res} relaj inicial	11%	10%	23%	58%
tendencia	incl+est	estable	estable	incl+est
σ_{est} (MPa)	438	445	395	150
σ_{res} relaj final	19%	16%	26%	72%
$\Delta \sigma_{res}$ relaj	8%	6%	4%	14%
Δ_{FWHM}	-0,03° (alto)	no	no	-0,05°

Los casos con tensión media de compresión (ver **Tabla 12-2**) presentan un nivel de tensión máxima muy por debajo del valor umbral para la generación de relajación de

tensiones residuales desde el núcleo. Sin embargo, en el lado de compresión, presentan una tensión mínima de compresión muy por encima del valor umbral (entre -444,6 MPa y -437 MPa) determinado en el Capítulo 11. Por tanto, la relajación de tensiones que producen está directamente asociada a la generación de deformaciones plásticas en el anillo exterior, afectado por el campo de tensiones residuales de compresión.

El caso con tensión media de compresión que presenta menor magnitud de tensión mínima es el MC2, con -852 MPa. En este caso, si se suma el valor medio de la componente longitudinal de la tensión residual a la tensión mínima aplicada, se obtiene un valor por encima de la resistencia del material (suponiendo un valor similar en compresión y en tracción).

$$\sigma_{yp} \leq -(\sigma_a + \sigma_{res}) = -(-852 - 528,6) = 1.380,6 > \sigma_{ut}$$

En el caso MC5, cuya tensión mínima es -1.153,8 MPa, la tensión efectiva resulta 1.682,4 MPa. Esta excesiva tensión inicial de compresión provoca una relajación cuasi-estática, muy severa en los ciclos iniciales, y que prácticamente anula el efecto de la tensión residual en el resto de los ciclos de la vida a fatiga.

A continuación, se presenta la **Tabla 12-19**, que sintetiza el proceso de relajación de las tensiones residuales en la superficie bajo una tensión aplicada que incluye tensión media de compresión.

En la **Tabla 12-19** se muestra en color azul el único caso que presenta un ligero cambio del valor (-0,03°) del FWHM a lo largo del proceso de relajación. Este caso es el que presenta la tensión alterna de mayor magnitud, confirmando que la variación del FWHM está asociada a la amplitud de la carga variable y no a los valores de tensión mínima. Este caso, el MC1, presenta una duración de bajos ciclos, lo que implica según la ecuación de Ramberg-Osgood, que se genera un importante nivel de deformación plástica.

Tabla 12-19. Resultados de los ensayos de relajación con tensión media de compresión.

Caso	MC1	MC2	MC3	MC4	MC5
σ_a (\pm MPa)	733,7	607,5	611,4	489,1	576,9
σ_m (MPa)	-244,6	-244,6	-366,8	-489,1	-576,9
σ_{max} (MPa)	489,1	362,9	244,6	0,0	0,0
σ_{min} (MPa)	-978,2	-852,0	-978,2	-978,2	-1153,8
N_{real}	73.649	10^6	10^6	10^6	10^6
σ_{res} relaj inicial	68%	55%	60%	60%	81%
tendencia	inclinado	estable	estable	incl+est	est
σ_{est} (MPa)	30	230	155	162	50
σ_{res} relaj final	94%	58%	71%	70%	91%
$\Delta \sigma_{res}$ relaj	26%	3%	11%	10%	10%
Δ_{FWHM}	-0,03°	no	no	no	no

Los principales datos obtenidos con los ensayos de relajación cíclica de tensiones residuales, presentados en la **Tabla 11-13**, la **Tabla 12-18** y la **Tabla 12-19**, permiten sintetizar de manera genérica el proceso de relajación cíclica de tensiones residuales, clasificando dicho proceso en tres tipos. En la práctica, la clasificación se puede dividir en dos casos extremos, pero se incluye un tercer caso, como punto medio entre los otros dos, con el objetivo de facilitar su entendimiento.

La interpretación propuesta es genérica y sintetizada. Si se entra al detalle de cada caso se observa, por ejemplo, que la magnitud de la tensión media de tracción afecta a la amplitud de la relajación cuasi-estática.

Esta representación aparece en la **Figura 12-27**. Los tres tipos de proceso seleccionado tienen en común una primera fase de relajación correspondiente al proceso cuasi-estático. Los principales características de cada tipo de proceso se describen a continuación:

- Proceso 1:

Presenta un importante nivel de relajación cuasi-estática en los primeros ciclos. Después de esta fase la relajación avanza de manera gradual, mostrando una marcada pendiente, hasta el ciclo final de rotura. El valor del FWHM muestra una significativa reducción desde su valor inicial hasta prácticamente alcanzar el valor correspondiente al material base. Este proceso se relaciona con altos niveles de tensión alterna aplicada y bajos ciclos de duración, por ejemplo, los casos A1, A2 y B1.

- Proceso 2:

Presenta un nivel medio de relajación cuasi-estática en los primera ciclos. Después la relajación avanza de manera gradual con una pendiente media o suave, con la que la reducción de la tensión residual es reducida. El valor del FWHM muestra una ligera reducción. Este proceso se relaciona con niveles altos-medios de tensión aplicada con duraciones alrededor de las decenas de miles de ciclos. Dentro de este grupo se pueden incluir el caso A3 y B2 y los marcados con color azul de la **Tabla 12-18** y la **Tabla 12-19**.

- Proceso 3:

Presenta un nivel bajo de relajación cuasi-estática en los primeros ciclos, aunque esta relajación, concentrada en los primeros ciclos, es la mayoritaria dentro de todo el proceso. Tras esta primera fase, durante el resto de los ciclos hasta la rotura, no se genera prácticamente reducción de la tensión residual y, por tanto, esta queda estabilizada. El valor del FWHM prácticamente no muestra variación en todo el proceso, únicamente en los primeros ciclos. Este proceso es propio de niveles de tensión aplicada medios-bajos correspondiente a fatiga de altos ciclos HCF. Dentro de este grupo se puede incluir el caso A4 y el resto de los casos de la **Tabla 12-18** y la **Tabla 12-19**.

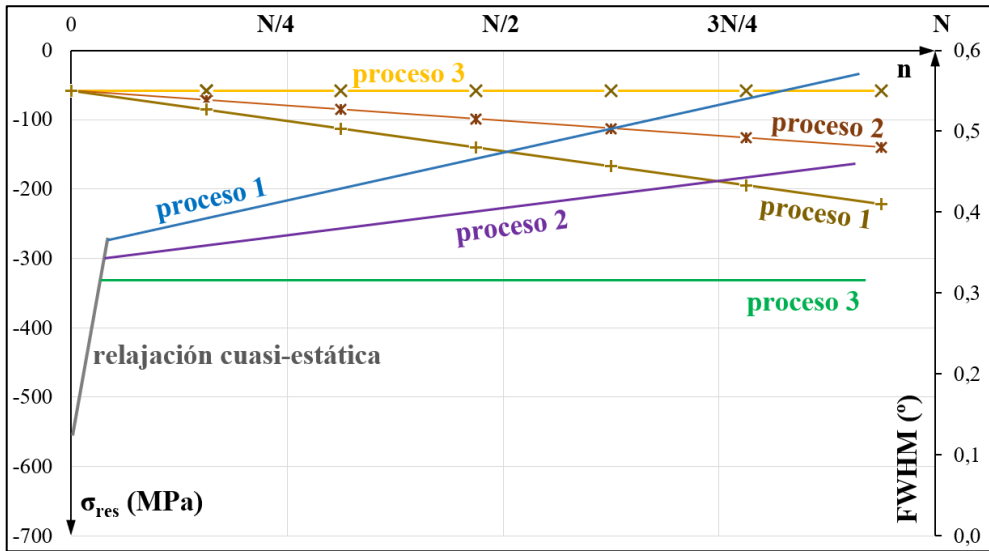


Figura 12-27. Representación esquemática del proceso de relajación de tensiones residuales.

Los casos de estudio propuestos, tanto con tensión media de compresión como con tensión media de tracción, se pueden también interpretar como una mezcla de la relajación de tensiones observada en los ensayos cuasi-estáticos (Capítulo 10) y la relajación de tensiones observada en los ensayos cíclicos con R_{-1} (Capítulo 11). En el Capítulo 10, con los ensayos cuasi-estáticos, se observaba una relajación de tensiones muy importante cuando la carga aplicada tenía una gran magnitud, pero no se observaba una variación significativa del valor del FWHM.

En varios casos estudiados se observa que, tras la importante relajación de tensiones inicial del tipo cuasi-estática, después apenas se produce una relajación por la carga cíclica aplicada (tipo proceso 3). Esto es debido a que la suma de la tensión aplicada junto con la tensión residual remanente no es capaz de generar nuevas deformaciones plásticas que produzcan la relajación de tensiones residuales. Tan sólo en algunos casos, el nivel de tensión efectiva, favorecido por la tendencia al *cyclic-softening* del

material, es capaz de producir una relajación de tensiones progresiva con el avance de los ciclos (Khadhraoui et al., 1997), (Fathallah et al., 2003).

12.6 Descripción del modelo general de predicción de relajación de tensiones residuales

En la revisión bibliográfica sobre modelos de predicción de relajación de tensiones residuales realizada en el capítulo anterior (Capítulo 11), sólo el modelo no logarítmico propuesto en el estudio de (Zhuang & Halford, 2001) de la ecuación (11-9) y su correspondiente modificado en (Yang et al., 2020) presentado en la ecuación (11-10), contemplan la relación de carga R . Sin embargo, en ningún estudio se presentan ensayos con carga aplicada con distinta relación de carga R .

Tal y como está planteado el modelo, con el factor $1/(1-R)$, una relación de carga que varía por un aumento de la tensión media de tracción (desplazamiento hacia la derecha en el diagrama de Haigh) produciría un aumento de la relajación de tensiones. En cambio, una relación de carga que evoluciona por un aumento de la tensión media de compresión (desplazamiento hacia la izquierda en el diagrama de Haigh) produciría una reducción de la relajación de tensiones. La tendencia propuesta por el modelo no se ajusta a los resultados obtenidos en los ensayos realizados en la actual investigación, tal y como se ha mostrado en los apartados anteriores.

Además, el estudio sólo añade un caso distinto al R_{-1} , el de R_0 . En la **Figura 12-28** se presenta la comparación, con una tensión alterna $\sigma_a = 0,6 \sigma_{yp}$. Como se puede apreciar, el valor de σ_{max} es $1,2 \sigma_{yp}$, por encima de la fluencia del material. Es un ejemplo muy similar al caso MT9, que muestra la misma tendencia. Este es un caso muy extremo, con una relajación inicial cuasi-estática muy severa.

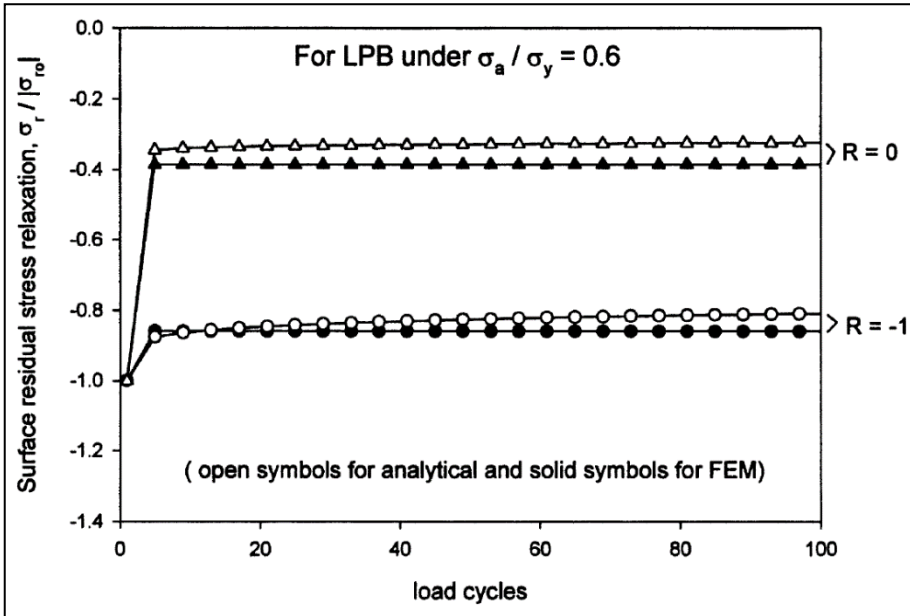


Figura 12-28. Modelo relajación con distinto R (Zhuang & Halford, 2001).

En el Capítulo 11 se ha propuesto un modelo de predicción de la tensión residual superficial con el avance del número de ciclos para distintos niveles de tensión aplicada. Este modelo sólo contempla que la tensión aplicada sea alterna. Sin embargo, tal y como se ha visto en este capítulo, la tensión aplicada puede contener una tensión media de tracción o de compresión, que influye en el proceso de relajación de tensiones residuales (ver apartado 12.4).

Se deben seguir teniendo en cuenta las limitaciones del modelo de predicción con respecto a la relajación de tensiones residuales real observada. En los casos con alta relajación cuasi-estática en los ciclos iniciales y, sobre todo, si la duración de los ciclos de fatiga es alta, el modelo logarítmico no es capaz de aproximar la severa relajación real observada. Sin embargo, el modelo seguirá con precisión la tendencia del proceso de relajación de tensiones una vez que pase la primera etapa. Además, en esta etapa inicial, el proceso de relajación de tensiones puede mostrar cierta dispersión o incluso

rizado, tal y como se ha observado con los dos tipos de ensayos cuasi-estáticos, tipo T-C y C-T.

El modelo propuesto anteriormente debe, por tanto, generalizarse e incluir la tensión media de tracción y compresión y cuantificar su influencia en la relajación de tensiones residuales. La ecuación (11-16), puede entonces transformarse en la ecuación (12-1), incluyendo la componente media de la tensión aplicada y el coeficiente β que cuantifica su efecto en la relajación. De este modo, se presenta el modelo de predicción generalizado.

$$\sigma_{\text{res}}(n) = \sigma_{\text{res}}^0 - (\sigma_{\text{res}}^0 - [\alpha \cdot \sigma_a + \beta \cdot \sigma_m] + \sigma'_{yp}) \frac{\ln(n + 1)}{\ln(N + 1)} \quad (12-1)$$

Para la correcta evaluación del modelo, es necesario calcular el coeficiente β . Para ello, se inicia el análisis para el caso de tensiones medias de tracción.

12.6.1 Obtención del modelo de predicción generalizado para tensiones medias de tracción

En la **Figura 12-22** y **Figura 12-23** se observa que la tensión media puede favorecer o frenar la relajación de tensiones de una tensión alterna dada en función de la situación de la carga. Con las gráficas presentadas en los apartados 12.2 y 12.3 se puede apreciar la diferencia entre la relajación de tensiones obtenida cuando se incluye una tensión media de compresión y la predicción del modelo en R_{-1} . Es decir, si en las figuras de los apartados 12.2 y 12.3 se observa que el modelo en R_{-1} predice muy bien la relajación de la tensión residual, entonces en ese caso, el coeficiente β tendrá un valor nulo o casi nulo. En cambio, si la diferencia entre la predicción y la realidad es significativa, el coeficiente β adquirirá un valor distinto de cero. Este valor no nulo, puede ser positivo o negativo, en función de si el modelo en R_{-1} predice una mayor relajación o una menor relajación de la que realmente se produce. Si el modelo en R_{-1} presenta una sobre-

relajación, es decir, predice mayor relajación que la relajación real, el papel del coeficiente β es reducir la relajación propuesta por el modelo inicial y, por tanto, adquiere un valor negativo. Por el contrario, si el modelo inicial en R_{-1} predice una sub-relajación, es decir, predice menor relajación que la relajación real, el papel del coeficiente β debe ser aumentar la relajación propuesta por el modelo y, por tanto, adquiere un valor positivo.

En la **Tabla 12-20** se presenta la situación de cada caso con respecto al modelo en R_{-1} . Al observarse distintos signos del coeficiente β , se confirma que la tensión media de tracción puede favorecer o retrasar la relajación de tensiones. En los casos en los que el valor del coeficiente β tiene un valor nulo, la tensión media no tiene ningún efecto añadido en la influencia de la tensión alterna en la relajación de tensiones.

Tabla 12-20. *Evolución parámetro β .*

caso	MT1	MT2	MT3	MT4	MT5	MT6	MT7	MT8	MT9
modelo	ok	sobre	sobre	sobre	sobre	ok	sub	sub	sub
β	~ 0	< 0	< 0	< 0	< 0	~ 0	> 0	> 0	> 0

Con estas premisas, mediante la iteración y corrección visual, se puede obtener el valor del coeficiente β óptimo que mejor aproxima su correspondiente modelo de predicción con la relajación real observada. Los coeficientes del β óptimo para caso vienen representados en la **Tabla 12-21**.

Tabla 12-21. *Valores de β óptimos.*

caso	MT1	MT2	MT3	MT4	MT5	MT6	MT7	MT8	MT9
β óptimo	-0,02	-0,12	-0,15	-0,23	-0,23	-0,03	0,17	0,28	0,49

Analizando los datos de la **Tabla 12-21**, se observa que, dentro del diagrama de Haigh de la **Figura 12-1**, a medida que se realiza un desplazamiento hacia la derecha se puede interpretar la evolución del coeficiente β óptimo. En la zona izquierda, más cercana al eje R_1 , la tensión media tiene poca influencia. Al desplazarse hacia la derecha, se observa que la tensión media reduce la relajación de tensiones residuales. Si el desplazamiento continúa, la tensión media de tracción deja de reducir la relajación de tensiones (caso MT6). Tras este punto, la tensión media de tracción aumenta la relajación de tensiones residuales. Además, se observa que los casos MT4 y MT5, que tienen la misma relación de carga R , presentan el mismo coeficiente β óptimo. Por tanto, se puede plantear una relación entre β óptimo y R . Para ello, se desarrolla la gráfica R - β que se representa en la **Figura 12-29**.

