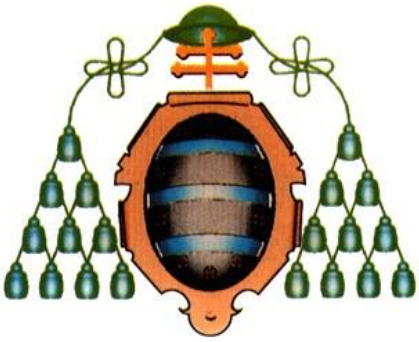


UNIVERSIDAD DE OVIEDO

Programa de Doctorado de Ciencia y Tecnología de Materiales

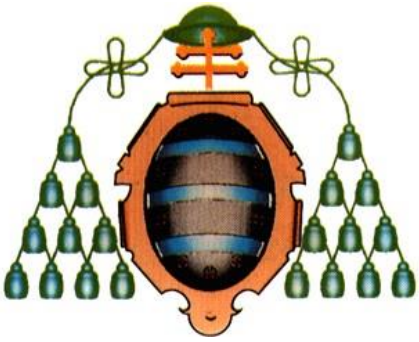
# PARÁMETROS DE SHOT PEENING Y SUS EFECTOS EN EL COMPORTAMIENTO A FATIGA DEL ACERO F1272

*Shot peening parameters and their effects on the fatigue behavior of F1272 steel*

TESIS DOCTORAL

Ana Teresa Vielma Mendoza

Junio 2013



UNIVERSIDAD DE OVIEDO

Programa de Doctorado de Ciencia y Tecnología de Materiales

# PARÁMETROS DE SHOT PEENING Y SUS EFECTOS EN EL COMPORTAMIENTO A FATIGA DEL ACERO F1272

*Shot peening parameters and their effects on the fatigue behavior of F1272 steel*

TESIS DOCTORAL

Francisco Javier Belzunce Varela

*En memoria de*

*Juan Bautista Mendoza,*

*Pedro Vielma y Carlos Alberto González Mora*

# ÍNDICE GENERAL

ÍNDICE DE FIGURAS ..... VI

ÍNDICE DE TABLAS ..... XIV

SÍMBOLOS Y ABREVIACIONES ..... XVII

CAPÍTULO 1.INTRODUCCIÓN Y OBJETIVOS ..... 1

1.1. Objetivos ..... 4

1.1.1. Objetivo general ..... 4

1.1.2. Objetivos específicos ..... 4

1.2. ESTRUCTURACIÓN DEL TRABAJO ..... 5

CAPÍTULO 2.ESTADO DEL CONOCIMIENTO ..... 7

2.1. PROCESO DE SHOT PEENING ..... 9

2.2. PARÁMETROS DEL PROCESO DE SHOT PEENING ..... 11

2.2.1. Proyectiles ..... 11

2.2.2. Intensidad Almen ..... 15

2.2.3. Cobertura o grado de cobertura ..... 19

2.3. VARIABLES DEL PROCESO ..... 23

2.3.1. Velocidad de los proyectiles ..... 23

2.3.2. Ángulo de impacto ..... 24

2.4. EFECTOS DEL PROCESO DE SHOT PEENING ..... 25

2.4.1. Aspecto superficial ..... 25

2.4.2. Endurecimiento superficial ..... 26

2.4.3. Tensiones residuales ..... 28

2.5. DIFRACCIÓN DE RAYOS X ..... 35

2.5.1. Definición y obtención de los rayos X .....35

2.5.2. Técnica de difracción de rayos X .....38

2.6. FATIGA ..... 43

2.6.1. Aspectos estructurales de la fatiga.....44

CAPÍTULO 3.METODOLOGÍA Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES.....53

3.1. CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL ..... 55

3.1.1. Material de trabajo.....55

3.1.2. Ensayos mecánicos convencionales .....55

3.1.3. Análisis metalográfico.....56

3.2. PROCESOS DE SHOT PEENING ..... 57

3.2.1. Máquina de shot peening.....57

3.2.2. Especificaciones de los proyectiles .....59

3.2.3. Determinación de la intensidad Almen .....61

3.3. CARACTERIZACIÓN DE LOS EFECTOS DE LOS PROCESOS DE SHOT PEENING..... 66

3.3.1. Acabado superficial. Cobertura y rugosidad .....66

3.3.2. Endurecimiento inducido. Evaluación del perfil de microdurezas.....71

3.3.3. Determinación de tensiones residuales mediante Difracción de rayos X.....73

3.3.4. Estudio de la vida a fatiga .....90

CAPÍTULO 4.RESULTADOS Y DISCUSIÓN .....95

4.1. CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL EN SU ESTADO DE SUMINISTRO ..... 97

4.1.1. Caracterización microestructural y mecánica.....97

4.1.2. Ensayos de fatiga rotativa.....100

4.2. TRATAMIENTOS DE SHOT PEENING ..... 101

4.2.1. Determinación de las intensidades Almen.....101

4.2.2. Determinación del grado de cobertura.....106

4.2.3. Análisis superficial de las probetas .....109

4.2.4. Determinación del endurecimiento superficial.....115

4.3. DETERMINACIÓN DEL CAMPO DE TENSIONES RESIDUALES DE COMPRESIÓN..... 121

4.3.1. Perfiles de tensiones residuales .....121

4.3.2. Determinación de la zona afectada por los tratamientos de shot peening .....126

4.4. ENSAYOS DE FATIGA ROTATIVA EN PROBETAS TRATADAS SUPERFICIALMENTE MEDIANTE SHOT PEENING..... 131

4.4.1. Estudio de la relajación de tensiones residuales de compresión en el curso de la fatiga.....136

4.4.2. Efecto del grado de cobertura del tratamiento de shot peening sobre la vida a fatiga del acero .....142

4.5. TRATAMIENTOS DE SHOT PEENING DOBLES..... 146

CONCLUSIONES .....155

REFERENCIAS .....161

ANEXOS.....169

ANEXO 1.CERTIFICADO DE CALIDAD DEL ACERO F1272..... 171

ANEXO 2.CERTIFICADO DE CALIDAD DE LOS PROYECTILES..... 172

2.1. Proyectiles CW 0,3.....172

2.2. Proyectiles CW 0,4.....173

2.3. Proyectiles CW 0,5.....174

2.4. Proyectiles CW 0,6.....175

2.5. Proyectiles CW 0,7 ..... 176

2.6. Proyectiles AGB 20 ..... 177

2.7. Aspecto de los proyectiles ..... 178

ANEXO 3.CURVAS DE SATURACIÓN ..... 179

3.1. Especificaciones de las placas Almen ..... 179

3.2. Ensayo de intensidad Almen 8A ..... 180

3.3. Ensayo de intensidad Almen 10A ..... 181

3.4. Ensayo de intensidad Almen 12A ..... 182

3.5. Ensayo de intensidad Almen 14A ..... 183

3.6. Ensayo de intensidad Almen 16A ..... 184

3.7. Ensayo de intensidad Almen 19A ..... 185

3.8. Ensayo de intensidad Almen 21A ..... 186

3.9. Ensayo de intensidad Almen 5A ..... 187

ANEXO 4.CURVAS DE AVRAMI ..... 188

4.1. Curvas de Avrami probetas planas ..... 188

4.2. Curvas de Avrami probetas de fatiga rotativa ..... 192

ANEXO 5.CÁLCULOS DEL FACTOR CONCENTRADOR DE TENSIONES DE COMPRESIÓN (FCT) ..... 196

5.1. Determinación de S a partir de cálculos geométricos ..... 196

5.2. Método basado en el análisis de la morfología superficial de la muestra con una cobertura del 100% observada en el microscopio electrónico de barrido ..... 197

5.3. Método basado en la medida precisa de huellas individualizadas utilizando probetas sometidas a los mismos tratamientos pero con baja cobertura ..... 198

5.4. Medición directa del parámetro S sobre el perfil de rugosidad .....198

ANEXO 6.INFLUENCIA DEL ELECTROPULIDO Y CÁLCULO DE LA INCERTIDUMBRE EN LA MEDIDA DEL PERFIL DE TENSIONES RESIDUALES ..... 201

6.1. Determinación de la influencia del electropulido sobre las tensiones residuales .....201

6.2. Determinación de la incertidumbre expandida .....204

6.3. Ejemplo de aplicación .....206

6.4. Aplicación del efecto del electropulido e incertidumbre expandida a los perfiles de tensiones residuales .....210

# ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1. Tensiones de compresión generadas tras un impacto ..... 9

Figura 2.2. Proceso de shot peening. Parámetros y efectos ..... 10

Figura 2.3. Proyectiles exfoliados y con forma no esferoidal ..... 13

Figura 2.4. Curvatura generada en una placa Almen ..... 15

Figura 2.5. Curva de saturación de un proceso de shot peening ajustada a cuatro parámetros 17

Figura 2.6. Determinación del punto de saturación ..... 18

Figura 2.7. Evolución de la cobertura a diferentes tiempos de exposición ..... 20

Figura 2.8. Evolución de la cobertura en acero F1272 para tratamientos de shot peening con Proyectil CW 0,5 y presión de 2 bares ..... 21

Figura 2.9. Estudio del comportamiento a fatiga y su relación con el grado de cobertura ..... 22

Figura 2.10. Daño producido por cobertura excesiva en la superficie del material ..... 23

Figura 2.11. Esquema de un impacto ..... 24

Figura 2.12. Efecto del endurecimiento superficial mediante shot peening de la aleación de magnesio AZ80 ..... 28

Figura 2.13. a) Esquema descriptivo de la generación de tensiones residuales en un proceso de shot peening. b) Representación de la deformación superficial permanente y de las tensiones de tracción y compresión ..... 30

Figura 2.14. Variación de la tensión residual en la pieza de la Figura 2.13 tratada por shot peening ..... 31

Figura 2.15. Formación de microtensiones por incompatibilidad elástica de un bicristal sujeto a una tensión superficial uniforme $\sigma_{11}$ ..... 32

Figura 2.16. Representación gráfica de las tensiones residuales de compresión de un componente tratado mediante shot peening ..... 33

Figura 2.17. Tensión resultante sobre una barra con tratamiento de shot peening aplicándole una carga externa de flexión..... 34

Figura 2.18. Espectro electromagnético ..... 36

Figura 2.19. Tubo de rayos X..... 36

Figura 2.20. Espectro de radiación X. a) Espectro de la radiación continua. b) Espectro continuo y de bandas ..... 37

Figura 2.21. Mecanismo de producción del fotón de Rayos X. Generación del espectro de bandas..... 38

Figura 2.22. Esquema de la difracción de Bragg ..... 39

Figura 2.23. Difractograma. ..... 41

Figura 2.24. Representación del efecto del tamaño y la distribución de tensiones bajo cargas de flexión..... 47

Figura 2.25. Evolución del factor de superficie, $K_s$, con la resistencia a la tracción en piezas de acero obtenidas utilizando distintos procesos de fabricación [47] ..... 48

Figura 2.26. Variación del factor de superficie, $K_s$, en función de la resistencia a la tracción y de la rugosidad..... 49

Figura 3.1. Probeta normalizada para ensayos de tracción uniaxial ..... 56

Figura 3.2. Máquina de shot peening ..... 57

Figura 3.3. Esquema del funcionamiento de la máquina de shot peening [4]..... 59

Figura 3.4. Aspecto de los proyectiles de acero cortado (CW 0,5 mm). Fotografía realizada por Microscopía Electrónica de Barrido (MEB) ..... 60

Figura 3.5. Lupa estereoscópica y procesador de imágenes ..... 60

Figura 3.6. Sujeción de probetas Almen al bloque Almen..... 61

Figura 3.7. Medidor Almen (Modelo TSP-3) ..... 62

Figura 3.8. Determinación tiempo exposición para cobertura al 100%. Curva de Avrami SP 8A. ..... 64

Figura 3.9. Rugosímetro DIAVITE DH-6 ..... 66

Figura 3.10. Esquema de la medición de $R_{máx}$ ..... 68

Figura 3.11. Esquema de las medidas de rugosidad..... 68

Figura 3.12. Superficie expuesta a shot peening durante 1s bajo Intensidad de 10A. a) Fotografía original. b) Fotografía en biplanos ..... 69

Figura 3.13. Esquema descriptivo para la determinación del FCT ..... 69

Figura 3.14. Preparación de las probetas tratadas por shot peening ..... 71

Figura 3.15. Matrices de indentaciones para evaluación de microdurezas en aceros tratados por shot peening..... 72

Figura 3.16. Difractómetro modular STRESS 3000 G3R (unidades principales) ..... 75

Figura 3.17. Sistema de irradiación y movimiento (goniómetro) ..... 75

Figura 3.18. Esquema del conjunto colimador-arco-detectores..... 76

Figura 3.19. Esquema de comunicación entre los componentes del difractómetro ..... 77

Figura 3.20. Ángulos y rotaciones usados para las medidas de tensiones residuales ..... 79

Figura 3.21. Esquema del sistema coordenado empleado en la técnica $\mathrm{sen}2\psi$..... 81

Figura 3.22.Función lineal entre $d$ y el $sen^2\,\psi$ del acero F1272 tratado mediante shot peening de intensidad Almen 12A. ..... 83

Figura 3.23. Ajustes matemáticos sobre el pico de difracción ..... 86

Figura 3.24. Equipo de electropulido. a) Componentes. b) Funcionamiento de la celda ..... 87

Figura 3.25. Esquema del proceso de electropulido ..... 88

Figura 3.26. Diagrama de flujo del procedimiento de medidas de las TRC ..... 89

Figura 3.27. Diagrama descriptivo de las zonas de medida en las probetas de fatiga rotativa 90

Figura 4.1. Microestructura del acero F1272. Reactivo de ataque Nital 2%. a) Aumentos: 500x. b) Aumentos: 1000x ..... 98

Figura 4.2. Gráficos de tracción del acero F1272 en el estado de suministro ..... 99

Figura 4.3. Representación gráfica de la resistencia a la fatiga del acero F1272. a) Números de ciclos a rotura en función de la tensión alterna aplicada. b) Resultados de fatiga ajustados según la ley de Basquin ..... 101

Figura 4.4. Curva de saturación. Determinación de la Intensidad Almen para Proyectil CW 0,4 (P=2 bares) ..... 102

Figura 4.5. Intensidades Almen obtenidas a partir de la variación de la presión y el tamaño de proyectiles ..... 103

Figura 4.6. Evolución de la intensidad Almen (IA) con la energía cinética del proyectil ($E_c$) ..... 105

Figura 4.7. Superficie de acero F1272 tratada mediante shot peening parcial a 8A. a) Micrografía de partida. b) Micrografía procesada. c) Determinación del grado de cobertura mediante metalografía cuantitativa (%GC= 52,34%). ..... 106

Figura 4.8. Evolución del tamaño de huella con la intensidad del tratamiento de shot peening ..... 108

Figura 4.9. Parámetro de rugosidad $R_Z$DIN en función del grado de cobertura ..... 109

Figura 4.10. Parámetro de rugosidad $R_3Z$ en función del grado de cobertura ..... 110

Figura 4.11. Parámetro de rugosidad $R_q$ en función del grado de cobertura..... 110

Figura 4.12. Parámetro de rugosidad $R_t$ en función del grado de cobertura ..... 111

Figura 4.13. Representación gráfica de la evolución de la rugosidad media ($R_a$) con respecto a la cobertura para cada intensidad Almen. ..... 112

Figura 4.14. Evolución de la rugosidad máxima ($R_{máx}$) con respeto al grado de cobertura... 112

Figura 4.15. Perfiles de endurecimiento superficial en las probetas tratadas mediante shot peening a intensidades Almen de 10,12 y 14 A ..... 116

Figura 4.16. Perfiles de endurecimiento superficial en las probetas tratadas mediante shot peening a intensidades Almen de 8, 16, 19 y 21A ..... 117

Figura 4.17. Perfiles de FWHM en función de la profundidad..... 118

Figura 4.18. Profundidad del mínimo del factor FWHM ($L_{min}$) y la profundidad para la que se alcanza el FWHM del acero base ($L_0$), en función de la intensidad Almen aplicada ..... 120

Figura 4.19. Zona superficial de tensiones residuales de compresión tras múltiples impactos individuales ..... 121

Figura 4.20. Perfil de tensiones residuales de compresión para intensidades Almen 8, 10, 12 y 14A ..... 122

Figura 4.21. Perfiles de tensiones residuales de compresión para intensidades Almen a 14, 16, 19 y 21A. ..... 122

Figura 4.22. Evolución de las tensiones $\sigma_s^{rc}$ y $\sigma_{máx}^{rc}$ con la intensidad Almen aplicada..... 123

Figura 4.23. Evolución de las profundidades $Z_{mc}$ y $Z_0$ con la intensidad Almen aplicada ... 124

Figura 4.24. Representación gráfica de las tensiones residuales de compresión máxima en función de la profundidad..... 125

Figura 4.25. Evolución de profundidad de la zona con tensión residual de compresión importante ($Z_{mc}^{t}$) en función de la intensidad Almen ..... 126

Figura 4.26. Perfil de tensiones residuales de compresión (TRC) y parámetro FWHM para un tratamiento de shot peening realizado a 8A ..... 127

Figura 4.27. Perfil de tensiones residuales de compresión (TRC) y parámetro FWHM para un tratamiento de shot peening realizado a 10A ..... 127

Figura 4.28. Perfil de tensiones residuales de compresión (TRC) y parámetro FWHM para un tratamiento de shot peening realizado a 12A ..... 128

Figura 4.29. Perfil de tensiones residuales de compresión (TRC) y parámetro FWHM para un tratamiento de shot peening realizado a 14A ..... 128

Figura 4.30. Perfil de tensiones residuales de compresión (TRC) y parámetro FWHM para un tratamiento de shot peening realizado a 16A ..... 129

Figura 4.31. Perfil de tensiones residuales de compresión (TRC) y parámetro FWHM para un tratamiento de shot peening realizado a 19A ..... 129

Figura 4.32. Perfil de tensiones residuales de compresión (TRC) y parámetro FWHM para un tratamiento de shot peening realizado a 21A ..... 130

Figura 4.33. Profundidad afectada por el tratamiento de shot peening determinada mediante los perfiles de tensiones residuales de compresión y el parámetro FWHM para cada Intensidad Almen ..... 130

Figura 4.34. Vida a fatiga de probetas de acero F1272 tratadas superficialmente mediante shot peening bajo una tensión alterna de 50%$\sigma_r$ ..... 132

Figura 4.35. Vida a fatiga bajo una tensión 45%$\sigma_r$ de probeta de acero F1272 tratadas mediante shot peening..... 133

Figura 4.36. Acabado superficial de las probetas de fatiga rotativa tratadas mediante shot peening ..... 134

Figura 4.37. Topografía superficial del acero F1272 tras tratamientos de shot peening. Micrografías obtenidas mediante MEB: a) 8A, b) 10A, c) 12A, d) 14A, e) 16A, f) 21A. ..... 135

Figura 4.38. Superficies de rotura probetas de fatiga rotativa ensayadas al 50% $\sigma_r$. Acabados superficiales: a) mecanizado, b) 8A, c) 10A, d) 12A e) 14A, f) 16A, g) 19A y h) 21A ..... 136

Figura 4.39. Relajación de la tensión residual de compresión superficial en función de los ciclos de fatiga aplicados. ..... 137

Figura 4.40. Relajación de tensiones residuales en función del logaritmo del número de ciclos (N) en probetas tratadas mediante shot peening a 8, 10, 12 y 14A ..... 140

Figura 4.41. Relajación de tensiones residuales en función del logaritmo del número de ciclos (N) en probetas tratadas mediante shot peening a 14, 16, 19 y 21A ..... 141

Figura 4.42. Perfil de la tensión residual de una muestra tratada con 10 A y otra similar tras su rotura en el ensayo de fatiga ..... 142

Figura 4.43. Endurecimiento superficial para los diferentes grados de cobertura ..... 144

Figura 4.44. Perfil del parámetro FWHM para los distintos grados de cobertura ..... 144

Figura 4.45. Estudio del efecto de las tensiones residuales para diferentes grados de cobertura ..... 145

Figura 4.46. Influencia del grado de cobertura sobre la vida a fatiga de probetas tratadas a 10A (el intervalo marcado es ± s, desviación típica) ..... 145

Figura 4.47. Parámetro $R_a$ tras el tratamiento inicial (21 A) y tras los segundos tratamientos ..... 147

Figura 4.48. Parámetro $R_{máx}$ tras el tratamiento inicial (21 A) y tras los segundos tratamientos ..... 148

Figura 4.49. Perfil de la tensión residual de compresión tras los tratamientos de shot peening de 10A y 21A ..... 150

Figura 4.50. Vida a fatiga comparada de los tratamientos dobles..... 150

Figura 4.51. Comparación porcentual del incremento de la vida a fatiga conseguida con los tratamientos dobles frente al simple de 21A y a las probetas sin tratar ..... 152

Figura 4.52. Efectos previsibles del segundo tratamiento sobre los defectos superficiales generados en el tratamiento previo de alta intensidad..... 153

Figura 4.53. Vida media a fatiga estimada para una tensión alterna igual al 52% de la resistencia a la tracción del acero base..... 154

# ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1. Comportamiento y clasificación de los tipos de proyectiles de uso en procesos de shot peening ..... 14

Tabla 2.2 Clasificación y características de las redes de Bravais ..... 40

Tabla 2.3. Ecuaciones que relacionan las distancias interplanares con los parámetros de red y los índices de Miller ..... 40

Tabla 2.4. Factores de corrección $C_L$, para cada tipo de carga aplicada ..... 46

Tabla 3.1. Composición química (% en peso). ..... 55

Tabla 3.2. Propiedades mecánicas. ..... 55

Tabla 3.3. Parámetros de difracción recomendados para la medida de TR en algunos aceros ..... 78

Tabla 3.4. Parámetros de trabajo. Patrón de ferrita ..... 80

Tabla 3.5. Condiciones de los ensayos de fatiga rotativa ..... 91

Tabla 3.6. Ensayos de fatiga rotativa en probetas tratadas mediante shot peening. ..... 91

Tabla 4.1. Composición química del acero F1272 ..... 97

Tabla 4.2. Resultados de los ensayos de tracción acero F1272 ..... 99

Tabla 4.3. Resultados de los ensayos de dureza realizados sobre el acero F1272 ..... 99

Tabla 4.4. Comparación de las propiedades mecánicas experimentales y las referidas por el fabricante ..... 100

Tabla 4.5. Resultados medios de los ensayos de fatiga rotativa (acero F1272) ..... 100

Tabla 4.6. Determinación de la Intensidad Almen con proyectiles CW 0,4 y presión de 2 bares ..... 102

Tabla 4.7. Parámetros de ajuste de la curva de saturación. CW 0,4 y 2 bares ..... 102

Tabla 4.8. Resultado de Intensidad Almen para proyectiles CW 0,4 y 2 bares de presión ..... 103

Tabla 4.9. Intensidades Almen determinadas experimentalmente..... 104

Tabla 4.10. Tiempos de exposición para obtener cobertura total sobre probetas planas ..... 107

Tabla 4.11. Tiempo de exposición para obtener cobertura total en las probetas de fatiga rotativa .. 107

Tabla 4.12. Evolución de la rugosidad media($R_a$) en función de la cobertura para cada intensidad Almen..... 111

Tabla 4.13. Evolución de la rugosidad máxima ($R_{máx}$) en función de la cobertura para cada intensidad Almen..... 111

Tabla 4.14. Factor concentrador de tensiones para cada intensidad Almen. ..... 115

Tabla 4.15. Endurecimiento máximo inducido y profundidad de la zona afectada ..... 117

Tabla 4.16. Parámetros característicos representativos del perfil de tensiones residuales de compresión máxima..... 123

Tabla 4.17. Relajación de tensiones residuales..... 138

Tabla 4.18. Comparación de la tensiones residual superficial, la tensión aplicada y el límite elástico del material ($\sigma_y$) ..... 139

Tabla 4.19. Expresiones del ajuste de la relajación de la tensión residual superficial y coeficientes de determinación para las distintas intensidades Almen ..... 141

Tabla 4.20. Tensión residual de compresión superficial tras el tratamiento simple y los dobles tratamientos de shot peening..... 149

Tabla 4.21. Tensión residual superficial de compresión antes y después de los tratamientos con eliminación de material..... 149

# SÍMBOLOS Y ABREVIACIONES

| | |
|---|---|
| $Z_1$: | altura de la pieza tras electropulido |
| H: | altura de referencia de las probetas |
| $\psi$: | ángulo de inclinación |
| $\phi$: | ángulo de rotación del goniómetro paralelo a la superficie de la muestra |
| $\chi$: | ángulo de rotación en el plano normal a la superficie |
| $\omega$: | ángulo entre el haz incidente y la superficie de la muestra |
| $\alpha, \beta, \gamma$: | ángulos interaxiales de una celda unidad |
| W: | carga aplicada en la probeta |
| $C_n$: | cobertura |
| K: | coeficiente de restitución, factor concentrador de tensiones |
| $K_\alpha, K_\beta$: | componentes de la radiación X de un elemento químico |
| K, n: | constantes de la ley de endurecimiento plástico de Hollomon |
| CW: | cut wire (alambre cortado) |
| $\pm\sigma$: | desviación típica |
| $\varnothing$: | diámetro |
| D: | diámetro de la probeta en la zona calibrada |
| $\Delta$: | diferencia |
| {hkl}, (hkl): | direcciones de planos cristalográficos |
| $Z_{mc}$: | distancia de $\sigma_{máx}$ desde la superficie |
| d: | distancia interplanar |
| DSP: | doble tratamiento de shot peening |
| HB: | dureza Brinell |
| HRC: | dureza Rockwell C |
| HV: | dureza Vickers |
| Ec.: | ecuación |
| eV: | electrón voltio |
| EP: | electropulido |
| EM: | eliminación de material |
| e: | elongación, carga del electrón |
| E: | Energía, módulo elástico |
| $E_c$: | energía cinética |
| $C_L$: | factor de carga |
| $K_t$: | factor de reducción de la resistencia a fatiga |

| | |
|---|---|
| $K_s$: | factor de superficie |
| $C_s$: | factor tamaño |
| H, h: | flecha o curvatura, profundidad de la huella, constante de Planck |
| X: | fracción, profundidad eliminada |
| FWHM: | Full With at Half Maximun |
| CG: | grado de cobertura |
| $\pm u_c$ | incertidumbre combinada |
| $\pm$U: | incertidumbre expandida |
| q: | índice de sensibilidad a la entalla |
| IA: | intensidad Almen |
| $\sigma_y$: | límite elástico |
| L: | longitud |
| $Z_{mc}^{t}$: | longitud de la región superficial de tensiones residuales de compresión importantes |
| L: | longitud de la zona calibrada |
| $\lambda$: | longitud de onda |
| m: | masa del proyectil |
| $\sigma_{máx}^{rc}$: | máximo valor de la tensión residual de compresión |
| µm: | micrómetros |
| MEB | Microscopía Electrónica de Barrido |
| mm: | milímetros |
| nm: | nanómetros |
| N: | número de ciclos |
| R: | número de huellas por área de muestra, rugosidad, relajación |
| n: | número entero que denota el orden de difracción, número de ensayos |
| $a_{x=1,2,3}$: | parámetros de red |
| %: | porcentaje |
| $\delta$: | profundidad |
| $L_0$: | profundidad a la que se alcanza el valor de FWHM del acero base |
| $Z_0$: | profundidad de la zona de tensiones residuales de compresión |
| $L_{min}$: | profundidad del mínimo del factor FWHM |
| PM: | pulido mecánico |
| r: | radio de las huellas |
| $S_a$: | resistencia a la fatiga intrínseca de un material, tensión aplicada (ley de Basquin) |
| $S_a^{'}$: | resistencia a la fatiga modificada |

| | |
|---|---|
| $\sigma_r$: | resistencia a la tracción |
| SP: | shot peening |
| $\sigma$: | tensión |
| $\sigma_a$: | tensión alterna |
| $\sigma_{máx}$: | tensión máxima |
| $\sigma_m$: | tensión media |
| $\sigma_{min}$: | tensión mínima |
| $\sigma_s^{rc}$: | tensión residual de compresión en la superficie |
| $\sigma_z$: | tensión residual superficial corregida |
| TRC: | tensiones residuales de compresión |
| $\varepsilon, \varepsilon_{ij}^{p}$: | tensor deformación, componentes del tensor deformación plástica |
| t: | tiempo, espesor |
| A: | unidad de intensidad Almen en pulgadas |
| $\nu$: | velocidad del proyectil, módulo de Poisson |

# CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN Y OBJETIVOS

La fatiga es un importante parámetro a considerar en el estudio de componentes que trabajarán sometidos a condiciones de cargas cíclicas. A este respecto, factores mecánicos, metalúrgicos y medioambientales pueden influir significativamente en el comportamiento a fatiga de un componente estructural [1, 2]. Es también un hecho bien conocido que en aplicaciones de ingeniería, la región superficial de las piezas juega un importante papel, de tal manera que pequeñas modificaciones de la misma, pueden hacer disminuir significativamente el límite a fatiga de un componente real.

El estudio y desarrollo de mecanismos y procesos que reduzcan el periodo de nucleación de las grietas de fatiga o su propagación a través de un componente estructural tienen una importancia singular en el campo de la ingeniería aplicada. En la actualidad existen muchos procedimientos capaces de modificar la superficie de los materiales y componentes. Técnicas como la aplicación de recubrimientos, o los tratamientos térmicos superficiales, entre otras, han brindado una solución adecuada a los diversos problemas que se pueden presentar en la práctica, de cara a mejorar el comportamiento a fatiga. Es preciso tener en cuenta que en los diferentes procesos de conformado se generan defectos superficiales y se inducen tensiones residuales, teniendo éstas últimas una influencia significativa en la vida a fatiga de los componentes utilizados en ingeniería.

Dado que las tensiones residuales se suman a las aplicadas, el signo negativo o positivo de las tensiones residuales inducidas incrementará o disminuirá respectivamente la vida del componente ante solicitaciones de tipo cíclico. De este modo, la presencia de tensiones residuales de compresión mejora el comportamiento ante cargas cíclicas de los componentes industriales, por lo que resulta de gran interés el hecho de poder introducirlas mediante procesos mecánicos controlados, como es el caso del shot peening.

El shot peening es un tratamiento superficial que implica la aplicación de múltiples y consecutivos impactos con pequeños proyectiles normalizados sobre la superficie de un material o pieza, cuyo comportamiento ante cargas cíclicas se desea mejorar. Los impactos producen una deformación plástica localizada en la superficie del material (huellas) [3, 4], que se solapan entre sí, generando una zona, uniforme y extensa, deformada plásticamente a compresión en la superficie del material. A su vez, debido a que en la región circundante a la zona impactada la deformación es del tipo elástico, se genera un campo de tensiones residuales de compresión, de magnitud considerable, que se equilibra con la presencia de tensiones residuales de tracción en zonas más profundas del material [5-8]. Esta compresión superficial

es extremadamente eficaz en la prevención de fallos prematuros en condiciones de carga cíclica ya que, como las grietas de fatiga crecen bajo efectos de tracción, se dificulta la propagación de éstas desde la superficie [9]. En los últimos años se han desarrollado diversos métodos, experimentales y numéricos, para controlar y determinar de manera precisa y fiable la distribución de tensiones residuales en componentes metálicos industriales [10]. En consecuencia, hoy día es posible optimizar el comportamiento de los componentes industriales reales ante cargas de fatiga aplicando el tratamiento superficial de shot peening más adecuado.

En el caso del acero F1272, material objeto de este estudio, el control de las variables y parámetros del proceso de shot peening ha permitido desarrollar diversos tratamientos superficiales, que inducen en el material los campos de tensiones residuales de compresión, dando lugar de manera simultánea a fenómenos de endurecimiento y acabado superficial adecuados con objeto de mejorar el comportamiento a fatiga del acero. Mediante el uso de la técnica de difracción de rayos X ha sido posible la determinación del campo tensiones residuales de compresión de la región superficial afectada y la mejora del comportamiento ante cargas cíclicas se ha evaluado mediante la técnica de fatiga bajo flexión rotativa. El estudio de los efectos inducidos por los diferentes procesos de shot peening (endurecimiento superficial, perfil de tensiones residuales de compresión y rugosidad superficial), ha permitido identificar el tratamiento óptimo para el acero F1272 en estado de temple y revenido, que es aquel que involucra un equilibrio adecuado entre la extensión de las tensiones residuales de compresión inducidas, el endurecimiento superficial y el acabado (daño) superficial del material.