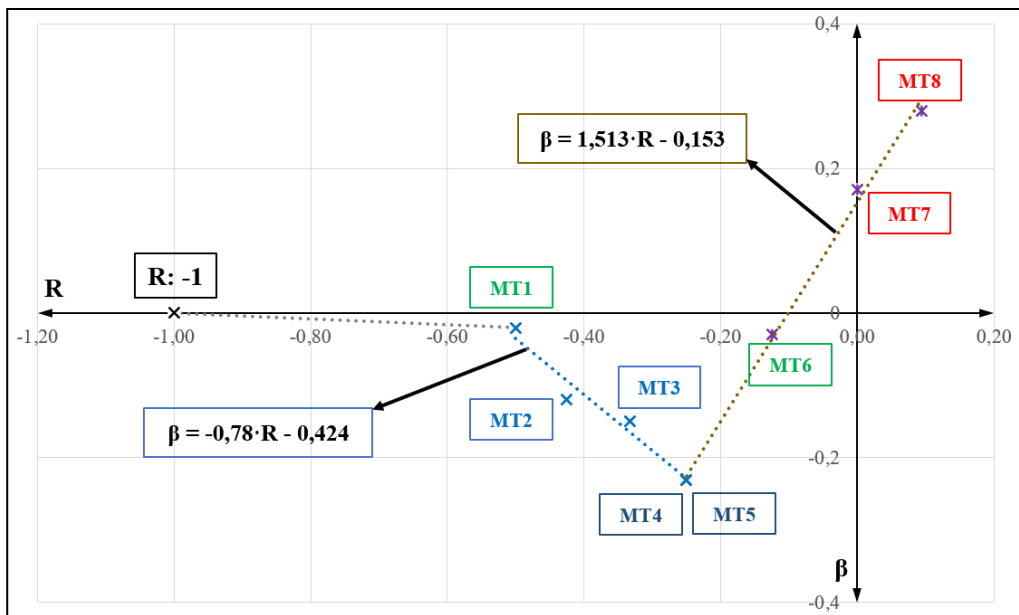


Figura 12-29. Gráfico relación β y R .

En la gráfica R - β de la **Figura 12-29**, se observa una primera tendencia lineal para el rango de R comprendido entre -0,5 y -0,25. En este rango, a medida que R aumenta su

valor, la influencia de la tensión media de tracción evoluciona desde una situación con escasa influencia a otra situación en la que frena o reduce la relajación de tensiones residuales. La relación entre R y β en este primer tramo viene definida por la ecuación (12-2).

$$\beta = -0,78 \cdot R - 0,424 \quad (12-2)$$

La siguiente tendencia lineal comienza a partir de un valor de R de $-0,25$. En este tramo, la influencia de la tensión media de tracción se revierte. Es decir, a medida que el valor de R aumenta, se reduce la influencia de la tensión media de tracción en la disminución de la relajación de tensiones residuales. Esta tendencia se prolonga hasta un R con un valor aproximado de $-0,125$ o $-0,1$, donde la tendencia de la tensión media de tracción queda anulada. A medida que el valor de R sigue aumentando desde $-0,125$ o $-0,1$ hasta el R más alto estudiado ($R: 0,094$), la influencia de la tensión media de tracción muestra un incremento de la relajación de tensiones residuales. La relación entre R y β en este segundo tramo, viene definida por la ecuación (12-3).

$$\beta = 1,513 \cdot R - 0,153 \quad (12-3)$$

El punto MT9, por estar por encima del límite de fluencia monotónico, sigue otro mecanismo de relajación similar al caso de compresión. Por tanto, no se puede incluir dentro de este planteamiento.

Por último, se estima que la influencia desde R_{-1} hasta $R_{0,5}$ es prácticamente nula, a la vista del resultado obtenido en el caso MT1. Por ello, la línea de tendencia de este tramo es prácticamente horizontal.

En la **Tabla 12-22** se presenta el valor del coeficiente β obtenido en función del valor de R , según las ecuaciones (12-2) y (12-3), para los casos analizados. Se comprueba que la desviación es muy reducida.

Tabla 12-22. Valor de β en función de R para los casos MT.

caso	MT1	MT2	MT3	MT4	MT5	MT6	MT7	MT8
β óptimo	-0,02	-0,12	-0,15	-0,23	-0,23	-0,03	0,17	0,28
$\beta \rightarrow f(R)$	-0,03	-0,09	-0,16	-0,23	-0,23	-0,04	0,15	0,30
$\beta_{\text{óptimo}} - \beta$	0,01	-0,03	0,01	0,00	0,00	0,01	0,02	-0,02

La expresión del modelo generalizado se puede escribir de acuerdo con la ecuación (12-4):

-0,5 ≤ R ≤ -0,25

$$\sigma_{\text{res}}(n) = \sigma_{\text{res}}^0 - \left(\sigma_{\text{res}}^0 - \left[\frac{\sigma_a}{\sigma'_{yp}} \cdot \sigma_a + (-0,78 \cdot R - 0,42) \cdot \sigma_m \right] + \sigma'_{yp} \right) \frac{\ln(n + 1)}{\ln(N + 1)} \tag{12-4}$$

-0,25 ≤ R ≤ 0,94

$$\sigma_{\text{res}}(n) = \sigma_{\text{res}}^0 - \left(\sigma_{\text{res}}^0 - \left[\frac{\sigma_a}{\sigma'_{yp}} \cdot \sigma_a + (1,51 \cdot R - 0,15) \cdot \sigma_m \right] + \sigma'_{yp} \right) \frac{\ln(n + 1)}{\ln(N + 1)}$$

12.6.2 Obtención del modelo de predicción generalizado para tensiones medias de compresión

El planteamiento para la obtención del modelo de predicción de la relajación de tensiones residuales en la superficie, con el avance de los ciclos para distintas tensiones aplicadas que incluyen tensión media de compresión, es distinto al presentado en el apartado anterior. Las razones son las siguientes:

- La relajación de tensiones residuales con tensión media de compresión observada en el apartado 12.3 sigue, en general, una severa reducción tipo cuasi-estática en los primeros ciclos de tensión aplicada. En el resto de los ciclos, la tensión residual

queda estabilizada. Por tanto, la relajación de tensiones está muy influenciada por la tensión mínima alcanzada.

- Plantear un coeficiente de influencia para la tensión media en función de R en el caso de compresión no tiene sentido por la indeterminación del caso R_{∞} , en el que se ubican dos de los cinco puntos de estudio.
- El caso MC1 no sigue la misma tendencia de relajación que el resto de los casos estudiados, mostrando una relajación continua y progresiva. Su relación de carga es R_{-2} . El caso MC2 presenta un R: -2,348 y el caso MC3 tiene un R_{-4} . Sin embargo, estos tres casos no son suficientes para obtener una tendencia representativa de la influencia de la tensión media.

Se plantea un modelo de predicción de relajación de tensiones residuales en la superficie, con otro coeficiente de influencia ρ de la tensión media de compresión, con el objetivo de diferenciarlo del caso con tensión media de tracción. Por tanto, el modelo viene dado por la ecuación (12-5).

$$\sigma_{\text{res}}(n) = \sigma_{\text{res}}^0 - (\sigma_{\text{res}}^0 - [\alpha \cdot \sigma_a + \rho \cdot \sigma_m] + \sigma'_{yp}) \frac{\ln(n+1)}{\ln(N+1)} \quad (12-5)$$

Donde el coeficiente α , tal y como se ha comentado en el Capítulo 11 mayor el efecto de una mayor deformación plástica generada por una mayor amplitud de tensión alterna, según la ecuación (11-13).

Tal y como se observa en la **Tabla 12-19** y en la **Figura 12-18**, para un mismo nivel de tensión mínima aplicada, -978.2 MPa de los casos MC1, MC3 y MC4, la diferente razón de amplitud A (ecuación (2-2)) muestra su influencia en la relajación de tensiones residuales cuasi-estática en los primeros ciclos y en la progresiva relajación de tensiones a medida que avanzan los ciclos. Se observa que, una razón de amplitud A

mayor, produce una mayor relajación cuasi-estática inicial y, además, es capaz de generar una relajación progresiva, a diferencia de una razón de amplitud A menor.

Dada la tendencia descrita y considerando que el modelo incluye el coeficiente α que mayor la influencia de la tensión alterna, se deduce que el coeficiente ρ propuesto debe presentar la tendencia inversa al coeficiente α . Por tanto, el coeficiente ρ se define según la ecuación (12-6).

$$\rho = \left(\frac{\sigma'_{yp}}{-2 \cdot \sigma_a} \right) \quad (12-6)$$

El coeficiente ρ debe ser negativo ya que la tensión media de compresión, que presenta signo negativo, acelera y aumenta la relajación de tensión respecto a la relajación que produciría la tensión alterna por sí sola.

De esta manera, actualizando la ecuación (12-5), el modelo de relajación de tensiones residuales en la superficie bajo carga cíclica con tensión media de compresión se puede expresar de acuerdo con la ecuación (12-7):

$$\sigma_{res}(n) = \sigma_{res}^0 - \left(\sigma_{res}^0 - \left[\frac{\sigma_a}{\sigma'_{yp}} \cdot \sigma_a - \frac{\sigma'_{yp}}{2 \cdot \sigma_a} \cdot \sigma_m \right] + \sigma'_{yp} \right) \frac{\ln(n+1)}{\ln(N+1)} \quad (12-7)$$

Desarrollando la anterior expresión (12-7), se llega a la ecuación (12-8):

-∞ ≤ R ≤ -2

$$\sigma_{res}(n) = \sigma_{res}^0 - \left(\sigma_{res}^0 - \left[\frac{\sigma_a^2}{\sigma'_{yp}} - \frac{\sigma'_{yp}}{2 \cdot A} \right] + \sigma'_{yp} \right) \frac{\ln(n+1)}{\ln(N+1)} \quad (12-8)$$

Los coeficientes ρ correspondientes a cada caso se presentan en la **Tabla 12-23**.

Tabla 12-23. Valor de coeficiente ρ de los casos MC.

Caso	MC1	MC2	MC3	MC4	MC5
ρ	-0,56	-0,67	-0,67	-0,84	-0,71

12.6.3 Aplicación del modelo de predicción generalizado para tensiones medias

Una vez definido el modelo de predicción de la relajación de tensiones residuales en la superficie con el avance de los ciclos para distintas tensiones aplicadas que incluyen tensión media, se puede particularizar para cada caso estudiado y presentar la predicción comparándola con los resultados obtenidos de los ensayos. El modelo de predicción de los casos con tensión media de tracción, sin incluir el caso MT9, aparece particularizado en las siguientes ecuaciones.

$$\text{MT1} \quad \sigma_{\text{res}}(n) = -506,1 - 33,61 \cdot \ln(n + 1) \quad (12-9)$$

$$\text{MT2} \quad \sigma_{\text{res}}(n) = -544,8 - 11,69 \cdot \ln(n + 1) \quad (12-10)$$

$$\text{MT3} \quad \sigma_{\text{res}}(n) = -522,1 - 20,15 \cdot \ln(n + 1) \quad (12-11)$$

$$\text{MT4} \quad \sigma_{\text{res}}(n) = -534,2 - 2,68 \cdot \ln(n + 1) \quad (12-12)$$

$$\text{MT5} \quad \sigma_{\text{res}}(n) = -542,5 - 7,4 \cdot \ln(n + 1) \quad (12-13)$$

$$\text{MT6} \quad \sigma_{\text{res}}(n) = -540,3 - 8,98 \cdot \ln(n + 1) \quad (12-14)$$

$$\text{MT7} \quad \sigma_{\text{res}}(n) = -530,8 - 5,87 \cdot \ln(n + 1) \quad (12-15)$$

$$\text{MT8} \quad \sigma_{\text{res}}(n) = -537 - 13,17 \cdot \ln(n + 1) \quad (12-16)$$

La comparación entre la predicción del modelo y los resultados obtenidos en los ensayos se presenta en dos gráficas, una para cada distinto tramo de influencia del coeficiente β respecto a R. La primera de ellas aparece en la **Figura 12-30** y la segunda en la **Figura 12-31**.

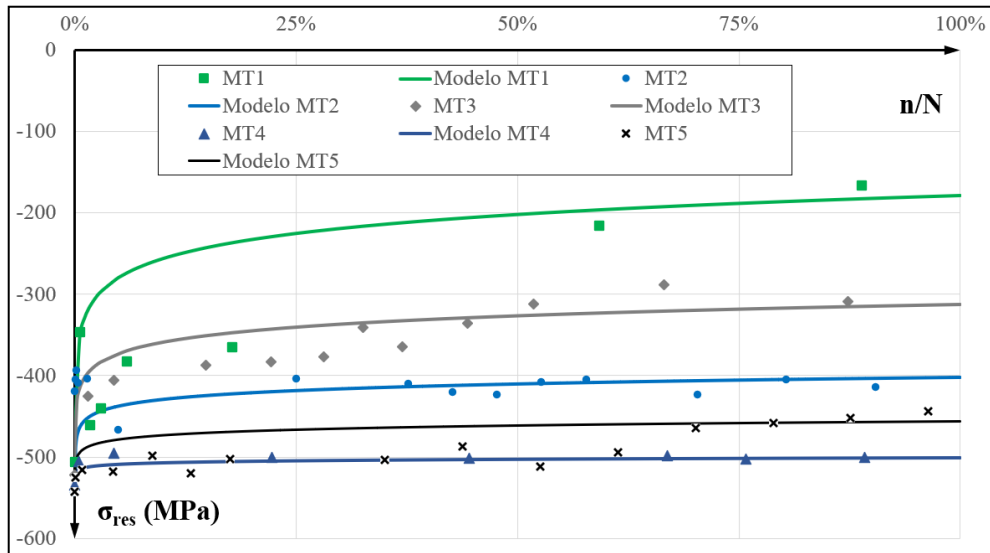


Figura 12-30. Comparación del modelo de predicción y resultados obtenidos para los casos MT (parte 1).

En general se observa que, en todos los casos el modelo aproxima correctamente la tendencia que marcan los resultados de los ensayos de relajación. Tal y como ya se ha comentado, el modelo prioriza evaluar correctamente la tendencia a la que converge la relajación de tensiones.

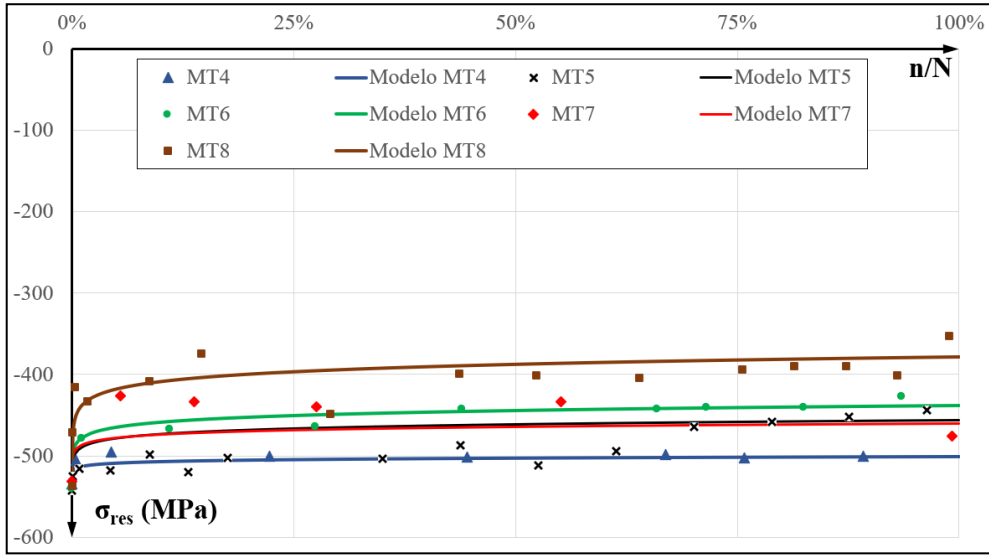


Figura 12-31. Comparación del modelo de predicción y resultados obtenidos para los casos MT (parte 2).

El valor al que converge la relajación de tensiones es muy claro en los casos en los que aparece la tensión residual estabilizada. En la **Tabla 12-24**, se compara el valor de convergencia observado con los ensayos y el valor de convergencia que indica el modelo. Se observa que la diferencia obtenida es bastante baja.

Tabla 12-24. Convergencia de la tensión residual con tensión media de tracción.

caso	MT1	MT2	MT3	MT4	MT5	MT6	MT7	MT8
predicción	-178	-402	-312	-501	-456	-438	-459	-378
ensayo	-166	-411	-310	-500	-455	-438	-445	-390
diferencia	12	-9	2	1	1	0	14	-12

El modelo particularizado para cada caso que incluye tensión media de compresión aparece en las siguientes ecuaciones.

$$\text{MC1} \quad \sigma_{\text{res}}(n) = -526,1 - 43,8 \cdot \ln(n + 1) \quad (12-17)$$

$$\text{MC2} \quad \sigma_{\text{res}}(n) = -547,8 - 24,17 \cdot \ln(n + 1) \quad (12-18)$$

$$\text{MC3} \quad \sigma_{\text{res}}(n) = -532 - 29,27 \cdot \ln(n + 1) \quad (12-19)$$

$$\text{MC4} \quad \sigma_{\text{res}}(n) = -537,3 - 29,37 \cdot \ln(n + 1) \quad (12-20)$$

$$\text{MC5} \quad \sigma_{\text{res}}(n) = -549,1 - 38,67 \cdot \ln(n + 1) \quad (12-21)$$

La comparación entre la predicción del modelo y los resultados obtenidos en los ensayos se presenta en la gráfica de la **Figura 12-32**.

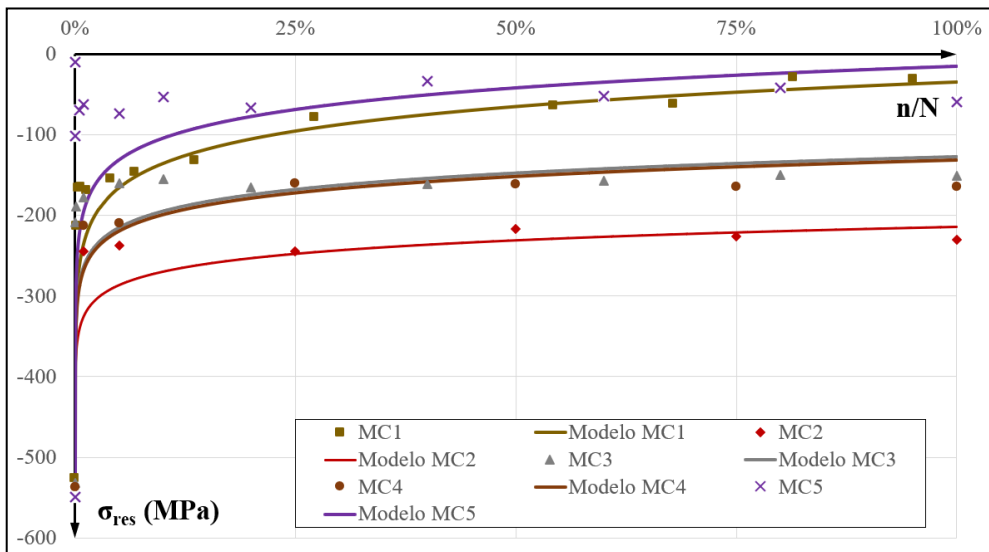


Figura 12-32. Comparación modelo predicción y resultados obtenido, casos MC.