## 1.1. OBJETIVOS

### 1.1.1. Objetivo general

- Evaluar los parámetros y efectos de los diferentes procesos de shot peening susceptibles de ser aplicados sobre un acero F1272 comercial y determinar el tratamiento óptimo para mejorar el comportamiento a fatiga de este material

### 1.1.2. Objetivos específicos

Se han identificado los objetivos específicos siguientes:

- Determinar la influencia de los parámetros y variables experimentales de control del proceso de shot peening (diámetro de bola, presión de aire, intensidad Almen): endurecimiento superficial, campo de tensiones residuales de compresión y acabado superficial inducido sobre el acero F1272.
- Desarrollar y establecer un proceso de medida fiable y reproducible de las tensiones residuales de compresión mediante la técnica de difracción de Rayos X y construir el perfil de tensiones residuales generado en los tratamientos de shot peening.
- Optimizar los parámetros básicos del tratamiento superficial de shot peening para establecer la adecuada combinación entre el endurecimiento superficial, las tensiones residuales de compresión y el acabado superficial, de cara a mejorar el comportamiento ante cargas cíclicas del acero F1272.
- Determinar la intensidad Almen y el grado de cobertura apropiados para optimizar el comportamiento a fatiga del acero objeto de estudio.
- Analizar la posibilidad de incrementar la vida a fatiga del acero F1272 mediante la utilización de tratamientos dobles, tratamientos de doble shot peening (alta intensidad, seguido de baja intensidad) y tratamientos de shot peening intensos seguidos de la eliminación de la región más superficial, supuestamente dañada.
- Estudiar la evolución de la relajación de la tensión residual generada en los tratamientos de shot peening como consecuencia de la aplicación de las cargas de fatiga.

## 1.2. ESTRUCTURACIÓN DEL TRABAJO

Tras este primer capítulo de introducción, en el que se destaca la importancia de los tratamientos de shot peening y los objetivos planteados en la concepción de este trabajo de investigación, se han preparado cuatro capítulos más y una serie de anexos. El capítulo 2 se ha dedicado al desarrollo de los fundamentos teóricos y el estado del conocimiento actual de los procesos de shot peening, la difracción de rayos X y la fatiga de los materiales. El capítulo 3 se ha dedicado al desarrollo de las técnicas experimentales utilizadas para la realización de los tratamientos de shot peening y de la metodología que se ha empleado para la caracterización de sus efectos, haciendo especial hincapié en la descripción del procedimiento para realizar las medidas de tensiones residuales mediante la técnica de difracción de rayos X como de los ensayos de fatiga. La exposición y el análisis de los resultados obtenidos se han desarrollado en el capítulo 4, para finalizar con las conclusiones del trabajo de investigación realizado.

Además, al final de esta memoria se han añadido una serie de anexos en los que, entre otras cosas, se han recopilado las curvas de saturación y las curvas de Avrami de todos los tratamientos de shot peening aplicados. Las curvas de saturación se utilizan para la determinación de las intensidades Almen y las de Avrami para la definición del grado de cobertura. En otros anexos también se han analizado diferentes formas de evaluar el factor concentrador de tensión generado en estos tratamientos, utilizando para ello diferentes hipótesis y el cálculo de la incertidumbre asociada a las medidas del perfil de la tensión residual como consecuencia del uso de la difracción de rayos X y de la técnica de pulido electrolítico.

# CAPÍTULO 2. ESTADO DEL CONOCIMIENTO

En este capítulo se ha desarrollado la base teórica en la que se ha fundamentado la investigación desarrollada en esta Tesis doctoral. A este respecto, se han descrito los fundamentos del tratamiento superficial de shot peening, conceptos básicos sobre tensiones residuales, las técnicas de difracción de rayos X utilizadas para la determinación de la tensión residual y, por último, se ha incluido una breve descripción de la respuesta de los materiales ante cargas de fatiga.

## 2.1. PROCESO DE SHOT PEENING

El shot peening es un proceso mecánico controlado que se emplea para el tratamiento de las superficies de los materiales. Es utilizado principalmente para prolongar la vida a fatiga de componentes metálicos. Consiste en someter la superficie de piezas y componentes industriales a múltiples impactos con proyectiles esféricos lanzados a gran velocidad.

El impacto de los proyectiles esféricos a alta velocidad contra la superficie del material induce una deformación plástica en frio. Como consecuencia se incrementa la densidad de dislocaciones que endurece la superficie del material y a su vez se genera un campo de tensiones residuales a compresión [11]. La expansión biaxial inducida es impedida por las regiones adyacentes, que sólo se deforman elásticamente, lo que genera un estado residual de tensiones a compresión. La Figura 2.1 muestra esquemáticamente el efecto de un impacto individual y la concentración de las tensiones citadas.

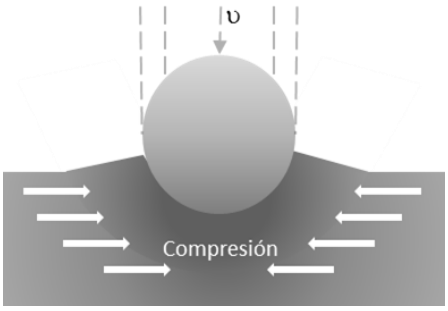



Figura 2.1. Tensiones de compresión generadas tras un impacto

De esta manera es posible contrarrestar las tensiones residuales de tracción inducidas en procesos de conformado del material (laminación, extrusión, mecanizados, tratamientos térmicos, soldadura, etc.), reduciendo o contrarrestando así sus efectos.

Estas tensiones son las responsables de retardar significativamente el crecimiento de grietas por fatiga. Por esta razón se indican tratamientos de shot peening en aquellos componentes que trabajan a cargas cíclicas, especialmente en casos en los cuales las solicitaciones en servicio sitúan en la superficie las tensiones máximas; por ejemplo en piezas giratorias de máquinas y mecanismos.

Producir superficies con tratamiento de shot peening de calidad supone un riguroso control sobre los parámetros básicos del proceso: intensidad Almen, el grado de cobertura y la energía cinética del impacto (velocidad de los proyectiles), etc. A su vez estos parámetros básicos dependen de ajustar las variables del proceso: tipo de bola, presión, flujo y ángulo de impacto [12]. El control estricto de las variables del proceso permite garantizar la adecuación de los tratamientos, su efectividad y la repetibilidad de los procedimientos, ya que afectan directamente a la energía cinética del proyectil en el momento del impacto, que está íntimamente relacionada con la intensidad del tratamiento [13].

A continuación, en la Figura 2.2 se representa esquemáticamente la relación entre los parámetros fundamentales involucrados en un proceso de shot peening, las variables del proceso y los efectos producidos.

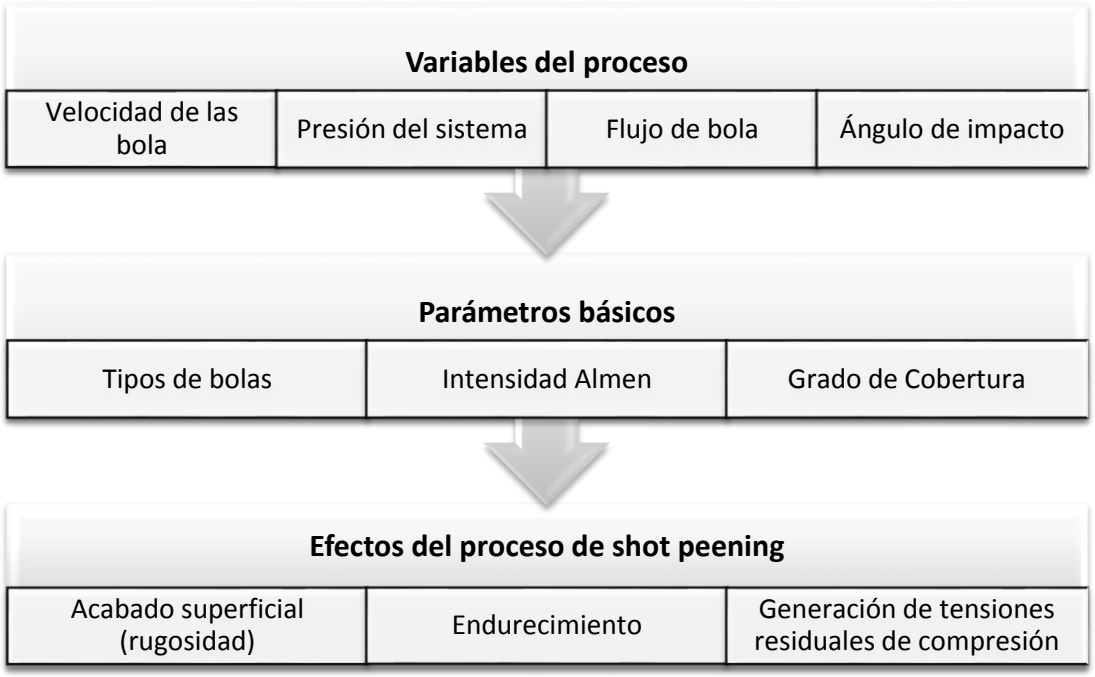



Figura 2.2. Proceso de shot peening. Parámetros y efectos

## 2.2. PARÁMETROS DEL PROCESO DE SHOT PEENING

Los parámetros básicos del proceso de shot peening son el tipo y tamaño de los proyectiles, el grado de cobertura requerido y la intensidad Almen deseada. Para obtener tratamientos de calidad se debe garantizar la repetibilidad del proceso.

Las normas SAE HS-84, J2277, J2597 y AMS-S-13165 recogen información sobre el control y cuantificación de los parámetros y variables del proceso. Entre ellos, se especifican la caracterización y los tipos de proyectiles, las condiciones para los procesos de shot peening y los métodos de cuantificación de las intensidades Almen y el grado de cobertura.

A continuación se describen los tipos de proyectiles que habitualmente se utilizan en los tratamientos de shot peening. Posteriormente se desarrollarán los conceptos de intensidad Almen y grado de cobertura.

### 2.2.1. Proyectiles

Los tipos de proyectiles utilizados en los procesos de shot peening pueden ser de diferente naturaleza. En el mercado, existen proyectiles de vidrio, acero, cerámicos, etc. Para el tratamiento de los aceros de construcción se usan normalmente proyectiles de acero endurecidos.

El tipo y calidad de los proyectiles utilizados son de gran importancia en los procesos de shot peening. El tamaño, morfología, dureza, densidad y durabilidad son características que se deben conocer con precisión. Para obtener los resultados deseados, es necesario un programa de control del estado de las bolas [14].

La distribución de tamaños de los proyectiles debe ser lo más uniforme posible. Si se utilizaran proyectiles de distintos tamaños, se generaría una zona a compresión heterogénea. Cada tamaño de bola induciría un nivel de tensiones de compresión que dependería de la energía con la cual impactase contra la superficie. Esto sin contar la modificación superficial, que daría lugar a una rugosidad variable y probablemente a concentradores de tensión. En consecuencia, la vida a fatiga se puede ver afectada de manera desfavorable. Como norma general, se recomienda utilizar el menor tamaño que proporcione los efectos deseados [15].

El máximo trabajo que puede realizar un proyectil viene dado por su energía cinética, cuya expresión es conocida:

$$E_c = \frac{1}{2} \cdot m \cdot v^2 \quad \text{Ec. 2.1}$$

Donde:

$E_c$: es la energía cinética del proyectil $v$: la velocidad del proyectil

$m$ : la masa del proyectil

Para una determinada velocidad, la energía cinética sólo dependerá de la masa del proyectil. Dado que las partículas empleadas para los tratamientos de shot peening son esféricas, la energía cinética dependerá del diámetro elevado al cubo [16]. La reducción en el tamaño de los proyectiles influirá significativamente en la disminución de su energía cinética.

Por otro lado, en la medida que los proyectiles se utilizan múltiples veces en los procesos de shot peening, la superficie de los mismos se va deteriorando y terminará presentando exfoliaciones (Figura 2.3izda). Esta degeneración de los proyectiles involucra la disminución de su diámetro y cambios en su esfericidad. Como consecuencia de estos efectos, el proceso de shot peening se altera debido a la disminución de la energía cinética de los proyectiles (aun manteniendo el resto de condiciones del proceso) afectando proporcionalmente la obtención de la intensidad deseada [17]. La formación de ángulos vivos, podría deteriorar significativamente la superficie tratada, creando en ella concentradores de tensión, muy negativos desde el punto de vista de su comportamiento ante cargas de fatiga. La caracterización de la morfología de los proyectiles tradicionalmente se realizaba por una distribución de tamaños a partir de un proceso de tamizado. En la actualidad, se emplean técnicas de análisis de imágenes. De esta manera se puede obtener más información estadística sobre la distribución de tamaños, la forma y el estado de los proyectiles [18].

Las partículas utilizadas en procesos de shot peening deben cumplir con ciertas características de morfología, dureza, tenacidad y densidad. Deben ser de forma esférica, con distribución de tamaños normal. Es importante limitar la presencia de proyectiles rotos o con formas angulares. Las aristas y/o filos pueden generar daños significativos en la superficie tratada, de tal modo que un tratamiento mal realizado puede comprometer la vida útil del componente, incluso reducirla con respecto a las condiciones iniciales (material sin tratar) [15].

La selección del proyectil implica un compromiso adecuado entre dureza, tenacidad y resistencia al impacto. Garantizar que la dureza del proyectil sea mayor que la del material a tratar, prolongará la vida útil del proyectil. Otro aspecto como la densidad de las partículas es un valor que se incluye en las especificaciones de los proyectiles. Al igual que el tipo de material, método de obtención y dureza, la densidad es una característica importante debido a que mientras más denso sea el perdigón, más energía inducirá al proceso. Por otra parte, la vida útil de los proyectiles podrá ser mayor, en la medida que su resistencia a la fractura (tenacidad) también lo sea [19].

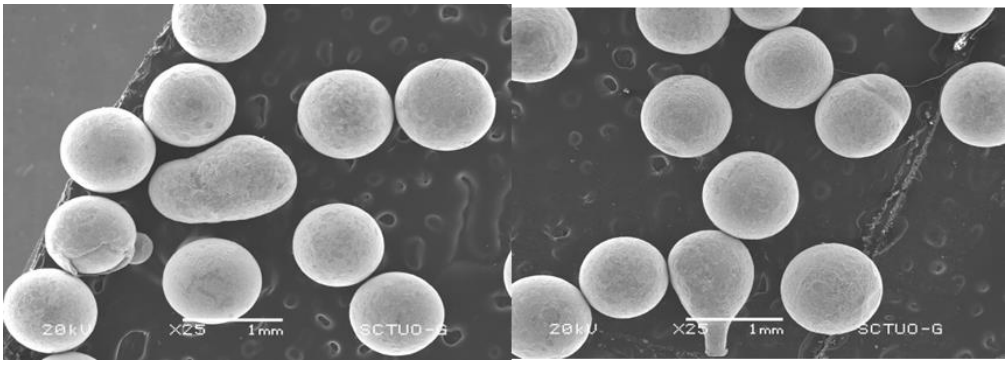



Figura 2.3. Proyectiles exfoliados y con forma no esferoidal

Resulta necesario introducir el término durabilidad. La durabilidad se puede definir como la capacidad que tiene un determinado tipo de proyectil de mantener su tamaño y su forma durante su uso. Debe ser analizado desde dos puntos de vista [15]:

i) Vida Útil: el número de ciclos de trabajo soportados por los proyectiles antes de deformarse y adaptar una forma inaceptable.

ii) Resistencia a la fractura: cuánto tiempo resiste antes de romperse, originando aristas afiladas, perjudiciales en el tratamiento.

#### *2.2.1.1. Clasificación de los proyectiles*

Los proyectiles a utilizar en los tratamientos de shot peening se clasifican en función del material con el que han sido elaborados y el método de fabricación. En el mercado es posible encontrar proyectiles de vidrio, cerámicos y aceros; la nomenclatura utilizada en su designación emplea letras para identificar el material y procesamiento seguido de un número correspondiente al diámetro nominal.

Los proyectiles fabricados a partir de acero fundido, se denominan mediante la letra S ("sieve") seguida de un número que indica el diámetro nominal del tamiz, en diezmilésimas de pulgada. En ocasiones se distingue entre las bolas de acero con alto contenido en carbono mediante las letras HC ("High Carbon") y las de bajo contenido en carbono mediante las letras LC ("Low Carbon"). Los tamaños habituales abarcan desde S70 (0,2 mm de diámetro nominal) hasta S930 (2,4 mm de diámetro nominal).

Cuando las bolas se obtienen a partir de alambre de acero recortado, se identifican con las letras CW ("cut wire") o SCW ("stainless cut wire"). Acto seguido, se indica el diámetro medio del alambre a partir del cual se obtiene, en milésimas de pulgada. El rango de medidas habitual va desde CW12 (0,30 mm de diámetro nominal) hasta CW62 (1,6 mm diámetro nominal). En la práctica se han establecido relaciones empíricas entre los tamaños de S con los de CW [20]. Las esferas de vidrio se identifican con las letras GB ("Glass Bead") seguidas de un número que indica, aproximadamente, el diámetro nominal de las esferas de vidrio, en centésimas de milímetro. Sus tamaños habituales van desde GB6 (diámetro medio: 0,075 mm) hasta GB280 (diámetro medio: 3,350 mm) [21].

Por último, los proyectiles obtenidos a partir de partículas cerámicas más comunes son las de óxido de zirconio ($ZrO_2$). Se denominan con la letra Z ("Zirconium") seguida de un número que indica su diámetro, en milésimas de milímetro y abarcan un rango comprendido entre Z150 (diámetro medio: 0.210 mm) y Z850 (diámetro medio: 0.850 mm).

Gillespie en su investigación [19], obtuvo una clasificación del comportamiento de los proyectiles con respecto a sus principales propiedades, calificándolas cualitativamente entre A y D, siendo A el mejor comportamiento y D el peor. En la Tabla 2.1 se han recogido los resultados de su investigación. Nótese que el proyectil de acero cortado muestra el mejor comportamiento.

Tabla 2.1. Comportamiento y clasificación de los tipos de proyectiles de uso en procesos de shot peening

| Proyectil | Tamaño | Forma | Dureza | Densidad | Vida útil | Tenacidad |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **Alambre cortado** | A | A | A | A | A | A |
| **Acero fundido** | B | D | D | B | B | B |
| **Material Cerámico** | C | B | C | C | C | C |
| **Vidrio** | C | C | A | D | D | D |

### 2.2.2. Intensidad Almen

La intensidad Almen es un parámetro cuantificable en los procesos de shot peening que proporciona información sobre la agresividad del tratamiento. Está relacionada directamente con la energía cinética transferida por los proyectiles durante el choque contra la pieza de trabajo y puede considerarse una medida indirecta de la energía transferida a la superficie del material. En 1963, Almen y Black introdujeron el método para la evaluación de la intensidad; este es el método ampliamente empleado en la actualidad [22].

El procedimiento consiste en fijar una placa fina de acero de calidad y de dimensiones normalizadas (placa Almen) sobre un bloque de acero (bloque Almen) y exponerla a un flujo determinado de proyectiles. A través de una boquilla, los proyectiles son arrastrados por aíre, a condiciones de caudal y presión constante, hasta las placas Almen. Las bolas chocan contra la superficie de las placas Almen e inducen tensiones residuales generando una curvatura en la placa (Figura 2.4). La curvatura que se crea en la placa depende directamente de la naturaleza del proyectil utilizado, de las condiciones del flujo y del tiempo de exposición, y puede ser cuantificada como la flecha medida en la zona media.

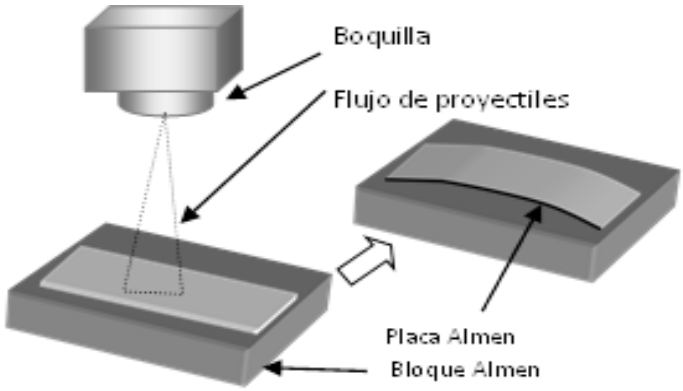



Figura 2.4. Curvatura generada en una placa Almen

Para determinar la intensidad Almen de un tratamiento de shot peening es necesario trazar una curva, denominada curva de saturación. Para construirla se someten una serie de placas Almen al chorro de proyectiles durante distintos tiempos de exposición. Se mide la deflexión máxima (flecha en la zona media) creada en cada una de las placas en un dispositivo denominado medidor Almen. Se representan gráficamente los valores de la flecha o curvatura

en el eje de las ordenadas en función del tiempo de exposición, en el eje de las abscisas. Esta gráfica se denomina ***curva de saturación,*** de ella se cuantifica la intensidad Almen.

#### *2.2.2.1. Curva de saturación y punto de saturación*

Para obtener la intensidad Almen es necesario exponer al menos cuatro placas Almen al flujo de proyectiles. Las placas se someten a tiempos de exposición sucesivamente mayores. Como se mencionó se realizan las mediciones de las curvaturas con un medidor Almen. Se representan gráficamente las deflexiones en función de los tiempos de exposición. La curva que mejor se ajusta a los puntos obtenidos experimentalmente se denomina curva de saturación, y es particular para cada proceso de shot peening.

Existen múltiples posibilidades de ajuste matemático para la curva de saturación [23]. Para considerar un incremento lineal de la curvatura se debe suponer un flujo constante de proyectiles, proyectiles de igual tamaño, de manera que cada impacto del proyectil produzca en la superficie de la placa Almen un incremento de curvatura similar. También se puede pensar que al aumentar el número de impactos, la contribución de cada uno de ellos a la curvatura final será menor, en virtud del endurecimiento inducido en el material [15]. Este comportamiento se puede recoger matemáticamente mediante una ecuación del tipo:

$$h = a \cdot (1 - e^{b \cdot t}) \qquad \text{Ec. 2.2}$$

Donde "h" es la flecha, curvatura o deflexión medida en la placa Almen, "t" el tiempo de exposición y "a" y "b" los dos parámetros que definen la curva de ajuste a partir de los datos experimentales obtenidos. Los parámetros "a" y "b" se obtienen por iteración mediante métodos numéricos. El parámetro "a" aumenta con el incremento del tamaño y la velocidad de los proyectiles [24], mientras que el parámetro "b" varía con respecto al flujo de los proyectiles (número de proyectiles por unidad de área y tiempo).

Sin embargo, al operar del modo indicado, no se ha considerado el endurecimiento producido en el material a la hora de efectuar el ajuste matemático. En la medida que las bolas impacten sobre la placa, el proceso de endurecimiento por deformación aumentará progresivamente. En consecuencia, el material admitirá cada vez menos deformación plástica y la curvatura de las placas aumentará en menor proporción. El comportamiento descrito puede ser expresado introduciendo un nuevo parámetro "c" en la ecuación 2.2, que define la siguiente ecuación de tres parámetros:

$$h = a \cdot \left(1 - e^{b \cdot t^c}\right) \qquad \text{Ec. 2.3}$$

Siendo ahora “a”, “b” y “c” los parámetros a determinar numéricamente para ajustar la ecuación 2.3 a los datos experimentales.

También se pueden contemplar la posible existencia de mecanismos compensatorios del endurecimiento por deformación. Por ejemplo, se podrían incluir fenómenos de autotemple, ablandamiento, descarburación, etc., incorporando una componente lineal a la ecuación 2.3. Esta nueva componente se denominará parámetro “d” y da lugar a la ecuación de cuatro parámetros que se expone a continuación.

$$h = a \cdot \left(1 - e^{b \cdot t^c}\right) + dt \quad \text{Ec. 2.4}$$

Wieland [22] validó el modelo matemático realizando mediciones en 388 probetas Almen, que habían sido tratadas por shot peening. La conclusión de su trabajo fue que la expresión de la ecuación 2.4 es la que mejor se ajusta a la verdadera curva de saturación como se observa en la Figura 2.5. Nótese que el parámetro “d” en este ejemplo tiende a cero, mientras el parámetro “c” se aproxima a uno, lo que da también validez a las expresiones de tres y de dos parámetros descritas anteriormente.

Por su parte, Kirk [24] validó dicha ecuación utilizando para ello conjuntos de datos obtenidos de diversas fuentes. Como conclusión obtuvo la ecuación de cuatro parámetros (ecuación 2.4) que corresponde al mejor ajuste para la curva de saturación. No obstante, a menudo en la práctica se ajustan los datos mediante la ecuación 2.2 (estimando solo dos parámetros), debido a su simplicidad, aunque se sabe que no es la que mejor describe el proceso de shot peening.

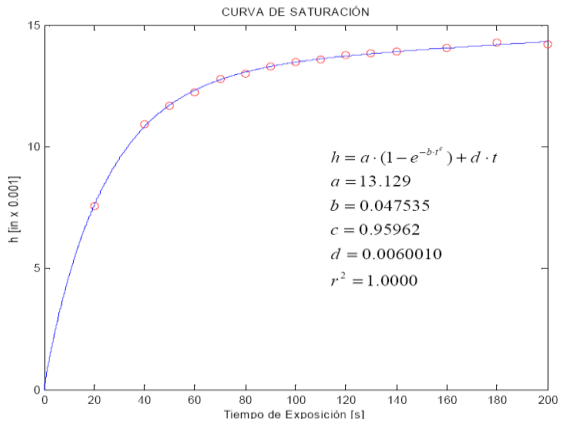



Figura 2.5. Curva de saturación de un proceso de shot peening ajustada a cuatro parámetros

Una vez obtenida la curva de saturación, la intensidad Almen es fijada por el ***punto de saturación***. Con el fin de eliminar la subjetividad, en 1984 SAE (Society of Automotive Engineers) decide adoptar una definición matemática para definir dicho punto de saturación. De este modo, se define como punto de saturación al primer punto de la curva tal que, al duplicar el tiempo de exposición, la curvatura de la placa Almen aumenta un 10%. Este concepto es conocido como "Regla del 10%" [25]. La abscisa de este punto corresponde al tiempo de saturación, mientras que la ordenada es la intensidad Almen del tratamiento de shot peening (Figura 2.6). Al determinar la intensidad Almen (flecha de la placa Almen correspondiente al punto de saturación), es necesario especificar el tipo de placa Almen que se ha empleado, así como la unidad de medida utilizada (milímetros o pulgadas).

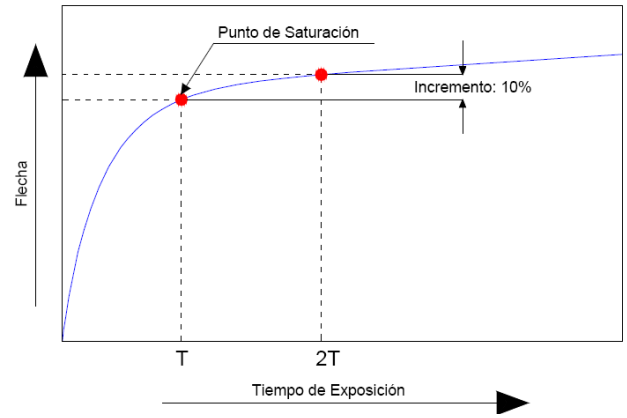



Figura 2.6. Determinación del punto de saturación

Las placas Almen son láminas planas de acero SAE 1070 fabricadas por laminación en frío, a las que se les aplican tratamientos térmicos de temple y revenido, para obtener una dureza uniforme entre 44-50 HRC y pueden encontrarse en tres formatos, denominadas N, A y C. Aunque los tres tipos de placas tienen la misma longitud y ancho (de 75,6-76,6 mm x 18,85-19,05 mm), las diferencias entre ellas están en su espesor y se emplean para obtener diferentes niveles de intensidad Almen. Las placas tipo A son las más usadas, tienen un espesor comprendido entre 1,27 y 1,32 mm y se emplean para determinar intensidades Almen entre 0,10 a 0,60 mmA (4 A-20 A), las tipo N son más finas (espesor entre 0,76 y 0,81 mm) y se utilizan para valores de intensidad menores de 0,10 mmA (4 A), mientras que las tipo C se usan cuando se emplean altas intensidades (mayores de 20 A) y tienen un espesor comprendido entre 2,36 y 2,41 mm. La dureza y la planitud inicial de la placa Almen son dos criterios de calidad importantes a considerar, ya que pueden afectar directamente la medida del arco o flecha. Todos

estos datos han sido compilados en las normas AMS-S13165, SAE J442, SAE AMS 2432, AMS-S-13165, SAE J442, SAE AMS 2432 [26].

### 2.2.3. Cobertura o grado de cobertura

Se define como cobertura ($C_n$) a la fracción de superficie cubierta por "n" impactos. Para estudiar la cobertura, en los tratamientos de shot peening, es necesario utilizar herramientas estadísticas. Inicialmente se debe suponer que todos los proyectiles tienen igual tamaño y que llegan a la superficie de manera independiente y aleatoria, pero uniforme en periodos de tiempo grandes. Experimentalmente, es posible controlar los parámetros del tamaño y forma de las bolas, así como también el flujo empleado en la experimentación. Otro supuesto es considerar que la superficie a tratar es infinita; esta consideración no se aleja de la realidad si se compara la superficie de trabajo con el tamaño del proyectil. A partir de todas estas consideraciones se puede suponer que la llegada de los proyectiles a la superficie de la pieza a tratar sigue una distribución de Poisson [15].

$$C_n = \frac{e^{-\lambda} \cdot \lambda^n}{n!} \qquad \text{Ec. 2.5}$$

Si consideramos que la cobertura se puede expresar como la fracción de la superficie expuesta al tratamiento que ha sido impactada por los proyectiles al menos una vez, se puede decir que:

$$\mathrm{C} = \sum_{\mathrm{i}=1}^{\mathrm{n}} \mathrm{C_i} \qquad \text{Ec. 2.6}$$

Sustituyendo la ecuación 2.5 en la ecuación 2.6, se obtiene:

$$C = \sum_{i=1}^{n} \frac{e^{-\lambda} \cdot \lambda^{-n}}{n!} \qquad \text{Ec. 2.7}$$

Realizando el desarrollo factorial se obtiene que:

$$C = 1 - e^{-\lambda} \qquad \text{Ec. 2.8}$$

El parámetro λ corresponde al número de veces que ha sido impactado un lugar determinado. Suponiendo que el radio de las huellas (r), generadas en los impactos, y que el flujo "R" (número de huellas creadas por unidad de superficie y tiempo) son constantes, y considerando el tiempo de exposición t, se tiene

$$\lambda = \pi \cdot r^2 \cdot R \cdot t \qquad \text{Ec. 2.9}$$

Por lo tanto la evolución de la cobertura en un tratamiento de shot peening se puede ajustar a la expresión de Avrami, que se muestra en la ecuación 2.10.

$$C = 100 \cdot (1 - e^{-A \cdot R \cdot t}) \quad \text{Ec. 2.10}$$

Donde:

A: el área de cada huella, área generada en cada impacto
C: es el porcentaje de cobertura
R: el flujo de proyectiles
t: el tiempo de exposición

La aproximación al 100% de cobertura es exponencial, siendo teóricamente imposible alcanzarlo [27]. En la práctica se suele considerar que la cobertura es total cuando se alcanza un grado de cobertura 98% de la superficie total tratada.

Para ejemplificar el concepto de cobertura se pueden realizar varios ensayos de shot peening a diversos tiempos de exposición. Como resultado, se obtendrán diferentes porcentajes de superficie impactada que corresponderán a diferentes porcentajes de cobertura. El grado de cobertura puede ser determinado de manera visual, mediante lupas estereoscópicas, el cual es el método más empleado en la industria. Sin embargo, el método más empleado a nivel de investigación es la aplicación de técnicas de análisis metalográfico. Para ello, se emplean programas informáticos de análisis de imágenes que facilitan el proceso. En la Figura 2.7 se puede observar la evolución de la cobertura en función de los tiempos de exposición. La imagen "a", presenta un 31% de cobertura, la "b" un 91,8%, mientras que en "c" y "d" las coberturas son superiores al 100%.

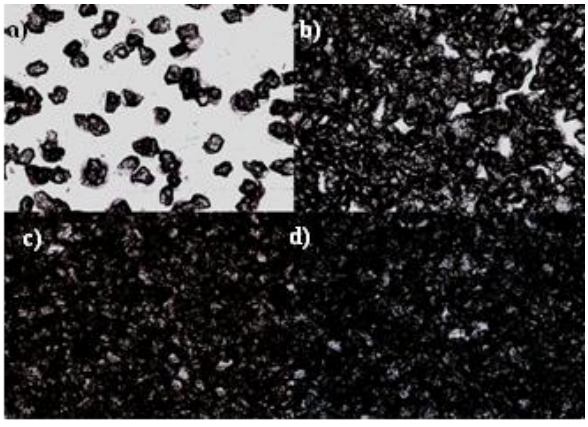



Figura 2.7. Evolución de la cobertura a diferentes tiempos de exposición

Introduciendo los valores de cobertura obtenidos por el analizador de imágenes en la ecuación de Avrami, se puede obtener la gráfica correspondiente a la evolución de la cobertura en función del tratamiento de shot peening en el caso del material estudiado en este trabajo (Figura 2.8). Por otro lado, conocido el tiempo de saturación o tiempo necesario para lograr una cobertura del 100%, una cobertura del 200% o del 500% se conseguirían respectivamente utilizando tiempos de tratamiento dos veces o cinco veces mayores que aquél.