En general, se observa que en todos los casos, el modelo aproxima correctamente la tendencia que marcan los resultados de los ensayos de relajación. A excepción del caso MC1, se observa que, dada la importante relajación cuasi-estática inicial y que el número de ciclos que dura el ensayo es un millón, el modelo logarítmico no es capaz de acercarse a la importante relajación de los primeros ciclos.

Tal y como ya se ha comentado, el modelo prioriza evaluar correctamente la tendencia a la que converge la relajación de tensiones. En este caso, la mayoría de los casos presentan una clara tensión estabilizada. En la **Tabla 12-25**, se compara el valor de convergencia o estabilizado de la tensión residual en la superficie obtenido en los ensayos y el valor que predice el modelo. Se observa que la diferencia obtenida es bastante acertada.

Tabla 12-25. *Convergencia de la tensión residual con tensión media de compresión.*

caso	MC1	MC2	MC3	MC4	MC5
predicción	-35	-214	-128	-132	-15
ensayo	-30	-224	-150	-161	-50
diferencia	5	-10	-22	-29	-35

Capítulo 13:

**ANÁLISIS
FRACTOGRÁFICO**

Capítulo 13 Análisis fractográfico

En la investigación de (Torres & Voorwald, 2002) se analiza la ubicación de las grietas en probetas de acero AISI 4340 con shot-peening, tras finalizar los ensayos de fatiga de flexión rotativa. Se indica que, si la tensión aplicada es elevada, la grieta aparece en la superficie y, por el contrario, si la tensión aplicada es reducida, el inicio de grieta tiende a localizarse en la zona sub-superficial.

Es habitual encontrar en la bibliografía estudios fractográficos con el objetivo de ubicar el inicio de grieta tras aplicar un tratamiento mecánico. Tal y como se ha comentado en el Capítulo 7, en función de la rugosidad superficial generada por el tratamiento, el mecanismo de fatiga varía. Tratamientos mecánicos como el shot-peening, que deterioran el acabado superficial, son más propensos a generar grietas en la superficie, que el campo de tensiones residuales de compresión retrasa o retiene. Esta tendencia se observa en el estudio de (Li et al., 2020) con un acero de bajo contenido en carbono tratado con distintas variantes de shot-peening y ensayado a fatiga de flexión en 4 puntos. En el estudio de (Unal et al., 2022) se presenta un análisis fractográfico muy detallado tras los ensayos de fatiga de flexión rotativa en un acero AISI 1050 tratado con distintos tipos de tratamientos mecánicos de variantes de shot-peening. En este estudio, dependiendo del acabado superficial, la ubicación del inicio de grieta varía.

En el trabajo de investigación desarrollado para esta Tesis Doctoral, la inspección fractográfica se ha centrado en las probetas del estudio de relajación de tensiones residuales bajo carga cíclica que han llegado a la rotura. Además, como comparación, se han analizado tres probetas de la variante mecanizada utilizadas en el cálculo de la curva S-N.

Para el estudio fractográfico se ha contado con el apoyo de los servicios generales de la Universidad del País Vasco, UPV/EHU, en Leioa. En colaboración con el Departamento de Microscopia Electrónica y Microanálisis de Materiales de SGiker, se

ha utilizado la técnica de Microscopía electrónica de barrido o *Scanning Electron Microscope SEM* para analizar las tres probetas mecanizadas y las tres probetas de los ensayos de relajación cíclica con R_{-1} . Además, a este estudio se ha añadido una probeta de la variante con shot-peening utilizada en el cálculo de la curva S-N.

El microscopio electrónico de barrido de emisión de campo tipo Schottky empleado es el modelo JEOL JSM-7000F. Su resolución en electrones secundarios es de 1,2 nm a 30 kV y de 3 nm a 1 kV y su resolución es de 3nm en electrones retrodispersados a 15 kV y 10 mm de distancia de trabajo. La preparación de las muestras simplemente ha requerido tronzar las probetas *hourglass* fracturadas en el plano donde comienza el hombro. En la **Figura 13-1** se observa la carga de las muestras en el portamuestras del microscopio.

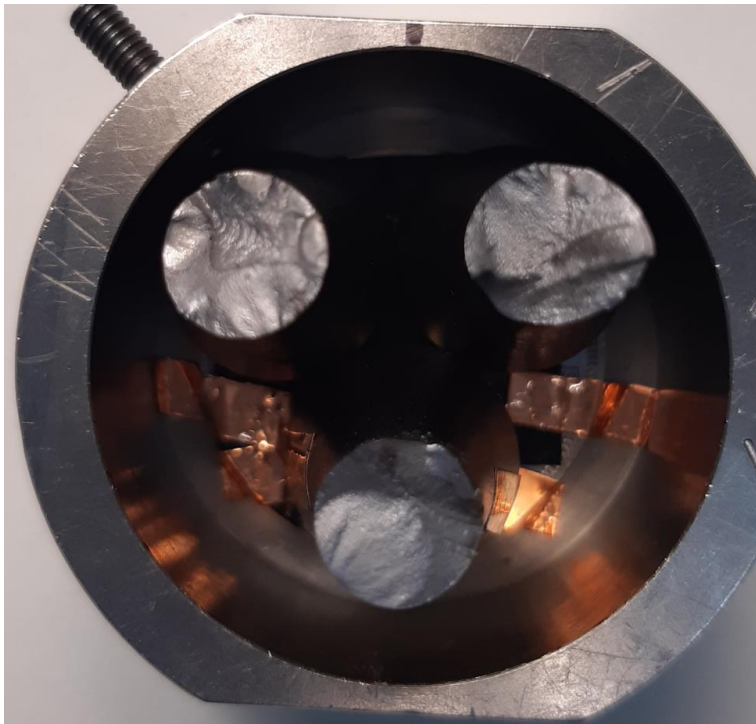


Figura 13-1. Muestras para cargarse en el microscopio electrónico.

13.1 Estudio fractográfico de probetas mecanizadas

Se han analizado tres probetas de la variante mecanizada utilizadas en los ensayos de fatiga para el cálculo de la curva S-N por medio de la técnica SEM, con el objetivo de conocer el comportamiento del avance de las grietas en el material base. Las probetas que se han seleccionado corresponden a los ensayos con los siguientes niveles de tensión aplicada: ± 795 MPa, ± 749 MPa y ± 703 MPa. Esta selección intenta corresponderse con los niveles de tensión aplicada empleados en los ensayos de relajación cíclica con R_{-1} (A1: ± 849 MPa, A2: ± 776 MPa y A3: ± 703 MPa).

Las imágenes de las secciones de fractura de los tres casos se presentan en la **Figura 13-2**. Se observa que, a medida que aumenta el nivel de tensión aplicado, crece el número de inicios de grieta, presentando una propagación más brusca. En la **Figura 13-2 b)** se llegan a apreciar ligeras grietas en las zonas internas de la sección.

Con niveles de tensión aplicada más reducidos, la cantidad de inicios de grieta es cada vez más limitada, y se observan con mayor claridad sus correspondientes áreas de propagación. En la **Figura 13-2 c)** se aprecia la zona de propagación de la grieta por fatiga y la zona de rotura dúctil.

La aparición de varios puntos de grieta es debido a la irregular superficie que deja el proceso de mecanizado, donde es visible la huella de la cuchilla del torneado (ver **Figura 8-8**). Este perfil actúa como una ligera entalla favoreciendo la aparición de grietas.

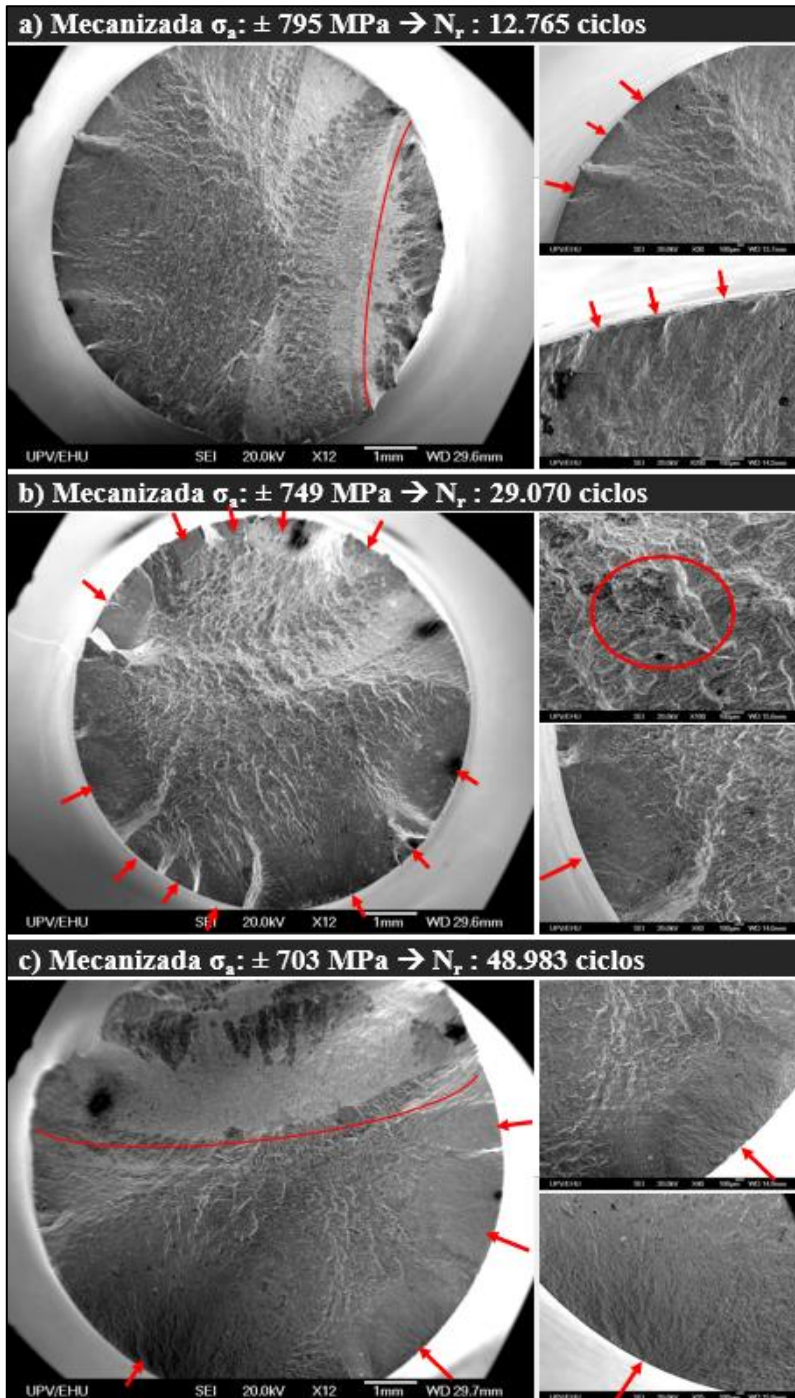


Figura 13-2. Imágenes de fractura de probetas mecanizadas.

13.2 Estudio fractográfico de las probetas A1, A2 y A3

La sección de rotura de las probetas con shot-peening de los casos A1 y A2 de relajación cíclica de tensiones residuales, correspondientes a los niveles de tensión aplicada de ± 849 MPa y ± 776 MPa respectivamente se han analizado por medio de la técnica SEM y se presentan en la **Figura 13-3** y en la **Figura 13-4** respectivamente.

En ambas probetas se muestra un perfil almenado debido a la amplia cantidad de inicios de grieta que aparecen desde la superficie, especialmente en la probeta A1, correspondiente al máximo nivel de tensión aplicada. El avance de la grieta parece bastante abrupto por las fuertes marcas que aprecian. A la vista de las imágenes, se intuye que el punto de comienzo de algunas grietas está ligeramente desplazado de la superficie, aunque con el amplio nivel de deterioro y deformaciones es complicado identificarlo con precisión. En ambas probetas se muestran grietas internas, aunque en la probeta A1 son mucho más evidentes.

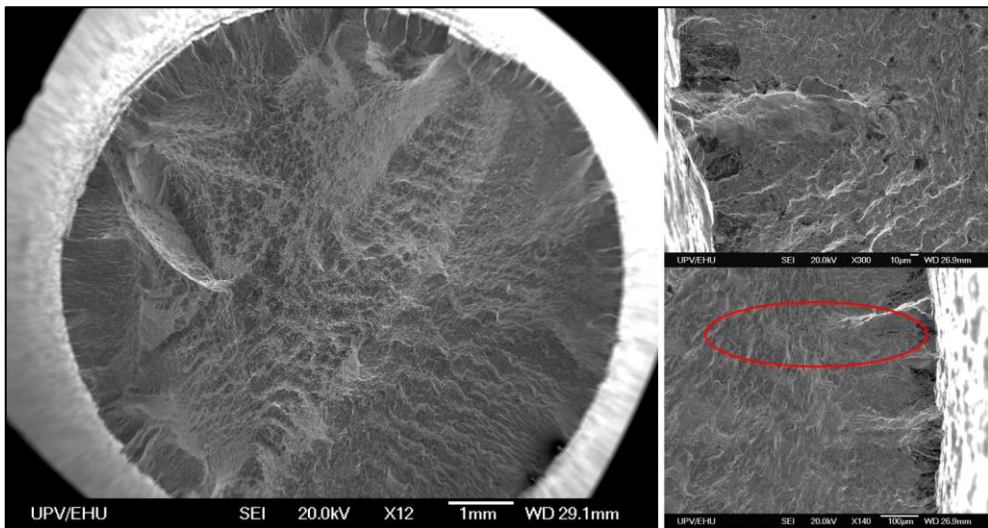


Figura 13-3. Imágenes de fractura en la probeta del caso A1 (± 849 MPa).

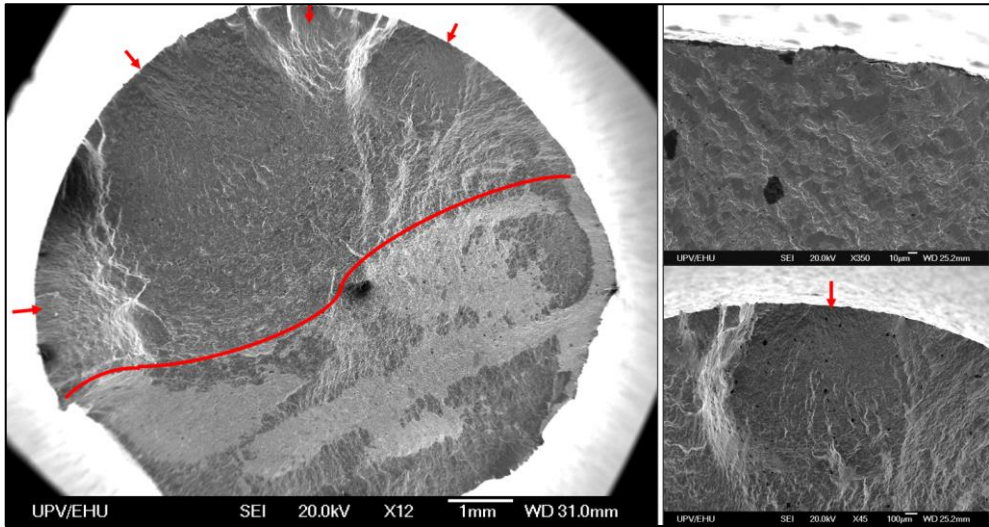


Figura 13-4. Imágenes de fractura en la probeta del caso A2 (± 776 MPa).

Al comparar la sección de rotura en los niveles altos de tensión aplicada entre la variante mecanizada y la variante con shot-peening se encuentra un aspecto similar, en el que predomina la aparición de múltiples grietas, siendo la cantidad mayor en la variante con shot-peening. Las amplias irregularidades de la superficie con shot-peening generan una mayor propensión a la aparición de grietas que la superficie de la variante mecanizada, marcada por las huellas de la cuchilla durante el torneado.

Al realizar el estudio fractográfico de la probeta A3, ensayada a un nivel de tensión de ± 703 MPa, se observa en varias zonas de la periferia una textura diferente a la del resto de la sección. Este detalle se muestra en la **Figura 13-5**. Las marcas de la textura interior siguen una trayectoria radial orientada hacia el punto de inicio de la grieta. Sin embargo, la textura de la zona perimetral tiene un aspecto más liso y su orientación es normal a la superficie. El espesor de esta zona varía en valores alrededor de 0,1 mm.

Esta textura se interpreta como la textura resultante del shot-peening, que en este caso de tensión aplicada (± 703 MPa), no desaparece con el avance de todos los ciclos de carga aplicada. Esto se basa en que el valor del FWHM permanece en un valor similar

a su valor inicial correspondiente al valor de la variante con shot-peening (ver la **Tabla 11-5** y la **Figura 11-4**). En el estudio de (Unal et al., 2022) también se observan texturas diferenciadas en la zona sub-superficial de las probetas tratadas con distintos tratamientos de shot-peening, sin embargo, este análisis se realiza antes de los ensayos de fatiga.

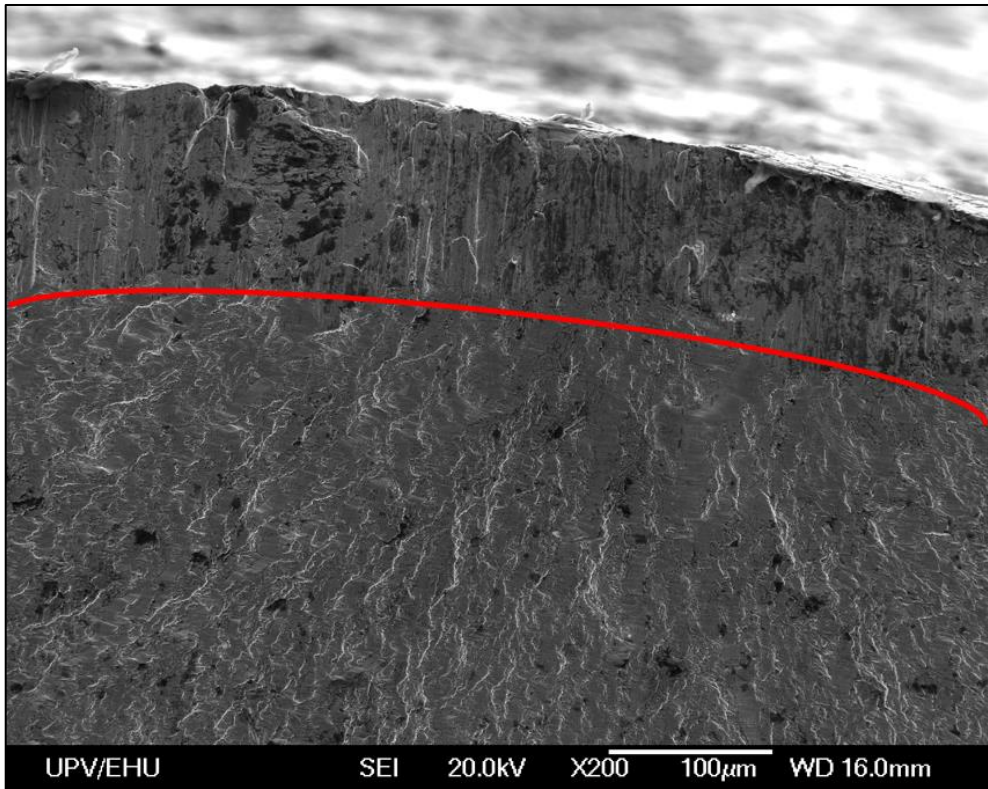


Figura 13-5. Imagen de detalle del perímetro de la probeta A3 (± 703 MPa).

En los dos casos anteriores, A1 y A2, esta capa prácticamente no se aprecia. Quizás se puede intuir en el caso A2, de manera muy difusa y leve. En las imágenes de detalle de la **Figura 13-3** y la **Figura 13-4**, se observa que la textura de la zona interior llega hasta la superficie de la probeta. Sin embargo, que no se aprecia esta textura relacionada con el shot-peening, tiene sentido por el hecho de que, en estos dos casos, el valor del

FWHM evoluciona hasta valores que se corresponden con la microestructura de la zona interior.

Con la intención de comprobar este hecho, se analiza mediante la técnica SEM otra probeta con shot-peening fracturada a un nivel de tensión igual o menor a ± 703 MPa. Por tanto, se selecciona una probeta utilizada para obtener la curva S-N, ensayada a un nivel de tensión aplicada de ± 665 MPa, cuya duración ha sido de 290.592 ciclos. En este caso, esta zona también aparece. Sin embargo, en esta ocasión, parece que ha quedado fragmentada tras la ruptura de la sección, tal y como se observa en la **Figura 13-6**.

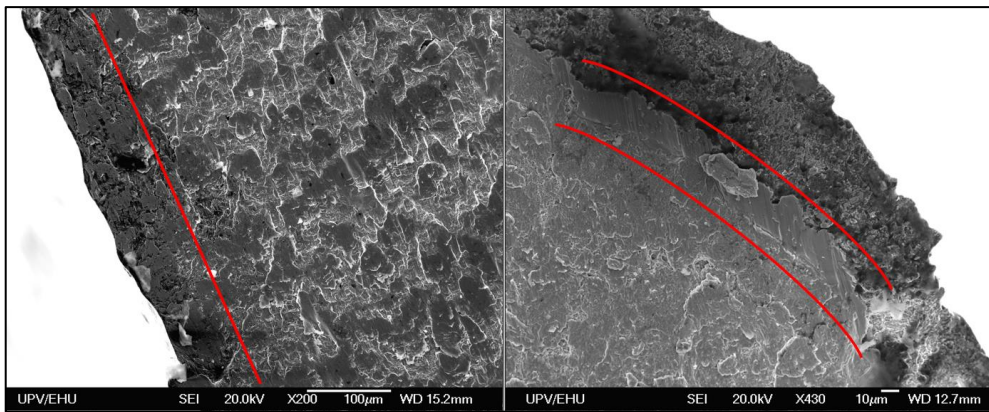


Figura 13-6. *Imágenes de detalle del perímetro de la probeta con shot-peening (curva S-N a ± 665 MPa).*

La **Figura 13-7** muestra la sección de rotura de la probeta A3. En este caso, se observa de nuevo la aparición de múltiples grietas, en menor cantidad en comparación con los casos anteriores. Las grietas que aparecen muestran claramente su zona de crecimiento y da la sensación de que el comienzo de las mismas no ocurre, en general, en la superficie, si no en la zona interior, donde termina la textura que se asocia a la zona afectada por el shot-peening.

La distribución de la propagación de las grietas es similar a la mostrada en la variante mecanizada al mismo nivel de tensión aplicada (± 703 MPa). Sin embargo, en la variante de shot-peening el número de grietas que aparecen es ligeramente mayor.

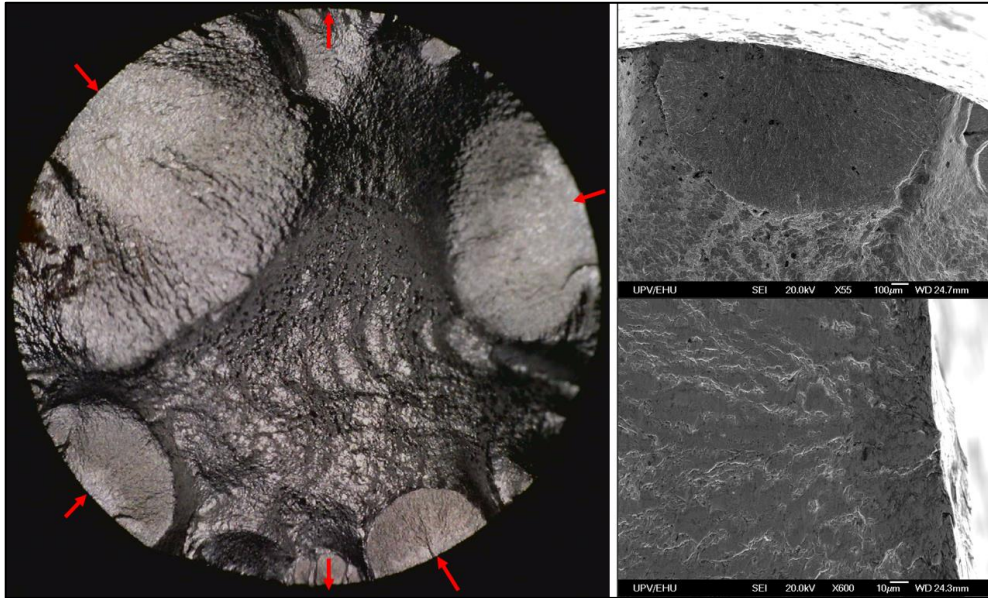


Figura 13-7. *Imágenes de fractura de la probeta del caso A3 (± 703 MPa).*

13.3 Probetas B1 y B2 con cobertura 100%

En la **Figura 13-8** se muestra la sección de rotura de las probetas B1 (± 849 MPa) y B2 (± 703 MPa), correspondientes a la variante de shot-peening con cobertura del 100%. El aspecto de la superficie fracturada es similar a las obtenidas en el anterior apartado.

La probeta B1 (± 849 MPa) presenta un claro perfil almenado con múltiples inicios de grieta y una propagación muy brusca. La probeta B2 (± 703 MPa) presenta un reducido número de inicios de grieta, que presentan claramente su zona de propagación. Sobre la superficie de la probeta se diferencia claramente la zona de propagación de la grieta por fatiga y la zona de fractura dúctil.

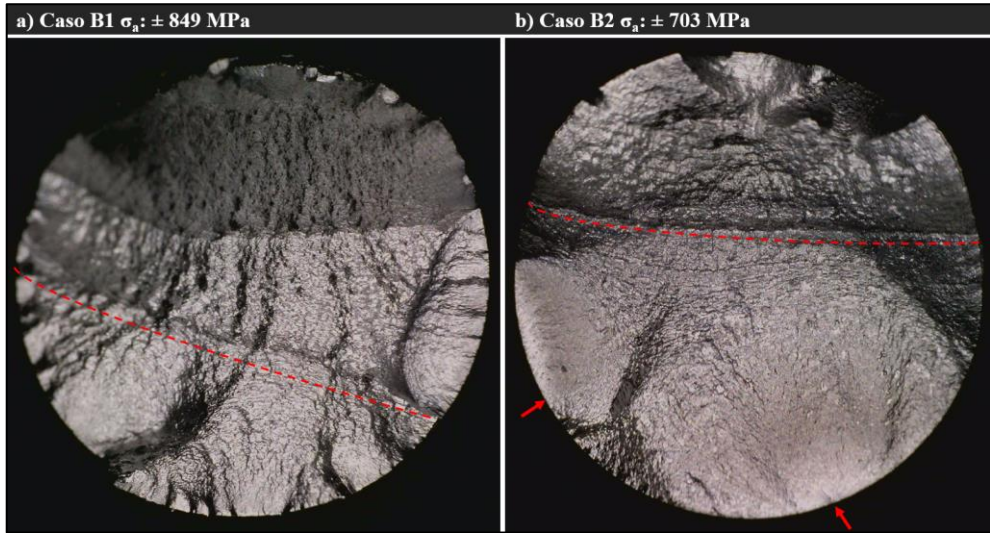


Figura 13-8. Imágenes de fractura de las probetas de los casos B1 (± 849 MPa) y B2 (± 703 MPa).

13.4 Probetas ensayo relajación con tensiones medias

La primera comparativa se establece entre las probetas MT1 y MC1, presentando ambas la misma tensión alterna $\pm 733,65$ MPa y la misma magnitud de tensión media 244,55 MPa, en dirección de tracción y de compresión respectivamente.

En la **Figura 13-9** se observa la sección de fractura de ambas probetas, donde se aprecia en ambas un amplio número de inicios de grieta. En ambos casos se puede distinguir la zona de propagación de grieta por fatiga y la zona de fractura dúctil.

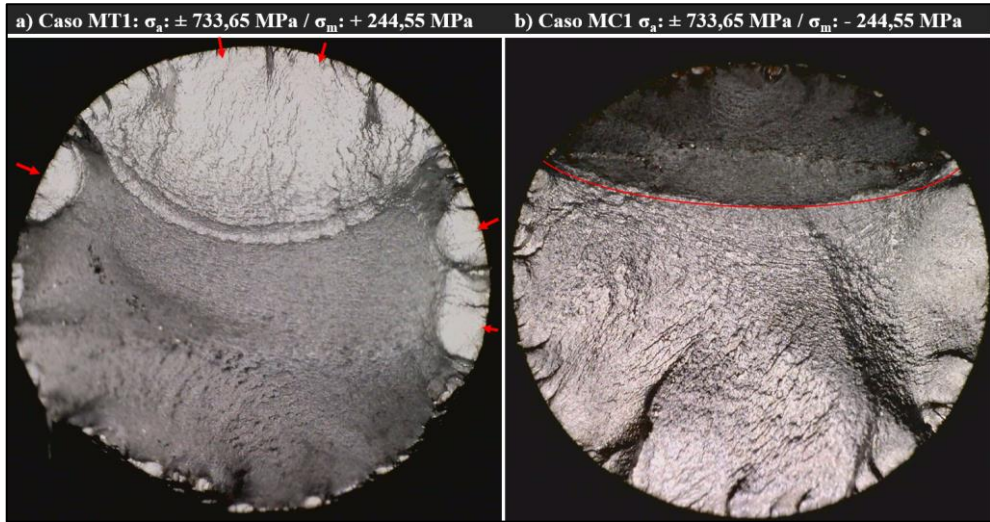


Figura 13-9. *Imágenes fractura probetas caso MT1 y MC1.*

En la **Figura 13-10** se muestra la sección de rotura de cuatro probetas: la MT2, MT3, MT4 y MT5. La probeta MT3, que tiene el mayor nivel de tensión alterna aplicado, presenta una amplia cantidad de inicios de grieta, en las que se aprecia su zona de propagación. En las otras probetas, con menor nivel de tensión aplicado, se aprecia una menor cantidad de grietas, prácticamente mostrando únicamente una grieta principal. En cada caso, está grieta es la que se propaga y avanza ampliamente hasta que se produce la fractura dúctil.

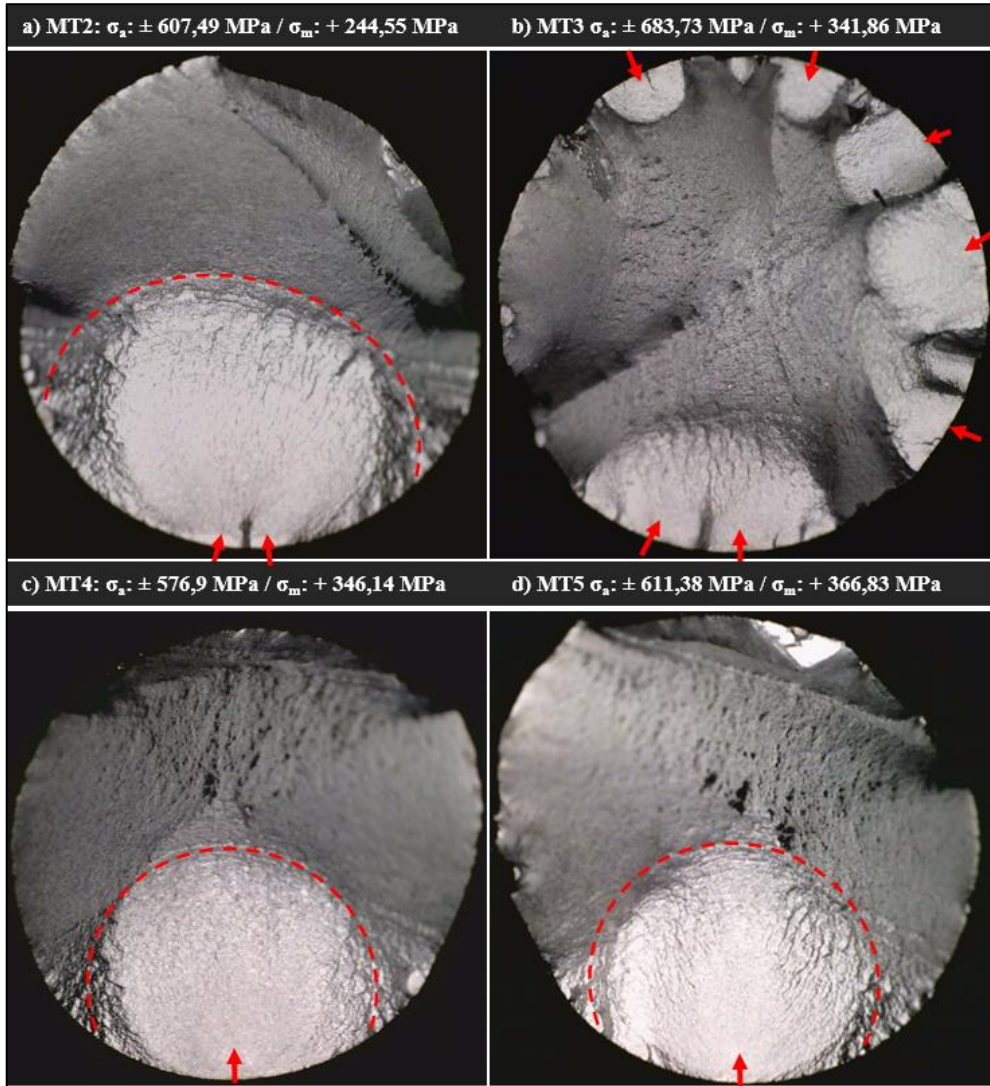


Figura 13-10. Imágenes fractura probetas caso MT2, MT3, MT4 y MT5.

En la **Figura 13-11** se muestra la sección de fractura de las probetas MT6, MT7, MT8 y MT9. El aspecto de las secciones de fractura que se observa es similar al de las anteriores probetas, en la que se presenta una (o en el caso MT6, dos) grieta principal que se propaga ampliamente hasta que se produce la fractura dúctil.

En el caso de la probeta MT9, cuya tensión máxima aplicada excede del límite de fluencia monotónico, se observan múltiples inicios de grieta y una propagación muy brusca.

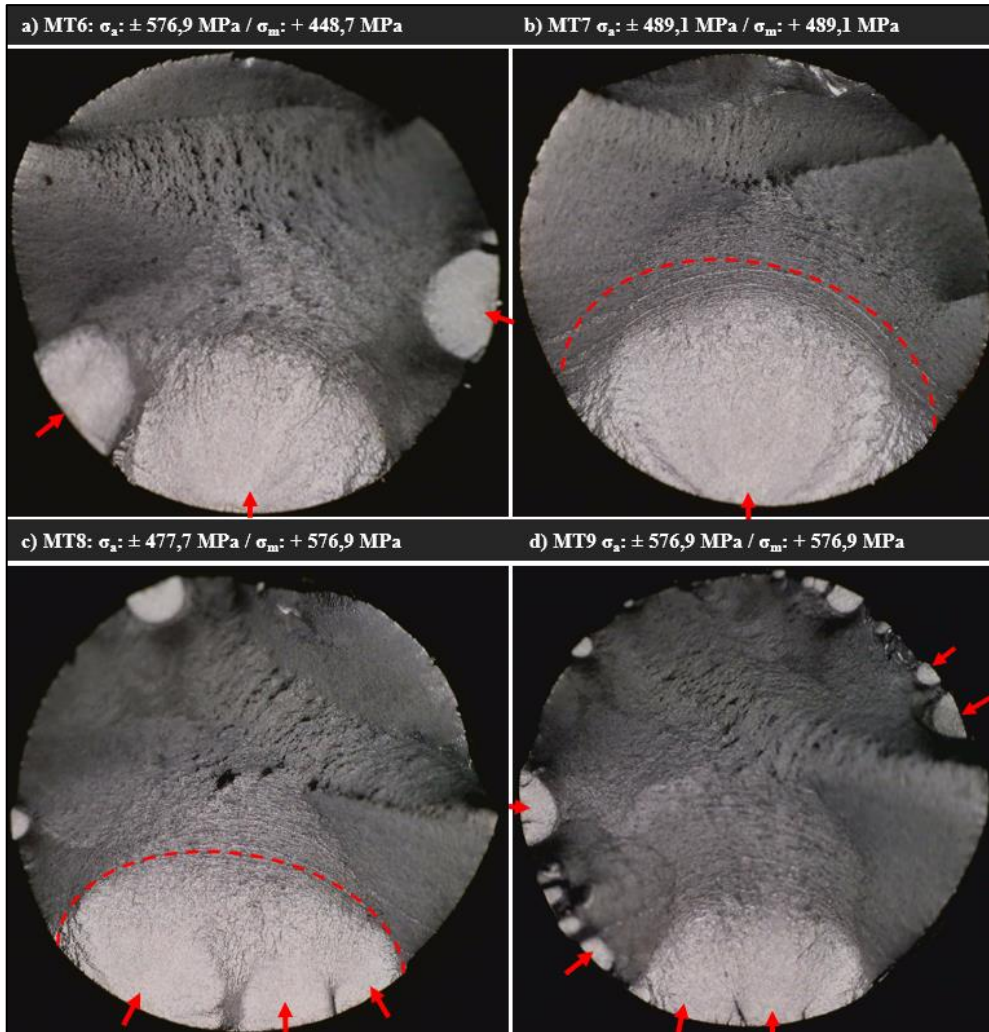


Figura 13-11. Imágenes fractura probetas caso M6, MT7, MT8 y MT9.