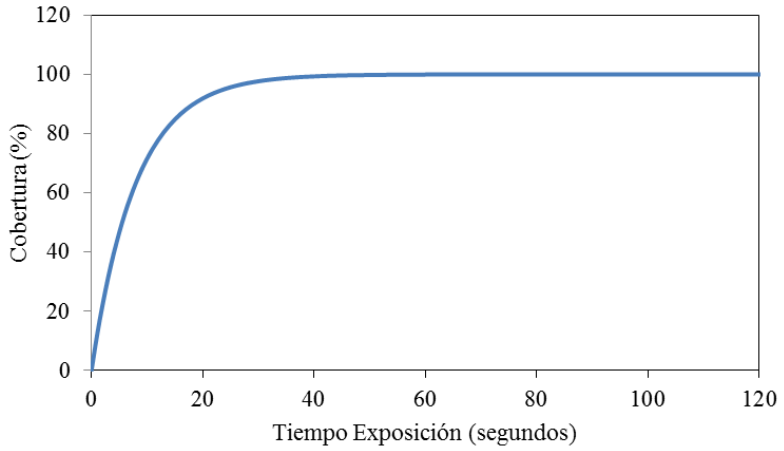



Figura 2.8. Evolución de la cobertura en acero F1272 para tratamientos de shot peening con Proyectil CW 0,5 y presión de 2 bares

La cobertura representa una medida de la homogeneidad del proceso. En la Figura 2.7 se pudo observar que al no tener cobertura total, hay zonas de la superficie no impactadas. Sin embargo, a mayores tiempos de exposición los proyectiles pueden chocar varias veces sobre la misma zona. También se puede observar que para altas exposiciones hay presencia de pequeñas zonas no impactadas, lo cual no implica que el tratamiento sea incompleto. Debe tenerse en cuenta que el interés del tratamiento reside en lograr una deformación plástica superficial y una elástica debajo de las huellas. Se estima que esta zona deformada bajo la superficie es el doble del tamaño de las huellas. Por lo tanto, no es necesario que las huellas se solapen. Dos huellas suficientemente próximas generan zonas deformadas que se complementarán garantizando la continuidad de la capa subsuperficial con tensiones residuales de compresión.

Para lograr un buen tratamiento, se aconseja alcanzar un nivel de cobertura total para garantizar uniformidad en el tratamiento superficial y la mejora del comportamiento a fatiga. Debe tenerse en cuenta que una cobertura incompleta supondría una menor resistencia a fatiga, debido a las tensiones residuales de tracción entre las huellas, que podrían no haber sido anuladas por los impactos próximos [28]. De este modo, una superficie con un tratamiento de

shot peening correcto queda totalmente sometida a tensiones de compresión en su región más superficial, que se equilibran con tensiones de tracción que se generan en una región más interna.

En la Figura 2.9 a) se aprecia la mejora del comportamiento a fatiga cuando se alcanza cobertura total de la pieza a diferencia de los componentes tratados sólo con cobertura parcial. En la Figura 2.9 b) se cuantifica el incremento porcentual en la vida a fatiga de un componente tratado por shot peening para dos tensiones alternas diferentes.

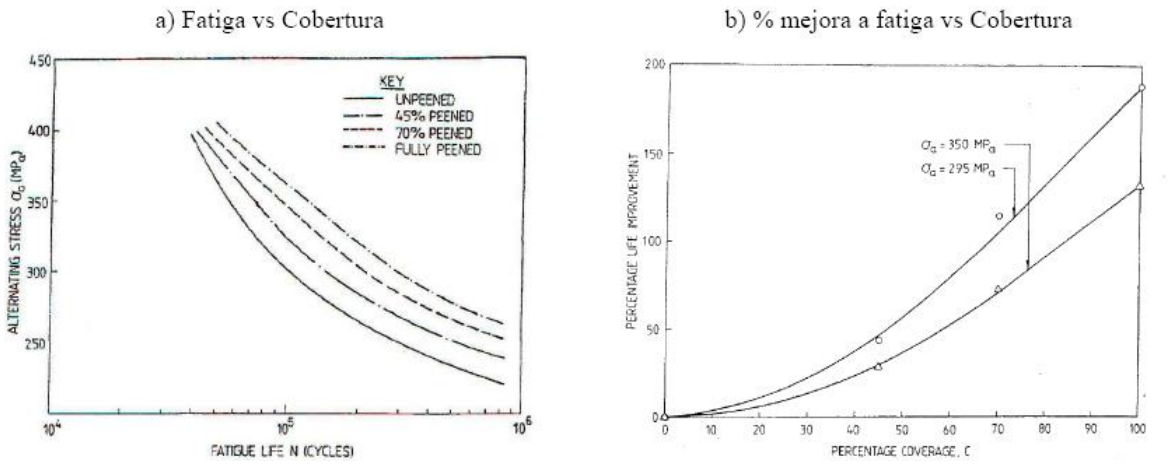



Figura 2.9. Estudio del comportamiento a fatiga y su relación con el grado de cobertura

Se puede concluir que el tratamiento de shot peening mejora el comportamiento a fatiga, aun sin lograr coberturas del 100%. Sin embargo, si se desea obtener el máximo rendimiento a fatiga, se recomienda trabajar a coberturas totales. Es posible pensar que realizar tratamientos a mayor cobertura del 100% induciría un campo de tensiones residuales más amplio y así prolongaría la vida a fatiga. Sin embargo, los múltiples y consecutivos impactos necesarios para generar coberturas superiores al 100%, pueden producir defectos superficiales perjudiciales para el componente bajo las cargas cíclicas de servicio. A modo de ejemplo, en la Figura 2.10, se representa el daño superficial generado como consecuencia de la aplicación de un grado de cobertura excesivo [15].

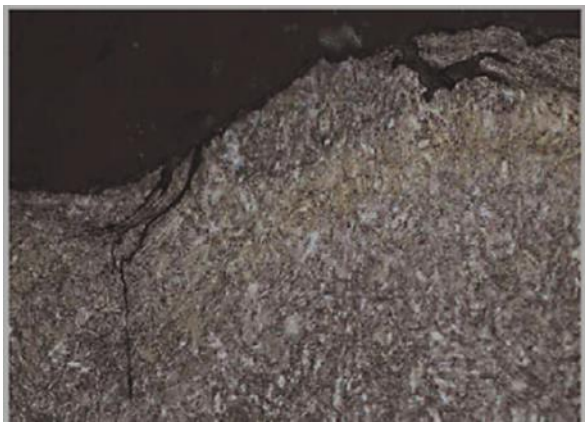


Figura 2.10. Daño producido por cobertura excesiva en la superficie del material

## 2.3. VARIABLES DEL PROCESO

Como se ha mencionado anteriormente, el proceso de shot peening debe ser controlado para obtener los resultados deseados. Ya se han descrito los parámetros fundamentales del proceso, los cuales influyen directamente en el grado de endurecimiento superficial y sobre la generación de tensiones residuales de compresión. Sin embargo, dichos parámetros están condicionados a ciertas variables. En este apartado se desarrollará de manera breve la influencia de dos de estas variables, la velocidad de los proyectiles y el ángulo de impacto.

### 2.3.1. Velocidad de los proyectiles

La expresión de la velocidad está determinada por el tipo de máquina empleado en el proceso de shot peening. El desarrollo de este apartado se limitará al caso de las máquinas neumáticas, debido a que ha sido la utilizada en la metodología de trabajo de investigación.

Anteriormente se ha mencionado que en un tratamiento de shot peening la energía cinética juega un papel fundamental, siendo la intensidad Almen una herramienta para cuantificar la cantidad de energía suministrada al material tras los impactos.

En el caso de las máquinas neumáticas se debe proveer un adecuado suministro de aire, para así garantizar su flujo a velocidad constante. Se debe recordar que la energía cinética de los proyectiles en el momento del impacto depende tanto de su masa como de su velocidad al cuadrado, por lo que resulta posible conseguir una misma intensidad Almen utilizando diferentes combinaciones de estas dos variables.

En los trabajos de Zinn y Scholtes [29] se corrobora la influencia de la velocidad de los proyectiles sobre la intensidad Almen. También han demostrado que la velocidad no tiene influencia en la tensión máxima de compresión alcanzada, sin embargo, influye significativamente en la profundidad de la capa sometida a tensiones residuales de compresión.

### 2.3.2. Ángulo de impacto

En un tratamiento de shot peening, cada proyectil pierde parte de su energía cinética tras el impacto, siendo ésta absorbida por la superficie de la pieza tratada [15]. Teniendo en cuenta que la energía transferida a la superficie de la pieza será igual a la diferencia entre la energía cinética del proyectil antes y después del impacto, y aplicando las relaciones geométricas mostradas en la Figura 2.11, se obtiene la ecuación 2.11.

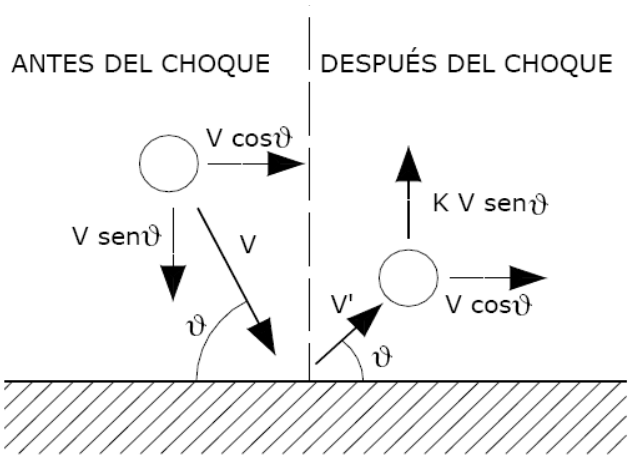



Figura 2.11. Esquema de un impacto

$$E_c = \frac{m \cdot \vartheta^2}{2} - \frac{m[(\vartheta \cdot cos\theta)^2 + (K \cdot \vartheta \cdot sen\theta)^2]}{2} = \frac{m \cdot (1 - K^2) \cdot \vartheta^2 \cdot Sen^2\theta}{2} \qquad \text{Ec. 2.11}$$

Donde:

$E_c$: la energía cinética
M: la masa del proyectil
ν: la velocidad del proyectil
θ: el ángulo de impacto
K: el coeficiente de restitución

El coeficiente de restitución controla la proporción de energía transferida a la pieza tratada. Se define como la relación de entre la velocidad del proyectil antes y después del impacto [15].

El ángulo de impacto ideal en los tratamientos de shot peening es aquel que maximice la energía absorbida por la superficie de la pieza. El valor ideal de θ para obtener tratamientos óptimos de shot peening es 90 grados. Se debe garantizar la perpendicularidad del flujo de proyectiles con respecto a la pieza.

Por otro lado, una vez demostrada la influencia del ángulo de impacto sobre la calidad de un tratamiento de shot peening, la relación entre dicho ángulo y la intensidad Almen del tratamiento se suele representar por una ecuación del tipo:

$$I_\theta = I_{90} \cdot sen\theta \quad \text{Ec. 2.12}$$

## 2.4. EFECTOS DEL PROCESO DE SHOT PEENING

Los tratamientos de shot peening modifican sustancialmente tres características de la pieza tratada, su aspecto superficial (rugosidad), la dureza de la región más superficial y el estado de tensiones residuales existente en la región superficial de la pieza.

### 2.4.1. Aspecto superficial

El parámetro que normalmente se utiliza para definir la topografía superficial de una superficie es la rugosidad. La rugosidad es un parámetro importante a considerar en procesos de fabricación y conformado de materiales. Las condiciones de ejecución de estos procesos generan asperezas en la superficie del material, que se traducen en concentradores de tensión, que pueden llegar a influir en el comportamiento a fatiga de los productos finales.

En los procesos de shot peening la rugosidad generada depende principalmente del tamaño de las huellas producidas en los impactos y, éste a su vez, del tamaño de proyectiles utilizados y de la velocidad de impacto. Sin embargo, la característica superficial más decisiva de cara al comportamiento de cualquier componente ante cargas de fatiga es la existencia del daño superficial. A este respecto, una rugosidad excesiva puede generar daño superficial (exfoliaciones, grietas, etc.) y muchas veces la medida de rugosidad no es suficiente para detectar este daño. De cualquier manera, la rugosidad es un parámetro importante a controlar en los procesos de shot peening, debido a su influencia en la vida a fatiga del componente. Si un material relativamente blando es tratado con proyectiles de gran diámetro y a una alta velocidad, la energía aplicada puede ser exagerada y en consecuencia, se pueden generar

microgrietas en la superficie que conduzcan a una rotura prematura ante solicitaciones de cargas cíclicas.

Una forma de cuantificar el efecto del aspecto superficial en el comportamiento mecánico de las piezas sometidas a tratamientos de shot peening es a través del factor concentrador de tensión, que se puede calcular a partir de la geometría de las huellas producidas por los proyectiles durante el impacto con la superficie de las probetas. Con este fin, puede utilizarse la expresión propuesta por J. K. Li [30]. Esta expresión fue obtenida tras un análisis por elementos finitos que tiene en cuenta también la presencia de otras huellas próximas y la aplicación de un estado de tensión unidireccional:

$$K = 1 + 4\left(h/S\right)^{1,3} = 1 + 4\left(R_{máx}/S\right)^{1,3} \quad \text{Ec. 2.13}$$

Siendo h la profundidad de la huella, que se puede estimar a partir del valor de la rugosidad máxima, $R_{máx}$, y S el diámetro de la huella.

El daño superficial inducido también está relacionado con el grado de cobertura aplicado. Así, tratamientos intensos con coberturas superiores al 100% podrían generar efecto similares a trabajar con energías cinéticas y diámetros de partículas demasiado elevados, ya que al impactar los proyectiles repetidas veces sobre una superficie cada vez más endurecida, puede terminar generando pequeños defectos superficiales.

### 2.4.2. Endurecimiento superficial

En el impacto de los proyectiles se transfiere una parte de la energía cinética a la superficie del material. El coeficiente de restitución ($K$) determina como parte de la energía es retenida cuando una partícula rebota sobre un componente. Dicho coeficiente se define como el cociente entre la velocidad del proyectil después del impacto y la velocidad inicial (ecuación 2.14). En componentes de aceros, el valor de $e$ cuando una bola rebota es 0,71 aproximadamente. Por lo tanto la energía de los proyectiles tras el rebote ($E_2$) dividida por la energía de impacto ($E_1$) o energía cinética inicial del proyectil, representada en función de las velocidades, se obtiene que la energía absorbida por el material corresponde al cuadrado del coeficiente de restitución (ecuación 2.15), que en el caso de los aceros corresponderá al 50% de la energía inicial, antes del impacto. De toda esta energía absorbida por la superficie impactada, sólo el 10% se convierte en energía almacenada en forma de deformación plástica en frío, mientras que el resto

se disipa como energía térmica [31]. Dado que los aceros y en general todas las aleaciones metálicas tienen una alta conductividad térmica, en condiciones normales de shot peening, la temperatura inducida a la superficie solo es de unos pocos grados y no tiene influencia alguna en el proceso.

$$K = {}^{v_2}/_{v_1} \qquad \text{Ec.2.14}$$

$$\left({}^{E_2}/_{E_1}\right)^2 = \left({}^{v_2}/_{v_1}\right)^2 = K^2 \qquad \text{Ec.2.15}$$

El endurecimiento superficial por deformación plástica es producto del movimiento de dislocaciones y del aumento de la densidad de estos defectos lineales. Por otro lado, el grado de deformación plástica y el incremento de dureza como consecuencia de los tratamientos de shot peening serán máximos en la superficie y decrecerán al alejarnos de la superficie citada. Una aproximación a la hora de cuantificar la profundidad de la zona plastificada consiste en analizar la variación de la microdureza desde la superficie hasta el interior del material, hasta alcanzar una distancia donde se recupere el valor de dureza inicial.

El endurecimiento superficial inducido en los tratamientos de shot peening estará condicionado tanto por los parámetros del proceso como por la naturaleza del material a tratar. Debe tenerse en cuenta que la capacidad de endurecimiento por deformación plástica en frío es una característica propia de cada material. El aumento de la intensidad Almen conduce a valores de dureza más elevados y a su vez, una mayor profundidad de la región endurecida. Este efecto puede observarse en la Figura 2.12, que corresponde a tratamientos de shot peening realizados sobre una aleación de magnesio [32]. En ella se puede apreciar que la región afectada por los tratamientos de shot peening es poco profunda, entre 100 y 300 μm, dependiendo de la intensidad Almen utilizada.

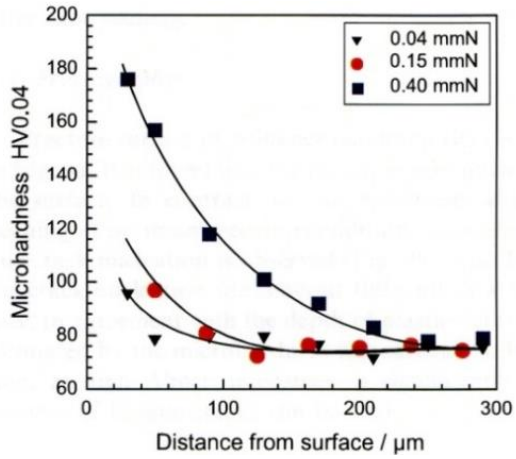



Figura 2.12. Efecto del endurecimiento superficial mediante shot peening de la aleación de magnesio AZ80

### 2.4.3. Tensiones residuales

Las tensiones residuales se definen como "el equilibrio interno de tensiones existente en un cuerpo libre exento de fuerzas externas actuando sobre él". Estas tensiones surgen a partir de la respuesta elástica del material a una distribución desigual de esfuerzos inelásticos, tales como: deformaciones plásticas, precipitados, transformaciones de fase, tensiones de expansión térmica, etc. Por ejemplo, la aparición de tensiones residuales es inevitable en los procesos de fabricación que involucran deformación en la superficie del material, como operaciones de conformado por deformación o todo tipo de procesos de mecanizado (torneado, rectificado, desbaste, pulido, etc.), así como en procesos que involucren tratamientos térmicos, mecanizados u operaciones de conformado que modifiquen las propiedades del mismo. Las causas de la generación de las tensiones residuales se clasifican a continuación [33]:

- Transformaciones de fases que involucren cambios volumétricos
- Diferenciales en lo regímenes de enfriamiento
- Deformación plástica localizada

Este último aspecto, deformación plástica localizada, es el fundamento de la generación de tensiones residuales en los procesos de shot peening, debido a los impactos de los proyectiles contra la superficie de la pieza y a la deformación plástica superficial. A estas tensiones derivadas de la deformación plástica se les denomina macrotensiones, y son producto de la recuperación elástica de la superficie del material que se ve impedida por la deformación superficial permanente. Por otra parte, en las estructuras policristalinas también se generan

campos de tensiones residuales [15], a estas tensiones residuales se les denomina microtensiones.

#### *2.4.3.1. Macrotensiones residuales*

En el caso de los procesos de shot peening cuando una bola esférica se aproxima en dirección normal a la superficie de la pieza a tratar genera un campo de deformación plástica en la superficie (las dimensiones iniciales de la pieza serán $L_0$ en las direcciones $x_1$ y $x_2$ para un espesor inicial $t_0$). En el caso de un material isótropo, tratado por shot peening de manera uniforme, el tensor deformación plástica $\varepsilon_{ij}^p$ en el campo de deformación plástica superficial viene dado por la ecuación 2.16.

$$\varepsilon_{ij}^p = \begin{pmatrix} \varepsilon_{11}^p & 0 & 0 \\ 0 & \varepsilon_{22}^p & 0 \\ 0 & 0 & \varepsilon_{33}^p \end{pmatrix} \quad \text{Ec. 2.16}$$

Los componentes del tensor deformación $\varepsilon_{33}^p$ es producido por la fuerza ejercida por la bola contra la superficie y el tiempo de impacto en la dirección $x_3$, ya que el material ha sido comprimido en esa dirección, en consecuencia el material "fluye" en las direcciones $x_1$y $x_2$ (ver Figura 2.13 a). Por conservación del volumen y asumiendo que el proceso actúa por igual en las direcciones $x_1$y $x_2$, se obtiene que:

$$\varepsilon_{22}^p = \varepsilon_{11}^p = {}^{-\varepsilon_{33}^p}/_2 \qquad \text{Ec. 2.17}$$

Para una mejor comprensión del proceso de generación de las tensiones residuales se puede estudiar la pieza deformada en dos partes. La capa superior en la Figura 2.13, la superficie (s), que es la que ha sufrido la deformación plástica contiene las componentes de los tensores de deformación $\varepsilon_{11}^p$, $\varepsilon_{22}^p$ implican una modificación en la longitud (L) de la capa superficial del material, es decir, la capa superficial presenta una longitud inicial $L_0$ y un espesor $t_1^0$ ($t_1^0 \ll t_0$), se asume que la deformación plástica a toda profundidad de esta zona es constante y presenta tensiones de compresión [34]. A su vez, si la capa superficial del material ha sufrido una deformación permanente, por ley de conservación del volumen, la zona inferior (B) presentará tensiones de tracción en los bordes, asociadas a la deformación elástica. Este fenómeno se describe gráficamente en la Figura 2.13.

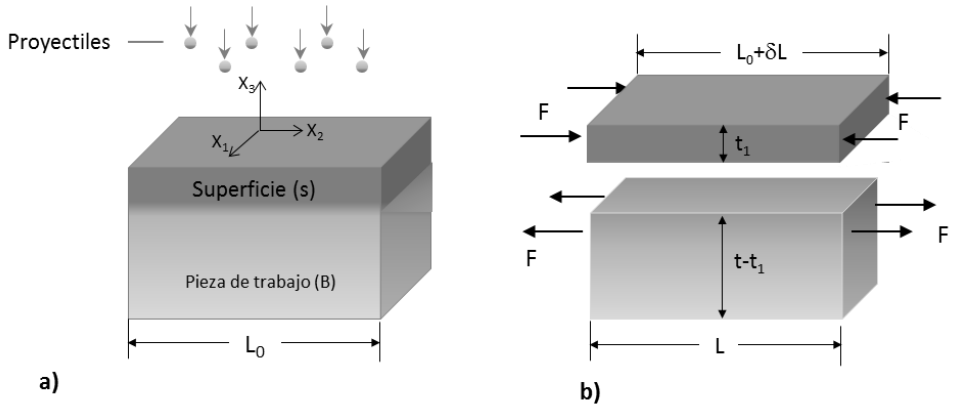



Figura 2.13. a) Esquema descriptivo de la generación de tensiones residuales en un proceso de shot peening. b) Representación de la deformación superficial permanente y de las tensiones de tracción y compresión

En la Figura 2.13 b) la zona sometida a los esfuerzos de tracción F, que sufre una deformación elástica tiene una longitud final $L$, en la cual $L' > L > L_0$. Por lo tanto, las ecuaciones que representan la deformación en términos de longitud y espesor son las siguientes:

$$L^{'} = L_0 + \int \varepsilon_{11}^{p}\, dx_1 = L_0 + \delta L \qquad \text{Ec.2.18}$$

$$t_1^{'} = t_1^0 + \int \varepsilon_{33}^{p} dx_3 \qquad \text{Ec.2.19}$$

La magnitud de las macrotensiones en la superficie (s) y la zona inferior (B) puede ser calculada mediante la ley de Hooke (comportamiento elástico lineal):

$$(\sigma_{11})_s = E \cdot ln\, {}^{L}/_{L'} \qquad \text{Ec.2.20}$$

$$(\sigma_{11})_B = E \cdot ln\, {}^{L}/_{L_0} \qquad \text{Ec.2.21}$$

Debido a la simetría de la deformación en el plano superficial, las tensiones residuales en dicho plano son iguales en ambas direcciones ($\sigma_{11} = \sigma_{22}$). La distribución de las tensiones residuales generadas en la pieza de trabajo puede observarse en la Figura 2.14. A su vez la distribución de esfuerzos, producto de estas dos tensiones en el plano superficial generan una curvatura C*, a la que anteriormente se ha denominado flecha y es el principal parámetro de medida en las placas Almen para la determinación de las intensidad Almen (Apartado 2.2.2).

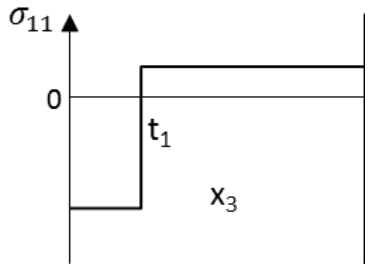



Figura 2.14. Variación de la tensión residual en la pieza de la Figura 2.13 tratada por shot peening

Tras los procesos de shot peening la pieza se encuentra en equilibrio, y todas las tensiones y esfuerzos actúan en función del área de la sección transversal $(A)$. La ecuación de equilibrio que relaciona las macrotensiones residuales de compresión es la siguiente:

$$\int_A \sigma_{ij} dA = 0 = (\sigma_{11})_s \cdot t_1' + (\sigma_{11})_B \cdot \left(t - t_1'\right) \qquad \text{Ec. 2.22}$$

De cualquier manera, en las muestras tratadas por shot peening, la distribución de las tensiones residuales (producto de la deformación plástica superficial) varía gradualmente a medida que se profundiza en el material. En estos casos, se estudia a la superficie como una zona conformada por capas de espesor infinitesimal, en las que la deformación plástica inducida y, a su vez, la tensión residual generada varía en cada capa. En consecuencia, el perfil de tensiones residuales se obtiene considerando la limitación impuesta por cada capa. También se debe considerar que la deformación plástica máxima no siempre tiene lugar en la capa más externa, este aspecto dependerá del material de estudio [34].

#### *2.4.3.2. Microtensiones*

En el apartado anterior se ha desarrollado el concepto de macrotensiones, las cuales son producto de la deformación plástica de la superficie del material durante el proceso de shot peening. Las microtensiones son el efecto dicha deformación a escala microestructural. Como la mayoría de los materiales están constituidos por diferentes fases con sus respectivas propiedades, se genera un campo de microtensiones en las intercaras que separan a sus microcomponentes.

A modo de ejemplo, en un material libre de tensiones, si un grano de una fase, A, rodeado de una segunda fase diferente, B, es extraído de la matriz del material sin modificar su entorno, las dimensiones del grano citado y el agujero de la matriz serán idénticas. Sin embargo, si se aplica una deformación plástica en el material, la deformación inducida en los granos A y B

será diferente, por lo que se generará un campo de microtensiones en la intercara entre los dos granos. De este modo, este campo de microtensiones es producto de la existencia de una deformación plástica diferencial [34].

En los materiales policristalinos, donde cada grano presenta una dirección cristalográfica diferente, y a su vez diferentes constantes elásticas asociadas a los planos cristalográficos ($E_{\{hkl\}}$ y $v_{\{hkl\}}$), cuando se aplica una tensión uniforme en la superficie del material en la dirección $\sigma_{11}$, a través del vector V, cada grano tendrá una respuesta diferente, generando así un campo de microtensiones alrededor de sí mismo [34]. Este fenómeno se denomina "microtensiones generadas por incompatibilidad elástica" y se ilustra en la Figura 2.15.

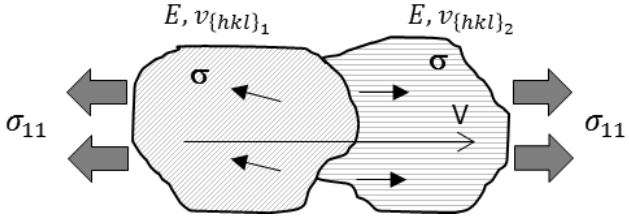



Figura 2.15. Formación de microtensiones por incompatibilidad elástica de un bicristal sujeto a una tensión superficial uniforme ($\sigma_{11}$)

Determinación experimental de las microtensiones en un punto requiere un muestreo infinitesimal y es, por lo tanto, poco práctico. Generalmente se realiza un muestreo de tamaño finito, y se obtiene información del valor medio de las microtensiones para un determinado volumen de medición, en el que se considera que existen un número representativo de granos para una fase dada y en la que pueden estar dispersos ciertos precipitados. A este valor medio de microtensiones se le denomina con el término pseudo-macrotensiones [34].

Para la determinación de las micro y pseudo tensiones se debe definir un sistema compuesto por una matriz homogénea y un conjunto de precipitados o inclusiones uniformemente distribuidos en la matriz. Si el sistema (material) se somete a un campo de tensiones homogéneo en su superficie (por ejemplo un campo de tensiones generado por los procesos de shot peening), todos los componentes de éste generarán deformaciones elásticas internas, así como en las intercaras que dependerán directamente de sus constantes elásticas ($E_{\{hkl\}}$ y $v_{\{hkl\}}$).

Eshelby [35] demostró que una inclusión en una matriz homogénea e infinita, sufre una deformación inelástica $\varepsilon_{ij}^{*}$, aun cuando la matriz no haya sido deformada, la deformación

elástica de la inclusión es homogénea. En su trabajo, relacionó mediante un modelo para inclusiones de forma elíptica, las deformaciones que ocurren en cada componente.

#### *2.4.3.3. Perfiles de tensiones residuales tras procesos de shot peening*

La Figura 2.16 muestra el aspecto general de las tensiones residuales que se generan en un tratamiento típico de shot peening. Este estado de tensiones residuales de compresión es altamente efectivo para la prevención de fallos prematuros bajo condiciones de cargas cíclicas, pues los fallos por fatiga generalmente se propagan a partir de la superficie del componente en virtud de la existencia de esfuerzos de flexión o de defectos superficiales. Es bien conocido el hecho de que las grietas sólo crecen bajo esfuerzos de tracción. Por el contrario, si las tensiones residuales existentes en la superficie de una pieza son de tracción (lo que puede ocurrir al utilizar determinados procesos de conformado, mecanizado, tratamientos superficiales, etc.), éstas repercuten negativamente en el proceso de crecimiento de las grietas por fatiga y pueden disminuir significativamente la vida a fatiga del componente.

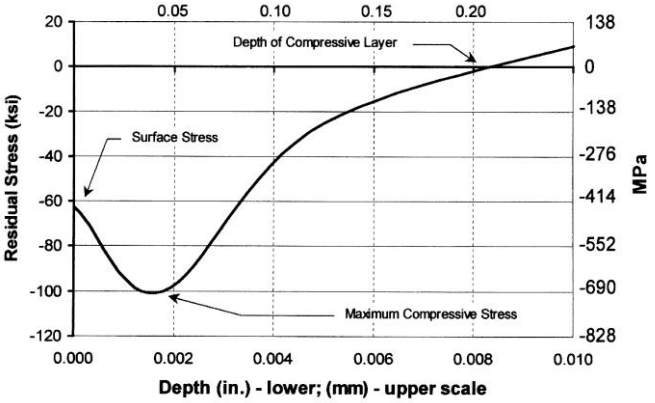



Figura 2.16. Representación gráfica de las tensiones residuales de compresión de un componente tratado mediante shot peening

Dentro de la zona donde se generan tensiones residuales, las variables más importantes que afectan a la vida a fatiga son la tensión de compresión máxima y la profundidad de la zona que queda sometida a compresión. La tensión de compresión máxima suele situarse en un punto subsuperficial inmediato a la superficie, tal y como se muestra en la Figura 2.16. Su magnitud depende de las características del material tratado y generalmente su valor es proporcional al límite elástico del material [36]. Para describir cuantitativamente la zona de las tensiones residuales de compresión se deben definir cuatro características: $\sigma_s^{rc}$ o tensión residual de compresión en la superficie (MPa); $\sigma_{máx}^{rc}$, máximo valor de la tensión residual de compresión

(MPa), $Z_{mc}$, la distancia de $\sigma_{máx}^{rc}$ desde la superficie (µm o mm); $Z_0$, que se define como la profundidad de la zona de tensiones residuales de compresión (µm o mm) [37].

Debe tenerse en cuenta que al aplicar una carga exterior a una pieza sobre la que se ha llevado a cabo previamente un tratamiento de shot peening, el esfuerzo que actúa sobre la misma es el resultante de la suma de la tensión residual y de la tensión aplicada. La Figura 2.17 muestra que en una barra sometida a flexión en tres puntos, se crea una tensión a lo largo del espesor, cuyo máximo se sitúa en su superficie: la recta de trazo discontinuo representa la tensión generada por la flexión, la curva de trazos y puntos representa la tensión residual generada en el proceso de shot peening y la curva continua es la suma de las otras dos, que corresponde a la tensión que realmente está actuando en cada punto. En este caso se muestra una disminución sensible de la tensión de tracción que actúa en la superficie inferior de la barra.