13.5 Detección de grietas

Durante los ensayos de relajación cíclica, en algunos casos, al llegar a un número cercano al ciclo de rotura, se producía una parada en la máquina de ensayos por pérdida de rigidez. Esta parada se produce cuando la pérdida de rigidez alcanza el 10%. Esta parada implica que la propagación de la grieta estaba muy avanzada y a punto de completarse la rotura.

Esta situación ha ocurrido en el caso A2 ($\sigma_a: \pm 776$ MPa), en el B2 ($\sigma_a: \pm 703$ MPa) y en el MT2 ($\sigma_a: \pm 607,49$ MPa y $\sigma_m: + 244,55$ MPa). En estos casos, la medición de la tensión residual se ha realizado en cuatro puntos a 90° en la periferia del plano medio de simetría de la probeta. En las mediciones se observaba una amplia dispersión, dependiendo del punto en el que se había realizado la medida:

- Brusca reducción de la tensión longitudinal y tangencial de compresión (en algún caso se producía inversión de la dirección).
- Brusco aumento de la tensión longitudinal y tangencial de compresión.

Esta dispersión, tal y como se comenta en el estudio de (Holzapfel et al., 1998) está relacionada con las tensiones que se generan cerca de la grieta que, en función de su posición y orientación, alteran la magnitud del campo de tensiones residuales.

13.5.1 Detección de grietas

En el caso de la probeta A1, con el nivel de tensión alterna más alta aplicada ($\sigma_a: \pm 849$ MPa) al llegar a los 3.000 ciclos se realizaron cuatro mediciones de la tensión residual en cuatro puntos distribuidos a 90° respecto al eje longitudinal de la probeta sobre el plano central de simetría. En una de esas cuatro mediciones se observó un valor que presentaba una cierta dispersión. La magnitud de la dispersión no era muy alta, ya que las tensiones residuales en ese momento eran muy reducidas. Sin embargo, como valor

relativo representaban casi un 35% de desviación. En esta situación, se estima que era una única grieta la que estaba produciendo la dispersión localizada en un punto de medición.

Después el ensayo continuó hasta llegar a los 4.823 ciclos, cuando el banco de ensayo se detuvo debido a la advertencia de pérdida de rigidez. En esta ocasión, la dispersión de las medidas de la tensión residual era muy significativa. Antes de terminar los ciclos que restaban para llegar a la rotura de la pieza, se utilizaron dos técnicas para visualizar las grietas superficiales.

Utilizando un microscopio óptico se pueden observar hasta tres grietas diferentes a lo largo de la circunferencia del plano central para la muestra del A1, tal y como se puede observar en la **Figura 13-12**. Se muestra que la grieta más grande, situada entre los ángulos 30° y 70° , llega a tener una longitud de casi 2 mm.

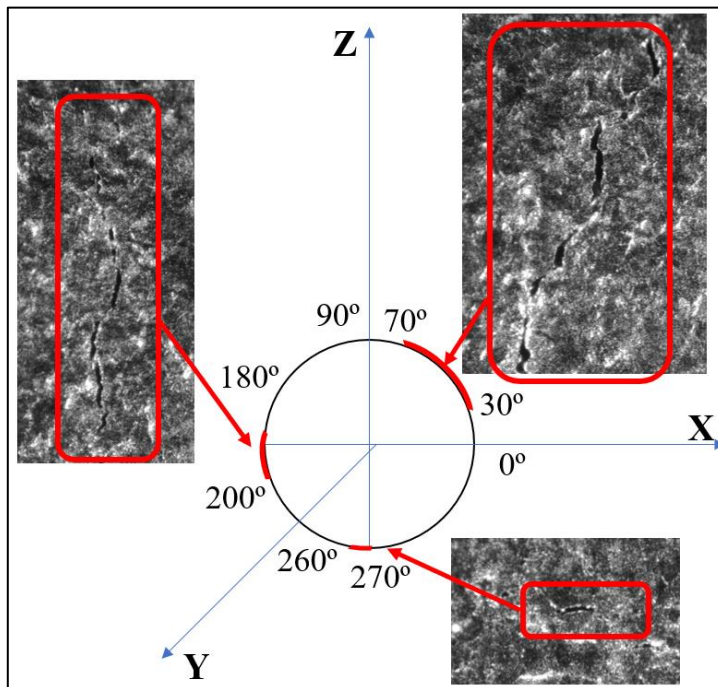


Figura 13-12. Ubicación de las grietas en la probeta A1.

Además, con esta muestra se emplea una técnica térmica de detección de pequeñas grietas propuesta por el Departamento de Física de la Escuela de Ingeniería de Bilbao de la Universidad del País Vasco UPV/EHU.

El resultado del empleo de esta técnica se observa en la **Figura 13-13**. Se observa el perfil de las grietas indicado por un cambio en la intensidad térmica (de color amarillo-naranja a rojo). Para la grieta situada a 180° se puede observar que la grieta es doble, hecho que no se detectó con el microscopio óptico.

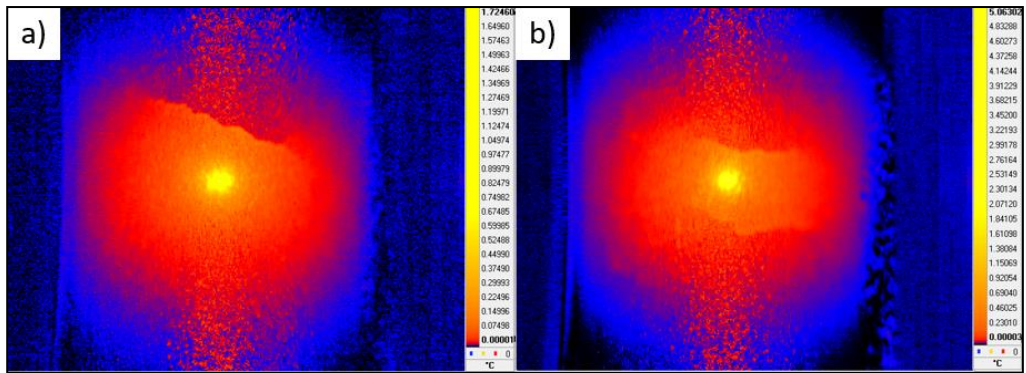


Figura 13-13. Detección grietas del caso A1: (a) 30° - 70° , (b) 180° - 200° .

Capítulo 14:

**CONCLUSIONES Y LÍNEAS
FUTURAS DE
INVESTIGACIÓN**

Capítulo 14 Conclusiones y líneas futuras de investigación

14.1 Conclusiones de la investigación desarrollada

El tratamiento de shot-peening es el tratamiento mecánico más extendido y es el estudiado y el empleado en el desarrollo de la investigación de esta Tesis Doctoral. Los principales parámetros del proceso de shot-peening son la intensidad Almen y la cobertura.

Algunos ejemplos de tratamientos mecánicos, que se pueden considerar variantes o evoluciones del shot-peening, son el WSP, SP+A, el DSP y el LSP. Además, se pueden encontrar otros tratamientos mecánicos que derivan del bruñido como son el DR y el LPB.

Los tratamientos mecánicos producen generalmente tres efectos principales sobre la superficie de la pieza tratada:

- Introducción de un campo de tensiones residuales de compresión en la zona superficial.
- El *cold-work* que introduce el tratamiento mecánico genera modificaciones de la microestructura del material tratado, que generalmente produce *work-hardening*.
- Modificación de la rugosidad e integridad superficial, que generalmente, en los tratamientos tipo shot-peening y sus variantes suele ser un deterioro.

Al aplicar un tratamiento mecánico específico sobre un material determinado se obtiene un material combinado procedente del binomio material base más tratamiento mecánico. Esta variante obtenida o material combinado presenta una integridad superficial y propiedades mecánicas propias, que afectan de manera específica a su comportamiento elastoplástico, a la relajación de tensiones residuales y al inicio y propagación de grieta. Por tanto, a su resistencia a fatiga.

La selección de un tratamiento mecánico se determina en función de las condiciones de carga exterior y de las propiedades microestructurales del material tratado. Por ejemplo, si la tensión aplicada es alta, las tensiones residuales tendrán un papel secundario en la mejora de la resistencia a fatiga debido a su rápida relajación. En ese caso, se debe valorar si el *cold-work* introducido por el tratamiento es beneficioso o no para el material tratado y primar un mejor acabado superficial.

Además de estos tres factores mencionados, las propiedades y el comportamiento del material combinado dependerán de la relación entre el área del material afectado por el tratamiento mecánico (zona exterior o superficial) y área del material ajeno al tratamiento (núcleo). Por tanto, el material combinado depende del factor de forma de la pieza tratada y de la profundidad a la que es capaz de afectar el tratamiento mecánico aplicado. Esta profundidad depende de las propiedades del material tratado y del tipo de tratamiento mecánico y sus parámetros de proceso seleccionados.

Estos factores mencionados deben tenerse en cuenta a la hora de seleccionar un tratamiento mecánico para mejorar la resistencia a fatiga de un componente mecánico fabricado con un determinado material. Por supuesto, en esa elección, principalmente en sectores de grandes volúmenes de fabricación como puede ser la industria de la automoción es primordial que el tratamiento seleccionado sea rentable. Por tanto, se primará el coste de ejecución y su compatibilidad con el proceso de fabricación del componente.

En la investigación desarrollada en esta Tesis Doctoral se ha empleado como material base el acero DIN 34CrNiMo6 templado y revenido. El tratamiento de shot-peening seleccionado genera un campo de tensiones residuales de compresión con una magnitud media de 641,7 MPa (en términos de tensión equivalente de Von Misses) en la superficie y se extiende hasta una profundidad de aproximadamente 0,18 mm.

Se ha preparado también un pequeño lote de probetas aplicándole el mismo tratamiento de shot-peening, pero con la mitad de la cobertura, es decir, el 100%. El campo de

tensiones residuales obtenido es muy similar a la variante con mayor cobertura, tanto en magnitud como en profundidad.

El material base presenta un valor del FWHM de referencia de $0,41^\circ$. El valor del FWHM está relacionado con la distorsión cristalina de la microestructura o *micro-strain*, que, en este material, corresponde con el nivel de densidades de dislocaciones. Las probetas mecanizadas presentan en la superficie un valor del parámetro del FWHM de $0,579^\circ$. Las variantes con shot-peening con cobertura 100% y con 200% presentan un valor del FWHM de $0,562^\circ$ y $0,553^\circ$ respectivamente, que representa un incremento alrededor del 37-32% con respecto al correspondiente al material base. El incremento del FWHM aparece hasta una profundidad cercana a 0,18 mm que corresponde con la profundidad de capa afectadas por el shot-peening. En esta misma capa superficial, también se observa un ligero incremento de la microdureza +1,68 HRC (+4,4%) para las variantes con shot-peening.

Se ha propuesto un método que utiliza el ajuste del perfil completo de los máximos de difracción de rayos X con una máquina de alta resolución. Este ajuste, respecto al valor del FWHM, permite discretizar el valor del tamaño de cristal o *size* y el nivel de distorsión cristaliza o *strain (micro-strain)*. Los resultados obtenidos al comparar el material base y las variantes mecanizada y con shot-peening, muestran que generalmente, el valor correspondiente al FWHM y al *strain*, siguen la misma tendencia.

Sin embargo, tras los limitados ensayos con tensión aplicada cíclica y carga térmica, los resultados muestran cierta incertidumbre. Los valores obtenidos para el FWHM y el *strain* no siguen la misma tendencia. Aunque estos resultados se pueden interpretar de manera justificada, es recomendable ampliar con más pruebas este análisis.

El shot-peening produce un incremento de la rugosidad superficial. Los valores de R_a pasan de $0,81 \mu\text{m}$ para la variante mecanizada a $1,93 \mu\text{m}$ para la variante con shot-peening. Sin embargo, el shot-peening produce una mejora de la resistencia a fatiga

bajo carga axial en R_{-1} respecto a la variante mecanizada y a la variante pulida. Los límites de fatiga se establecen en 636 MPa para la variante con shot-peening, 522 MPa para la variante mecanizada y 615 MPa para la variante pulida a espejo.

Considerando el ligero *work-hardening* generado por el shot-peening en el material y el significativo deterioro superficial, la mejora en la resistencia a fatiga que se obtiene tras aplicar el tratamiento mecánico de shot-peening se debe a la introducción del campo de tensiones residuales. Esta afirmación se refuerza al observar que la mejora de la resistencia a fatiga de la variante con shot-peening aparece con un nivel de tensión cíclica aplicada menor que $\pm 719,4$ MPa (a partir de una duración de 78.406 ciclos). Las tensiones aplicadas por encima de estos niveles umbrales de tensión, producen una relajación de tensiones residuales tan severa que hace que el tratamiento mecánico de shot-peening no sea efectivo.

La relajación de las tensiones residuales es un aspecto determinante en la eficacia de la mejora de la resistencia a fatiga. Por ello, se realiza un amplio estudio en esta investigación. La relajación de las tensiones residuales está directamente relacionada con la aparición de deformaciones plásticas. Además, el material empleado en esta investigación tiene un comportamiento elastoplástico cíclico con tendencia al *cyclic-softening*, que favorece la relajación de tensiones residuales.

En primer lugar, se realizan sencillos ensayos de relajación de tensiones residuales bajo carga cuasi-estática, con el objetivo de entender mejor la relajación de tensiones residuales para este acero tratado por shot-peening. De estos ensayos se extraen las siguientes conclusiones:

- Si la tensión aplicada es de compresión, se favorece la relajación de tensiones residuales, ya que, esta tensión aplicada se añade a la tensión residual (de compresión), y por tanto, se desarrolla un mayor nivel de deformación plástica.
- La relajación de la tensión es directamente proporcional a la magnitud de la tensión aplicada.

- Se puede establecer un límite de fluencia de efectivo σ_{yp}^e como umbral para el comienzo de la relajación de tensiones residuales. Este valor se fija en 997 MPa y 980 MPa para tracción y para compresión respectivamente.
- La fase inicial de la relajación de tensiones muestra una evolución con dispersión.
- El valor del FWHM permanece prácticamente constante tras los ensayos cuasi-estáticos.

Se realizan ensayos de relajación cíclica con cuatro niveles de tensión axial aplicada ± 849 MPa, ± 776 MPa, ± 703 MPa y ± 630 MPa en R-1. Estos casos elegidos cubren todo el rango de la curva S-N.

Se observa que una mayor tensión aplicada produce una relajación más brusca o rápida y de mayor magnitud. La relajación de tensiones se desarrolla en dos fases. En una primera fase, durante los primeros ciclos de carga, la relajación se considera cuasi-estática y es más pronunciada. Después, la relajación continua con una segunda fase mucho más extensa, pero con una reducción mucho más suavizada, de manera progresiva o incluso nula, en la que la tensión residual converge a un valor estabilizado.

Los dos primeros casos, con los mayores niveles de tensión presentan una importante relajación de tensiones residuales que continúa hasta el último ciclo antes de la rotura. En estos casos, el valor del FWHM presenta una evolución hacia el valor de referencia del material base (siguiendo el proceso de relajación tipo 1). En los otros dos casos, con los menores niveles de tensión aplicada, se observa una relajación cuasi-estática en los primeros ciclos y después la tensión residual converge a un valor que corresponde con el nivel de tensión estabilizado (siguiendo el proceso de relajación tipo 3). En estos casos, el valor del FWHM prácticamente permanece constante en todo el ensayo cíclico.

Se incluyen dos ensayos de relajación cíclica con niveles de tensión aplicada ± 849 MPa y ± 703 MPa con probetas de la variante con shot-peening con cobertura del 100%. Se observa la misma tendencia en la relajación de tensiones residuales que con la variante

con cobertura 200%. Sin embargo, en la variante con cobertura del 100% la relajación de tensiones residuales y la variación del valor del FWHM es ligeramente superior que en el caso con cobertura del 200%. Esta diferencia es tan ligera y son solo dos los casos estudiados, que es recomendable ampliar esta investigación.

Se propone una ecuación logarítmica como modelo de predicción de la relajación de las tensiones residuales en la superficie para distintos niveles de tensión axial aplicada con el avance de los ciclos de carga.

El estudio de la relajación de tensiones residuales bajo carga cíclica se amplía al añadir una componente media a la tensión alterna aplicada. Se proponen nueve casos de estudio con tensiones medias de tracción y cinco casos con tensiones medias de compresión.

Los resultados de los ensayos muestran que la tensión de compresión siempre aumenta la relajación de tensiones producida, de manera proporcional a la mayor magnitud de la tensión mínima aplicada. Sin embargo, en los ensayos con tensiones medias de tracción se observa dos tendencias en función del valor de R. Para un valor de R menor que -0,25 la tensión media reduce la relajación de tensiones. En cambio, cuando R toma un valor mayor que -0,25 se invierte esta tendencia y comienza a favorecer la relajación de tensiones residuales.

En casi todos los casos estudiados, el proceso de relajación de tensiones residuales presenta una relajación de tensiones residuales cuasi-estática muy severa en los primeros ciclos. Después de esta primera fase, la tensión residual prácticamente converge a su correspondiente valor estabilizado en el que permanece hasta finalizar el ensayo (siguiendo el proceso de relajación tipo 3). En estos casos, el valor del FWHM prácticamente no muestra ningún tipo de variación.

En dos casos estudiados, con $\sigma_a \pm 733$ MPa con $R_{-0,5}$ y R_{-2} se observa que la relajación de tensiones residuales se extiende de manera progresiva y suave hasta el final de los ciclos de fatiga (siguiendo el proceso de relajación tipo 2). En estos dos casos, el valor

del FWHM muestra una reducción hacia su valor de referencia. Se observa que, la variación del FWHM y por tanto, del nivel de la distorsión de la microestructura depende de la magnitud de la tensión alterna y no de la magnitud de la tensión máxima o mínima.

Finalmente se ha realizado un estudio fractográfico con las secciones de rotura de algunas de las probetas utilizadas en los ensayos. Se observa que se generan varios inicios de grieta y que la cantidad de grietas generadas es mayor cuando la tensión aplicada es mayor. Los inicios de grieta múltiples se deben a la rugosidad de las probetas mecanizadas y con shot-peening, observándose una mayor cantidad de grietas en la variante con shot-peening.