Las tensiones residuales de compresión constituyen una barrera al crecimiento de las grietas de fatiga. Cuanto mayor sea esta tensión máxima y más profunda sea la zona de tensiones de compresión más efectiva será la protección. En la Figura 2.16 también se indica la profundidad típica de la región sometida a compresión en los tratamientos de shot peening, que suele situarse entre 0,15 y 0,4 mm, dependiendo del material y de la intensidad del tratamiento.

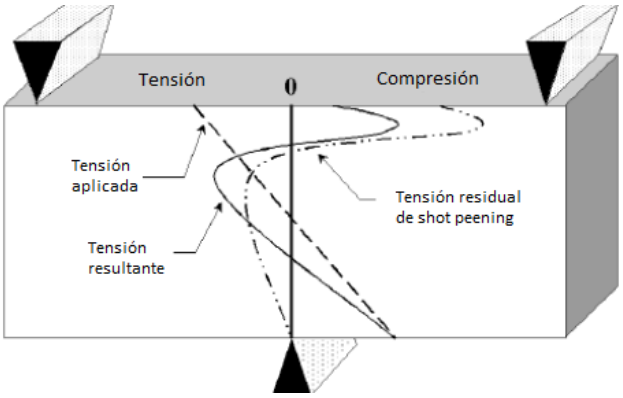



Figura 2.17. Tensión resultante sobre una barra con tratamiento de shot peening aplicándole una carga externa de flexión

Por otro lado, existen diversas técnicas de medición de las tensiones residuales. Éstas constituyen una herramienta importante en la ingeniería de diseño de partes y elementos estructurales para poder garantizar las mejores condiciones en servicio de los componentes. Las técnicas de medida de tensiones residuales empleadas pueden ser de tres tipos: destructivas, semi-destructivas y no destructivas. Los métodos no destructivos incluyen la difracción de

rayos X y de difracción de neutrones, así como métodos magnéticos y el uso de ultrasonidos. Estas técnicas en realidad miden diferentes parámetros que están relacionados con la tensión residual. En el apartado siguiente de explicará el método de medida de las tensiones residuales mediante difracción de rayos X que, además de ser hoy día el método más utilizado, es también el que se ha empleado en este trabajo

## 2.5. DIFRACCIÓN DE RAYOS X

La difracción de rayos X (DRX) es una técnica de análisis ampliamente utilizada para la caracterización de materiales con la finalidad de obtener información de los mismos a escala atómica. El descubrimiento de la difracción de rayos X (en 1912 por Max von Laue) y su aplicación a la determinación y caracterización de estructuras cristalinas (en 1913, por W.L. Bragg y su padre W.H. Bragg), dieron paso posteriormente a multitud de aplicaciones de cara a la determinación de las estructuras de aleaciones metálicas, minerales, compuestos inorgánicos, polímeros y materiales orgánicos. La difracción de rayos X se ha aplicado para obtener información estructural de los compuestos cristalinos y propiedades de los materiales, tales como, tamaños de los cristales, composición química y tensiones en la red cristalina [38]. En este apartado se desarrollan los aspectos fundamentales de la técnica. Se abarca desde la definición de los rayos X y su obtención hasta la descripción de los aspectos principales de la difracción de rayos X.

### 2.5.1. Definición y obtención de los rayos X

Los rayos X son una radiación electromagnética de alta energía. Su espectro energético abarca desde los 200 eV hasta 1 MeV (con longitudes de onda entre 10 nm y 0,01 nm), por lo que limitan en el espectro electromagnético con los rayos $\gamma$ por un lado y con la radiación ultravioleta, por el otro. Es importante destacar que no existen límites bien definidos entre las diferentes regiones del espectro electromagnético, por lo que los límites asignados son arbitrarios. Por ejemplo, los rayos $\gamma$ y los rayos X son esencialmente idénticos y lo único que los diferencia es que los rayos gamma poseen mayor energía y menor longitud de onda que los rayos X, tal y como se destaca en la Figura 2.18. Como se verá a continuación, los rayos X se producen en los intercambios energéticos entre los electrones que constituyen las distintas capas de un átomo, mientras que los rayos gamma se producen por los intercambios energéticos que tienen lugar en el núcleo del átomo [38].

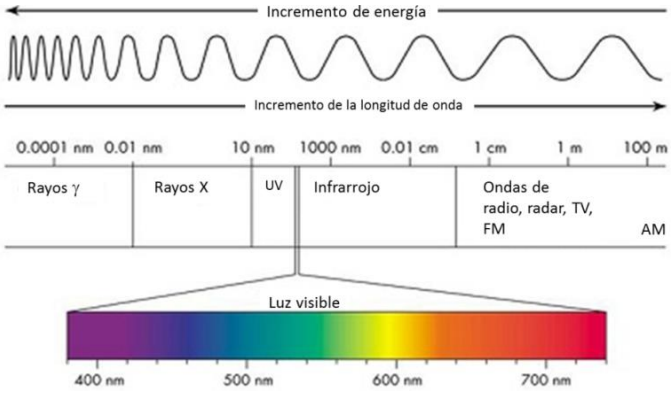



Figura 2.18. Espectro electromagnético

Para la generación de rayos X se utiliza un tubo constituido por dos electrodos metálicos situados en el interior de una cámara de vacío. Al hacer circular una corriente eléctrica a través del cátodo de Wolframio, éste se calienta hasta que empieza a emitir electrones. Los electrones desprendidos se aceleran bajo una fuerte diferencia de potencial (entre 20 y 50 kV) que se ha establecido entre el cátodo de wolframio y la placa del ánodo, de manera que impactan a gran velocidad contra el ánodo metálico refrigerado (véase Figura 2.19). Como resultado de la súbita desaceleración que sufren los electrones, alrededor del 1-2% de su energía se convierte en radiación X, mientras que el resto (98-99%) se transforma en calor, y de ahí la intensa refrigeración que se necesita para el trabajo correcto de un tubo de rayos X.

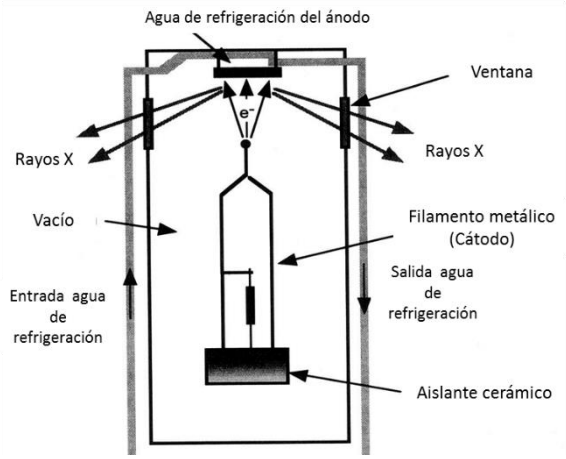



Figura 2.19. Tubo de rayos X

Cuando la energía de los electrones incidentes es suficientemente alta (entre 25-100kV), se produce un espectro de rayo X constituido por una distribución continua de radiación, también denominada radiación blanca, y un espectro de bandas que se superpone al continuo. El espectro continuo está compuesto por múltiples longitudes de ondas (Figura 2.20 a).y es el resultado de

la sucesiva pérdida de energía de los electrones producto de los sucesivos impactos con los átomos del ánodo [39]. Por otro lado, en el espectro de bandas aparecen líneas características correspondientes a longitudes de onda específicas, que solo dependen del material del ánodo (Figura 2.20 b).

El espectro de bandas (Figura 2.20 b) se produce cuando un electrón incidente tiene la energía suficiente para desplazar un electrón de la capa electrónica más interna de un átomo del ánodo. Como resultado de los citados desplazamientos de los electrones, el átomo del ánodo alcanza un estado excitado debido a los huecos electrónicos creados en su estructura de capas. Para mantener la estabilidad atómica, electrones de las capas externas migran hacia los huecos creados en las capas interiores y como resultado de la diferencia energética existente entre las dos capas se genera un fotón X. La energía del fotón es igual a la diferencia de energía entre esas dos capas electrónicas característica del citado átomo (Figura 2.21). De esta forma se generan las líneas propias o bandas de intensidad en el espectro $K_{\propto}$ y $K_{\beta}$.

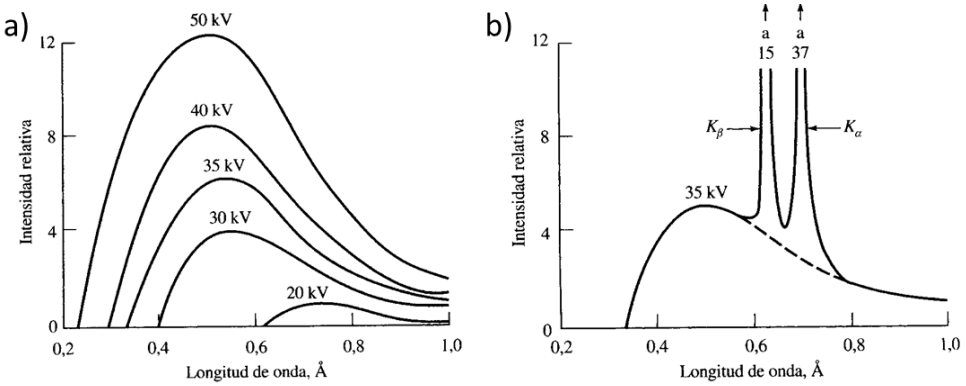



Figura 2.20. Espectro de radiación X. a) Espectro de la radiación continua. b) Espectro continuo y de bandas

Si toda la energía del electrón es convertida a la radiación X del fotón, la energía del rayo X está relacionada con la excitación del potencial ($V$) experimentada por el electrón.

$$E = \frac{h \cdot c}{\lambda} = e \cdot V \quad \text{Ec. 2.23}$$

Donde $h$, es la constante de proporcionalidad o constante de Planck, $\lambda$ es la longitud de onda y $e$, es la carga del electrón ($1{,}602 \times 10^{-19}$ C).

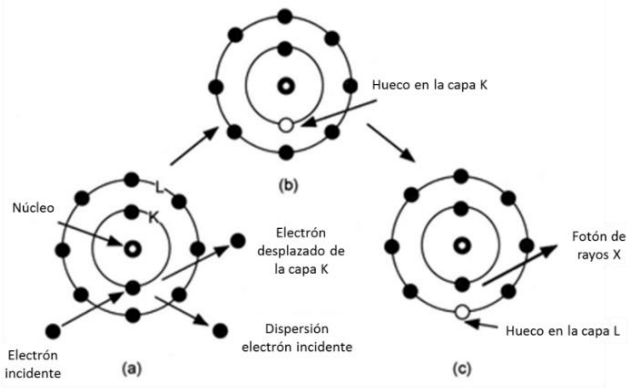



Figura 2.21. Mecanismo de producción del fotón de Rayos X. Generación del espectro de bandas

En el caso de un ánodo de cromo, como el utilizado en este trabajo, la línea características $K_{\propto}$ del Cromo ($\lambda$ =0,2291 nm) se forma cuando un electrón que ocupaba la capa L del átomo se desplaza para ocupar el hueco generado en su capa K. Del mismo modo, la línea $K_{\beta}$ se forma en la transición desde la capa M a la capa K y en este elemento le corresponde una longitud de onda, $\lambda$, de 0,2085 nm.

Las técnicas de difracción de rayos X utilizadas para el análisis de las tensiones residuales deben emplear radiaciones monocromáticas, de longitud de onda constante, y normalmente utilizan las líneas $K_{\alpha}$, ya que son siempre las más intensas. Para eliminar la radiación $K_{\beta}$ se utilizan filtros específicos que absorben esta radiación siendo al mismo tiempo relativamente transparentes a la radiación $K_{\alpha}$ (por ejemplo, en las aplicaciones donde se emplean ánodos de cromo se utilizan filtros de vanadio). De igual manera, estos filtros eliminan cualquier interferencia que se pueda generar por fenómenos por fluorescencia.

### 2.5.2. Técnica de difracción de rayos X

La difracción de rayos X es uno de los fenómenos físicos que se producen al interaccionar un haz de rayos X, de una determinada longitud de onda, con una sustancia cristalina. La técnica consiste en irradiar el material con un haz de rayos X monocromático. En este proceso la radiación interactúa con las nubes electrónicas de los átomos. Cada plano de átomos produce una onda difractada las cuales interfieren entre sí. Sólo cuando la citada interferencia es constructiva se recoge una onda difractada con una cierta intensidad. La cantidad de interferencias depende de las posiciones de los átomos en los planos de Bragg [38].

En la Figura 2.22 se esquematiza el fenómeno de difracción. La celda unidad está definida en dos dimensiones por los vectores "a" y "b" y un conjunto de planos con índices hkl que representan la orientación de los mismos en un eje de coordenadas. Los planos atómicos tienen una distancia de separación (distancia interplanar) "d". Al irradiar la muestra con un haz de rayos X de longitud de onda λ, la energía interactúa con los átomos y tiene lugar la difracción. La difracción se producirá sólo si las ondas de la radiación difractada interfieren de manera constructiva, es decir, cuando la fase de la onda es superior a 360°. Esta condición de difracción es la base de la ley de Bragg (ecuación 2.24), que se muestra a continuación:

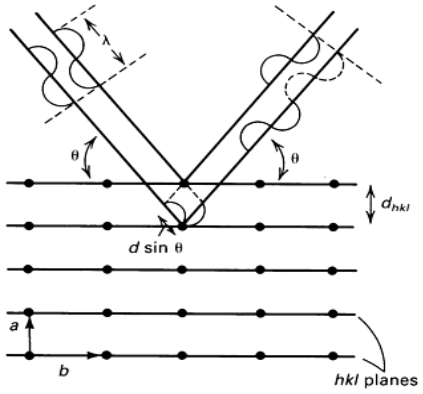



Figura 2.22. Esquema de la difracción de Bragg

$$n\lambda = 2dsen\theta \qquad \text{Ec. 2.24}$$

Donde:

$n$: es un número entero que indica el orden de difracción
$d$: distancia interplanar
$\lambda$: longitud de onda
$\theta$: ángulo de difracción

En aquellas otras orientaciones en las que la ley de Bragg no se satisface, las ondas dispersadas estarán fuera de fase, se producirá una interferencia destructiva y por lo tanto la intensidad difractada será nula.

El análisis de los datos de difracción para la mayoría de las estructuras cristalinas es complejo y depende de las características de las celdas. Existen siete sistemas cristalinos, los cuales han sido organizados en función de la simetría que proporciona una celda unidad. De cada sistema cristalino se obtienen ecuaciones que relacionan diferentes parámetros de la red, las distancias interplanares con las direcciones de los planos cristalográficos. En las Tabla 2.2 yTabla 2.3 se resumen las redes de Bravais, sus parámetros y sus relaciones entre las geometrías y las distancias interplanares.

Tabla 2.2 Clasificación y características de las redes de Bravais

| Sistema | Nº de redes de Bravais | Parámetros de red | Ángulos interaxiales |
|---|---|---|---|
| **Cúbico** | 3 (simple, centrada en el cuerpo, centrada en las caras) | $a_1 = a_2 = a_3$ | $\alpha = \beta = \gamma = 90º$ |
| **Romboédrico** | 1 simple | $a_1 = a_2 = a_3$ | $\alpha = \beta = \gamma \neq 90º$ |
| **Hexagonal** | 1 simple | $a_1 = a_2 \neq c$ | $\beta = \gamma = 90º$ $\alpha = 120º$ |
| **Tetragonal** | 2 (simple , centrada en el cuerpo) | $a_1 = a_2 \neq a_3$ | $\alpha = \beta = \gamma = 90º$ |
| **Ortorrómbico** | 4 (simple, centrada en el cuerpo, centrada en las caras y centrada en las bases) | $a_1 \neq a_2 \neq a_3$ | $\alpha = \beta = \gamma = 90º$ |
| **Monoclínico** | 2 (simple, centrada en el cuerpo) | $a_1 \neq a_2 \neq a_3$ | $\alpha \neq \beta \neq \gamma = 90º$ |
| **Triclínico** | 1 simple | $a_1 \neq a_2 \neq a_3$ | $\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90º$ |

Tabla 2.3. Ecuaciones que relacionan las distancias interplanares con los parámetros de red y los índices de Miller

| Sistema | Distancias interplanares |
|---|---|
| **Cúbico** | $\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2 + l^2}{a^2}$ |
| **Romboédrico** | $\frac{1}{d^2} = \frac{(h^2 + k^2 + l^2)sen^2\alpha + 2(hk + kl + hl)(cos^2\alpha - cos\alpha)}{a^2(1 - 3cos^2\alpha + 2cos^3\alpha)}$ |
| **Hexagonal** | $\frac{1}{d^2} = \frac{4}{3}\left(\frac{h^2 + hk + k^2}{a^2}\right) + \frac{l^2}{c^2}$ |
| **Tetragonal** | $\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2}$ |
| **Ortorrómbico** | $\frac{1}{d^2} = \frac{h^2}{a_1^2} + \frac{k^2}{a_2^2} + \frac{l^2}{a_3^2}$ |
| **Monoclínico** | $\frac{1}{d^2} = \frac{1}{sen^2\beta}\left(\frac{h^2}{a^2} + \frac{k^2 sen^2\beta}{b^2} + \frac{l^2}{c^2} - \frac{2hlcos\beta}{ac}\right)$ |
| **Triclínico** | $\frac{1}{d^2} = \frac{1}{V^2}(S_{11}h^2 + S_{22}k^2 + S_{33}l^2 + 2S_{12}hk + 2S_{23}kl + 2S_{13}hl)$ |

Cuando el haz de rayos X incide sobre la superficie de la muestra, éste es difractado por los diferentes planos cristalográficos con intensidades y ángulos característicos. En el caso de las aleaciones, en las que hay presencia de varios componentes, se generarán múltiples difracciones, equivalentes al número de constituyentes del material. Esto quiere decir que cada fase, elemento, o constituyente, presentará un pico de difracción de intensidad característica en su respectivo ángulo $2\theta$, equivalente al plano $\{hkl\}$ que difracte el haz con mayor intensidad.

En la Figura 2.23 se muestra un difractograma de un material cristalino cualquiera. Cada pico representa la mayor intensidad de energía difractada para cada plano cristalográfico a un ángulo $2\theta$ que corresponde a un determinado plano cristalográfico.

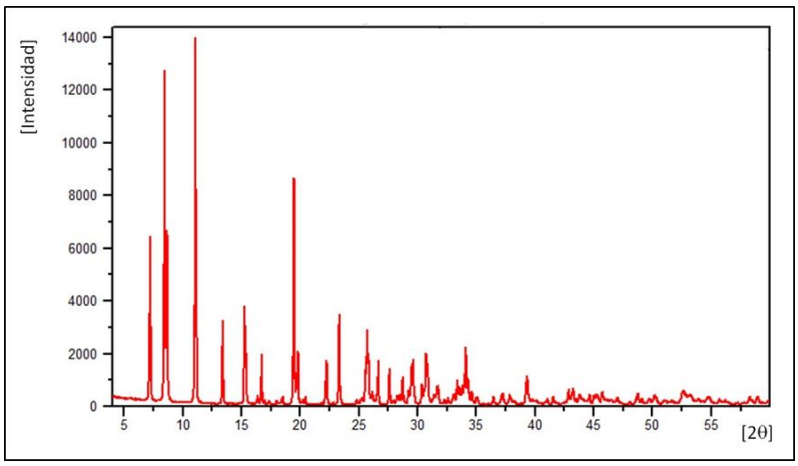



Figura 2.23. Difractograma.

La difracción de rayos X es una técnica que puede aplicarse a diversos campos. Entre ellos evaluar la distorsión sufrida en la red cristalina de un material. Esta aplicación se basa en determinar las tensiones residuales del material producto de deformaciones que se generan tanto a la matriz como en los micro-constituyentes del material (tal como se describió en el apartado 2.4.3) y que están asociadas a sus respectivos parámetros cristalinos y propiedades elásticas. La determinación de tensiones residuales mediante la difracción de rayos X se considera una técnica no destructiva.

La presencia de una tensión residual o aplicada produce dos efectos en la señal de difracción [40]:

- Si se trata de una tensión uniforme, de compresión o de tracción, la distancia interplanar d será menor o mayor que en el caso del mismo plano libre de tensión, lo que dará lugar a un desplazamiento de la posición del ángulo de difracción (2θ).
- Si existieran microtensiones no uniformes debidas por ejemplo a un endurecimiento por deformación plástica, la posición del pico de difracción oscilará ligeramente de su posición normal, lo que se traduce en un ensanchamiento del pico de difracción.

Derivando la ley de Bragg resulta:

$$\varepsilon = {\Delta d}/{d} = -cotang\theta \cdot \Delta\theta \qquad \text{Ec. 2.25}$$

Con objeto entonces de lograr la mayor precisión posible en la medida de los desplazamientos Δd, que utilizaremos para calcular las tensiones residuales, deben emplearse ángulos de difracción 2θ lo mayores posible (próximos a 180º) [41]. Se recomienda utilizar siempre ángulos 2θ mayores de 130º y nunca por debajo de 125º.

Por otro lado, la medida procedente de la difracción de rayos X permite realmente calcular la deformación elástica que está actuando sobre el plano de difracción (hkl) como consecuencia de la tensión residual existente, considerado la variación del parámetro reticular de la red cristalina con respecto al parámetro sin deformar (ε = Δd/d) y para calcular la tensión debemos conocer las constantes elásticas correspondientes (modulo elástico, E y coeficiente de Poisson ν, considerando que el material sea isótropo). Con objeto de tener una buena precisión en el cálculo de las tensiones residuales, no se deben utilizar las constantes elásticas globales sino las constantes elásticas correspondientes al plano (hkl) de difracción, ya que éstas difieren sustancialmente de un plano a otro [42].

Por otro lado, la medida de las tensiones residuales mediante difracción de rayos X está confinada a la superficie de la muestra, ya que la penetración de la radiación X en los materiales metálicos es de tan solo unos pocos micrómetros. Para medir las tensiones residuales en profundidad debe utilizarse la técnica de electropulido para exponer nuevas áreas de medida sin que la eliminación de material altere significativamente el estado de tensiones residuales existente.

El procedimiento de medida de las tensiones residuales, las expresiones matemáticas empleadas, la forma de llevar a cabo el proceso de pulido electrolítico, así como el instrumental utilizado se desarrollarán en el Capítulo 3.

## 2.6. FATIGA

Los fallos por fatiga son especialmente peligrosos porque se producen sin ningún indicio previo que permita precaverse contra ellos, dando además como resultado una fractura de apariencia frágil, en la que no se aprecia una deformación notable. La superficie de fractura suele ser, macroscópicamente normal al eje de la tensión de tracción principal impuesta. Las roturas por fatiga se pueden reconocer usualmente por el aspecto de la superficie de fractura, que muestra una región lisa, que corresponde a la región de crecimiento estable de la grieta a través de la sección resistente, y una segunda región rugosa, que corresponde a la rotura brusca que tiene lugar cuando la sección resistente ha disminuido de tal modo que ya no es capaz de soportar la carga aplicada. Es frecuente que el progreso de la grieta de fatiga aparezca señalado por una serie de marcas anulares, concéntricas, desde el punto de iniciación del fallo, que se asemejan al frente de las olas hacia el interior en una playa y de ahí su denominación de "marcas de playa". El fallo por fatiga usualmente se inicia en un punto en el que existe una concentración de tensiones, tal como una esquina aguda, una entalla o un cambio de sección, o en una concentración de tensiones de origen metalúrgico, como puede ocurrir con la presencia de una fase o precipitado con una dureza diferente a la de la fase matriz. En la región del concentrador, la tensión local que actúa está amplificada por un factor mayor que uno, denominado factor concentrador de la tensión.

Para que tenga lugar una rotura debido a la fatiga, es necesario que se cumplan tres condiciones fundamentales:

- Una tensión local de valor superior al límite elástico del material. En virtud de la concentración de tensiones, ésta se puede alcanzar aunque se esté aplicando una tensión inferior al límite elástico.
- Una variación o fluctuación de la tensión aplicada, $\Delta\sigma$ (concepto de fatiga).
- Un número suficiente de ciclos.

Además existen muchas otras variables que tienden a modificar el comportamiento a fatiga, acelerando o por el contrario desacelerando el proceso, tales como la tensión media, los

concentradores de tensión, la corrosión, la temperatura, la estructura metalúrgica del material, la existencia de tensiones residuales, etc.

### 2.6.1. Aspectos estructurales de la fatiga

Solo una pequeña fracción de los esfuerzos dedicados a la investigación de la fatiga se han encaminado al estudio de los cambios estructurales fundamentales que se producen en un metal cuando se le somete a tensiones cíclicas, actualmente las modificaciones citadas son bien conocidas. En el trabajo pionero de Gough [43] se había comprobado que un metal se deforma plásticamente en condiciones cíclicas en virtud del deslizamiento sobre los mismos planos y direcciones cristalográficas que cuando las cargas se aplican en condiciones estáticas. De este modo, en el curso de los primeros millares de ciclos de carga se forman las líneas de deslizamiento. Además, en muchos metales el deslizamiento alcanza pronto un valor de saturación, que se manifiesta como regiones distorsionadas debido al fuerte deslizamiento y es en estas regiones donde terminan iniciándose las grietas, que posteriormente se propagan a lo largo de los propios planos de deslizamiento para pasar a tomar después direcciones normales a la tensión de tracción máxima aplicada. Es en esta última dirección en la que crecen progresivamente hasta alcanzar un valor crítico, para el que ocurre la rotura final del componente. El proceso de formación de las grietas de fatiga bajo tensiones máximas aplicadas inferiores al límite elástico se divide generalmente en tres etapas:

- Primera etapa: Se produce una deformación plástica local y el metal endurece o ablanda bajo carga cíclica, hasta estabilizarse. Según sea la tensión aplicada y el tipo de material, esta primera etapa dura entre $10^3$ y $10^4$ ciclos.
- Segunda etapa: abarca normalmente la mayor parte de la vida a fatiga. Se extiende desde el momento en el que se ha alcanzado la estabilidad microestructural bajo carga cíclica hasta el de formación de una grieta visible. Constituye la etapa de iniciación de la grieta de fatiga.
- Tercera etapa: es la de propagación de la grieta, hasta que alcanza un tamaño suficientemente grande para provocar la rotura por sobrecarga del componente.

En el caso de las aleaciones metálicas, la mayor parte de la vida del componentes suele consumirse en la etapa de la nucleación de la grieta de fatiga, pero sin embargo, hoy día hay ya muchas pruebas de que una grieta de fatiga se forma antes de que haya transcurrido el 10% de la duración total a fatiga, lo que ocurre es que la grieta no es fácil de detectar, y de hecho no se percibe su existencia hasta muchos ciclos más tarde [44]. El estudio del crecimiento por fatiga

de las grietas pequeñas "short cracks" es un tema de actualidad de singular importancia, de cara a una mejor comprensión del comportamiento a fatiga de los materiales.

### 2.6.2. Factores influyentes en el comportamiento a fatiga de las aleaciones metálicas

Los factores que tienen una influencia más significativa en el comportamiento a fatiga de las aleaciones metálicas son los siguientes:

- Tipo y naturaleza de la carga aplicada
- Tamaño de los componentes y distribución de los esfuerzos a lo largo de su sección
- Acabado superficial del material o componente
- Concentradores de tensión
- Tensión media
- Efectos medioambientales

Para evaluar el comportamiento a fatiga de un material, se suele determinar experimentalmente la curva S-N (amplitud de tensión aplicada frente a número de ciclos hasta rotura) que representan su resistencia intrínseca a la fatiga. Para ello se realizan ensayos normalizados sobre probetas aparentemente idénticas, dotadas de un acabado especular a una temperatura determinada o en cualquier otra condición medioambiental de interés. Las curvas S-N normalmente se determinan para una tensión media igual a cero ($R=\sigma_{min}/\sigma_{máx}=-1$). Sin embargo, esta curva de fatiga "ideal" no se pueda aplicar directamente para predecir el comportamiento a fatiga de un componente real, sino que debe ser modificada para tener en cuenta factores que influyen significativamente en el comportamiento del componente.

La resistencia a la fatiga para una amplitud de tensión dada y el límite de fatiga de un componente sometido a cargas cíclicas puede ser expresada a partir de la siguiente ecuación:

$$S_a^{'} = S_a C_s C_L K_s ... \qquad \text{Ec. 2.26}$$

Donde $S_a'$ es la resistencia a la fatiga modificada, $S_a$ es la resistencia a la fatiga intrínseca o ideal del material a una temperatura dada, y $C_s$, $C_L$ y $K_s$ son factores que tienen en cuenta el tamaño de la pieza, la influencia del acabado superficial, la rugosidad y cualquier otro factor de reducción de la resistencia a la fatiga [45].

Este enfoque no tiene en cuenta el caso de los componentes que están sometidos a cargas dinámicas combinadas o cuando la carga aplicada no es de amplitud constante.

#### *2.6.2.1. Efecto del tipo y naturaleza de la carga*

El comportamiento a la fatiga de un elemento está influido por el tipo de carga al que se somete. La resistencia a fatiga será diferente para esfuerzos cortantes y para esfuerzos normales y, de igual manera, habrá diferencias entre carga axial y de flexión. Aun cuando el límite de fatiga se suele determinar mediante ensayos de flexión rotativa, cada vez se utilizan más los ensayos bajo carga axial, por lo que resulta necesario saber la relación que existe entre unos y otros ensayos.

En la práctica se conocen tres tipos de carga fundamentales: flexión, torsión y carga axial. Para el estudio de la vida a fatiga de los componentes, algunos autores, han sugerido considerar el tipo de carga a través de un factor de corrección $C_L$, que toma un valor igual a la unidad en el caso de flexión rotativa. En el caso de carga axial, toda la sección del componente soporta la misma carga aplicada, mientras que en flexión rotativa la carga varía a lo largo de su diámetro y solo la superficie soporta la carga máxima, por lo que la resistencia a fatiga bajo carga axial es siempre inferior a la que se mide en ensayos de flexión rotativa. Por su lado, bajo cargas de torsión repetidas y en el caso de los materiales dúctiles, el criterio de fallo está basado en tensiones de cortadura y la resistencia a la fatiga también es menor que en el caso de flexión rotativa [45]. En la Tabla 2.4 se expone el valor que toma el factor de corrección $C_L$ para cada tipo de carga aplicada.

Tabla 2.4. Factores de corrección $C_L$, para cada tipo de carga aplicada

| **Tipo de carga** | **Factor de carga ($C_L$)** |
|---|---|
| **Flexión** | 1 |
| **Axial** | 0,85 |
| **Torsión** | 0,58 |

#### *2.6.2.2. Efecto del tamaño del componente*

Bajo cargas de flexión y torsión, la distribución de esas cargas no es uniforme a lo largo del diámetro de las piezas y ésta es la razón del factor de reducción de la vida a fatiga basado en el tamaño del componente.

Un ejemplo práctico para explicar lo antes expuesto es comparar dos secciones de diferentes diámetros, de un mismo material, ante una misma tensión aplicada. Debido al tamaño de cada sección, la región superficial sometida a las tensiones mayores será menor en el caso de la pieza de menor diámetro o, como se ha representado en la Figura 2.24, la tensión media en una determinada profundidad, δ, será mayor en el caso de la pieza de mayor diámetro. Este efecto se cuantifica en el factor tamaño ($C_s$), que en flexión y en torsión tiene un valor de 0,85 (para diámetros mayores de 13 mm), siendo igual a la unidad para cargas axiales.

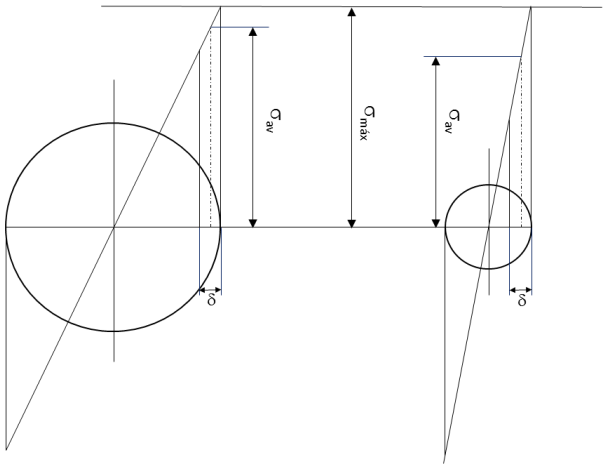



Figura 2.24. Representación del efecto del tamaño y la distribución de tensiones bajo cargas de flexión

#### *2.6.2.3. Efecto del acabado superficial*

Desde que se iniciaron las investigaciones sobre el fenómeno de la fatiga, se puso en evidencia que los diferentes acabados superficiales obtenidos por los distintos procedimientos de fabricación y mecanizado, afectan apreciablemente a la vida del componente ante cargas cíclicas [46].