En las probetas con shot-peening fracturadas tras carga cíclica de menor magnitud, se puede observar una textura diferente al resto de la sección que se estima pueda ser la textura generada por el shot-peening. Esta afirmación se basa también en que los casos con tensión cíclica aplicada con menor magnitud, el valor del FWHM permanece constante en todo el proceso. En las secciones fracturadas con alta tensión cíclica, no se observa dicha textura y en estos casos, el valor del FWHM tiende al del valor base, correspondiente al del material en profundidad.

14.2 Líneas futuras de investigación

El contenido y desarrollo de esta Tesis Doctoral es amplio y completo. Sin embargo, durante el desarrollo de esta, han surgido otras ideas y opciones que por falta de recursos no se han podido desarrollar. Otras ideas no se han realizado simplemente por acotar la actual investigación o porque se pueden considerar una investigación paralela.

A continuación, se exponen una serie de ideas o propuestas para seguir investigando, tomando como punto de partida este trabajo y los anteriores trabajos realizados dentro

del grupo de investigación ADM del Departamento de Ingeniería Mecánica de la UPV/EHU con el mismo acero DIN 34CrNiMo4.

1- Determinar el comportamiento elastoplástico cíclico del acero DIN 34CrNiMo4.

Se propone adquirir un extensómetro compatible con el banco de ensayos Instron 8801 MTB (100 KN) del Laboratorio de Ingeniería Mecánica de la Escuela de Ingeniería de Bilbao de la UPV/EHU y preparar probetas compatibles con la utilización de dicho extensómetro, en principio, mecanizadas con el mismo material (DIN 34CrNiMo4), para disponer de una correlación de los resultados con los ya disponibles.

Todos los ensayos realizados en la investigación de esta Tesis Doctoral están conducidos únicamente con tensión aplicada controlada, quedando la deformación sin monitorizar. Por tanto, no se conoce el comportamiento elastoplástico del material empleado. Sin embargo, a lo largo de esta investigación se ha indicado la importancia que tienen las deformaciones plásticas en la relajación de tensiones residuales y en la resistencia a fatiga de acuerdo con la ecuación (2-26) de (Ramberg & Osgood, 1943). De hecho, no se dispone directamente del valor del límite elástico cíclico y para esta investigación ha sido estimado con ayuda de la bibliografía.

1.1- Siguiendo la misma metodología del estudio de (Branco et al., 2016) se propone obtener las propiedades cíclicas del material base, determinando el valor exacto del límite elástico cíclico y el nivel de *cyclic-softening* para cada nivel de tensión aplicada.

1.2- Con una variante con el mismo tratamiento de shot-peening que el empleado en esta Tesis Doctoral, se propone obtener el comportamiento elastoplástico cíclico de una manera similar a lo presentado en la **Figura 6-1** del estudio de (Martin et al., 1998), en la **Figura 6-2** del estudio (Schulze et al., 1996) y en la **Figura 6-6** del estudio (Altenberger, Scholtes, et al., 1999). Conociendo el comportamiento elastoplástico de la variante con shot-peening y midiendo periódicamente la tensión residual en la superficie, se puede relacionar la relajación de tensiones

residuales directamente con la aparición de deformaciones plásticas, de manera análoga a la **Figura 6-10** del estudio (Martin et al., 1998).

- 1.3- De manera análoga, se puede obtener el comportamiento elastoplástico cuando la tensión aplicada incluye tensiones medias, tanto del material base como de la variante tratada por shot-peening, analizando el desarrollo de los ciclos de histéresis, cuya predicción es más compleja y desarrollar un criterio para valorar la relajación de tensiones residuales.
- 1.4- Conocer el comportamiento elastoplástico del material, permite desarrollar un modelo de elementos finitos FEM con endurecimiento cinemático que se ajuste a los datos experimentales y facilite la predicción de otras situaciones de carga.
- 1.5- El modelo de predicción de la relajación de tensiones residuales propuesto en la ecuación (11-16) y generalizado en las ecuaciones (12-4) y (12-7), se expresa en base a tensiones. Conociendo el comportamiento elastoplástico, seguramente se pueda actualizar su aproximación de acuerdo con las deformaciones generadas por las tensiones aplicadas.

2- Visualización detallada de la microestructura: técnicas TEM y EBSD.

En los estudios de (Martin et al., 1998) y de (Altenberger, Martin, et al., 1999) se muestra como con la tecnología de Microscopía electrónica de transmisión o *Transmission electron microscopy* TEM se puede llegar a un nivel de ampliación de imagen que permite identificar el estado de la microestructura, observando, por ejemplo, el nivel de densidad de dislocaciones o maclas. Este análisis está más próximo al enfoque a través de la Ciencia de Materiales, sin embargo, este análisis permite un mayor conocimiento del estado microestructural lo que permite interpretar mejor el valor del FWHM y el comportamiento elastoplástico del material.

Este análisis por medio de la tecnología TEM se puede realizar a través del Departamento de Microscopia Electrónica y Microanálisis de Materiales de los servicios generales SGiker de la UPV/EHU en Leioa. La principal desventaja de la

aplicación de esta técnica es la preparación de la muestra, que es muy exigente. Por tanto, en primer lugar, se debe analizar la factibilidad de preparar una muestra con shot-peening inalterada.

Otra técnica comentada en esta Tesis Doctoral que tampoco se ha podido realizar y que también se puede desarrollar con la colaboración del Departamento de Microscopia Electrónica y Microanálisis de Materiales de los servicios generales SGiker de la UPV/EHU en Leioa es la Difracción de electrones por retrodispersión o *Electron backscatter diffraction* EBSD. Con esta técnica se puede caracterizar la microestructura del material tratado por un tratamiento mecánico obteniendo las orientaciones y tamaños de cristales que el tratamiento mecánico genera (Pan et al., 2021), (Unal et al., 2022), (Lainé et al., 2017). Esta técnica combinada con la difracción de rayos X permite una completa interpretación del valor del FWHM y por tanto, del estado de la microestructura. El planteamiento óptimo sería realizar este análisis sobre el material base, el material tratado y el material tratado tras unos determinados ciclos de tensión aplicada, para así, evaluar el efecto del tratamiento mecánico y su evolución con el avance de los ciclos y las deformaciones plásticas cíclicas.

3- Aplicación de otros tratamientos mecánicos al acero DIN 34CrNiMo4.

Se propone mantener el mismo material empleado en esta Tesis Doctoral con el objetivo de mantener una trazabilidad de los resultados obtenidos. El objetivo sería comparar la mejora a fatiga que se obtiene con cada uno de ellos y los factores que influyen en cada caso. Por supuesto disponer de las técnicas comentadas en el punto 1 y 2, incrementaría el nivel de análisis. Los tratamientos mecánicos propuestos para aplicar son los siguientes:

3.1- LSP: Por su creciente interés y desarrollo en estos últimos años, seguramente en los próximos años su aplicación se extienda más. Se ha comentado que la mejora en fatiga que se obtiene con el shot-peening en esta investigación está directamente relacionada con el campo de tensiones residuales. El LSP permite obtener un

- campo de tensiones residuales más amplio y el efecto del *work-hardening* y la rugosidad superficial podría ser similar al de la actual investigación. Con esta investigación se podría entender mejor el papel del campo de tensiones residuales.
- 3.2- WSP: Puede ser un tratamiento *sencillo* de aplicar. Su principal ventaja es la estabilidad de las tensiones residuales. Si la variación de *work-hardening* o de la rugosidad superficial se mantienen en un nivel similar al de esta investigación, se puede analizar la influencia de la estabilidad de las tensiones residuales en la mejora a fatiga.
- 3.3- DSP: Este tratamiento también es *sencillo* de aplicar. En este caso se elige este tratamiento con el objetivo de valorar el efecto de la rugosidad superficial. Con el DSP y el shot-peening aplicado en esta investigación, se obtiene un campo de tensiones residuales y un *work-hardening* similar, es decir se mantiene un c_m similar, suponiendo que el segundo shot-peening sólo afecta a la rugosidad superficial. Por tanto, si la rugosidad superficial es la única diferencia se puede analizar en detalle el coeficiente superficial c_s , que en la investigación actual viene expresado por la ecuación (9-10).
- 3.4- SSP: Este tratamiento también es *sencillo* de aplicar. El objetivo sería conocer el efecto en la microestructura y en la rugosidad superficial que el tratamiento produce en el acero DIN 34CrNiMo4.
- 3.5- Coeficientes de corrección del modelo de relajación de tensiones superficiales para distintos tratamientos aplicados. En este último caso propuesto, con el DSP, la relajación de tensiones residuales debería ser similar a la estudiada en esta investigación. Sin embargo, se pueden plantear coeficientes que corrijan el modelo de predicción propuesto en las ecuaciones (11-16), (12-4) y (12-7), considerando la mayor estabilidad de las tensiones residuales tras el tratamiento de WSP o el mayor perfil del campo de tensiones residuales tras el LSP.
- 4- Desarrollar una metodología para aplicación del tratamiento en una pieza.

En esta Tesis Doctoral la investigación se ha desarrollado con probetas de laboratorio. Sin embargo, en la industria los tratamientos se aplican a componentes de distintas geometrías. Se propone desarrollar una metodología para la selección del tratamiento mecánico que optimice la resistencia a fatiga considerando también su viabilidad económica. Dentro de esta metodología, se pueden incluir los siguientes análisis a realizar en primer lugar a nivel de laboratorio:

- 4.1- Desarrollo de probetas huecas o con distintas geometrías para analizar el *size effect* o *deep case*.
- 4.2- Evaluación de la respuesta a fatiga con entalla del tratamiento mecánico. En los estudios de (Benedetti et al., 2010) y (Miková et al., 2013) se muestra que el shot-peening es bastante efectivo en la mejora de la resistencia de fatiga con entalla.
- 4.3- Mejora de la resistencia a fatiga en alta o baja temperatura debida al tratamiento térmico. Si las condiciones ambientales de trabajo del componente que se propone tratar mecánicamente son distintas a las de la temperatura ambiente, la relajación térmica y el efecto del *cold-work* se debe considerar en la selección del tratamiento mecánico.
- 4.4- Mejora de la resistencia a fatiga sobre uniones soldadas.

5- Utilización de otros materiales

En esta Tesis Doctoral únicamente se ha empleado el acero DIN 34CrNiMo6 en condición de templado y revenido. Sin embargo, en la bibliografía se muestran abundantes ejemplos de estudios sobre tratamientos mecánicos aplicados sobre otros metales u otros aceros.

A lo largo de este trabajo se ha comentado que, las propiedades mecánicas y la microestructura del material base condicionan los efectos del tratamiento mecánico. Es decir, se establece un binomio entre material base y tratamiento mecánico empleado. Se puede desarrollar un trabajo de investigación con tratamientos mecánicos aplicados

sobre otros materiales, con el objetivo de entender mejor la relación entre material base y tratamiento mecánico.

A continuación, se proponen varias alternativas de materiales base para su investigación con shot-peening u otros tratamientos mecánicos:

- DIN 34CrNiMo6 normalizado o con mayor temperatura de revenido (variante más blanda).
- DIN 34CrNiMo6 solo templado (variante más dura).
- Acero de contenido en carbono medio sin tendencia de cyclic-softening.
- AISI 304, tratando de generar una transformación martensítica.
- Aleaciones de aluminio, siguiendo la investigación de Bennedetti.
- Inconel.
- Aleaciones de Magnesio, para obtener microestructuras estables ante alta carga cíclica.

6- Ampliación de las pruebas para discretizar el valor del *size* y del *strain*.

Se ha visto que los resultados obtenidos para el *size* no siempre siguen la misma tendencia que los valores del FWHM y que se requieren nuevas pruebas para confirmar la validez de estas. Algunas de las opciones para confirmar estos datos ya se han comentado: realizar un EBSD para determinar la orientación y el tamaño de cristal y realizar un TEM para poder evaluar el nivel de densidades de dislocaciones. Otra opción más práctica puede ser realizar las mediciones tras varias series de ciclos de alta tensión aplicada, no solo tras 1.500 ciclos.

También la anterior propuesta del cambio de material puede ser útil para comparar las distintas propiedades de cada tipo de microestructura o si está puede presentar un mayor número de máximos de difracción que mejoren la precisión del ajuste.

BIBLIOGRAFÍA

- Abyaneh, M. Y. (1996). Fundamental Aspects of Shot Peening Coverage Control Part One: Formulation of Single and Multiple Impacting. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-6*.
- Ahlström, J., & Karlsson, B. (2009). Modified railway wheel steels: Production and evaluation of mechanical properties with emphasis on low-cycle fatigue behavior. *Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science*, 40(7), 1557–1567. <https://doi.org/10.1007/s11661-009-9846-9>
- Al-Hassani, S. T. S. (1981). Mechanical Aspects Of Residual Stress Development In Shot Peening. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-1*.
- AlMangour, B., & Yang, J.-M. (2016). Improving the surface quality and mechanical properties by shot-peening of 17-4 stainless steel fabricated by additive manufacturing. *Materials & Design*, 110, 914–924. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.08.037>
- Almen, J. O. (1951). Fatigue failures are tensile failures. *Prod. Eng*, 22(9), 101–124.
- Altenberger, I. (2002). *Alternative Mechanical Surface Treatments: Microstructures, Residual Stresses & Fatigue Behavior*. <https://doi.org/10.1002/3527606580.ch54>
- Altenberger, I., Martin, U., Scholtes, H., & Oettel, H. (1999). Near surface microstructures in mechanically surface treated materials and their consequences on cyclic deformation behaviour. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-7*.
- Altenberger, I., Scholtes, B., Martin, U., & Oettel, H. (1999). Cyclic deformation and near surface microstructures of shot peened or deep rolled austenitic stainless steel AISI 304. *Materials Science and Engineering*, 264, 1–16. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)01121-6](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)01121-6)
- ASTM International. (2015a). ASTM E466–15 Standard practice for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials. In *Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials*. ASTM International. <https://doi.org/10.1520/E0466-15>
- ASTM International. (2015b). *ASTM E739-10(2015) Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (e-N) Fatigue Data*.

- Avilés, A. (2018). *Modelos de predicción del comportamiento a fatiga de componentes sometidos a tratamientos mecánicos*. UPV/EHU.
- Avilés, R., Albizuri, J., Ukar, E., Lamikiz, A., & Avilés, A. (2014). Influence of laser polishing in an inert atmosphere on the high cycle fatigue strength of AISI 1045 steel. *International Journal of Fatigue*, 68, 67–79. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2014.06.004>
- Avilés, A., Avilés, R., Albizuri, J., Pallarés-Santasmartas, L., & Rodríguez, A. (2019). Effect of shot-peening and low-plasticity burnishing on the high-cycle fatigue strength of DIN 34CrNiMo6 alloy steel. *International Journal of Fatigue*, 119, 338–354. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2018.10.014>
- Avilés, R. (2015). *Métodos de cálculo de fatiga para ingeniería*. Paraninfo.
- Avilés, R., Albizuri, J., Lamikiz, A., Ukar, E., & Avilés, A. (2011). Influence of laser polishing on the high cycle fatigue strength of medium carbon AISI 1045 steel. *International Journal of Fatigue*, 33(11), 1477–1489. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2011.06.004>
- Avilés, R., Albizuri, J., Rodríguez, A., & López De Lacalle, L. N. (2013). Influence of low-plasticity ball burnishing on the high-cycle fatigue strength of medium carbon AISI 1045 steel. *International Journal of Fatigue*, 55, 230–244. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2013.06.024>
- Azar, V., Hashemi, B., & Rezaee Yazdi, M. (2010). The effect of shot peening on fatigue and corrosion behavior of 316L stainless steel in Ringer's solution. *Surface and Coatings Technology*, 204(21–22), 3546–3551. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2010.04.015>
- Bagherifard, S., Fernandez-Pariente, I., Ghelichi, R., & Guagliano, M. (2014). Effect of severe shot peening on microstructure and fatigue strength of cast iron. *International Journal of Fatigue*, 65, 64–70. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2013.08.022>
- Bagherifard, S., Ghelichi, R., & Guagliano, M. (2012). Numerical and experimental analysis of surface roughness generated by shot peening. *Applied Surface Science*, 258(18), 6831–6840. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2012.03.111>
- Bagherifard, S., & Guagliano, M. (2012). Fatigue behavior of a low-alloy steel with nanostructured surface obtained by severe shot peening. *Engineering Fracture Mechanics*, 81, 56–68. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2011.06.011>

- Basquin, O. H. (1910). The exponential law of endurance tests. *American Society for Testing and Materials Proceedings*, 10, 625–630.
- Bauschinger, J. (1886). Ueber die Veränderung der elasticitätsgrenze und der festigkeit des eisens und stahls durch strecken und quetschn, durch erwärmen und abkühlen und durch oftmal wiederholte beanspruchung. *Mitteilungen Aus Dem Mechanisch-Technischen Laboratorium Der K. Technischen Hochschule in Munchen*, 13.
- Benedetti, M., Bortolamedi, T., Fontanari, V., & Frenzo, F. (2004). Bending fatigue behaviour of differently shot peened A1 6082 T5 alloy. *International Journal of Fatigue*, 26(8), 889–897. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2003.12.003>
- Benedetti, M., Fontanari, V., Höhn, B.-R., Oster, P., & Tobie, T. (2002). Influence of shot peening on bending tooth fatigue limit of case hardened gears. *International Journal of Fatigue*, 24, 1127–1136. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(02\)00034-8](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(02)00034-8)
- Benedetti, M., Fontanari, V., Santus, C., & Bandini, M. (2010). Notch fatigue behaviour of shot peened high-strength aluminium alloys: Experiments and predictions using a critical distance method. *International Journal of Fatigue*, 32(10), 1600–1611. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2010.02.012>
- Benedetti, M., Fontanari, V., Scardi, P., Ricardo, C. L. A., & Bandini, M. (2009). Reverse bending fatigue of shot peened 7075-T651 aluminium alloy: The role of residual stress relaxation. *International Journal of Fatigue*, 31(8–9), 1225–1236. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2008.11.017>
- Bignonnet, A. (1987). Fatigue strenght of shot-peened grade 35NCD 16 steel. Variation of residual stresses introduced by shot peening according to type of loading. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-3*.
- Boller, C., & Seeger, T. (2013). *Materials data for cyclic loading: Low-alloy steels* (Vol. 42). Elsevier.
- Boyd, D., & Yao, Z. (2012). 16 - Application of modern transmission electron microscopy (TEM) techniques to the study of phase transformations in steels. In E. Pereloma & D. v Edmonds (Eds.), *Phase Transformations in Steels* (Vol. 2, pp. 507–531). Woodhead Publishing. <https://doi.org/https://doi.org/10.1533/9780857096111.4.507>
- Bragg, W. H., & Bragg, W. L. (1913). The reflection of X-rays by crystals. *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, 88(605), 428–438.