El efecto que tienen los procesos de fabricación y mecanizado sobre la región superficial de los componentes es muy variado, ya que modifican la rugosidad de los mismos y también pueden orientar su microestructura, endurecer o ablandar la región más superficial e introducir tensiones residuales de tracción o de compresión [45]. Todos estos efectos dependen de los parámetros específicos del proceso aplicado y del material sobre el que se ejecuta.

En la práctica, un componente real de cualquier máquina o estructura presenta un acabado superficial diferente al de las probetas normalizadas utilizadas en la caracterización a fatiga (probetas con un acabado de pulido especular), lo que tiene un efecto reductor del límite de

fatiga [47]. Como el origen de la grieta por fatiga normalmente tiene lugar en la superficie (especialmente bajo cargas de flexión), el acabado superficial de los componentes tiene una importancia singular en los procesos de diseño ante cargas cíclicas. La manera de introducir el efecto del acabado superficial, es mediante el factor $K_s$.

El factor de superficie, $K_s$, es el coeficiente que tiene en cuenta el efecto del acabado superficial sobre la resistencia del material ante esfuerzos cíclicos y toma valores comprendidos en el intervalo entre 0 y 1. En el caso de probetas perfectamente pulidas, con superficies especulares, $K_s$= 1, siendo éste el acabado superficial de las probetas normalizadas para determinar el límite de fatiga de los materiales. La Figura 2.26 muestra la variación del factor de superficie con la rugosidad del elemento. Por otro lado, la Figura 2.25 muestra los valores que toma este coeficiente en productos obtenidos utilizando los procesos normales de fabricación industrial, la reducción del mismo en los productos afectados por la corrosión y se aprecia también que este factor se reduce a medida que aumenta la resistencia a la tracción o la dureza del acero.

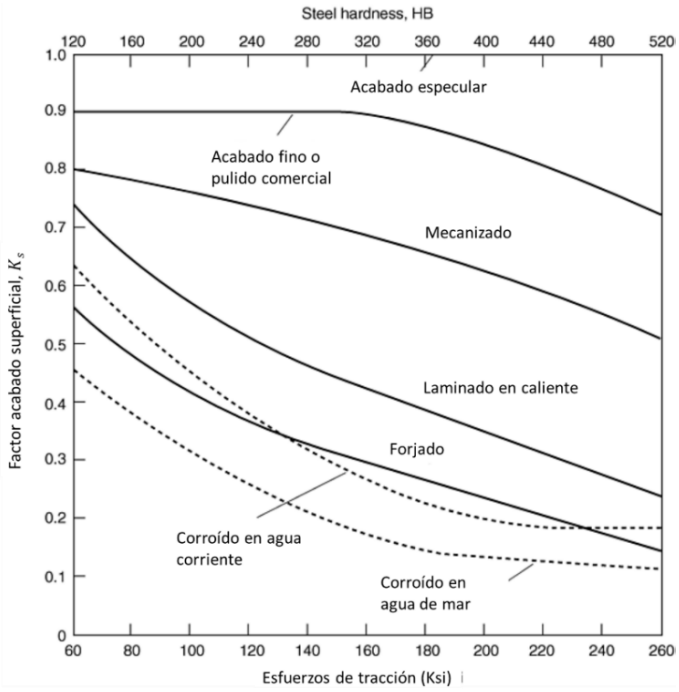



Figura 2.25. Evolución del factor de superficie, $K_s$, con la resistencia a la tracción en piezas de acero obtenidas utilizando distintos procesos de fabricación [47]

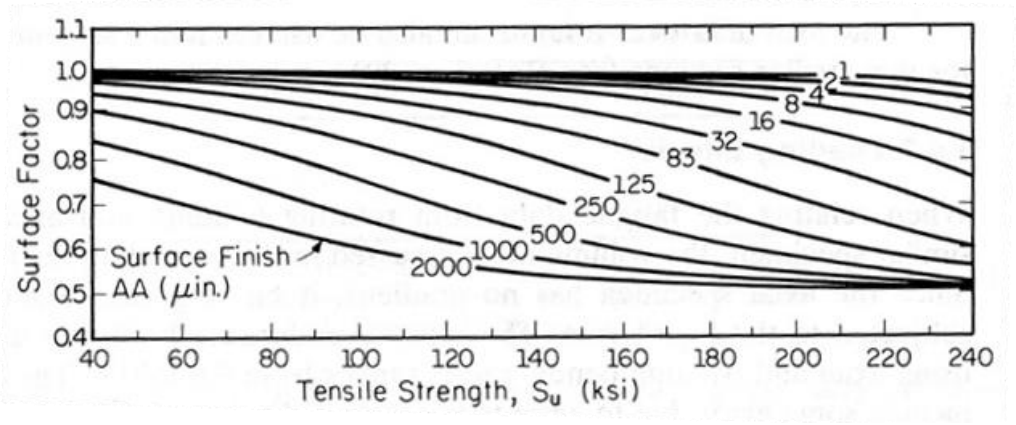



Figura 2.26. Variación del factor de superficie, $K_s$, en función de la resistencia a la tracción y de la rugosidad

Una forma muy empleada en la práctica a la hora de mejorar el comportamiento a fatiga de los componentes industriales es mediante la aplicación de tratamientos superficiales. Los tratamientos de carburación, nitruración, temple superficial por inducción, etc., proporcionan un endurecimiento superficial que dificulta la iniciación de las grietas por fatiga, al mismo tiempo que generan estados de tensiones residuales de compresión en las superficies de las piezas muy favorables para aminorar o incluso suprimir el crecimiento de las grietas en los primeros estados de la fatiga. Por el contrario, otros tratamientos como por ejemplo los tratamientos de niquelado o cromado, inducen tensiones residuales de tracción, desfavorables desde el punto de vita de la respuesta a fatiga.

#### *2.6.2.4. Efecto de los concentradores de tensión*

Cualquier irregularidad superficial o geométrica (cambio de sección, radio de acuerdo, etc.) da lugar a un concentrador de tensión, de manera que la tensión local que actúa en esa región es mayor que la tensión nominal que se está aplicando exteriormente. Así, se define el factor concentrador de tensión para cargas estáticas en régimen elástico a partir de la siguiente ecuación:

$$K_t = \frac{tensión\ máxima\ localizada\ en\ la\ región\ del\ concentrador}{tensión\ nominal\ aplicada} \quad \text{Ec. 2.27}$$

Hoy día se conocen los factores concentradores de la tensión asociados a las geometrías más habituales en ingeniería (cambios de sección, agujeros, entallas, etc.).

Cuando una carga fluctuante actúa sobre un componente que tiene un concentrador de tensión, como la amplitud de la tensión localizada en el mismo es superior a la amplitud de la tensión aplicada, se reduce significativamente la vida a fatiga del componente. En la determinación de la reducción de la vida a fatiga debido a la presencia de cualquier concentrador de la tensión se hace uso del factor de reducción de la resistencia a fatiga ($K_f$), que se define cómo:

$$K_f = \frac{resistencia\ a\ la\ fatiga\ del\ componente\ \text{sin}\ entalla}{resistencia\ a\ la\ fatiga\ del\ componente\ con\ entalla} \qquad \text{Ec. 2.28}$$

La amplia experimentación realizada con probetas con entallas ha servido para determinar que el factor $K_f$ es muy dependiente tanto del concentrador como del material, ya que unos materiales son mucho más sensibles que otros ante la presencia de entallas. A este respecto, el *índice de sensibilidad a la entalla*, *q*, es un coeficiente cuyo valor representa la sensibilidad del material ante la presencia de concentradores de tensión. El índice de sensibilidad a la entalla se ha definido matemáticamente como:

$$q = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \qquad \text{Ec. 2.29}$$

Es decir, *q* varía desde 0 ($K_f$ es igual a 1), en cuyo caso la entalla no tiene influencia alguna en la vida a fatiga del material, hasta 1 ($K_f = K_t$), cuando el material es totalmente sensible a ésta, de tal manera que el factor concentrador a fatiga es igual que el factor concentrador estático.

#### *2.6.2.5. Efecto de la tensión media*

La mayoría de los datos de fatiga se obtienen utilizando una tensión media igual a cero (R=-1). De cualquier manera hoy día es bien conocido que, aunque en menor medida que la tensión alterna, el valor de la tensión media del ciclo, $\sigma_m = (\sigma_{máx}+\sigma_{min})/2$, también influye en la vida a fatiga.

Desde hace ya más de un siglo se han propuesto diferentes expresiones con objeto de cuantificar el efecto de la tensión media, tales como las Goodman o Gerber, en las se relaciona la tensión alterna ($\sigma_a=\Delta\sigma/2$) obtenida para una tensión media cualquiera, $\sigma_m$, con aquella que proporcionaría la misma vida a fatiga estando sometida a una tensión media igual a cero, $\sigma^0_a$.

Así por ejemplo, las propuestas de Goodman y Gerber, responden respectivamente a las expresiones:

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_a^0} + \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right) = 1;\ \frac{\sigma_a}{\sigma_a^0} + \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_y}\right)^2 = 1 \qquad \text{Ec. 2.30}$$

Siendo $\sigma_y$ la resistencia a la tracción del material.

Se aprecia entonces claramente que al aumentar la tensión media, debe reducirse la tensión alterna para alcanzar el mismo número de ciclos.

# CAPÍTULO 3. METODOLOGÍA Y TÉCNICAS EXPERIMENTALES

## 3.1. CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL

### 3.1.1. Material de trabajo

Este estudio se ha realizado sobre barras de 16 mm de diámetro de acero 41NiCrMo7-3-2 (F1272). El proveedor ha indicado que el material fue sometido a un tratamiento térmico de temple y revenido. El proceso de austenización para el temple se realizó a una temperatura de 850ºC, durante 45 min, seguido de un enfriamiento en agua. Posteriormente se sometió a un tratamiento de revenido a 590 ºC durante 150 minutos y finalmente las piezas fueron enfriadas al aire.

A continuación en las Tabla 3.1 y Tabla 3.2, se presentan los datos de composición química y propiedades mecánicas del acero (resistencia a la tracción, alargamiento, estricción, resistencia al impacto y dureza), suministradas por el proveedor comercial (véase Anexo 1).

Tabla 3.1. Composición química (% en peso)

| **Elemento** | **C** | **Mn** | **Si** | **P** | **S** | **Cr** | **Ni** |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **Composición (%)** | 0,410 | 0,710 | 0,260 | 0,013 | 0,024 | 0,870 | 1,920 |
| **Elemento** | Mo | V | Cu | Al | Sn | Ti | Nb |
| **Composición (%)** | 0,235 | 0,005 | 0,210 | 0,016 | 0,040 | 0,008 | 0,010 |

Tabla 3.2. Propiedades mecánicas

| **$\sigma_{máx}$ (MPa)** | **$\sigma_y$ (MPa)** | **e (%)** | **Z (%)** | **Resiliencia a 20ºC (J)** | **Dureza (HB)** |
|---|---|---|---|---|---|
| **1 125** | 1 058 | 14,5 | 56,8 | 53,33 | 310 |

A pesar de disponer de las especificaciones del fabricante, se realizaron ensayos de dureza y tracción del material de trabajo, al igual que un análisis metalográfico para evaluar su microestructura.

### 3.1.2. Ensayos mecánicos convencionales

El acero F1272 fue evaluado mediante ensayos mecánicos convencionales. Se realizaron ensayos de tracción y dureza con la finalidad de contrastar los valores suministrados por el proveedor. Los ensayos de tracción fueron realizados en una Máquina Universal de Ensayos

MTS dotada de una célula de carga de 100 kN y utilizando una velocidad de 3 mm/min. Se empleó un extensómetro marca MTS con una base de medida de 20 mm de longitud de fondo. Se realizaron dos ensayos sobre probetas normalizadas. La Figura 3.1 ilustra la geometría y dimensiones de la probeta de tracción; las medidas están expresadas en milímetros.

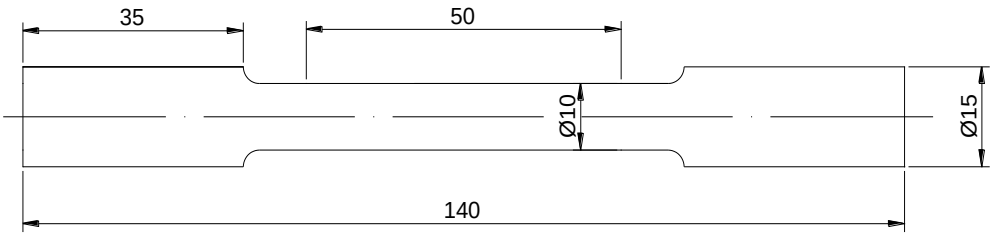



Figura 3.1. Probeta normalizada para ensayos de tracción uniaxial

A partir de los ensayos se construyó la gráfica tensión-deformación para obtener los parámetros característicos del material (módulo y límite elástico, carga de rotura, constantes plásticas, elongación y estricción).

Los ensayos de dureza consistieron en la determinación de las durezas Rockwell C y Vickers. Para ello se utilizaron probetas cilíndricas, obtenidas a partir de cortes transversales de las barras del acero F1272, de 16 mm de diámetro y un espesor variable entre 5 y 7 mm. La superficie plana de cada probeta fue sometida a un proceso de desbaste (utilizando papeles abrasivos de SiC) y posteriormente se pulieron, empleando para ello pasta de diamante de 6 μm. Posteriormente se procedió a realizar las determinaciones de dureza. Para las durezas Rockwell C se empleó una carga de 150 kgf y para la dureza Vickers se aplicó una carga de 31,25 kgf. Mediante un microdurómetro marca BUEHLER, modelo Micromet (serie 2100) se determinó la microdureza del material, utilizando una carga de 0,2 kgf.

### 3.1.3. Análisis metalográfico

Dado que el acero F1272 es un acero de construcción y la especificación del proveedor indicaba que había sido sometido a un tratamiento de temple y revenido, se procedió a revelar la microestructura del mismo. Para ello se emplearon probetas similares a las probetas utilizadas para los ensayos de dureza y posteriormente para los tratamientos de shot peening. Las rodajas de 16 mm de diámetro y entre 5 y 7 mm de espesor, fueron desbastadas y pulidas. En el proceso se utilizó papel abrasivo de carburo de silicio (SiC) de diferentes tamaños de partículas (grano

240, 360, 400, 600 y 1200). Posteriormente las piezas se pulieron con pasta de diamante de 3 y 1 μm, hasta obtener una superficie perfectamente especular y se procedió a lavar y desengrasar la superficie pulida. Debido a la composición química del material y las especificaciones del fabricante se esperaba observar una microestructura de martensita revenida. Se procedió a atacar la muestra con Nital al 2%, en agitación durante pocos segundos. Posteriormente se eliminaron los restos de reactivo con agua, se secó la probeta empleando heptano y se procedió observar la microestructura del material en un microscopio óptico.

## 3.2. PROCESOS DE SHOT PEENING

### 3.2.1. Máquina de shot peening

Los tratamientos superficiales de shot peening se realizaron en una máquina neumática de proyección por presión directa (Figura 3.2). El funcionamiento se basa en diferencias de presiones en un circuito parcialmente cerrado (sistemas de recirculación y desechos) y que está conectado a una alimentación de aire comprimido.

En el sistema puede dividirse en tres partes: sistema de flujo de aire, zona de trabajo y sistema de recolección de polvos o de filtrado. La máquina está constituida por una cabina modelo GUYSON Euroblast 4 PF, un deposito tipo G27, ciclón motorizado tipo 75/16 y colector de polvo modelo DC400.

Figura 3.2. Máquina de shot peening

El sistema de flujo de aire constituye el vínculo entre la zona de trabajo y la recolección. El depósito de las partículas se encuentra conectado a la red de aire comprimido; el compartimiento se presuriza con la acción de un pedal que se encuentra en la parte inferior de la cabina. Mediante un motor eléctrico, se acciona un rotor, ubicado sobre el sistema de filtrado, que produce un flujo de aire a través del circuito. A la salida del mismo (en el colector) la presión es menor que la interna del sistema, lo que constituye el principio del movimiento del fluido y el arrastre de partículas. A su vez, el depósito también se encuentra conectado a la cabina. Para realizar los tratamientos de shot peening se presiona un pedal (parte inferior de la zona de trabajo) que actúa como válvula. De esta manera se obtiene que la presión en la zona de trabajo sea ligeramente menor a la del depósito para así favorecer el flujo de partículas.

Durante los tratamientos, los proyectiles utilizados y los restos de los mismos atraviesan una rejilla en la parte inferior de la cabina y son arrastrados hasta una tolva. Las partículas continúan su recorrido, arrastradas por el fluido (aire), hasta un ciclón situado en el sistema de recolección. El ciclón es el instrumento empleado para la separación de las partículas útiles (aquellas que mantienen la forma y el tamaño deseado) y los residuos (polvos, proyectiles rotos, etc.). En él se clasifican los proyectiles por tamaño, aquellos que hayan disminuido significativamente su diámetro son arrastrados por el flujo de aire y expulsados por la salida superior hasta el colector, mientras que los proyectiles que conservan sus dimensiones son recirculados hacia el depósito. En el colector se filtran las partículas finas y las más gruesas son depositadas en el "cajón de recolección de polvos" [15].

A continuación se muestra un esquema simplificado del funcionamiento de la máquina de shot peening utilizada (Figura 3.3), donde el recorrido de las bolas se representa mediante flechas azules y rojas (azules: proyectiles en buen estado; rojas: proyectiles estropeados).

Siendo ésta una máquina neumática, es importante que el flujo de aire que recorre el sistema esté bien configurado. Debe ser suficiente para crear una disminución de la presión dentro de la cabina durante el shot peening capaz incrementar la velocidad de los proyectiles en el intervalo deseado y generar el arrastre de partículas (proyectiles y residuos) hacia la tolva y el ciclón. De esta manera se evita que el polvo generado en el proceso salga fuera.

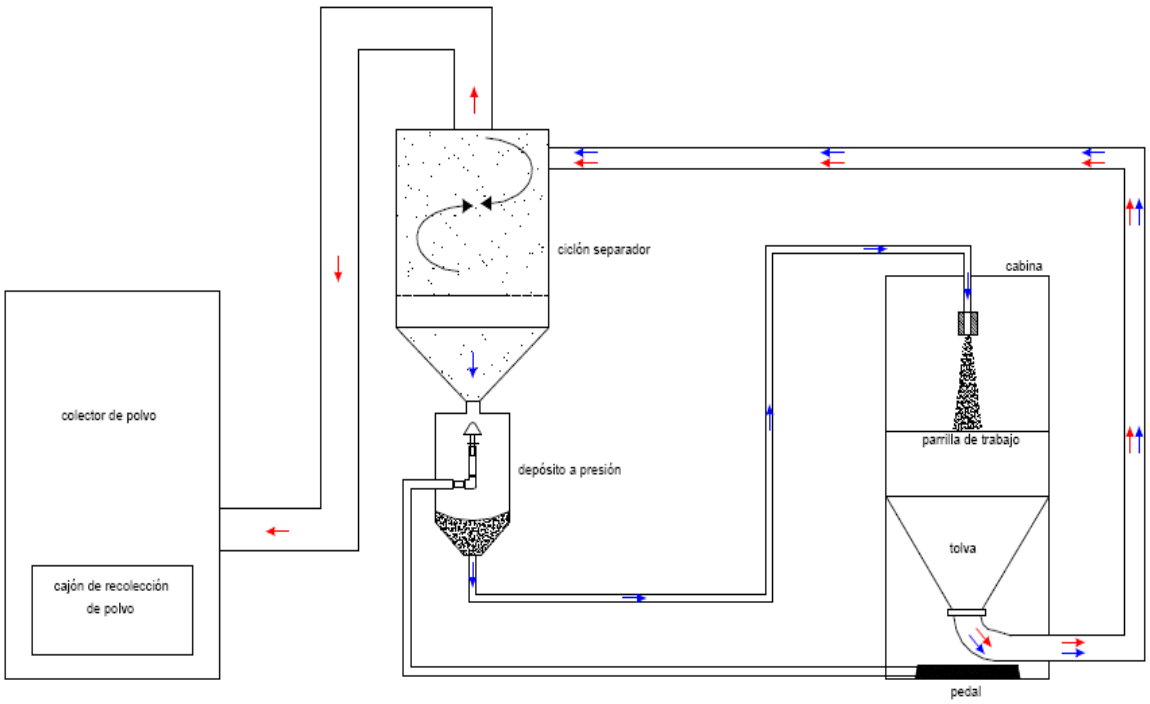



Figura 3.3. Esquema del funcionamiento de la máquina de shot peening [4]

### 3.2.2. Especificaciones de los proyectiles

En la realización de los procesos de shot peening se utilizaron proyectiles en forma de bolas metálicas. Entre los proyectiles disponibles en el mercado, se trabajó con los fabricados a partir de alambre cortado y conformado. Según las especificaciones este proyectil se designa con las siglas CW (cut wire) [48]. Para obtener diferentes intensidades Almen, se trabajó con proyectiles de diferentes diámetros, desde 0,3 a 0,7 mm. En el Anexo 2 se detallan las especificaciones de los proyectiles aportadas por el proveedor. Se puede observar que los proyectiles son de acero con alto contenido en carbono (0,75-0,77%C), sin alear, con formas aproximadamente esféricas (Figura 3.4) y con una microdureza comprendida entre 640 y 730 HV. Por otra parte, también se han efectuado procesos de shot peening utilizando bolas de vidrio (AGB2), cuyas características aparecen reflejadas en el Anexo 2. Estos abrasivos consisten en formas aproximadamente esféricas, con un diámetro en torno a 0,2 mm, con un contenido de sílice superior al 67% y una microdureza comprendida entre 500 y 550 HV.

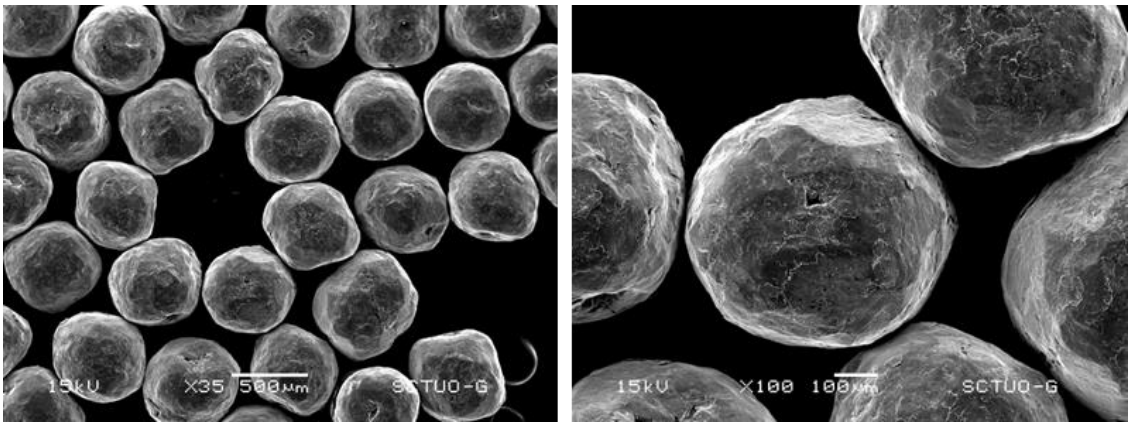



Figura 3.4. Aspecto de los proyectiles de acero cortado (CW 0,5 mm). Fotografía realizada por Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)

Los proyectiles empleados en los procesos de shot peening fueron caracterizados para corroborar el diámetro y forma reportados por el fabricante. Para ello se empleó la lupa estereoscópica y el procesador de imágenes *Enterprise Omnimet de Buehler* (Figura 3.5). La imágenes fueron analizadas mediante el procesador de imágenes tomando como referencia la norma AMS-S13165 [49].

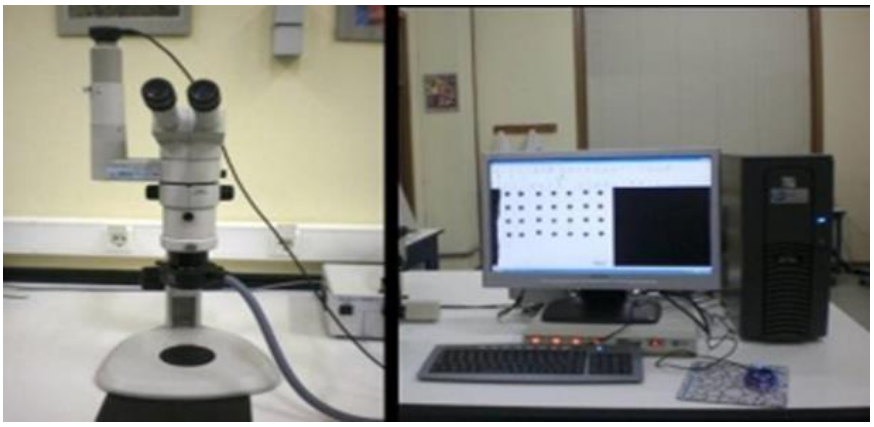


Figura 3.5. Lupa estereoscópica y procesador de imágenes

En el desarrollo del trabajo experimental se ha modificado la nomenclatura de los proyectiles. La norma SAE J441 establece que las bolas son nombradas en función del material seguido del diámetro nominal en pulgadas, multiplicado por mil. Por ejemplo, CW 12 corresponde a bolas de diámetro nominal de 0,012 pulgadas (0,30 mm). Durante la realización del proyecto se empleó la nomenclatura con el diámetro nominal expresado en sistema internacional, es decir CW 0,3.

### 3.2.3. Determinación de la intensidad Almen

El procedimiento de determinación de la intensidad Almen consistió en realizar varios procesos de shot peening, sobre placas Almen a diferentes tiempos de exposición. Se ejecutó en base a las especificaciones SAE J442 [50] y SAE J443 [51]. Las placas Almen tipo A, grado 2, (Figura 3.6) fueron previamente medidas para determinar su flecha o curvatura inicial, con un medidor Almen digital, modelo TSP-3, previamente calibrado (Figura 3.7). Seguidamente, se sujetaron al bloque Almen; este último, fue alineado verticalmente con la boquilla de la máquina y fijado a la base de la cabina.

Figura 3.6. Sujeción de probetas Almen al bloque Almen

La intensidad Almen está directamente relacionada con los parámetros presión, caudal, velocidad y diámetro de los proyectiles utilizados. Por ello, se realizaron ensayos para cada proyectil a diferentes presiones y caudal fijo. De este modo, se han obtenido los parámetros necesarios para obtener intensidades Almen de 8, 10, 12, 14, 16, 19 y 21A.

Es frecuente expresar la intensidad Almen en milésimas de pulgada, seguido del tipo de placa Almen utilizada. Es necesario recordar que la intensidad Almen se determina a partir de la curva de saturación, la cual se construye representando las flechas o curvaturas de las placas ensayadas en función del tiempo de exposición al flujo de bolas. De esta manera, el número que refleja la intensidad Almen es el valor de la flecha correspondiente, al punto de saturación. A partir de ahora, cuando se haga referencia a una intensidad Almen de 12 A, se quiere indicar que la intensidad del tratamiento es de 12 milésimas de pulgada, habiendo utilizado placas Almen A para llevar a cabo la medida. Las placas Almen son del tipo A, hechas a partir de un acero SAE 1070 (0,68% de carbono) y una dureza entre 40-50HRC. Las especificaciones de las placas se exponen en el Anexo 3.1.

Figura 3.7. Medidor Almen (Modelo TSP-3)

La construcción de la curva de saturación debe representar fielmente la energía inducida a la placa Almen. Por ello, es necesario corregir la curvatura previa de las probetas Almen para obtener una distribución normal de las medidas [52]. Con objeto de minimizar la variabilidad de las medidas, se utilizaron tres placas Almen para cada tiempo de exposición, tomando como medida de la flecha o curvatura, el promedio de las tres. A partir de todas estas medidas se trazaron las correspondientes curvas de saturación (véase Anexo 3).

Las curvas de saturación han sido ajustadas matemáticamente mediante una ecuación de cuatro parámetros (ecuación 3.1) y para ello se empleó el software Data Fit. La determinación del punto de saturación se realizó numéricamente. El punto de saturación se ha definido a partir de la "Regla del 10%" [51], como el primer punto de la curva tal que, al duplicar el tiempo de exposición, la curvatura de la placa Almen aumenta un 10%. La abscisa de dicho punto es el tiempo de saturación, mientras que la ordenada es la intensidad Almen que define el tratamiento de shot peening. El siguiente sistema no lineal resultante, de dos ecuaciones con dos incógnitas (ecuación 3.1 y 3.2), se resolvió mediante el software Matlab.

$$h = a \cdot \left(1 - e^{-b \cdot t^c}\right) + d \cdot t \qquad \text{Ec. 3.1}$$

$$1{,}1 \cdot h = a \cdot \left(1 - e^{-b \cdot (2 \cdot t)^c}\right) + d \cdot (2 \cdot t) \qquad \text{Ec. 3.2}$$

Los ensayos se realizaron a la distancia mínima entre boquilla y probeta (240 mm) y a un ángulo de impacto de noventa grados (α=90º). Para obtener diversas intensidades Almen se trabajó, inicialmente, a diversas presiones. Se observó que la red de aire comprimido disponible en el laboratorio de Ciencia de Materiales no podía suministrar más de 4 bares de manera estable durante los tiempos de exposición deseados. En consecuencia, se consideró variar el tamaño de

los proyectiles para incrementar la energía cinética de los mismos y así obtener mayores intensidades Almen. Se utilizaron presiones en un intervalo de 1,5 a 4 bares y proyectiles de acero (CW) de los diferentes diámetros disponibles (0,3 a 0,7 mm)

Como se ha mencionado la energía cinética que adquieren los proyectiles es la variable fundamental del proceso que define a la intensidad Almen. Por este motivo, se determinaron las velocidades de los proyectiles en los diferentes tratamientos. Para ello se utilizó un sensor provisto de una interfaz electrónica que digitaliza los valores de velocidad para un flujo de bolas, calculados a partir del tiempo de recorrido de una esfera o proyectil entre dos puntos fijos. Posteriormente se procedió a calcular los valores de energía cinética asociados a las intensidades Almen, aplicando la ecuación 2.1. Las Intensidades Almen obtenidas bajo las condiciones de trabajo antes descritas, se exponen en el Capítulo 4.

#### *3.2.3.1. Realización de los tratamientos de shot peening*

La determinación de las intensidades Almen ha permitido establecer los diversos tratamientos de shot peening a aplicar en el acero F1272. Tras haber evaluado las diversas condiciones y parámetros posibles con los proyectiles disponibles, se decidió realizar tratamientos de shot peening a las intensidades de 8, 10, 12, 14, 16, 19 y 21A sobre el material de estudio (acero F1272).

Las barras de acero F1272 fueron cortadas transversalmente, con un espesor de aproximado de 5 mm. Sobre cada probeta se realizaron procedimientos de desbaste y pulido hasta obtener una superficie especular, tal como se describió en el apartado 3.1.3. De igual manera, a partir de las mismas barras de material se mecanizaron probetas de fatiga rotativa.

Para cada una de las condiciones de intensidad Almen se realizaron ensayos en los cuales se expuso la superficie pulida al flujo de los proyectiles durante poco tiempo (2-5 segundos). Se obtuvieron superficies parcialmente impactadas (bajo grado de cobertura), las cuales se analizaron mediante técnicas de metalografía cuantitativa (utilizando el software Omnimet). De esta manera fue posible determinar la forma y área de cada impacto y el porcentaje total de área impactada, la cual es análoga al grado de cobertura.

La determinación de los tiempos de exposición necesarios para alcanzar una cobertura teórica del 98% (cobertura total) se realizó aplicando la ecuación de Avrami (Ecuación 2.10). En esta expresión se introdujo el tiempo de exposición y el grado de cobertura de los ensayos

antes descritos. Como resultado se obtuvo el tiempo necesario para lograr el 98% de cobertura teórica, el cual por convención refiere experimentalmente al 100% de cobertura o cobertura total. Por ejemplo, la Figura 3.8 representa la curva obtenida de la expresión de Avrami para una intensidad Almen de 8A, a partir de probetas expuestas 2 segundos al flujo de bolas con un grado de cobertura medio de 87%. En ella también se señala el tiempo de exposición necesario para obtener el grado de cobertura total. Finalmente, se realizaron los tratamientos para obtener el 100% de cobertura; las superficies obtenidas fueron analizadas por materialografía cuantitativa (utilizando el software Omnimet) para la verificación del aspecto superficial.