- Branco, R., Costa, J. D., & Antunes, F. v. (2012). Low-cycle fatigue behaviour of 34CrNiMo6 high strength steel. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*, 58(1), 28–34. <https://doi.org/10.1016/j.tafmec.2012.02.004>
- Branco, R., Costa, J. D. M., Antunes, F. v, & Perdigão, S. (2016). Monotonic and cyclic behavior of DIN 34CrNiMo6 tempered alloy steel. *Metals*, 6(5). <https://doi.org/10.3390/met6050098>
- Buchanan, D. J., & John, R. (2014). Residual stress redistribution in shot peened samples subject to mechanical loading. *Materials Science and Engineering A*, 615, 70–78. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.06.118>
- Burgahn, F., Vöhringer, O., & Macherauch, E. (1990). Microstructural investigations of the shot-peened steel 42 CrMo 4 in different heat treatment conditions by the aid of a X-ray profile analysis. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-4*.
- Cammett, J. T., Sauer, C. A., & Arnold, T. E. (1993). Observations on shot peening residual stresses in 17 Cr-7 Ni austenitic stainless steel and their redistribution via mechanical loading. *International Conferences on Shot Peening. ISCP-5*.
- Cao, X. J., Pyoun, Y. S., & Murakami, R. (2010). Fatigue Properties of a S45C Steel Subjected to Ultrasonic Nanocrystal Surface Modification. *Applied Surface Science*, 256(21), 6297–6303. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2010.04.007>
- Castillo, E., & Fernández-Canteli, A. (2009). *A unified statistical methodology for modeling fatigue damage*. Springer Science & Business Media.
- Cecchin, D., Kobza, E., Cazzolli, M., Azanza Ricardo, C. L., D’Incau, M., Bandini, M., & Scardi, P. (2014). Influence of tempering conditions on shot-peened tool steel components in-depth residual stress profiles. *Advanced Materials Research*, 996, 769–774. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.996.769>
- Chen, M., Xing, S., Liu, H., Jiang, C., Zhan, K., & Ji, V. (2020). Determination of surface mechanical property and residual stress stability for shot-peened SAF2507 duplex stainless steel by in situ X-ray diffraction stress analysis. *Journal of Materials Research and Technology*, 9(4), 7644–7654. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.05.028>
- Clauer, A. H. (1996). Laser shock peening for fatigue resistance. *Conference on Surface Performance of Titanium*, 217–230.

- Clausen, R., & Stangenberg, J. (1999). Roughness of Shot-Peened Surfaces - Definition and Measurement. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-7*.
- Coffin Jr, L. F. (1954). A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal. *Transactions of the American Society of Mechanical Engineers, New York, 76*, 931–950.
- Costa, J. D., Ferreira, J. M., & Ramalho, A. L. (2001). Fatigue and fretting fatigue of ion-nitrided 34CrNiMo6 steel. *Theoretical and Applied Fracture Mechanics* , 69–79. [https://doi.org/10.1016/S0167-8442\(00\)00050-1](https://doi.org/10.1016/S0167-8442(00)00050-1)
- Dalaei, K., Karlsson, B., & Svensson, L. E. (2010). Stability of residual stresses created by shot peening of pearlitic steel and their influence on fatigue behaviour. *Procedia Engineering*, 2(1), 613–622. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2010.03.066>
- Dalaei, K., Karlsson, B., & Svensson, L. E. (2011). Stability of shot peening induced residual stresses and their influence on fatigue lifetime. *Materials Science and Engineering A*, 528(3), 1008–1015. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.09.050>
- Davoli, P., Bernasconi, A., Filippini, M., Foletti, S., & Papadopoulos, I. v. (2003). Independence of the torsional fatigue limit upon a mean shear stress. *International Journal of Fatigue*, 25(6), 471–480. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(02\)00174-3](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(02)00174-3)
- de los Rios, E. R., Walley, A., Milan, M. T., & Hammersley, G. (1995). Fatigue crack initiation and propagation on shot-peened surfaces in A316 stainless steel. *International Journal of Fatigue*, 17(7), 493–499. [https://doi.org/10.1016/0142-1123\(95\)00044-T](https://doi.org/10.1016/0142-1123(95)00044-T)
- Delgado, P., Cuesta, I. I., Alegre, J. M., & Díaz, A. (2016). State of the art of Deep Rolling. In *Precision Engineering* (Vol. 46, pp. 1–10). Elsevier. <https://doi.org/10.1016/j.precisioneng.2016.05.001>
- Dietmann, H. (1973). Festigkeitsberechnung bei mehrachsiger Schwingbeanspruchung. *Konstruktion*, 25(5), 181–189.
- Dixon, W. J., & Mood, A. M. (1948). A Method for Obtaining and Analyzing Sensitivity Data. *Journal of the American Statistical Association*, 43(241), 109–126. <https://doi.org/10.1080/01621459.1948.10483254>
- Duchazeaubeneix, J. M. (1999). Stressonic Shot Peening (Ultrasonic Process). *International Conferences on Shot Peening. ICSP-7*.

- Duchet, M., Haouas, J., Gibeau, E., Pechenot, F., Honecker, C., Munier, R., & Weber, B. (2019). Improvement of the fatigue strength of welds for lightweight chassis application made of Advanced High Strength Steels. *Procedia Structural Integrity*, 19, 585–594. <https://doi.org/10.1016/j.prostr.2019.12.063>
- Eriksson, R., Moverare, J., & Chen, Z. (2019). A low cycle fatigue life model for a shot peened gas turbine disc alloy. *International Journal of Fatigue*, 124, 34–41. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2019.02.034>
- Fathallah, R., Inglebert, G., & Castex, L. (1996). Modelling of shot peening residual stresses and plastic deformation induced in metallic parts. *International Conferences on Shot Peening. ISCP-6*.
- Fathallah, R., Laamouri, A., Sidhom, H., & Braham, C. (2004). High cycle fatigue behavior prediction of shot-peened parts. *International Journal of Fatigue*, 26(10), 1053–1067. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2004.03.007>
- Fathallah, R., Sidhom, H., Braham, C., & Castex, L. (2003). Effect of surface properties on high cycle fatigue behaviour of shot peened ductile steel. *Materials Science and Technology*, 19(8), 1050–1056. <https://doi.org/10.1179/026708303225003027>
- Faupel, J. H., & Fisher, F. E. (1981). *Engineering design: A synthesis of stress analysis and materials engineering*. Wiley-Interscience.
- Fernández Pariente, I., & Guagliano, M. (2008). About the role of residual stresses and surface work hardening on fatigue ΔK_{th} of a nitrided and shot peened low-alloy steel. *Surface and Coatings Technology*, 202(13), 3072–3080. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2007.11.015>
- Fitzpatrick, M. E., Fry, A. T., Holdway, P., Kandil, F. A., Shackleton, J., & Suominen, L. (2005). *Determination of residual stresses by X-ray diffraction*.
- Fitzpatrick, M., & Lodini, A. (2003). *Analysis of Residual Stress by Diffraction Using Neutron and Synchrotron Radiation*. CRC Press.
- Fouad, Y., & Metwally, M. M. (2011). Effect of Shot Peening on High Cycling Fatigue of Al 2024-T4. *International Conference on Advanced Materials Engineering*.
- Fry, A. T., & Lord, J. D. (2006). Measuring the Variation of Residual Stress with Depth: A Validation Exercise for Fine Incremental Hole Drilling. *Materials Science Forum*, 524–525, 531–537. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/msf.524-525.531>

- Gao, Y., Yang, W., Huang, Z., & Lu, Z. (2021). Effects of residual stress and surface roughness on the fatigue life of nickel aluminium bronze alloy under laser shock peening. *Engineering Fracture Mechanics*, 244. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2021.107524>
- García-Granada, A. A., Gomez-Gras, G., Jerez-Mesa, R., Travieso-Rodriguez, J. A., & Reyes, G. (2017). Ball-burnishing effect on deep residual stress on AISI 1038 and AA2017-T4. *Materials and Manufacturing Processes*, 32(11), 1279–1289. <https://doi.org/10.1080/10426914.2017.1317351>
- Gholami, M., Altenberger, I., & Wagner, L. (2014). Mechanical Surface Treatments to Improve Fatigue Performance of cp-Cu. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-12*.
- Glaser, D., Newby, M., Polese, C., Berthe, L., Venter, A. M., Marais, D., Nobre, J. P., Styger, G., Paddea, S., & van Staden, S. N. (2018). Evaluation of Residual Stresses Introduced by Laser Shock Peening in Steel using Different Measurement Techniques. *Mechanical Stress Evaluation by Neutron and Synchrotron Radiation*, 4, 45–50. <https://doi.org/10.21741/9781945291678-7>
- Gray, H., Wagner, L., & Lutjering, G. (1986). Influence of Shot Peening on the Fatigue Strength of Titanium Alloys at Elevated Temperatures. *Fatigue Prevention and Design*, 363–372.
- Groche, P., Engels, M., Steitz, M., Müller, C., Scheil, J., & Heilmaier, M. (2012). Potential of Mechanical Surface Treatment for Mould and Die Production. *International Journal of Materials Research*, 103(6), 783–789. <https://doi.org/10.3139/146.110778>
- Güemes, A., & Martin, N. (2012). *Ciencia de materiales para ingenieros*. Pearson Educación.
- Habibi, N., H-Gangaraj, S. M., Farrahi, G. H., Majzoobi, G. H., Mahmoudi, A. H., Daghigh, M., Yari, A., & Moridi, A. (2012). The effect of shot peening on fatigue life of welded tubular joint in offshore structure. *Materials and Design*, 36, 250–257. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.11.024>
- Han, S., Lee, T., & Shin, B. (2002). Residual stress relaxation of welded steel components under cyclic load. *Steel Research*, 73(9), 414–420. <https://doi.org/10.1002/srin.200200008>

- Hanagarth, H., Vöhringer, O., & Macherauch, E. (1990). Relaxation of shot peening residual stresses of the steel 42 CrMo 4 by tensile or compressive deformation. *International Conferences on Shot Peening. ISCP-4*.
- Harada, Y., & Mori, K. (2005). Effect of processing temperature on warm shot peening of spring steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 162–163, 498–503. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2005.02.095>
- Hawkinson, E. (1962). Shot peening-history. *SAE ISTC DIV*, 20.
- Hertzberg, R. W. (1996). *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. New York: Wiley.
- Higounenc, O. (2014). Laser Peening vs. Shot Peening: engineering of residual stresses, surface roughness and cold working. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-12*.
- Holzapfel, H., Schulze, V., Vöhringer, O., & Macherauch, E. (1996). Stability and Relaxation Behaviour of Shot Peening Induced Residual Stresses in AISI 4140 During Bending Fatigue. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-6*.
- 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*, 248, 9–18. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)00522-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)00522-X)
- Hua, Y., Liu, Z., Wang, B., & Hou, X. (2019). Surface modification through combination of finish turning with low plasticity burnishing and its effect on fatigue performance for Inconel 718. *Surface and Coatings Technology*, 375, 508–517. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2019.07.057>
- Hutmann, P. (2002). The Application of Mechanical Surface Treatment in the Passenger Car Industry. *International Conferences on Shot Peening. ISCP-8*.
- Iida, K., & Taniguchi, K. (1996). Relaxation of residual stress distribution produced by shot peening under fatigue test. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-6*.
- International Atomic Energy Agency. (2005). Measurement of residual stress in materials using neutrons. *Technical Meeting Held in Vienna, 13-17 October, 2003*, 92.

- Javidi, A., Rieger, U., & Eichlseder, W. (2008). The effect of machining on the surface integrity and fatigue life. *International Journal of Fatigue*, 30(10–11), 2050–2055. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2008.01.005>
- Jhansale, H. R., & Topper, T. H. (1971). *Engineering analysis of the inelastic stress response of a structural metal under variable cyclic strains*. <https://doi.org/10.1520/STP38034S>
- Johnson, R. C. (1973). Specifying A Surface Finish That Wont Fail In Fatigue. *Machine Design*, 45(11), 108–109.
- JSME Standards. (1994). *Standard Method of Statistical Fatigue Testing (JSME S 002)*.
- Juijerm, P., & Altenberger, I. (2007). Fatigue Performance of High-Temperature Deep-Rolled Metallic Materials. *Journal of Metals, Materials and Minerals*, 17(2), 37–41.
- Juvinall, R. C., & Saunders, H. (1983). Fundamentals of machine component design. *Journal of Mechanisms Transmissions and Automation in Design*.
- K. Iida, & K. Tosha. (1987). *Fatigue Strength of work-softening layer produced by shot-peening*.
- Kagaya, C., & Yamada, Y. (2008). Fine Particle Bombarding Technology And Functional Development Of Metal Surface surface. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-10*.
- Khadhraoui, M., Cao, W., Castex, L., & Guedou, J. Y. (1997). Experimental Investigations and Modelling of Relaxation Behaviour of Shot Peening Residual Stresses at High Temperature for Nickel Base Superalloys. *Materials Science and Technology*, 13. <https://doi.org/10.1179/mst.1997.13.4.360>
- 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*, 56, 114–122. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2013.07.001>
- Kirk, D. (1987). Effects of plastic straining on residual stresses induced by shot-peening. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-3*.
- Klumpp, A., Hoffmeister, J., & Schulze, V. (2014). Mechanical Surface Treatments. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-12*.

- Kobayashi, M., Matsui, T., & Murakami, Y. (1998). Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening. *International Journal of Fatigue*, 20(5), 351–357. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(98\)00002-4](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(98)00002-4)
- Kodama, S. (1972). The behavior of residual stress during fatigue stress cycles. *Conference on Mechanical Behavior of Metals II*, 2, 111–118.
- Krabiell, A., & Reichel, U. (1993). Low-cycle fatigue properties of microalloyed medium carbon precipitation hardening steels in comparison to quenched and tempered steels. *Steel Research*, 64(8–9), 425–430. <https://doi.org/10.1002/srin.199301048>
- Kumar, S., Crivoi, A., Tan, M. J., Tai, A., & Marinescu, I. (2017). Effect of Cooling and Shot Peening on Residual Stresses and Fatigue Performance of Milled Inconel 718. *Residual Stresses 2016: ICRS-10*, 2, 13–18. <https://doi.org/10.21741/9781945291173-3>
- Lainé, S. J., Knowles, K. M., Doorbar, P. J., Cutts, R. D., & Rugg, D. (2017). Microstructural characterisation of metallic shot peened and laser shock peened Ti–6Al–4V. *Acta Materialia*, 123, 350–361. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.10.044>
- Landgraf, R. W., & Chernenkoffl, R. A. (1988). Residual Stress Effects on Fatigue of Surface Processed Steels. In *Analytical and Experimental Methods for Residual Stress Effects in Fatigue*. ASTM International. <https://doi.org/10.1520/STP17167S>
- Lebon, R., Delbergue, D., Miao, H. Y., Lévesque, M., & Bocher, P. (2014). Residual Stress Measurement Correction on Shot Peened AA2024 by Finite Element Analysis. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-12*.
- Leguinagoicoa, N., Albizuri, J., & Larrañaga, A. (2022). Fatigue improvement and residual stress relaxation of shot-peened alloy steel DIN 34CrNiMo6 under axial loading. *International Journal of Fatigue*, 107006. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2022.107006>
- Leoni, M. (2012). Information on imperfections. *NATO Science for Peace and Security Series B: Physics and Biophysics*, 173–182. https://doi.org/10.1007/978-94-007-5580-2_16
- Leoni, M., Confente, T., & Scardi, P. (2006). PM2K: A flexible program implementing Whole Powder Pattern Modelling. *Zeitschrift Fur Kristallographie, Supplement*, 1(23), 249–254. https://doi.org/10.1524/zksu.2006.suppl_23.249

- Li, X., Zhang, J., Yang, B., Zhang, J., Wu, M., & Lu, L. (2020). Effect of micro-shot peening, conventional shot peening and their combination on fatigue property of EA4T axle steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 275. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2019.116320>
- Lin, Q., Liu, H., Zhu, C., Chen, D., & Zhou, S. (2020). Effects of different shot peening parameters on residual stress, surface roughness and cell size. *Surface and Coatings Technology*, 398. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126054>
- Lindgren, M., & Lepistö, L. (2002). Effect of mean stress on residual stress relaxation in steel specimens. *Materials Science and Technology*, 18(8). <https://doi.org/10.1179/026708302225004667>
- Llaneza, V., & Belzunce, F. J. (2015a). Study of the effects produced by shot peening on the surface of quenched and tempered steels: roughness, residual stresses and work hardening. *Applied Surface Science*, 356, 475–485. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.08.110>
- Llaneza, V., & Belzunce, F. J. (2015b). Optimal Shot Peening Treatments to Maximize the Fatigue Life of Quenched and Tempered Steels. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 24(7), 2806–2815. <https://doi.org/10.1007/s11665-015-1549-3>
- Lopez, Z., & Fatemi, A. (2012). A method of predicting cyclic stress–strain curve from tensile properties for steels. *Materials Science and Engineering: A*, 556, 540–550. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.07.024>
- Ludian, T., & Wagner, L. (2008). Mechanical Surface Treatments for Improving Fatigue Behavior in Titanium Alloys. *Advances in Materials Sciences*, 8(2). <https://doi.org/10.2478/v10077-008-0030-5>
- Luo, X., Dang, N., & Wang, X. (2021). The effect of laser shock peening, shot peening and their combination on the microstructure and fatigue properties of Ti-6Al-4V titanium alloy. *International Journal of Fatigue*, 153. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106465>
- Manson, S. S. (1954). Behaviour of materials under conditions of thermal stress. *National Advisory Committee for Aeronautics Technical Report 1170*.
- Marin, J. (1962). *Mechanical behavior of engineering materials*. Prentice-Hall.
- Martin, U., Altenberger, I., Scholtes, B., Kremmer, K., & Oettel, H. (1998). Cyclic deformation and near surface microstructures of normalized shot peened steel SAE

1045. *Materials Science and Engineering*, 246, 69–80. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00755-7](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00755-7)

- Mattson, R. L., & Coleman Jr, W. S. (1954). Effect of shot-peening variables and residual stresses on the fatigue life of leaf-spring specimens. *SAE Transactions*, 546–556.
- Mattson, R. L., & Roberts, J. G. (1960). The effect of residual stresses induced by strain-peening upon fatigue strength. In *SAE Transactions* (pp. 130–136). SAE International.
- 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*, 30(3), 173–205. <https://doi.org/10.1111/j.1460-2695.2007.01102.x>
- Menig, I., Schulze, V., & Vöhringer, O. (2002). Comparison of surface characteristics and thermal residual stress relaxation of laser peened and shot peened AISI 4140. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-8*.
- Menig, R., Schulze, V., Löhe, D., & Vöhringer, O. (2002). Shot peening plus subsequent short-time annealing-A way to increase the residual stress stability and alternating bending strength of AISI 4140. *SAE Technical Paper*, 711–718. <https://doi.org/10.4271/2002/-01-1409>
- Menig, R., Schulze, V., & Vöhringer, O. (2003a). *Effect of Short-Time Annealing on Fatigue Strength of Shot ned AISI 4140 in a Quenched and Tempered Material State*.
- Menig, R., Schulze, V., & Vöhringer, O. (2003b). *Influence of Optimized Warm Peening on Residual Stress St lity and Fatigue Strength of AISI 4140 in Different Material States*.
- Mhaede, M., Sano, Y., Altenberger, I., & Wagner, L. (2011). Fatigue performance of Al7075-T73 and Ti-6Al-4V: Comparing results after shot peening, laser shock peening and ball burnishing. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-11*.
- Miková, K., Bagherifard, S., Bokuvka, O., Guagliano, M., & Trško, L. (2013). Fatigue behavior of X70 microalloyed steel after severe shot peening. *International Journal of Fatigue*, 55, 33–42. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2013.04.021>
- Mitrovic, S., Adamovic, D., Zivic, F., Dzunic, D., & Pantic, M. (2014). Friction and wear behavior of shot peened surfaces of 36CrNiMo4 and 36NiCrMo16 alloyed steels under dry and lubricated contact conditions. *Applied Surface Science*, 290, 223–232. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2013.11.050>

- Moore, M. G., & Evans, W. P. (1958). *Mathematical correction for stress in removed layers in X-ray diffraction residual stress analysis* (Vol. 66, pp. 340–345). SAE Transactions.
- Morrow, J. (1965). Cyclic plastic strain energy and fatigue of metals. In *Internal friction, damping, and cyclic plasticity*. ASTM International.
- Morrow, J. (1968). Fatigue properties of metals. *Fatigue Design Handbook*, 4, 21–30.
- Morrow, J., & Sinclair, G. M. (1959). *Cycle-dependent stress relaxation*. ASTM International.
- 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*, 23, 607–618. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(01\)00015-9](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(01)00015-9)
- Nazakawa, H., & Kodama, S. (1987). Statistical SN testing method with 14 specimens: JSME standard method for determination of SN curve. *Statistical Research on Fatigue and Fracture-Current Japanese Materials Research*, 2, 55–69.
- Niku-Lari, A. (1981). Shot-peening. *International Conferences on Shot Peening. ISCP-1*.
- Nishijima, S. (1993). Basic Properties of JIS Steels for Machine Structural Use. *National Research Institute for Metals Technical Report No. 93-02*.
- Norton, J. (2006). *Machine design: an integrated approach* (3rd ed.). New Jersey: Pearson International Edition.
- Noyan, I. C., & Cohen, J. B. (2013). *Residual stress: measurement by diffraction and interpretation*. Springer.
- Odhiambo, D., & Soyama, H. (2003). Cavitation shotless peening for improvement of fatigue strength of carbonized steel. *International Journal of Fatigue*, 25(9–11), 1217–1222. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(03\)00121-X](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(03)00121-X)
- Pallarés-Santasmartas, L. (2021). *Development of two multiaxial fatigue analysis methods for ductile metals based on energy considerations*. UPV/EHU.
- Pallarés-Santasmartas L., Albizuri J., Avilés A., & Avilés R. (2018). Mean Stress Effect on the Axial Fatigue Strength of DIN 34CrNiMo6 Quenched and tempered Steel. *Metals*, 8(213). <https://doi.org/10.3390/met8040213>

- Pallarés-Santasmartas, L., Albizuri, J., Leguinagoicoa, N., Saintier, N., & Merzeau, J. (2019). The effect of mean axial and torsional stresses on the fatigue strength of 34CrNiMo6 high strength steel. *MATEC Web of Conferences*, 300, 16004. <https://doi.org/10.1051/mateconf/201930016004>
- Pan, X., He, W., Huang, X., Wang, X., Shi, X., Jia, W., & Zhou, L. (2021). Plastic deformation behavior of titanium alloy by warm laser shock peening: Microstructure evolution and mechanical properties. *Surface and Coatings Technology*, 405. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2020.126670>
- Paradowska, A. M., Suder, W., & Williams, S. (2010). Neutron diffraction residual stress measurements in key-hole laser formed weldments. *Journal of Physics: Conference Series*, 251(1). <https://doi.org/10.1088/1742-6596/251/1/012049>
- Prabhu, P. R., Kulkarni, S. M., & Sharma, S. S. (2010). Influence of deep cold rolling and low plasticity burnishing on surface hardness and surface roughness of AISI 4140 steel. *World Academy of Science, Engineering and Technology*, 72, 619–624. <https://doi.org/10.5281/zenodo.1058223>
- Prevéy, P. S. (2020). The Effect of Cold Work on the Thermal Stability of Residual Compression in Surface Enhanced IN718. *20th ASM Materials Solutions Conference & Exposition*.
- Prevéy, P. S. (1986). X-Ray Diffraction Residual Stress Techniques. *Metals Handbook*, 10, 380–392.
- Prevéy, P. S. (1990). X-ray Diffraction Characterization of Residual Stresses Produced by Shot Peening. *Shot Peening Theory and Application*, 81–93.
- Prevéy, 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. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-8*.
- Prevéy, 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), 975–982. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2004.01.010>
- Priyadarsini, C., Venkata Ramana, V. S. N., Aruna Prabha, K., & Swetha, S. (2019). A Review on Ball, Roller, Low Plasticity Burnishing Process. *Materials Today: Proceedings*, 18, 5087–5099. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2019.07.505>

- Ramberg, W., & Osgood, W. R. (1943). Description of stress-strain curves by three parameters. *National Advisory Committee for Aeronautics Technical Report 902*.
- Ren, X. D., Zhou, W. F., Liu, F. F., Ren, Y. P., Yuan, S. Q., Ren, N. F., Xu, S. D., & Yang, T. (2016). Microstructure evolution and grain refinement of Ti-6Al-4V alloy by laser shock processing. *Applied Surface Science*, 363, 44–49. <https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.11.192>
- Ripley, M. I. (2006). Residual stress measurement using neutrons. *Materials Forum*.
- Rodopoulos, C. A., Romero, J. S., Curtis, S. A., de Los Rios, E. R., & Peyre, P. (2003). Effect of Controlled Shot Peening and Laser Shock Peening on the Fatigue Performance of 2024-T351 Aluminum Alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 12(4), 414–419. <https://doi.org/10.1361/105994903770342944>
- Rodríguez, A., López de Lacalle, L. N., Celaya, A., Lamikiz, A., & Albizuri, J. (2012). Surface improvement of shafts by the deep ball-burnishing technique. *Surface and Coatings Technology*, 206(11), 2817–2824. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2011.11.045>
- Rossini, N. S., Dassisti, M., Benyounis, K. Y., & Olabi, A. G. (2012). Methods of measuring residual stresses in components. In *Materials and Design* (Vol. 35, pp. 572–588). <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2011.08.022>
- Rotundo, F., & Korsunsky, A. M. (2009). Synchrotron XRD study of residual stress in a shot peened Al/SiC pcomposite. *Procedia Engineering*, 1(1), 221–224. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2009.06.052>
- SAE International. (2003). Residual stress measurement by X-ray diffraction HS-784/2003. In *SAE HS-784*. SAE International.
- Sakamoto, J., Lee, Y.-S., & Cheong, S.-K. (2015). Effect of surface flaw on fatigue strength of shot-peened medium-carbon steel. *Engineering Fracture Mechanics*, 133, 99–111. <https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2014.11.005>
- Sano, Y., Mukai, N., Yoda, M., Uehara, T., Chida, I., & Obata, M. (2006). Development and applications of laser peening without coating as a surface enhancement technology. *Society of Photo-Optical Instrumentation Engineers (SPIE)*, 6343. <https://doi.org/10.1117/12.707937>

- Scardi, P., & Leoni, M. (2002). Whole powder pattern modelling. *Acta Crystallographica Section A: Foundations of Crystallography*, 58(2), 190–200.
<https://doi.org/10.1107/S0108767301021298>
- Schilling-Praetzel, M., Hegemann, F., Gomez, P., & Gottstein, G. (1993). Influence of Temperature of Shot Peening on Fatigue Life. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-5*.
- Schulze, V. (2006). *Modern mechanical surface treatment: states, stability, effects*. John Wiley & Sons.
- Schulze, V., Lang, K. H., Vöhringer, O., & Macherauch, E. (1996). Relaxation of shot peening induced residual stresses in quenched and tempered steel AISI 4140 due to uniaxial cyclic deformation. *International Conferences on Shot Peening. ISCP-6*.
- Shigley, J. E. (2011). *Shigley's mechanical engineering design*. Tata McGraw-Hill Education.
- Sikarskie, D. L. (1967). On a Series Form of Correction to Stresses Measured Using X-Ray Diffraction. *AIME Transactions*.
- Smith, R. W., Hirschberg, M. H., & Manson, S. S. (1963). Fatigue behavior of materials under strain cycling in low and intermediate life range. In *National Aeronautics and Space Administration*. National Aeronautics and Space Administration Cleveland Oh Lewis Research Center.
- Soyama, H. (2008). Singularity Of Cavitation Shotless Peening Compared With Shot Peening. *International Conferences on Shot Peening. ICSP10*.
- Stahlschlüssel. (2013). *Key to Steel*. Stahlschlüssel Handbook. Marbach: Verlag Stahlschlüssel.
- Starman, B., Hallberg, H., Wallin, M., Ristinmaa, M., Mole, N., & Halilović, M. (2020). Modelling of the mechanical response in 304 austenitic steel during laser shock peening and conventional shot peening. *Procedia Manufacturing*, 47, 450–457.
<https://doi.org/10.1016/j.promfg.2020.04.334>
- Suliman Zaroog, O., Ali, A., Sahari, B. B., & Zahari, R. (2009). Modelling of Residual Stress Relaxation: A Review. In *Pertanika J. Sci. & Technol* (Vol. 17, Issue 2).

- Tange, A., Koyama, H., Tsuji, H., & Schaad, J. (1999). Study on Warm Shot Peening for Suspension Coil Spring. In *SAE transactions - Journal of Materials&Manufacturing* (pp. 463–467). SAE International.
- Tönshoff, H. K., Kroos, F., & Marzenell, C. (1997). High-Pressure Water Peening-a New Mechanical Surface-Strengthening Process. *CIRP Annals*, 46(1), 113–116. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)60787-2](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)60787-2)
- Torres, M. A. S., Nascimento, M. P. d., & Voorwald, H. J. C. (2002). Consideration of Shot Peening Treatment Applied to a High Strength Aeronautical Steel with Different Hardnesses. *International Conferences on Shot Peening. ISCP-8*.
- Torres, M. A. S., & Voorwald, H. J. C. (2002). An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel. *International Journal of Fatigue*, 24, 877–886. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(01\)00205-5](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(01)00205-5)
- Tosha, K., Lu, J., Delphine, R., Guelorget, B., & Iida, K. (2002). Influence of pre-annealing on surface and surface layer characteristics produced by shot peening. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-8*.
- Totten, G. E., Howes, M. A. H., & Inoue, T. (2002). *Handbook of residual stress and deformation of steel*. ASM International.
- Tsakalagos T., Croft M.C., Jisrawi, N. M., Holtz, R. L., & Zhong, Z. (2006). Measurement of Residual Stress Distributions by Energy Dispersive X-ray Diffraction Synchrotron Radiation. *International Offshore and Polar Engineering Conference. ISOPE-16*.
- Turnbull, A., de Los Rios, E. R., Tait, R. B., Laurant, C., & Boabaid, J. S. (2002). Improving the fatigue crack resistance of waspaloy by shot peening. *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, 21(12), 1513–1524. <https://doi.org/10.1046/j.1460-2695.1998.00125.x>
- Unal, O., Maleki, E., Karademir, I., Husem, F., Efe, Y., & Das, T. (2022). Effects of conventional shot peening, severe shot peening, re-shot peening and precised grinding operations on fatigue performance of AISI 1050 railway axle steel. *International Journal of Fatigue*, 155. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2021.106613>
- UNE. (2012). *ISO 12107:2012 Metallic materials — Fatigue testing — Statistical planning and analysis of data*.
- UNE. (2020). *ISO 6892-1:2020 Metallic materials – tensile testing – Part 1: method of test at room temperature (ISO 6892-1:2019)*.

- Vaara, J., Kunnari, A., & Frondelius, T. (2020). Literature review of fatigue assessment methods in residual stressed state. *Engineering Failure Analysis*, 110. <https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2020.104379>
- Vázquez, J., Navarro, C., & Domínguez, J. (2010). Comportamiento del Shot y Laser Peening Frente a la Fatiga por Fretting. *XVIII Congreso Nacional de Ingeniería Mecánica*.
- Vielma, A. T., Llana, V., & Belzunce, F. J. (2014a). Shot peening intensity optimization to increase the fatigue life of a quenched and tempered structural steel. *Procedia Engineering*, 74, 273–278. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2014.06.261>
- Vielma, A. T., Llana, V., & Belzunce, F. J. (2014b). Effect of coverage and double peening treatments on the fatigue life of a quenched and tempered structural steel. *Surface and Coatings Technology*, 249, 75–83. <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2014.03.051>
- Vöhringer, O. (1987). Relaxation of residual stresses by annealing or mechanical treatment. In *Advances in Surface Treatments* (Vol. 4, pp. 367–396). Pergamon Press. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-034062-3.50027-6>
- Vöhringer, O. (1988). *Changes in the State of the Material by Shot-peening*.
- Wagner, L. (1999). Mechanical surface treatments on titanium, aluminum and magnesium alloys. *Materials Science and Engineering*, 263, 210–216. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(98\)01168-X](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(98)01168-X)
- Wagner, L., Ludian, T., & Wollmann, M. (2009). Ball-burnishing and roller-burnishing to improve fatigue performance of structural alloys. In *Engineering Against Fracture* (pp. 1–11). Springer.
- Wagner, L., & Luetjering, G. (1981). Influence of shot peening on the fatigue behavior of titanium alloys. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-1*.
- Wang, Y., Pan, X., Wang, X., Liu, Z., Liu, S., Wan, W., & Wang, P. (2021). Influence of laser shock peening on surface integrity and tensile property of high strength low alloy steel. *Chinese Journal of Aeronautics*, 34(6), 199–208. <https://doi.org/10.1016/j.cja.2020.09.004>
- Wasniewski, E., Honnart, B., Lefebvre, F., & Usmial, E. (2014). Material removal, correction and laboratory X-ray diffraction. *Advanced Materials Research*, 996, 181–186. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.996.181>

- Watanabe, Y., Hattori, K., Handa, M., Hasegawa, N., Tokaji, K., Ikeda, M., & Duchazeaubeneix, J. M. (2002). Effect of Ultrasonic Shot Peening on Fatigue Strength of High Strength Steel. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-8*.
- Weingärtner, R., Hoffmeister, J., & Schulze, V. (2014). Generation and Determination of Compressive Residual Stresses of Short Penetration Depths. *Materials Science Forum*, 768, 580–586. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.768-769.580>
- Wick, A., Holzapfel, H., Schulze, O., & Vöhringer, O. (1999). Effect of shot peening parameters on the surface characteristics of differently heat treated AISI 4140. *International Conferences on Shot Peening. ISCP-7*.
- Wick, A., Schulze, V., & Vöhringer, O. (2000). Effects of warm peening on fatigue life and relaxation behaviour of residual stresses in AISI 4140 steel. *Materials Science and Engineering*, 293, 191–197. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(00\)01035-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(00)01035-2)
- Wierzchowski, D., Ostertag, A., & Wagner, L. (2002). Fatigue performance of the mechanically surface treated steels 42CrMo4 and 54SiCr6: Shot Peening vs. Roller-burnishing. *International Conferences on Shot Peening. ISCP-8*.
- Wöhler, A. (1871). Tests to determine the forces acting on railway carriage axles and the capacity of resistance of the axles. *Engineering*, 11(199), 1858–1870.
- Wohlfahrt, H. (1981). Kugelstrahlen Und Dauerschwingverhalten. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-1*.
- Wohlfahrt, H. (1984). The Influence Of Peening Conditions On The Resulting Distribution Of Residual Stress. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-2*.
- Wohlfahrt, H. (1987). Practical Aspects of Application of Shot Peening to Improve the Fatigue Behaviour of Metals and Structural Components. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-3*.
- Xie, L., Wen, Y., Zhan, K., Wang, L., Jiang, C., & Ji, V. (2016). Characterization on surface mechanical properties of Ti-6Al-4V after shot peening. *Journal of Alloys and Compounds*, 666, 65–70. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2016.01.119>
- Xu, J., Zhang, D., & Shen, B. (1981). The Fatigue Strength and Fracture Morphology of Leaf Spring Steel After Pre-Stressed Shot Peening. *International Conferences on Shot Peening. ICSP-1*.

- Yang, S., Zeng, W., & Yang, J. (2020). Characterization of shot peening properties and modelling on the fatigue performance of 304 austenitic stainless steel. *International Journal of Fatigue*, 137. <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2020.105621>
- Yong, W., Xibin, W., Zhibing, L., Shuyao, L., Hui, C., Xiaoyu, P., & Hongtao, C. (2020). Effects of laser shock peening in different processes on fatigue life of 32CrNi steel. *Materials Science and Engineering A*, 796. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139933>
- Zhang, W., Lu, J., & Luo, K. (2016). Residual stress distribution and microstructure at a laser spot of AISI 304 stainless steel subjected to different laser shock peening impacts. *Metals*, 6(1). <https://doi.org/10.3390/met6010006>
- Zhuang, W. Z., & Halford, G. R. (2001). Investigation of residual stress relaxation under cyclic load. *International Journal of Fatigue*, 23, 31–37. [https://doi.org/10.1016/S0142-1123\(01\)00132-3](https://doi.org/10.1016/S0142-1123(01)00132-3)
- Zöltzer, G., Altenberger, I., & Scholtes, B. (2001). Einfluss von Eigenspannungen auf die Mikrohärteverteilung in elastisch-plastisch gebogenen Stäben aus C80. *HTM. Härterei-Technische Mitteilungen*, 56(5), 347–352.