El mismo procedimiento se aplicó a diversas probetas para todas las intensidades Almen evaluadas. Los resultados obtenidos se exponen en el Anexo 4. Se realizaron ensayos a diversos tiempos de exposición con la finalidad de estudiar la influencia del grado de cobertura en los efectos superficiales generados por los procesos de shot peening (acabado superficial, factor concentrador de tensiones, tamaños de huella, etc.). Como resultado se obtuvieron superficies con tratamientos de shot peening a diferentes grados de cobertura; desde valores menores al 100% hasta el 200%. El tiempo necesario para obtener éste último grado de cobertura se refiere a 2 veces el tiempo para obtener cobertura del 100%.

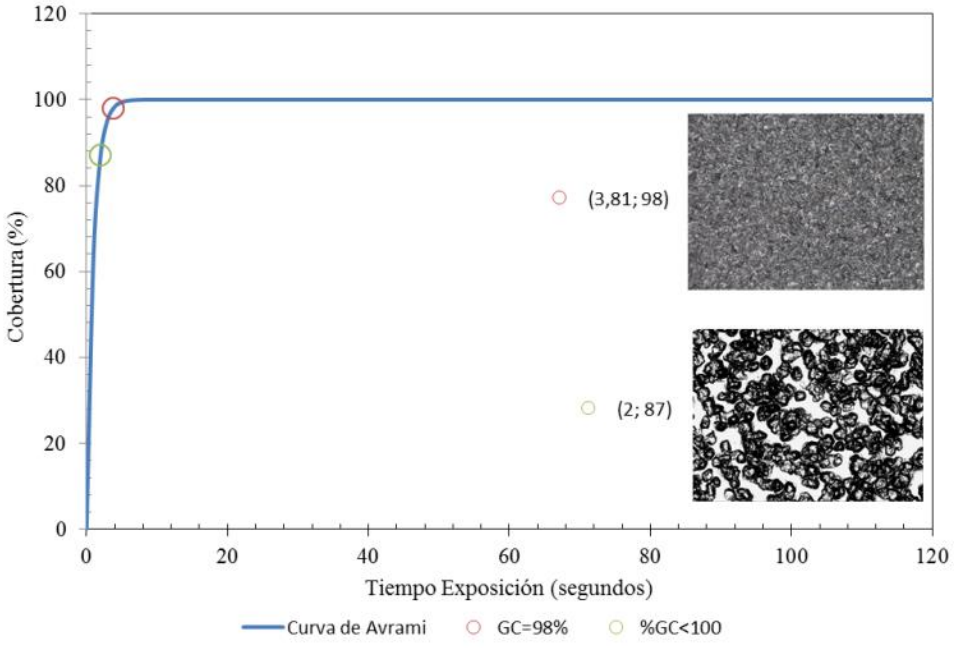



Figura 3.8. Determinación tiempo exposición para cobertura al 100%. Curva de Avrami SP 8A

En el caso de las probetas de fatiga rotativa, se dispuso de un mecanismo rotatorio que permitió someter la periferia de las probetas al flujo de perdigones bajo una velocidad de giro

constante de 1 vuelta/s. Las probetas fueron sometidas al fluyo de proyectiles, en el mecanismo rotatorio, a razón de 3 vueltas (3 segundos). De este modo, se obtuvieron superficies parcialmente impactadas (bajo grado de cobertura) que fueron analizadas aplicando la misma técnica utilizada para las probetas planas, lo cual permitió determinar el grado de cobertura medio obtenido. A partir de estos valores y empleando la ecuación de Avrami, se determinó el número de vueltas necesario para obtener la cobertura experimental del 100% (98% cobertura teórica). En el Anexo 4, se han agrupado los resultados obtenidos.

En los casos en los cuales se aplicaron tratamientos superficiales de mayor energía, se decidió evaluar la influencia de un segundo tratamiento superficial de intensidad Almen menor (tratamientos dobles). Primeramente, se realizaron ensayos de intensidad Almen 21A sobre probetas de fatiga rotativa al 100% de cobertura y posteriormente se realizaron tratamientos de shot peening a 8A y 5A, aplicando en estos segundos tratamientos un grado de cobertura del 200%. El tratamiento de intensidad 5A se realizó empleando bolas de vidrio de diámetro nominal 0,2 mm. Tras la aplicación de intensidad máxima de 21A, en otra serie de ensayos se procedió a eliminar la región superficial más afectada por el tratamiento de shot peening de alta intensidad. Para ello se emplearon técnicas de desbaste mecánico, en el que se utilizó papel abrasivo de grano fino, y en otra serie de probetas se aplicó la técnica de electropulido.

En los siguientes apartados se describen los procedimientos y condiciones utilizados para evaluar los tratamientos de shot peening realizados.

## 3.3. CARACTERIZACIÓN DE LOS EFECTOS DE LOS PROCESOS DE SHOT PEENING

### 3.3.1. Acabado superficial. Cobertura y rugosidad

Como se describió en el apartado anterior, los tratamientos de shot peening se realizaron a intensidades Almen de 8, 10, 12, 14, 16, 19 y 21 A. Para cada intensidad Almen se realizaron cuatro ensayos bajo diversos tiempos de exposición, con la finalidad de obtener varios niveles de cobertura.

En vista que los procesos de shot peening modifican la rugosidad de las piezas, la cual está relacionada con la cobertura del procedimiento de shot peening, se realizó la evaluación de rugosidad de las probetas obtenidas al aplicar los diversos tiempos de exposición en función del grado de cobertura (desde coberturas menores que 100 hasta 200%). En la caracterización de la topografía superficial, se utilizó un rugosímetro DIAVITE DH-6 (Figura 3.9), disponible en el laboratorio de Ciencias de los Materiales e Ingeniería Metalúrgica del Campus de Gijón. Este dispositivo proporciona 6 parámetros diferentes de rugosidad: $R_a$, $R_z$DIN, $R_t$, $R_{máx}$, $R_{3z}$ y $R_q$, siendo los más representativos $R_a$ y $R_{máx}$. Por recomendación de la norma UNE 82-301:1986, se configuró el equipo con $L_m$[1]=4,8 mm y $L_c$=0,8.

Figura 3.9. Rugosímetro DIAVITE DH-6

[1]$L_m$ es la distancia recorrida por el palpador, mientras que $L_c$ es el filtro que la electrónica del aparato aplica para corregir posibles ondulaciones (ondas largas) de la pieza.

Se exponen a continuación las expresiones de los distintos parámetros de rugosidad evaluados. La Figura 3.10 ilustra un perfil de rugosidad típico.

$R_a$ es la media aritmética de las desviaciones del perfil

$$R_a = \frac{1}{N}\sum_{i=1}^{N} \left|Y_i\right| \qquad \text{Ec. 3.3}$$

Corresponde a la media aritmética del valor absoluto de las distancias desde la línea media al perfil R (Yi) dentro de la longitud de muestra. Esta línea media sirve de referencia para el cálculo de los distintos parámetros, y se determina por el método de los mínimos cuadrados respecto al perfil R, en cada longitud de muestra. Ra se calcula en μm y es el parámetro habitualmente elegido para cuantificar de forma general la rugosidad de una superficie.

Rq es la raíz cuadrada del valor medio de las desviaciones del perfil respecto a la línea media elevadas al cuadrado, dentro de la longitud de muestra. Este parámetro es más sensible que Ra a los valores extremos debido a la operación cuadrática.

$$R_q = \left(\frac{1}{N}\sum_{i=1}^{N} Y_i^2\right)^{1/2} \qquad \text{Ec. 3.4}$$

$R_t$ se define como la máxima altura del perfil. Es un valor extremo, y describe la distancia entre la altura del mayor pico Yp y la profundidad del mayor valle Yv, dentro de la longitud de muestra.

$$R_t = Y_P + Y_V \qquad \text{Ec. 3.5}$$

El parámetro $R_z$ se conoce como la altura de diez puntos y viene dada por la siguiente expresión:

$$R_z = \frac{1}{5}\left(\sum_{i=1}^{N} Y_{pi} + \sum_{i=1}^{N} Y_{vi}\right) \qquad \text{Ec. 3.6}$$

Se define como el valor medio, en micrómetros, del valor absoluto de los cinco picos más altos (Ypi), más el valor medio del valor absoluto de los cinco valles más profundos (Yvi), dentro de la longitud de muestra. Este parámetro es sensible a los cambios pronunciados en las características topográficas.

$R_z$ DIN (DIN 4768) se define como la media aritmética de los 5 valores sucesivos de rugosidad máxima, correspondiente a los 5 tramos Z iguales, de longitud $l_e$, en los que se ha dividido la longitud de medida.

Por último la rugosidad máxima $R_{máx}$ según la norma DIN 4768 es el valor más alto de la rugosidad aislada $Z_i$ en la longitud de evaluación $l_e$. En la Figura 3.10 se ilustra la determinación de $R_{máx}$.

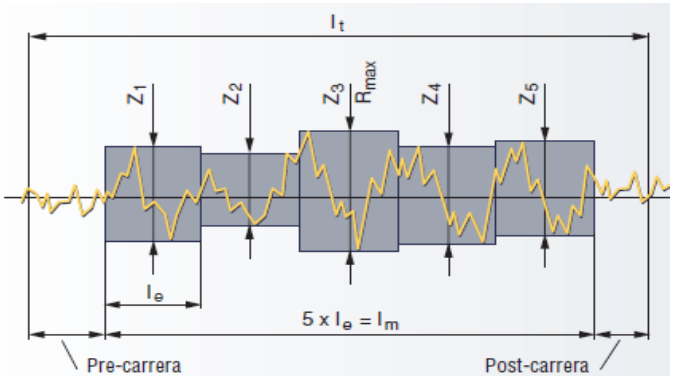



Figura 3.10. Esquema de la medición de $R_{máx}$

El éxito de un procedimiento de caracterización radica en una amplia recolección de datos. Por ello en la evaluación del acabado superficial generado en las probetas con tratamientos de shot peening, se realizaron varios perfiles, con la finalidad de obtener un resultado representativo de cada tratamiento (ver Figura 3.11).

Figura 3.11. Esquema de las medidas de rugosidad

Aunque tradicionalmente se suele realizar la determinación del grado de cobertura mediante inspección visual, utilizando lupas de 10 o 20 aumentos [15], para este trabajo de investigación se empleó el microscopio óptico Nikon Epiphot y el procesador de imágenes Enterprise Omnimet de Buehler. De esta manera fue posible cuantificar con precisión la

cobertura de las probetas expuestas al proceso de shot peening. La secuencia desarrollada en el procesador de imágenes para evaluar las huellas en la superficie impactada ha contemplado diferenciación de grises, afino de bordes, relleno de partículas y selección del área de trabajo. Es necesario destacar que las piezas tratadas reflejaban la luz en las concavidades de las huellas. Por ello, previo a la cuantificación, las fotografías fueron modificadas a dos colores tal y como se muestra en la Figura 3.12.

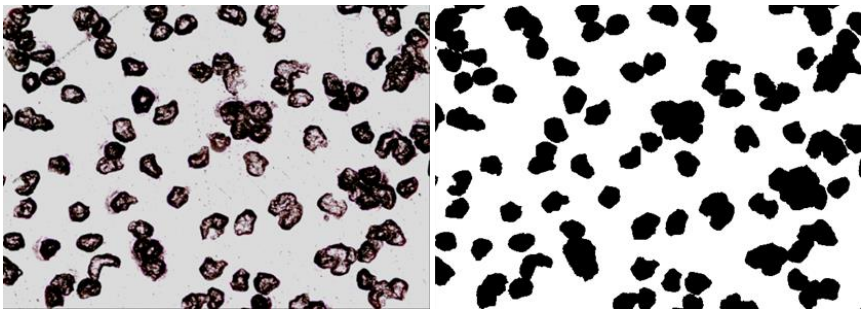


Figura 3.12. Superficie expuesta a shot peening durante 1s bajo Intensidad de 10A. a) Fotografía original. b) Fotografía en biplanos

Debido a la deformación plástica del material ocasionada por los impactos sobre la superficie de las probetas, se procedió a evaluar las mismas mediante Microscopía Electrónica de Barrido (MEB), con la finalidad de identificar cualquier indicio de daño superficial. Por otra parte, la información recogida sobre los acabados superficiales del material ha sido de utilidad para estimar el Factor Concentrador de la Tensión (FCT) inducido, para lo que se ha utilizado los cuatro métodos que se desarrollan a continuación.

#### *3.1.1.1 Determinación del factor concentrador de la tensión*

La irregularidad superficial producto de los impactos de los proyectiles sobre la superficie de las muestras puede ser calculada a partir de la profundidad de la huella (h) y del diámetro de la misma (S) (véase Figura 3.13).

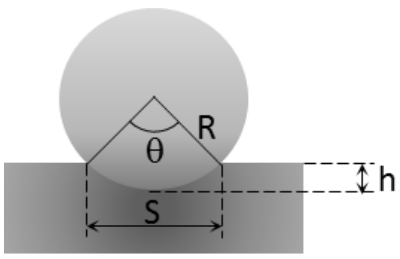



Figura 3.13. Esquema descriptivo para la determinación del FCT

En el esquema se definen dos magnitudes: R, radio de la bola o proyectil y h que representa la rugosidad máxima del material (ecuaciones 3.7 y 3.8).

$$R = Ø\ bola\ /\ 2 \qquad \text{Ec. 3.7}$$

$$h = R_{máx} \qquad \text{Ec. 3.8}$$

Para la determinación del factor concentrador de tensión, a partir de las huellas producidas por los proyectiles durante el impacto con la superficie de las probetas, se utilizó la expresión propuesta por J. K. Li [30]. Esta expresión fue obtenida tras un análisis por elementos finitos que tiene en cuenta la presencia de otras huellas próximas y la aplicación de un estado de tensión unidireccional:

$$K = 1 + 4\left(h/S\right)^{1,3} = 1 + 4\left(R_{máx}/S\right)^{1,3} \qquad \text{Ec. 3.9}$$

El diámetro de las bolas empleadas se determinó mediante un software de análisis de imágenes, donde se estimó el diámetro medio tras analizar más de 100 bolas de cada tipo. El valor de $R_{máx}$ empleado para los cálculos, ha sido el obtenido a partir de seis medidas de rugosidad realizadas sobre cada uno de los tratamientos de shot peening efectuados. Por recomendación de la norma se configuró el equipo con $L_m$=4,8 mm y $L_c$=0,8; la longitud evaluada para la determinación del valor máximo de $R_{máx}$ se ha calculado a partir de 4,8 mm cada seis análisis, es decir un recorrido total de casi 30 mm. Es necesario resaltar que el factor S puede ser determinado a partir de cuatro procedimientos que se describen a continuación:

a) Determinación de "S" obtenida mediante cálculos geométricos, suponiendo que la huella tiene una forma de casquete esférico:

$$S = 2 \cdot R \cdot \text{sen}\left(\theta/2\right) \approx 2 \cdot \left(2 \cdot h \cdot R - h^2\right)^{1/2} \qquad \text{Ec. 3.10}$$

b) Análisis de la morfología superficial de la muestra con una cobertura del 100% observada en el microscopio electrónico de barrido. La determinación del valor de S se obtiene directamente en la fotomicrografía.

c) Medición precisa de huellas individuales utilizando probetas sometidas a los tratamientos de shot peening pero con baja cobertura

d) Medición directa de “S” sobre el perfil de rugosidad de muestra

En el Anexo 5 se han recogido las medidas y los cálculos realizados para determinar el FCT con respecto aspecto superficial característico generado en todos los tratamientos de shot peening. La información se ha representado para cada uno de los casos planteados.

### 3.3.2. Endurecimiento inducido. Evaluación del perfil de microdurezas

En los materiales sometidos a shot peening, se produce una deformación plástica de la superficie del material que da lugar a un endurecimiento debido al aumento de la densidad de dislocaciones. Se ha estudiado cómo influye el parámetro Intensidad Almen aplicada en la magnitud y profundidad de la zona endurecida.

Se realizaron tratamientos de shot peening en probetas cilíndricas de acero F1272 bajo las distintas intensidades Almen de trabajo (8, 10, 12, 14, 16, 19 y 21 A).

Tras los tratamientos de shot peening, las probetas fueron cortadas en dirección transversal, y embutidas en resina epoxi dejando expuesta la sección perpendicular a la superficie tratada con SP. Posteriormente se realizó la preparación metalográfica para la realización de las indentaciones y posterior obtención de microdurezas (Figura 3.14).

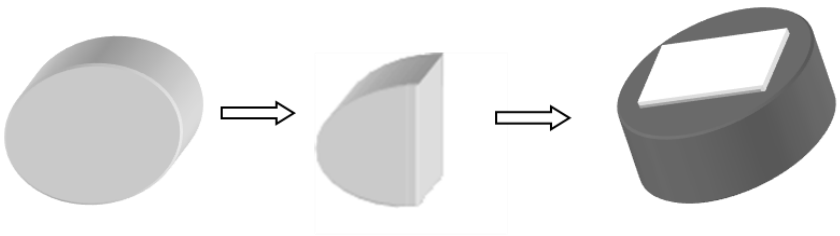


Figura 3.14. Preparación de las probetas tratadas por shot peening

Las indentaciones fueron realizadas en un microdurómetro (Marca BUEHLER, modelo: Micromet, serie 2100), se empleó un indentador Vickers a una carga de 0,2 kgf. Las mediciones fueron realizadas según las recomendaciones de la Norma ASTM E384 [53]. Para evaluar la repetibilidad de los resultados obtenidos se realizó una matriz de indentaciones (Figura 3.15). Los resultados de microdureza se han representado gráficamente en función de la distancia desde la superficie deformada plásticamente hasta la longitud donde se recupera la dureza inicial del material. Esta longitud denota el tamaño de la zona endurecida.

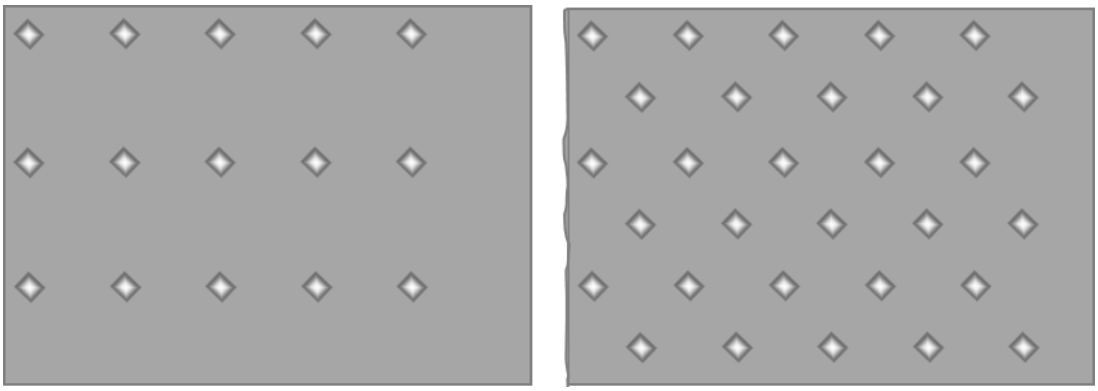


Figura 3.15. Matrices de indentaciones para evaluación de microdurezas en aceros tratados por shot peening

Los resultados de microdureza obtenidos han sido representados gráficamente en función de la profundidad de la zona afectada. Se ha realizado un ajuste matemático del tipo exponencial para representar el endurecimiento superficial. Para ello se ha empleado la siguiente función [54]:

$$H_{ini}(d) = C_0 - C_1\left(1 - e^{(-C_2 \cdot d)}\right) \quad \text{Ec. 3.11}$$

Donde:

*d*: distancia desde la superficie en mm

$C_1$: diferencia entre la dureza superficial y la original del material

$C_0$: Endurecimiento máximo (MPa)

$C_2$: coeficiente de distancia (1/mm)

Y a su vez el coeficiente de distancia se ha obtenido a partir de la siguiente ecuación:

$$C_2 = -\frac{ln\left(1+{}^{(H_{90\%}-C_0)}/_{C_1}\right)}{d_{end}} \approx \frac{2{,}3}{d_{end}} \qquad \text{Ec. 3.12}$$

Donde:

$H_{90\%} = C_0 - 0{,}9\ C_1$ (MPa)

$d_{end}$: es la longitud de la zona afectada (mm)

Se ha descrito que el endurecimiento es producto de la deformación en frío. La concentración de defectos lineales (dislocaciones) genera un campo de microtensiones en la red cristalina del acero. En el apartado 1.5 se describió, cómo mediante la técnica de difracción de rayos X se puede evaluar las distorsiones en la red cristalina. En materiales que han sido endurecidos, se debe analizar directamente el pico de difracción al ángulo característico. Si se compara el pico

de difracción de un patrón de polvos con el de un material aleado, tratado térmicamente o conformado en frío, se podrá distinguir una modificación en la amplitud o ancho del pico de difracción.

El ancho del pico está influido por dos factores: la tensión en la red cristalina y el tamaño de los cristales; estas dos componentes pueden ser identificadas mediante un análisis de Fourier. Sin embargo, con una simple determinación del ancho a la altura media del pico denominada por sus iniciales en inglés como FWHM (Full Width at Half Maximum) es posible estimar la tendencia del endurecimiento en función de la profundidad de la zona afectada, en este caso por los tratamientos de shot peening [42].

En el desarrollo de este trabajo se aplicó la técnica de difracción de rayos X para caracterizar las probetas tratadas superficialmente mediante shot peening. Aunque ha sido una medida indirecta a partir de la medición de las tensiones residuales de compresión, se ha podido estimar el endurecimiento inducido en las piezas a partir de los picos de difracción obtenidos y la determinación del FWHM. La tendencia del endurecimiento superficial ha sido expresada en FWHM en función de la profundidad.

### 3.3.3. Determinación de tensiones residuales mediante Difracción de rayos X

Existen diversas técnicas para la determinación de las tensiones residuales en los materiales y componentes. La difracción de rayos X es una de las técnicas de medida “no destructivas” más precisas. Los materiales cristalinos al ser sometidos a un haz de rayos X monocromático (longitud de onda fija) producen un difractograma, en el que se pueden identificar picos de energía difractada que aparecen a diferentes ángulos, como consecuencia de la difracción producida por planos cristalográficos concretos (que se encuentran colocados en una condición geométrica favorable establecida por la ley de Bragg). Generalmente, los planos que proporcionan una mayor intensidad de energía difractada, generan picos característicos de alta intensidad en un ángulo de difracción específico. Estos planos son los utilizados como referencia para la cuantificación de las tensiones residuales.

La determinación de las tensiones residuales mediante la técnica de difracción de rayos X se basa en evaluar la distorsión introducida en la red cristalina del material. Si se conocen las propiedades elásticas del material cristalino, es posible relacionar un esfuerzo aplicado externamente con el campo de deformaciones del material. Cabe señalar que las constantes

elásticas del material (E/(1+ν)) no son los valores obtenidos a partir de ensayos mecánicos convencionales, sino los valores para la dirección cristalográfica normal al plano cristalográfico, definido por los índices de Miller $\{hkl\}$, sobre el que se mide la tensión [42]. La consideración a hacer es que las deformaciones medidas en los planos cristalográficos son proporcionales al esfuerzo aplicado, suposición válida para las aleaciones metálicas comúnmente utilizadas [33].

Antes de realizar las mediciones es necesario calibrar el equipo con un patrón de polvos, puro, del o de los componentes del material. Evidentemente, cada material tiene una respuesta diferente ante la irradiación. Por ello, es necesario definir las condiciones de la ley de Bragg: el ángulo de difracción, los índices de Miller $\{hkl\}$ del plano cristalográfico que proporcione la máxima intensidad de difracción y las constantes elásticas correspondientes.

En la experimentación realizada se utilizó un equipo de difracción de rayos X portátil modelo XSTRESS 3000 G3R (Marca Stresstech) dotado del software controlador Xtronic. Las especificaciones del instrumental, el funcionamiento del software y los procedimientos de calibración y medida de tensiones residuales empleados para determinar las tensiones residuales inducidas por los tratamientos de SP en el acero F1272 se describen a continuación.

#### *3.3.3.1. Especificaciones del difractómetro XSTRESS 3000 G3R*

Los equipos de análisis instrumental para la medición de las tensiones residuales mediante difracción de rayos X están constituidos por al menos cinco componentes: una fuente de energía, un dispositivo encargado de seleccionar la longitud de onda de la radiación incidente, una zona para la colocación de la muestra, detectores de radiación difractada, un procesador de señal y un registrador o dispositivo de lectura. El difractómetro XSTRESS 3000 G3R posee los componentes distribuidos en tres módulos (ver Figura 3.16): la unidad principal, el sistema de radiación y de control de los movimientos y el ordenador externo (controlador-registrador).

La unidad principal (modelo X3000) es un módulo portátil. En ella se encuentra la fuente de energía (un generador de alto voltaje), el tubo para la generación de los rayos X, el dispositivo seleccionador de la longitud de onda de la radiación, un sistema de refrigeración autónomo y un sistema de seguridad de alta tensión e intensidad eléctrica. A su vez, funciona como interfaz entre el sistema de radiación y el controlador-registrador.

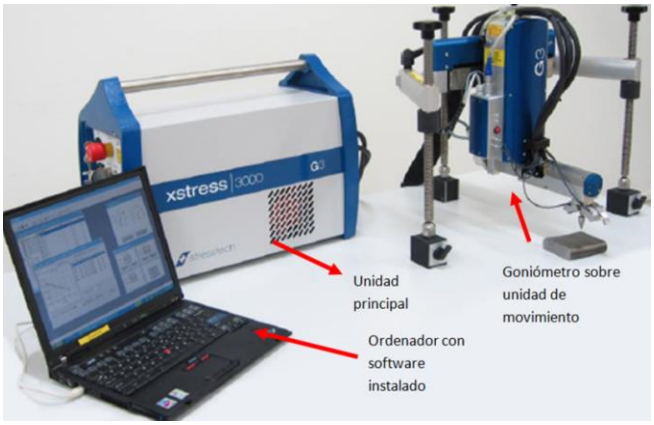



Figura 3.16. Difractómetro modular STRESS 3000 G3R (unidades principales)

El sistema de irradiación y movimiento para este modelo puede considerarse como el *goniómetro* en sí mismo. Se define como goniómetro a la placa rotatoria que permite variar y determinar de forma precisa el ángulo de difracción y el haz incidente colimado. Este módulo dispone de las conexiones con la interfaz o unidad principal que permiten el posicionamiento del goniómetro para irradiar la muestra de análisis. En la Figura 3.17 se puede observar los componentes de esta unidad: (1) conjunto colimador-arco-detectores, (2) tubo de salida del haz de rayos X, (3 y 7) soporte para los cables conectores con la interfaz, (4) sistemas de fijación al soporte o arco principal, (5) motor para el movimiento de rotación, (6) toma de tierra, (7) soporte superior de todos los cables de entrada y salida, (8) conexión del goniómetro, (9) luz de alerta del obturador del haz de rayos X, (10) botón de parada del motor, (11) conexiones de los detectores, (12) encoder del ángulo de inclinación y (13) muestra a analizar.

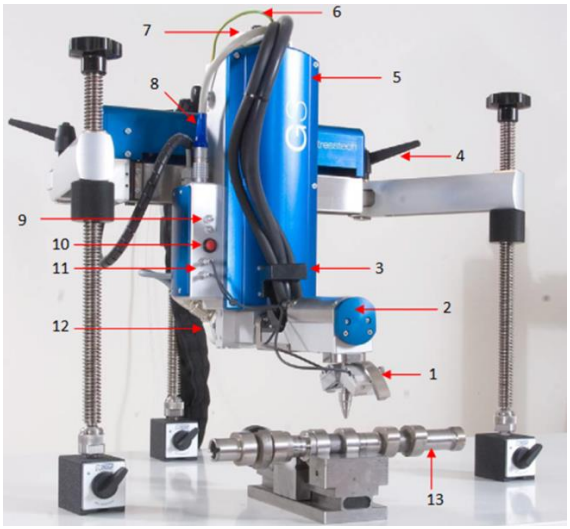



Figura 3.17. Sistema de irradiación y movimiento (goniómetro)

El conjunto colimador-arco-detectores (representado por la posición 1, en la Figura 3.17) constituye el sistema de irradiación del haz incidente y de la recolección de la energía difractada. El colimador es una pieza de forma cónica con una apertura en el extremo más agudo que define la dimensión de la zona irradiada. Mediante la apertura, el colimador se encarga de orientar los haces de radiación en una misma dirección, de manera que sólo se obtengan haces paralelos entre sí. En la realización de este trabajo se utilizó un colimador con una apertura de 2 mm de diámetro. A su vez, el colimador se encuentra sujeto a un arco graduado en el cual se disponen los detectores en la posición del ángulo $2\theta$ seleccionada para producir la difracción en el material objeto de estudio. Debido a la energía aplicada para realizar las medidas de tensiones residuales, algunos de los componentes de las piezas generan señales de fluorescencia de rayos X y para evitar la interferencia de la fluorescencia en las señales de difracción se emplean filtros de láminas finas; en este equipo se introducen en una rendija situada en cada uno de los detectores.

La Figura 3.18 muestra en detalle los componentes del sistema de irradiación. En ella destacan: el arco de sujeción (1), los detectores A y B (2), la tuerca de ajuste del colimador (3), el contenedor del tubo de salida del haz de rayos X (4) y el colimador (5). Dado que este sistema está acoplado al sistema de rotación y movimiento, que a su vez está controlado por el software del ordenador, cuando se realiza una medida el goniómetro desciende sobre la muestra hasta que el colimador entra en contacto con la superficie y se define la distancia de medida. Cabe señalar que el difractómetro utilizado posee arcos y colimadores de diferentes tamaños, lo que aumenta su versatilidad y permite la medida de tensiones residuales en muestras de tamaño y geometría diferentes.

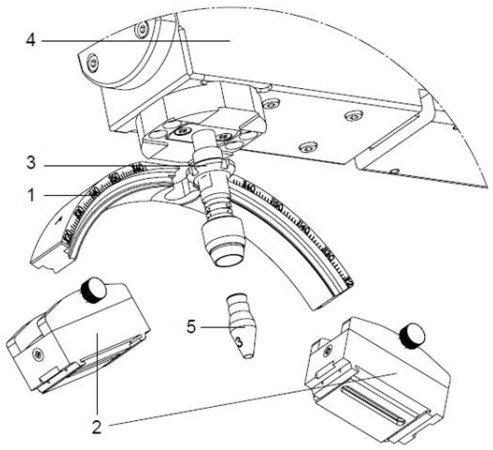



Figura 3.18. Esquema del conjunto colimador-arco-detectores

Se hace evidente que por la disposición del goniómetro la muestra siempre estará fija en una posición, mientras que aquél se mueve modificando los ángulos $\emptyset\, y\, \psi$, que serán identificados más adelante.

Se ha descrito que el difractómetro está constituido por tres módulos y que estos se encuentran conectados entre sí mediante la unidad principal y la interfaz del goniómetro. La Figura 3.19 describe esquemáticamente la comunicación entre los componentes.

En el esquema de comunicación (Figura 3.19) se evidencia que todas las funciones que se ejecutan en la unidad principal y el goniómetro son controladas desde el ordenador. El fabricante ha desarrollado un programa informático, Xtronic, que permite realizar todas las operaciones posibles en las otras dos unidades, desde el encendido y calentamiento del tubo de rayos X hasta el movimiento del goniómetro en todos sus grados de libertad. Esta herramienta está diseñada para introducir los parámetros de medida, realizar ajustes matemáticos a los picos de difracción, realizar determinaciones de las constantes elásticas de los materiales a analizar, construir perfiles de tensiones residuales, cuantificar porcentajes de fases características (austenita retenida), así como controlar parámetros físicos como la temperatura del sistema de refrigeración y del tubo de rayos X.

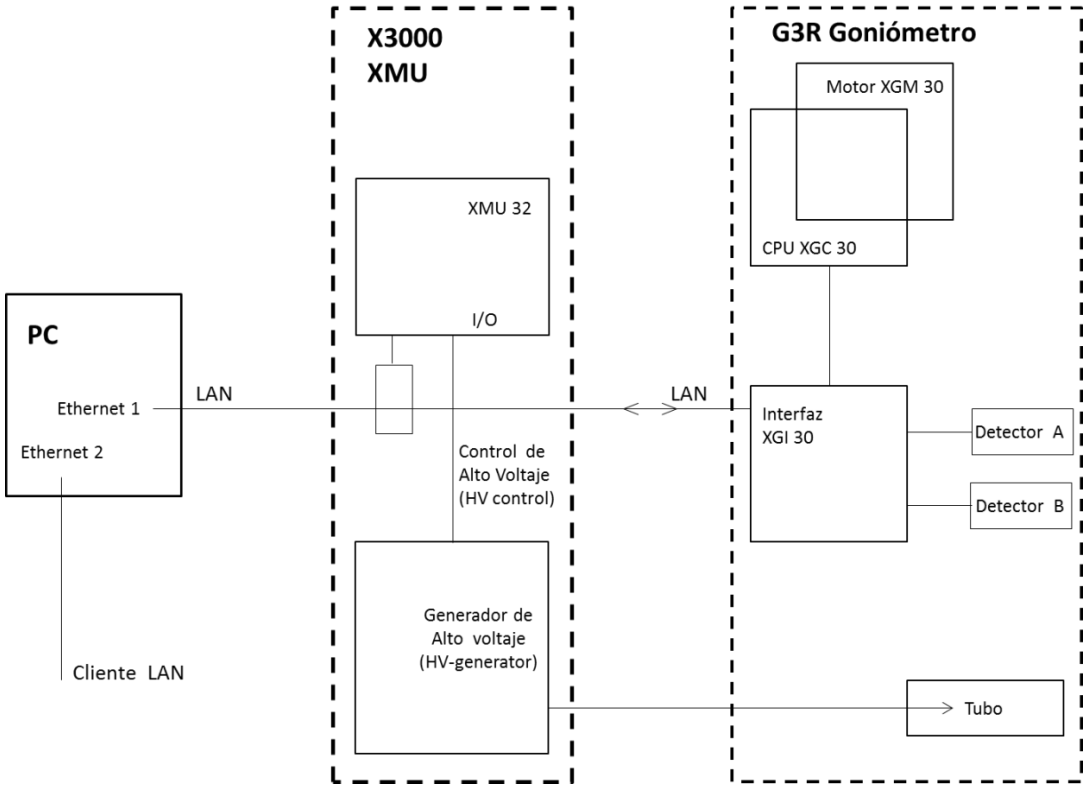



Figura 3.19. Esquema de comunicación entre los componentes del difractómetro

En el panel de control del difractómetro se puede seleccionar el tubo de trabajo, conectar los tres módulos del equipo, precalentar el tubo de rayos X y controlar parámetros como la intensidad de corriente, el voltaje y la temperatura del sistema, así como llevar a cabo la calibración del equipo y el control de los motores del goniómetro.

#### *3.3.3.2. Método de calibración*

Toda técnica instrumental requiere de patrones de referencia que permitan establecer el punto de partida del análisis. En el caso de la difracción de rayos X para llevar a cabo las medidas de tensiones residuales, es necesario calibrar el equipo con patrones de polvos del material de interés o de la fase mayoritaria del mismo. En el programa Xtronic, con la herramienta de calibración, se puede seleccionar o crear una ficha técnica del material a analizar. En la ficha se define el material a analizar, el tubo generador de rayos X, indirectamente se configura la energía de radiación, los planos cristalográficos y el ángulo de Bragg ($2\theta$) característicos, el módulo de Young y el coeficiente de Poisson necesarios para las operaciones que permitirán determinar las tensiones residuales de compresión, la intensidad máxima de irradiación, etc. La bibliografía especializada disponible [42, 55] recomienda la fuente de radiación para cada caso en función del material que se quiera analizar, la familia de planos cristalográfico $\{hkl\}$ y el ángulo de difracción óptimos y también la constante elástica característica de la familia de planos seleccionada. En la Tabla 3.3 se resumen los parámetros citados para diferentes aceros.

Tabla 3.3. Parámetros de difracción recomendados para la medida de TR en algunos aceros

| **Aleación** | **Radiación** | **(hkl)** | **$2\theta$** | **$E/(1+\nu)$ GPa** | **$K_{45}$ (MPa)** | **Coeficiente de absorción linear (μ) $cm^{-1}$** |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **Incoloy 800** | Cu $K_\alpha$ | (420) | 147,2 | 148,2 ± 2,8 | 758 | 1656 |
| **304L** | Cu $K_\alpha$ | (420) | 147,0 | 157,2 ± 2,8 | 814 | 2096 |
| **316** | Cu $K_\alpha$ | (420) | 146,5 | 132,4 ± 1,4 | 696 | 2066 |
| **Invar** | Cu $K_\alpha$ | (211) | 147,0 | 108,2 ± 4,1 | 560 | 1706 |
| **410** | Cr $K_\alpha$ | (211) | 155,1 | 176,5 ± 0,7 | 680 | 840 |
| **1050** | Cr $K_\alpha$ | (211) | 156,0 | 184,1 ± 2,1 | 683 | 885 |
| **4340** | Cr $K_\alpha$ | (211) | 156,0 | 168,9 ± 2,8 | 627 | 909 |
| **6260** | Cr $K_\alpha$ | (211) | 155,5 | 169,6 ± 2,8 | 643 | 894 |
| **52100** | Cr $K_\alpha$ | (211) | 155,5 | 173,7 ± 2,1 | 645 | 714 |
| **M50** | Cr $K_\alpha$ | (211) | 154,0 | 179,3 ± 2,1 | 724 | 1000 |
| **17-4PH** | Cr $K_\alpha$ | (211) | 155,0 | 180,0 ± 0,7 | 696 | 888 |

Tras la definición del material, se ajusta la posición de los detectores A y B, al ángulo $2\theta$ correspondiente, en el conjunto colimador-arco-detectores del goniómetro. Establecidas las condiciones de trabajo, se indican en el programa el tiempo de exposición al haz para cada medida, las posiciones de rotación del goniómetro ($\phi$) y la inclinación del encoder (tilt, $\psi$), el número de medidas a realizar por posición de rotación y el ajuste matemático a emplear. A continuación se presentan los ángulos y rotaciones empleados en las medidas de tensiones residuales.

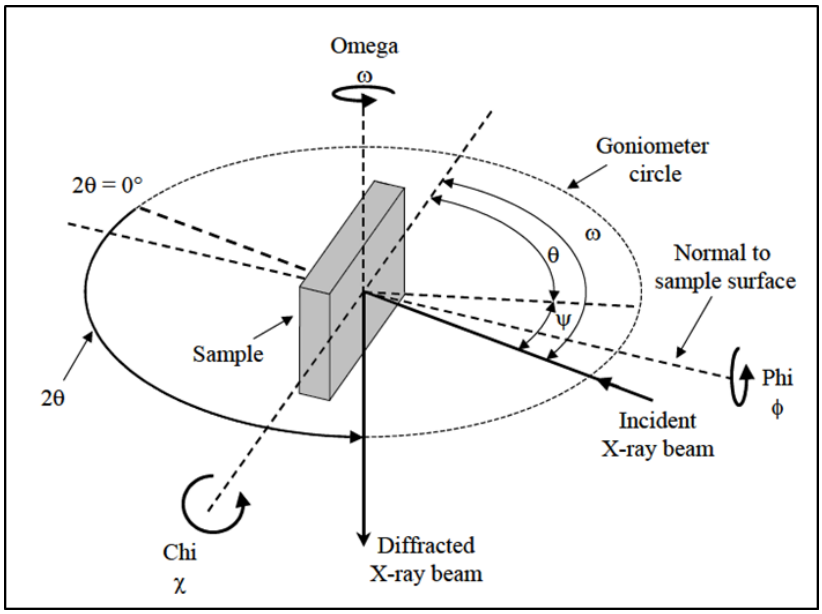



Figura 3.20. Ángulos y rotaciones usados para las medidas de tensiones residuales

Donde:

2-theta ($2\theta$): es el ángulo de Bragg, es el ángulo entre el haz de rayos X incidente y el difractado

Omega ($\omega$): es el ángulo entre el haz incidente y la superficie de la muestra.

Phi ($\phi$): es el ángulo de rotación paralelo a la superficie de la muestra

Chi ($\chi$): es el ángulo de rotación en el plano normal a la superficie de la muestra que contiene a $\omega$ y $2\theta$.

Psi ($\psi$): es el ángulo de inclinación, en el cual la muestra es rotada en el método $sen^2\psi$. Para $\psi=0$, $\omega=\psi+\theta=\theta$.

En el caso de aceros más comunes (ferríticos y martensíticos) la calibración se realiza con un patrón de polvos de fase ferrita (hierro-α), puesto que es el componente mayoritario de los mismos. Debido a que el material estudiado ha sido un acero de bajo grado de aleación,

templado y revenido, similar al 4340 de la Tabla 3.3, el patrón utilizado para la calibración fue la ferrita (celda unidad BCC). Se empleó la componente $K_{\alpha 1}$ de la radiación del cromo (Cr), se estableció la familia de planos (211) correspondiente a la mayor intensidad en el ángulo de difracción, $2\theta$, de 156º, cuya constante elástica equivale a 168900 MPa. A continuación en la Tabla 3.4, se muestran los parámetros establecidos para la calibración del equipo y las medidas de tensiones residuales. Se estableció un tiempo de irradiación de 20 segundos para cada medida a realizar en un barrido del ángulo de inclinación $(\psi)$ de -45º a 45º.

Tabla 3.4. Parámetros de trabajo. Patrón de ferrita

| | | | |
|---|---|---|---|
| **Índices de Miller (hkl)** | 211 | Ángulo de trabajo | 156 º |
| **Absorción (1/mm)** | 100 | E/(1+ν) (MPa) | 168900 |
| **Tubo** | Cr | Potencial máx (kV) | 30 |
| **λ (nm)** | $K\alpha_1$=0,22897 | $I_{máx}$ (mA) | 6,7 |

Durante el proceso de calibración, la muestra es irradiada y los detectores recolectan toda la energía difractada en el ángulo theta preestablecido. En el registrador se obtiene el pico de difracción característico del patrón de polvo empleado. La señal de difracción obtenida se presenta al ángulo de Bragg, a una intensidad y ancho de pico específicos del material sin tensiones residuales y representa el punto de comparación que permitirá la cuantificación de las tensiones residuales de las probetas analizar. Después de realizar la calibración del difractómetro, se procedió a realizar las mediciones de tensiones residuales en las probetas tratadas por shot peening.

#### *3.3.3.3. Método de medida de las tensiones residuales*

En el capítulo II se han descrito los principios de la técnica de difracción de rayos X y la aplicación de ésta para cuantificar las tensiones residuales, aplicando los principios de elasticidad. En este apartado se describirán los métodos matemáticos empleados en el equipo para determinar, bajo el supuesto de un estado de tensiones biaxial, el valor de las tensiones residuales de compresión. El principio general para las medidas de tensiones residuales se denomina "Técnica $\text{sen}^2\,\psi$" y el método empleado para las mediciones con el difractómetro X3000 G3R es el "Método $\chi - modificado$". También se explican las herramientas matemáticas que permiten estimar la posición del pico de difracción y mejorar la definición de

la señal. La Figura 3.21 esquematiza el sistema coordenado para la determinación de las tensiones en el método $\text{sen}^2\,\psi$, el cual como se ha mencionado, es el fundamento de la técnica.

Los principios de la medición de tensiones residuales mediante la técnica $sen^2\,\psi$, están basados en  a la teoría de elasticidad para un material cristalino. La Figura 3.21 representa el sistema de coordenadas en que se determinan las tensiones.

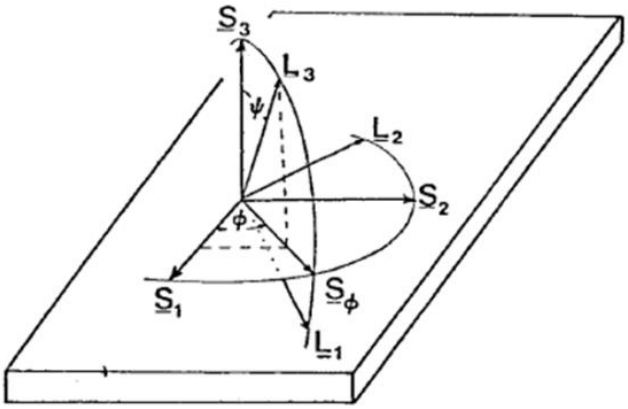



Figura 3.21. Esquema del sistema coordenado empleado en la técnica $\text{sen}^2\,\psi$

Donde:

$S_1$, $S_2$: ejes en el plano normal de la muestra

$S_3$: Eje normal a la superficie de la muestra

$L_1$,$L_2$,$L_3$: ejes de coordenadas del sistema de medida

$S_\phi$: dirección en la cual son medidas las tensiones $\sigma_\phi$ y $\tau_\phi$

$\phi$: ángulo entre una dirección fija en el plano de la muestra ($S_1$) y la proyección ($S_\phi$) en ese plano de la normal a los planos de la red de difracción ($L_3$)

$\psi$: ángulo entre la normal de la muestra ($S_3$) y la normal del plano de difracción ($L_3$)

La ecuación que expresa la deformación en la dirección definida por los ángulos $\phi\,y\,\psi$ de es:

$$\varepsilon_{\phi\psi}^{\{hkl\}} = S_1^{\{hkl\}}[\sigma_{11}+\sigma_{22}+\sigma_{33}]+\frac{1}{2}S_2^{\{hkl\}}\sigma_{33}cos^2\psi+\frac{1}{2}S_2^{\{hkl\}}[\sigma_{11}cos^2\phi+\sigma_{22}sen^2\phi+\tau_{12}sen2\phi]sen^2\psi+\frac{1}{2}S_2^{\{hkl\}}[\tau_{13}cos\phi+\tau_{23}sen\phi]sen2\psi \qquad \text{Ec. 3.13}$$

Las componentes de la tensión $\sigma_\phi\,y\,\tau_\phi$ se definen como el esfuerzo normal y el esfuerzo cortante respectivamente en la dirección $S_\phi$.

$$\sigma_\phi = [\sigma_{11}cos^2\phi+\sigma_{22}sen^2\phi+\tau_{12}sen2\phi] \qquad \text{Ec. 3.14}$$

$$\tau_\phi = [\tau_{13} cos\phi + \tau_{23} sen\phi] \qquad \text{Ec. 3.15}$$

La deformación $\varepsilon_{\phi\psi}^{\{hkl\}}$ puede ser expresado en términos de las distancias interplanares de acuerdo a la siguiente ecuación [56]:

$$\varepsilon_{\phi\psi}^{\{hkl\}} = ln\left(\frac{d_{\phi\psi}}{d_0}\right) = ln\left(\frac{sen\theta_0}{sen\theta_{\phi\psi}}\right) = \frac{d_{\phi\psi}-d_0}{d_0} \qquad \text{Ec. 3.16}$$

La ecuación 3.17 es el producto de relacionar las ecuaciones antes desarrolladas. Puede notarse que los términos en la dirección $S_3$ han sido eliminados, puesto que el análisis de las tensiones residuales se realizó para un estado de tensiones biaxial. La ecuación 3.17 es tradicionalmente empleada para determinar las tensiones residuales por difracción de rayos X. Ella predice la variación lineal de $d$ en función del $\text{sen}^2\,\psi$. La tensión en la dirección $S_\emptyset$ se obtiene a partir de las múltiples señales medidas en varias posiciones de $\psi$ (tilts), siempre y cuando las constantes elásticas $E\ y\ \nu$ correspondientes a los planos de difracción sean conocidas (revisión bibliográfica Tabla 3.3).

$$\varepsilon_{\phi\psi}^{\{hkl\}} = \frac{d_{\phi\psi}-d_0}{d_0} = \left[\left[\left(\frac{1+\upsilon}{E}\right)_{hkl} \cdot \sigma_\phi \cdot sen^2\,\psi\right] - \left[\left(\frac{\upsilon}{E}\right)_{hkl} \cdot (\sigma_{11}+\sigma_{22})\right]\right] \text{ Ec. 3.17}$$

Es necesario recordar que mediante el proceso de calibración, se ha establecido como referencia los parámetros cristalográficos (índices de Miller, tipo de red cristalina, ángulo de Bragg, etc.) propios del material sin tensiones residuales, que corresponde a una distancia interplanar inicial ($d_0$). Debido a las deformaciones inducidas, en este caso por los tratamientos superficiales de shot peening, el pico de difracción aparecerá próximo al ángulo de trabajo (156 º) y la distancia interplanar del material también se verá afectada, a la que se denotará $d_{\phi\psi}$, ya que depende de los ángulos $\phi\ y\ \psi$. En función de lo descrito y reagrupando términos de la ecuación 3.17, la expresión para determinar la nueva distancia interplanar $d_{\phi\psi}$ es:

$$d_{\phi\psi} = \frac{1+\upsilon}{E}\sigma_\phi d_0 sen^2\psi - \frac{\upsilon}{E} d_0(\sigma_{11}+\sigma_{22}) + d_0 \qquad \text{Ec. 3.18}$$

Conocidos el módulo elástico (E) y coeficiente de Poisson (ν) correspondientes al plano {hkl} de difracción, se observa, que la medida de la distancia interplanar en la red cristalina de la muestra a estudiar sigue una función lineal del tipo $sen^2\,\psi$. A continuación se presenta, a modo de ejemplo, la relación entre la distancia interplanar y el cuadrado del seno del ángulo $\psi$ en una aleación de acero F1272 (Figura 3.22), donde la línea azul (•) corresponde a la posición

del ángulo $\psi$ en un intervalo (-45º,0º] y la recta roja (x) es la recolección de las señales difractadas para $\psi$ entre [0º,45º) y la recta negra es el ajuste matemático entre ambas señales.

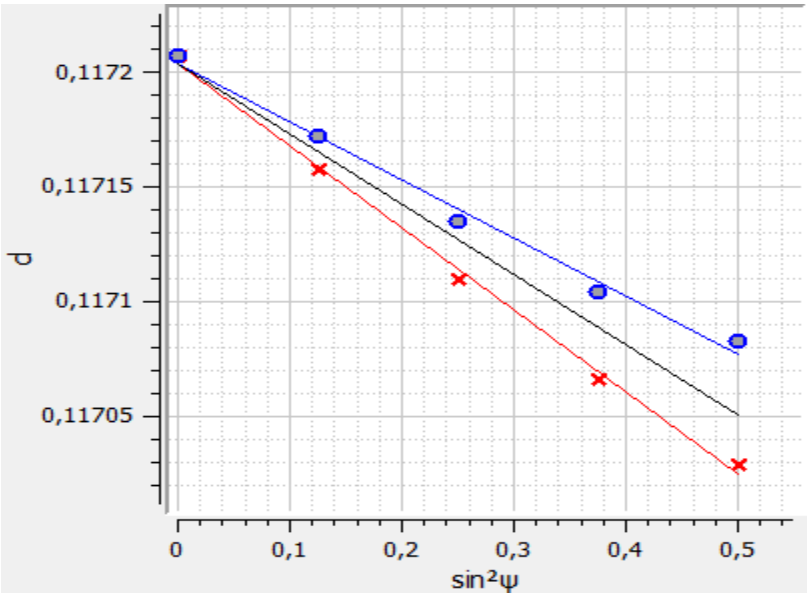



Figura 3.22. Función lineal entre $d$ y el $sen^2\psi$ del acero F1272 tratado mediante shot peening de intensidad Almen 12A

Para un valor de $sen^2\psi = 0$, la distancia interplanar medida ($d_{\phi\psi} = d_{\phi 0}$) será la correspondiente a la distancia interplanar del estado tensional residual nulo ($d_0$) menos la contracción de Poisson debida a la suma de tensiones principales:

$$d_{\phi 0} = d_0 - \frac{\upsilon}{E} d_0(\sigma_{11} + \sigma_{22}) \qquad \text{Ec. 3.19}$$

Derivando la expresión fundamental ecuación 3.17, respecto a la variable $sen^2\psi$, obtenemos [42]:

$$\frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial sen^2\psi} = \frac{1+\upsilon}{E}\sigma_\phi d_0 \qquad \text{Ec. 3.20}$$

De aquí podemos despejar el valor de la tensión residual ($\sigma_\phi$):

$$\sigma_\phi = \frac{E}{1+\upsilon}\frac{1}{d_0}\left[\frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial sen^2\psi}\right] \qquad \text{Ec. 3.21}$$

El valor de la distancia interplanar en ausencia de tensiones residuales ($d_0$) es generalmente desconocido. Sin embargo, dado que el módulo elástico tiene un valor muy superior a la suma

de las tensiones principales $(\sigma_{11} + \sigma_{22})$, se considera que el valor de $d_{\phi 0}$, a partir de la expresión 3.19 es igual a $d_0$, por lo que reescribiendo la ecuación 3.21 se obtiene:

$$\sigma_{\phi\psi} = \frac{E}{1+\nu}\frac{1}{d_{\phi 0}}\left[\frac{\partial d_{\phi\psi}}{\partial sen^2\psi}\right] \qquad \text{Ec. 3.22}$$

Siendo esta última expresión la que permite calcular la tensión residual a partir de la pendiente de la representación gráfica de $d$ frente $sen^2\psi$ y el valor de $d_{\phi 0}$. Para determinar el valor de una tensión residual es necesario, por tanto, hallar antes el valor de la distancia; ésta debe ser calculada para distintos valores del ángulo $\psi$ (en un rango de 0º a 45º), y tomando como recomendación el uso de cinco ángulos como mínimo (positivos y negativos) para hallar luego la recta de regresión, que es la función $sen^2\psi$.

El error que induce la sustitución de $d_0$ por $d_{\phi 0}$ en la mayoría de los materiales se sitúa alrededor del 0,1%. Dado que $d_0$ es un multiplicador de la pendiente, el error total introducido en el valor de la tensión final es inferior a 0,1%, lo que es insignificante en comparación con el error introducido por otras fuentes [57]. La influencia de las mencionadas fuentes de error ha sido considerada en los resultados; el desarrollo de los análisis y cálculos realizados en este trabajo se describen en el Anexo 6.

Se debe considerar que al ser la técnica un método diferencial, no es obligatorio utilizar patrones de polvo para determinar la distancia interplanar libre de tensiones $d_0$ [42] y se determinaría la variación de tensiones residuales a partir de una muestra de referencia. Sin embargo y como ya se ha mencionado en el apartado anterior, en el desarrollo de la experimentación se realizaron las calibraciones pertinentes, utilizando como referencia un patrón de polvo de ferrita.

El Método $\chi - modificado$ es ampliamente utilizado en difractómetros portátiles en combinación con dos detectores, tal es el caso del difractómetro X3000 G3R. También es denominado el método de la inclinación lateral. En este método se puede rotar la muestra sobre el eje $\chi$ , conjuntamente al plano normal que contiene a $\omega$ y $2\theta$. En el presente proyecto el ángulo Chi utilizado siempre fue cero ($\chi$=0).

En todas las medidas de tensiones residuales realizadas se utilizó el método “Peak fit” como método de análisis de los picos de difracción. El Método Peak Fit es uno de los múltiples procedimientos que se pueden emplear en la técnica de DRX para determinar la ubicación del

pico de difracción (Peak shift) y su desplazamiento, $\Delta 2\theta$, respecto al ángulo de Bragg sin tensiones residuales (véase Figura 3.23), en función de los datos recolectados a cualquier posición del ángulo de inclinación ($\psi \equiv tilt$). Este parámetro es fundamental para la obtención del parámetro $d$, mediante la aplicación de la ley de Bragg.

El ajuste de los picos de difracción consiste en aproximar las señales recogidas alrededor del ángulo de difracción $2\theta$ a diferentes funciones matemáticas, con objeto de definir del modo más adecuado la forma y posición del pico de difracción. Estas funciones se expresan en base a varios parámetros que describen el tamaño del pico y su ubicación.

Para el análisis de las señales de difracción se empleó un ajuste parabólico. Este ajuste fue usado por primera vez por Ogilve y posteriormente validado por Marion y Cohen, describe que el ajuste a la parábola permite disminuir el ruido de fondo de la señal y agrupar los datos en un punto medio [5]. El valor de fondo, aunque no es crítico, afecta al intervalo de ángulos dónde se construirá la parábola y a la aproximación del valor de $2\theta$. Posteriormente, James y Cohen demostraron que si se aplica la sustracción de la media del ruido de fondo a las intensidades medidas antes del ajuste parabólico aumenta la reproducibilidad de la posición del pico [5].

También se suele introducir otra función matemática con la finalidad de englobar cualquier interferencia de la técnica de DRX. En el desarrollo del trabajo se utilizó la función Pseudo-Voigt, que permite definir varios parámetros los cuales son determinados mediante funciones matemáticas a partir del perfil del pico de difracción. Uno de esos factores es la intensidad a la altura media del pico (Full Width at Half Maximun Intensity), el cual está relacionado con la deformación en frío y el endurecimiento que ha sufrido el material. De esta manera se define la forma y posición del pico de difracción más representativo en función de la información recolectada.

En la Figura 3.23 se ilustra un pico de difracción (línea azul, señal intermedia) del acero F1272 al que se le aplica una función parabólica, representada por la línea horizontal en la base. La línea negra (línea superior) corresponde a la geometría de la función Pseudo-Voigt y la línea roja (inferior), con el indicador 1, se utiliza para posicionar el pico de difracción en el águlo $2\theta$, lo que sirve como referencia para ajustar los datos a la función matemática.

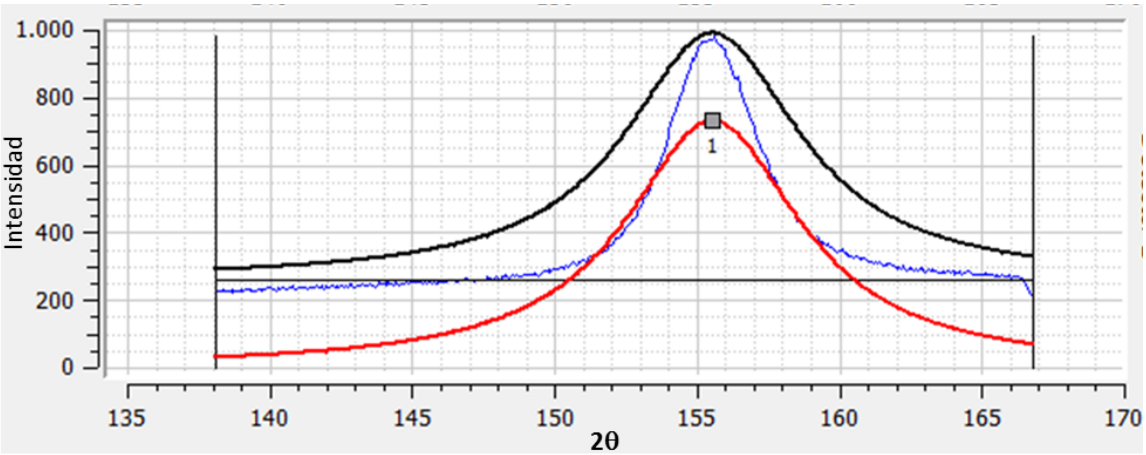



Figura 3.23. Ajustes matemáticos sobre el pico de difracción

Es necesario destacar que en todos los procesos de medida llevados a cabo se determinaron las tensiones residuales en tres posiciones del ángulo Ø (-45º, 0º, 45º) en el plano de la muestra, también definido como el ángulo de rotación de la muestra [55]. Los resultados obtenidos en las tres posiciones han sido siempre muy parecidos, ya que las tensiones residuales generadas en los procesos de shot peening son de carácter biaxial equilibrado. Los valores que se mostrarán corresponden siempre al valor medio obtenido en cada caso, habiéndose realizado asimismo el tratamiento estadístico de estos resultados y el cálculo de la incertidumbre de la medida (Anexo 6).

#### *3.3.3.4. Procedimiento para la determinación del perfil de tensiones residuales*

Se denominan perfiles de tensiones residuales a la variación de la tensión residual con la profundidad, tomando como punto de partida la tensión medida en la superficie de la pieza. Como la profundidad del material que induce la difracción de los rayos X en las medidas de determinación de la tensión residual sobre el acero F1272 es de tan solo unos pocos micrómetros, es decir, se trata de una medida superficial, con objeto de determinar la variación de la tensión residual con la profundidad es necesario eliminar capas de material sin afectar en lo posible a la tensión que se desea determinar. En esta situación, la técnica de eliminación de material recomendada es el electropulido. La técnica operativa consistió en reducir ligeramente la altura de la pieza para obtener una nueva superficie, sobre la cual se realizaron nuevamente las medidas de la tensión residual. Este proceso se repitió múltiples veces hasta alcanzar la zona interior en la que la tensión determinada era ya de tracción. Una vez finalizadas las medidas, se expresaron los resultados de la tensión residual en función de la profundidad y se construyeron los perfiles de tensiones residuales.

El proceso de pulido electroquímico o electropulido se llevó a cabo en una celda galvánica, donde el material actúa como ánodo cuando se hace pasar una corriente eléctrica. Durante el proceso, el material reacciona químicamente con el medio, de manera que la transferencia de masa ocurre entre la superficie de contacto y el electrolito. Cualquier irregularidad superficial se disuelve en el medio disminuyendo así progresivamente el espesor de la pieza. Para el electropulido de las probetas se utilizó el equipo Polimat 2, de Buehler (ver Figura 3.24), que consta de una fuente eléctrica (1) y una celda (2), conformada por un tanque para el electrolito (3), placa catódica (4), pantallas (5), conexiones para el ánodo (6) y un sistema de rotación (7). Este último permite la circulación del fluido a través del tanque. Si se observa, sobre la pantalla se coloca la probeta, la pantalla tiene un orificio por medio del cual el electrolito entra en contacto con la pieza que a su vez se encuentra conectada al ánodo.

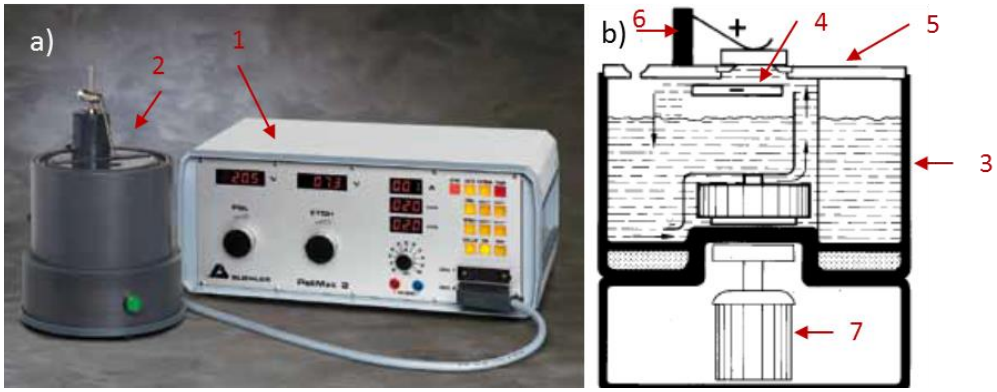



Figura 3.24. Equipo de electropulido. a) Componentes. b) Funcionamiento de la celda

A través de un orificio en la pantalla, el electrolito hace contacto con la muestra y se produce la transferencia de masa (disolución de la muestra catalizada por el paso de corriente). Mediante este sistema se expuso la superficie de cada probeta al electrolito II1, el cual está compuesto por ácido acético y ácido perclórico (relación en $\%\,^{v}/_{v}$ $CH_3COOH$:$HClO_4$ de 94:6) [58].

En el panel de la fuente eléctrica se establecieron los parámetros de tensión y tiempo de exposición siguientes: 45 voltios durante 25 segundos. Previamente se comprobó que esta relación de potencial y tiempo permitió reducir, aproximadamente, 25 µm el espesor de la pieza. La medida de la altura de las muestras se realizó con un micrómetro vertical marca Mitutoyo modelo ID-H0560.

El procedimiento de electropulido y medida de tensiones residuales mediante difracción de rayos X, cada 25 µm, se realizó consecutivamente hasta obtener el máximo valor de la tensión

de compresión generada en el material (tensión residual de compresión máxima). A partir de dicho valor se realizaron procesos de pulido electroquímico más largos para eliminar entre 45 y 50 µm, procedimiento que se repitió hasta obtener valores de tensiones de tracción. En la Figura 3.26 se representa esquemáticamente el procedimiento realizado para la construcción del perfil de tensiones residuales.

Debe también tenerse en cuenta que al eliminar material mediante electropulido para la determinación de las tensiones residuales existentes en profundidad se relaja ligeramente la tensión residual existente, por lo que es importante considerar la redistribución o relajación de las tensiones que tiene lugar como consecuencia del proceso electroquímico utilizado. Sirkarskie [59], basado en un desarrollo de Moore y Evans [60], propuso una solución generalizada en una serie de Taylor (ecuación 3.23), que se puede simplificar tomando solo el primer término (ecuación 3.24).

$$\sigma(z_1) = \sigma_m(z_1) + 2\int_{z_1}^{H}\frac{\sigma_m(z)}{z}dz - 6z_1\int_{z_1}^{H}\frac{\sigma_m(z)}{z^2}dz \quad \text{Ec. 3.23}$$

$$\sigma(z_1) = \sigma_m(z_1) + \left(-4\sigma_m(H)\left(\frac{\Delta z_1}{H}\right)\right) \qquad \text{Ec. 3.24}$$

En el esquema adjunto se muestra el significado de los diferentes términos utilizados:

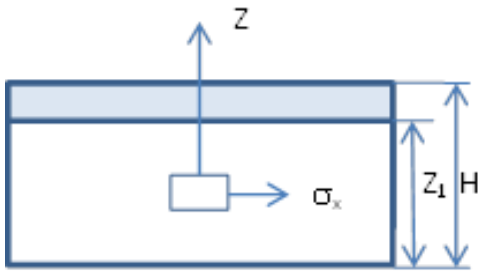



Figura 3.25. Esquema del proceso de electropulido

$H$: altura de referencia (dimensión inicial de la pieza)
$z_1$: altura de la pieza tras el electropulido
$\Delta z_1 = H - z_1$: profundidad electropulida

$\sigma(z_1)$: tensión residual corregida en la cota $z_1$
$\sigma_m(z_1)$: tensión residual medida en $z_1$
$\sigma_m(H)$: tensión residual en la superficie

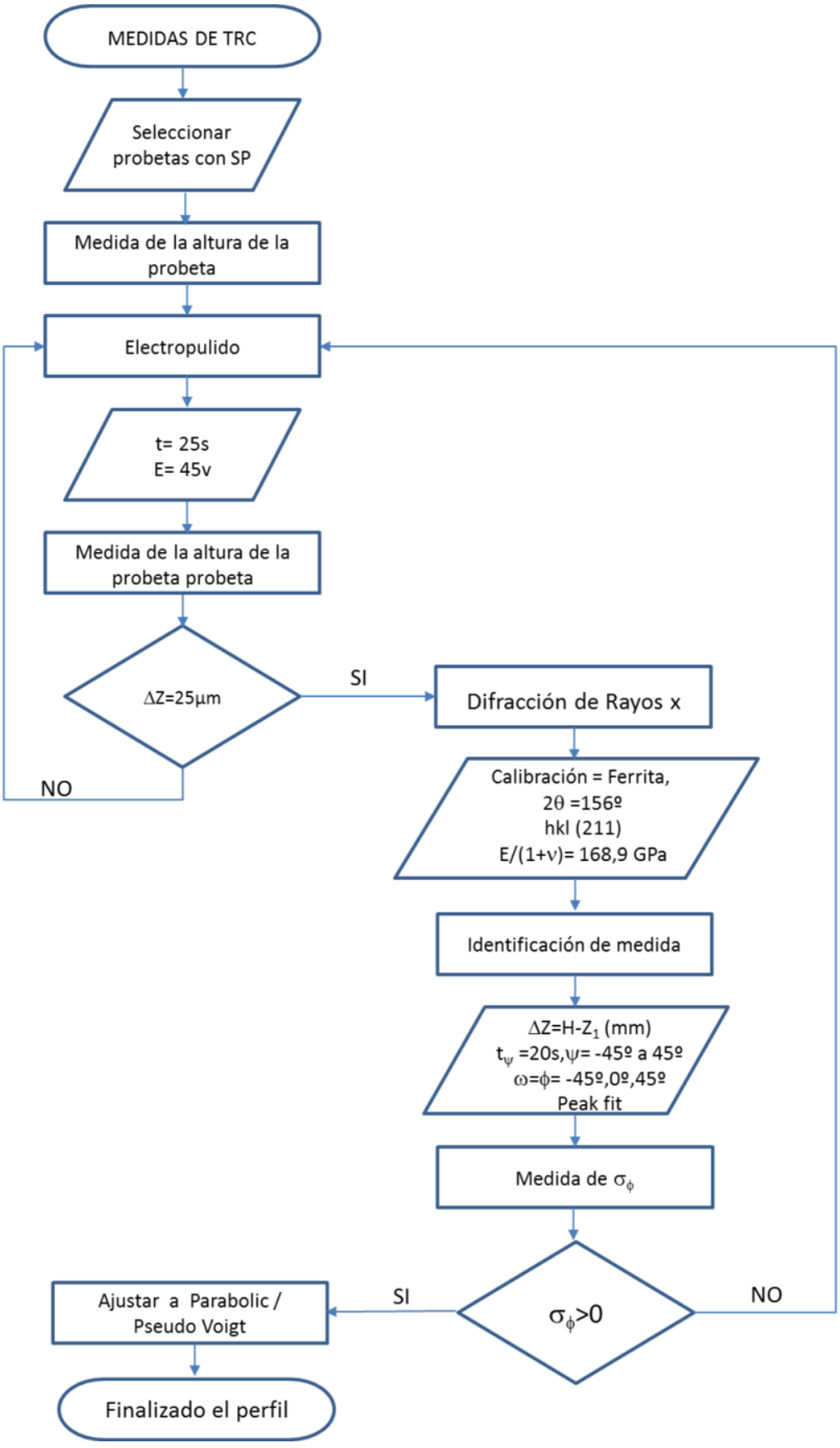



Figura 3.26. Diagrama de flujo del procedimiento de medidas de las TRC

### 3.3.4. Estudio de la vida a fatiga

El comportamiento en servicio de los materiales y de componentes estructurales se ven notablemente afectados por existencia de tensiones residuales. Aquellos componentes que han sido soldados o mecanizados, sufren diversas transformaciones superficiales, variaciones térmicas y mecánicas muy localizadas, transformaciones de fases, etc., que se traducen en la generación de tensiones residuales contraproducentes para la vida a fatiga. Sin embargo, la generación de un estado superficial de tensiones residuales de compresión mejora el comportamiento ante cargas cíclicas debido a que la región sometida a compresión dificulta la propagación de la grieta. Con la finalidad de comprobar el efecto de los tratamientos de shot peening sobre la vida a fatiga del acero 41NiCrMo7, se realizaron ensayos de fatiga rotativa.

Los ensayos se realizaron en la máquina de *Ensayo de Fatiga de Viga Rotativa de Alta Velocidad*, modelo R.R. Moore, Marca Instron. Se trata de un ensayo de flexión a cuatro puntos. Las probetas fueron mecanizadas según las especificaciones del manual de operación de la casa. La Figura 3.27 muestra la geometría y dimensiones de estas probetas.

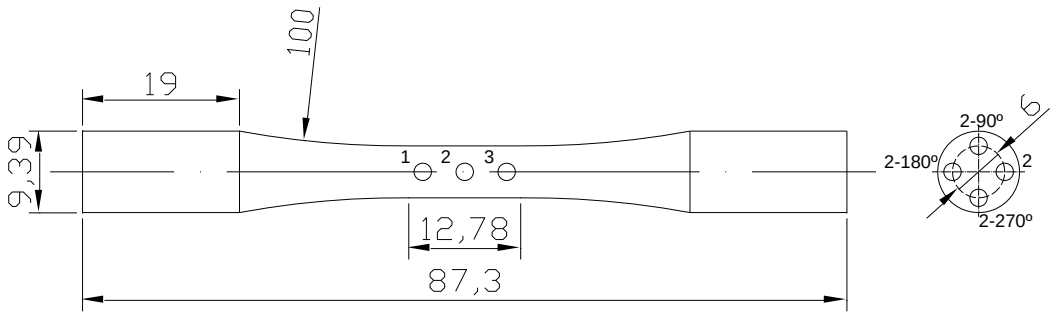



Figura 3.27. Diagrama descriptivo de las zonas de medida en las probetas de fatiga rotativa

La tensión de trabajo (tensión máxima superficial en un ensayo de flexión a cuatro puntos existente entre los dos puntos centrales de aplicación de la carga) empleada para los ensayos se determinó a como fracción de la tensión de rotura estática, obtenida en los ensayos de tracción. La carga a aplicar se determinó a partir de la siguiente expresión:

$$S = \frac{(16 \times W \times L)}{(\pi \times D^3)} \qquad \text{Ec. 3.25}$$

Donde:

S: Tensión en la fibra externa (MPa)
L: longitud del momento (distancia desde el apoyo al punto de carga) (mm)
W: carga aplicada en la probeta (N)
D: diámetro mínimo de la probeta en la zona calibrada (mm)

Los ensayos de fatiga realizados sobre el acero F1272 en probetas mecanizadas se llevaron a cabo bajo tensiones equivalentes al 45, 50 y 52% de la tensión de rotura a tracción, $\sigma_r$. Las condiciones de tensión y masa empleadas para los ensayos se describen en la Tabla 3.5

Tabla 3.5. Condiciones de los ensayos de fatiga rotativa

| X%$\sigma_r$ | S (MPa) | Masa, W (kg) |
|---|---|---|
| **45** | 539 | 23,0 |
| **50** | 599 | 25,5 |
| **52** | 625 | 26,6 |

Establecidas las condiciones para la ejecución de los ensayos de fatiga rotativa, se estudió el comportamiento ante cargas cíclicas del acero F1272 en probetas mecanizadas (M) y pulidas (P). Posteriormente, se evaluó la influencia de los tratamientos de shot peening sobre la vida a fatiga en las probetas tratadas superficialmente a diferentes intensidades Almen (8, 10, 12, 14, 16, 19 y 21A).

Con objeto de estudiar la posible influencia de la existencia de un daño superficial cuando se emplean altas energías en los tratamientos de shot peening, se evaluó el comportamiento a fatiga de probetas tratadas superficialmente a intensidad Almen de 21A a las cuales se les realizó segundos tratamientos superficiales. Para ello se ensayaron probetas con segundos tratamientos de shot peening (DSP) y otras a las cuales, tras haber sido tratadas con shot peening de alta intensidad, se les eliminó la capa superficial dañada (SP+EM). Estas probetas fueron sometidas a ensayos de fatiga rotativa según lo dispuesto en la Tabla 3.6.

Todos los tratamientos de shot peening evaluados a fatiga fueron llevados a cabo con un grado de cobertura del 100%. Todos los resultados obtenidos serán expresados a partir del valor medio del número de ciclos hasta rotura, con su respectivo análisis estadístico.

Tabla 3.6. Ensayos de fatiga rotativa en probetas tratadas mediante shot peening.

| X%$\sigma_r$ | M | P | 8A | 10A | 12A | 14A | 16A | 19A | 21A | DSP | SP+EM |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **45** | X | X | X | X | X | X | X | X | X | | |
| **50** | X | X | X | X | X | X | X | X | X | X | |
| **52** | X | | | X | | | | | | | X |

En este trabajo no se han determinado las curvas de fatiga completas, curvas S-N, correspondientes a cada estado. Sólo se ha intentado estimar el efecto que tienen los

tratamientos de shot peening sobre el comportamiento a fatiga del acero F1272 bajo unos niveles de tensión alterna concretos, con objeto de valorar el efecto positivo de estos tratamientos superficiales cuando se aplican tensiones alternas por encima del límite de fatiga del acero base. De este modo, se han seleccionado unos niveles de tensión alterna próximos al límite de fatiga, pero que nos permitieran valorar cuantitativamente la influencia de los tratamientos de shot peening (la mayoría de las probetas debían romper a fatiga bajo las cargas seleccionadas). Los resultados obtenidos permitirán definir el aporte de los tratamientos superficiales al comportamiento del acero en estudio. De igual manera, la influencia del grado de cobertura podría estudiarse para aquel tratamiento que prolongue la vida del material. Todos los resultados obtenidos serán expresados como valores medios con su respectivo análisis estadístico.

#### *3.3.4.1. Determinación de tensiones residuales en probetas de fatiga mediante Difracción de rayos X*

Manteniendo los parámetros de la calibración, expuestos en el apartado anterior, se realizó la medida de la tensión residual existente en la superficie de las probetas tras los tratamientos de shot peening. Posteriormente, en el curso de los ensayos de fatiga, se realizaron varias medidas de la tensión residual superficial en función de los ciclos de fatiga aplicados, con objeto de cuantificar la relajación inducida por los procesos de fatiga [61]. También se determinó la tensión residual superficial final que quedaba tras la rotura por fatiga de las diferentes probetas.

Torres y Voorvald [2] describen en su investigación que las tensiones residuales inducidas por el shot peening pueden relajarse como consecuencia de los ciclos de fatiga. En relación a este planteamiento, se realizaron medidas por DRX cada cierto número de ciclos y se determinaron las tensiones residuales de compresión superficiales a la fractura de las probetas.

La caracterización de la relajación de tensiones superficiales se realizó en seis puntos situados sobre la zona calibrada de la probeta normalizada. Los puntos de medida se distribuyeron de la siguiente manera, tres longitudinalmente sobre la zona calibrada. También se realizaron tres medidas, alrededor del punto central (punto 2), circunferencialmente de 90 en 90 grados como se ilustra en la Figura 3.27.

Para evaluar el proceso de relajación de tensiones se realizaron medidas tras 1, 6, 10, 1000, y también a un valor estimado de la vida media a fatiga esperado para el nivel de tensión

aplicado. Finalmente, tras la rotura de la probeta se también se determinaron las tensiones residuales superficiales. En este último caso, las medidas se llevaron a cabo dentro de la zona calibrada, pero a una distancia suficiente de la superficie de fractura con objeto de evitar la región relajada próxima a la rotura. Los resultados se han representado en gráficos de tensiones residuales (MPa) en función del número de ciclos.

# CAPÍTULO 4. RESULTADOS Y DISCUSIÓN

## 4.1. CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL EN SU ESTADO DE SUMINISTRO

La caracterización de las propiedades mecánicas y microestructurales del acero F1272 han sido el punto de inicio de la investigación. Los cambios que introducen los procesos de shot peening en propiedades como la rugosidad, la dureza y el perfil de tensiones residuales de compresión han permitido estudiar y comprender cómo el proceso de shot peening modifica el comportamiento bajo cargas cíclicas del material objeto de estudio y definir el tratamiento de shot peening óptimo.

### 4.1.1. Caracterización microestructural y mecánica

El desarrollo del trabajo se ha realizado a partir de barras de 16 mm del acero F1272. Como se expuso en el capítulo anterior, este material es un acero de construcción de grado medio de carbono, aleado principalmente con níquel, cromo y molibdeno (NiCrMo4). Es un acero equivalente al SAE 4340, cuya composición química suministrada por el fabricante se muestra en la Tabla 4.1.

Tabla 4.1. Composición química del acero F1272

| **Elemento** | **C** | **Mn** | **Si** | **P** | **S** | **Cr** | **Ni** |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **Composición (%)** | 0,410 | 0,710 | 0,260 | 0,013 | 0,024 | 0,870 | 1,920 |
| **Elemento** | Mo | V | Cu | Al | Sn | Ti | Nb |
| **Composición (%)** | 0,235 | 0,005 | 0,210 | 0,016 | 0,040 | 0,008 | 0,010 |

En base al certificado de calidad suministrado por el fabricante (ver Anexo 1) es un acero templado y revenido. En él, se hace referencia a que el tratamiento de temple se había ejecutado a una temperatura y durante un tiempo de austenización de 850ºC y 45 minutos respectivamente; el medio de enfriamiento empleado fue agua a 20 ºC y el tratamiento de revenido se había llevado a cabo durante 2 horas y 30 min a 590 ºC.

Se hace necesario recordar que los procesos de revenido que se realizan sobre aceros previamente endurecidos consisten en mantener el acero, durante un tiempo determinado, a una temperatura por debajo de la temperatura crítica inferior y posteriormente realizar un enfriamiento lento.

En el curso del tratamiento de revenido en este acero templado, estado donde la microestructura principal es martensita, se produce una difusión de los átomos de carbono a

través de la red cristalina del hierro y la precipitación de $Fe_3C$ u otros carburos de elementos de aleación (cromo, molibdeno). Como consecuencia de dichas modificaciones microestructurales, se disminuye progresivamente su resistencia y el nivel de tensiones internas, a la vez que se incrementan su tenacidad y ductilidad [62].

La Figura 4.1 muestra la microestructura de este acero, en estado de suministro, tras el ataque de las probetas con Nital al 2%.

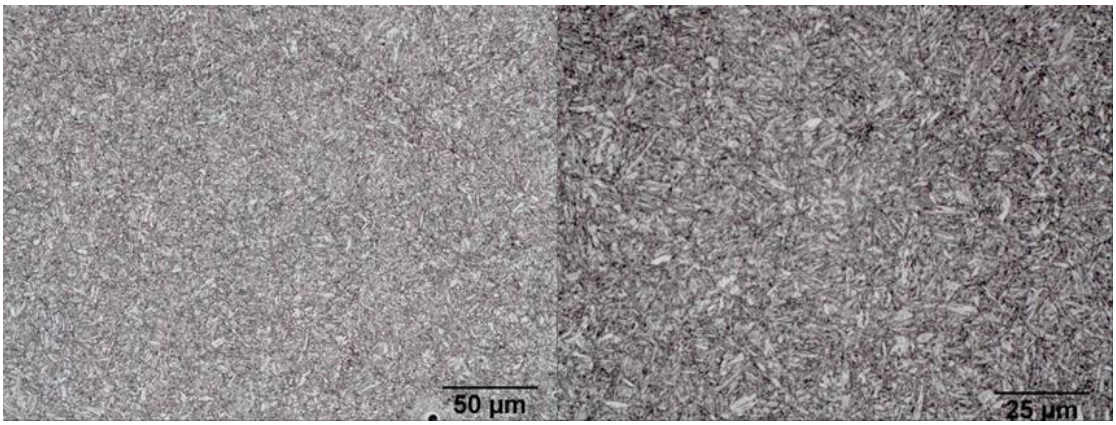



Figura 4.1. Microestructura del acero F1272. Reactivo de ataque Nital 2%. a) Aumentos: 500x. b) Aumentos: 1000x

Nótese que la microestructura del acero objeto de estudio consiste en martensita revenida de aspecto uniforme, siendo característica de un tratamiento de temple y revenido. Las agujas de martensita aparecen rodeadas por pequeños carburos, que apenas son visibles en el microscopio óptico.

Los resultados obtenidos en los ensayos de tracción realizados, bajo las condiciones y características descritas en el apartado 3.1.2, se muestran en la Tabla 4.2, mientras que en la Figura 4.2 se expone el registro gráfico tensión-deformación obtenido en cada uno de los dos ensayos realizados. En estos ensayos de tracción uniaxial se ha determinado el límite elástico ($\sigma_y$), la resistencia a la tracción ($\sigma_r$), el alargamiento (A), la estricción (Z) y las constantes k y n de la ley de endurecimiento plástico tipo Hollomon ($\sigma = k\varepsilon_{pl}^{n}$) del acero F1272 en el estado de suministro. Se hace notar que las propiedades a tracción obtenidas con las dos probetas ensayadas han sido casi idénticas pero, de cualquier manera, en lo sucesivo se hará uso del valor medio de las mismas.

Tabla 4.2. Resultados de los ensayos de tracción acero F1272

| | E (GPa) | $\sigma_y$ (MPa) | $\sigma_r$ (MPa) | A (%) | Z (%) | n | k |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **Probeta 1** | 193 | 924 | 1.205 | 11,3 | 50,4 | 0,111 | 1926 |
| **Probeta 2** | 192 | 904 | 1.189 | 11,4 | 47,5 | 0,114 | 1919 |
| **MEDIA** | **193** | **914** | **1.197** | **11,4** | **48,9** | **0,112** | **1923** |

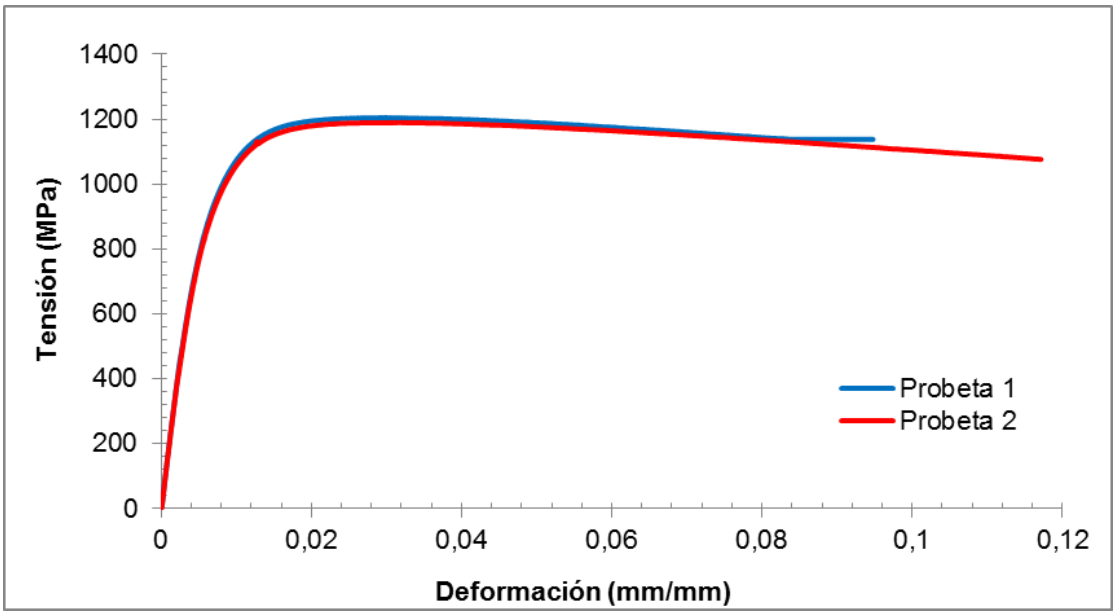



Figura 4.2. Gráficos de tracción del acero F1272 en el estado de suministro

De igual manera, se realizaron medidas de dureza Rockwell C, dureza Vickers y microdureza Vickers sobre probetas cilíndricas, cortadas transversalmente de las barras de acero. Los resultados medios obtenidos se representan en la Tabla 4.3.

Tabla 4.3. Resultados de los ensayos de dureza realizados sobre el acero F1272

| Dureza | Carga (kgf) | Resultados |
|---|---|---|
| **Rocwell C** | 150 | 32 |
| **Vickers** | 31,25 | 326 |
| **Microdureza Vickers** | 0,2 | 357 |

Se hace notar que al comparar los resultados obtenidos con el certificado de calidad (Anexo 1) se presentan diferencias que se han destacado en la Tabla 4.4. La conversión de las durezas Rockwell y Vickers a dureza Brinell se ha realizado mediante el uso de tablas de equivalencia de durezas aplicables a aceros.

Tabla 4.4. Comparación de las propiedades mecánicas experimentales y las referidas por el fabricante

| Propiedad | Certificado de calidad | Experimental | Variación (%) |
|---|---|---|---|
| **$\sigma_y$ (MPa)** | 1058 | 914 | 13,0 |
| **$\sigma_r$ (MPa)** | 1125 | 1197 | 6,4 |
| **A (%)** | 14,5 | 11,4 | 21,3 |
| **Z (%)** | 56,8 | 48,9 | 14,0 |
| **Dureza** | 310 HB | 32 HRC=297 HB | 4,0 |
| | | 326HV=305 HB | 2,0 |

Las variaciones que se destacan en la Tabla 4.4 podrían deberse a la metodología empleada durante la realización del tratamiento aplicado a las barras. Según las especificaciones suministradas por el fabricante, las barras han sido sometidas a un proceso de estirado antes de realizar el tratamiento térmico. Sin embargo, no hay constancia de la correspondencia entre el número de lote del certificado de calidad y el de las barras suministradas.

### 4.1.2. Ensayos de fatiga rotativa

Los ensayos de fatiga rotativa se realizaron sobre probetas mecanizadas del acero F1272, estos resultados han sido utilizados como referencia para valorar el efecto de los tratamientos de shot peening. En el apartado 3.3.4 se ha descrito la morfología de la probeta estándar utilizada; siendo destacable que el acabado superficial de las probetas, en la zona calibrada, correspondió a un mecanizado tipo N7 (Ra: 1,6 μm) [63, 64]. Los ensayos, para evaluar el comportamiento ante cargas cíclicas del acero de partida, se realizaron a tres niveles de tensión diferentes, equivalentes a porcentajes de la tensión de rotura a tracción comprendidos entre el 45% al 52%, bajo una relación R=-1. Los resultados obtenidos se muestras Tabla 4.5, y son la referencia para valorar el efecto de los tratamientos de shot peening sobre la vida a fatiga del acero de estudio.

Tabla 4.5. Resultados medios de los ensayos de fatiga rotativa (acero F1272)

| $S_a$ | Carga (kg) | Tensión (MPa) | N de Ciclos | Desviación (±S) (MPa) |
|---|---|---|---|---|
| **40%$\sigma_r$** | 20,4 | 479 | 121 208 | 24 341 |
| **45%$\sigma_r$** | 23,0 | 539 | 97 091 | 44 403 |
| **50%$\sigma_r$** | 25,5 | 599 | 41 650 | 17 030 |
| **52%$\sigma_r$** | 26,6 | 625 | 40 182 | 13 657 |

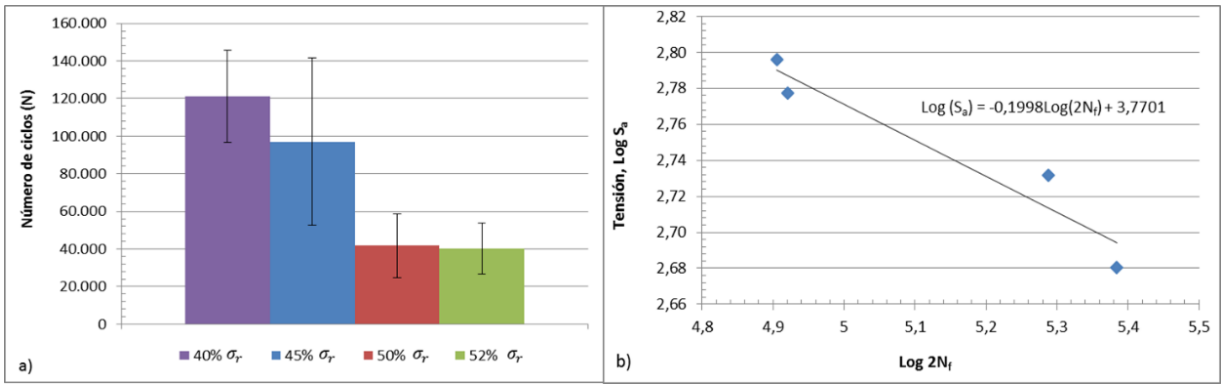



Figura 4.3. Representación gráfica de la resistencia a la fatiga del acero F1272. a) Números de ciclos a rotura en función de la tensión alterna aplicada. b) Resultados de fatiga ajustados según la ley de Basquin

Los resultados de los ensayos de fatiga graficados en la Figura 4.3 se han ajustado a una ley de Basquin (ecuación 4.1)

$$S_a = \sigma_f (2N)^b \quad \text{Ec. 4.1}$$

De este modo se obtuvo que el coeficiente de resistencia a la fatiga ($\sigma_f$) para el material de partida es de 5890 MPa y el exponente de Basquin o exponente de resistencia a la fatiga ($b$) es -0,2.

## 4.2. TRATAMIENTOS DE SHOT PEENING

### 4.2.1. Determinación de las intensidades Almen

#### *4.2.1.1. Curvas de Saturación*

La determinación de las intensidades Almen ha consistido en la realización de ensayos para cada tamaño de proyectil disponible. Para ello se determinaron las flechas (H) de las placas Almen en función del tiempo de exposición al flujo de proyectiles. Debido a que las placas Almen tienen una ligera curvatura inicial, se realizaron medidas de la flecha inicial, la flecha tras shot peening y la diferencia entre estos valores, flecha corregida, para cada uno de los tiempos de exposición al flujo de proyectiles. A modo de ejemplo, en la Tabla 4.6 y en la Figura 4.4 se detallan los parámetros medidos sobre las placas Almen para cada tiempo de exposición y se expone el cálculo realizado para la determinación de la intensidad Almen con proyectiles de CW 0,4 a 2 bares de presión. En el Anexo 3 se detallan todos los resultados obtenidos para cada tamaño de proyectil.

Tabla 4.6. Determinación de la Intensidad Almen con proyectiles CW 0,4 y presión de 2 bares

| Probeta | H inicial | Tiempo (s) | Presión (bar) | H | H corregida |
|---|---|---|---|---|---|
| **1** | 0,001 | 3 | 2 | 0,240 | 0,239 |
| **2** | 0,000 | 5 | | 0,275 | 0,275 |
| **3** | 0,003 | 10 | | 0,290 | 0,287 |
| **4** | 0,001 | 20 | | 0,299 | 0,298 |
| **5** | 0,001 | 40 | | 0,312 | 0,311 |
| **6** | 0,001 | 60 | | 0,312 | 0,311 |

Los valores de curvatura (flecha) fueron introducidos en el programa MatLab para obtener la curva de saturación.

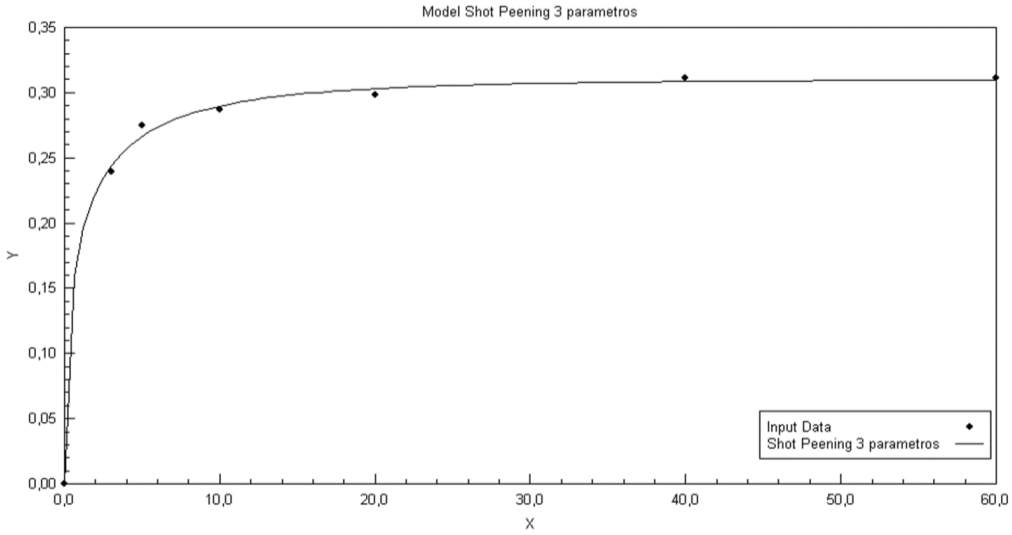



Figura 4.4. Curva de saturación. Determinación de la Intensidad Almen para Proyectil CW 0,4 (P=2 bares)

Empleando la regresión para el ajuste de una ecuación de cuatro parámetros y la expresión 3.1 (expuesta en el capítulo dedicado a la descripción de las técnicas experimentales) se han obtenido los valores de los parámetros de la función de ajuste que se muestran en la Tabla 4.7, demostrándose que el ajuste con tres parámetros es suficientemente (d=0):

Tabla 4.7. Parámetros de ajuste de la curva de saturación. CW 0,4 y 2 bares

| | |
|---|---|
| **a** | 0,3101959542 |
| **b** | 0,0914632954 |
| **c** | 0,4731984419 |

Una vez obtenida la curva de saturación, se ha determinado el punto de saturación para obtener la intensidad Almen. El punto de saturación se define a partir de la "Regla del 10%" [51], como el primer punto de la curva tal que, al duplicar el tiempo de exposición, la curvatura de la placa Almen aumenta un 10%. La abscisa de dicho punto es el tiempo de saturación,

mientras que la ordenada es la intensidad Almen del tratamiento de shot peening. Ambos valores se obtienen al resolver el sistema entre las ecuaciones 3.1 y 3.2, descritas en el Capítulo 3. De esta manera el resultado obtenido con los proyectiles CW 0,4 a 2 bares de presión se representa en la Tabla 4.8, donde se expresan los valores de intensidad Almen en milímetros (mmA) y en milésimas de pulgadas (A), unidad establecida por convención y que ha sido desarrollada en el Capítulo 2.

Tabla 4.8. Resultado de Intensidad Almen para proyectiles CW 0,4 y 2 bares de presión

| Intensidad Almen | | Tiempo de saturación |
|---|---|---|
| **0,2586 mmA** | 10,2 A | 4,15 s |

El mismo procedimiento se aplicó al resto de proyectiles disponibles. En el Anexo 3 se han agrupado las diferentes curvas de saturación bajo diferentes condiciones de presión y caudal, construidas para determinar diferentes intensidades Almen utilizadas en el desarrollo del trabajo. Sin embargo, en la Figura 4.5 se han representado todas las intensidades Almen posibles con los diferentes diámetros de proyectiles (CW) y presiones de aire disponibles.

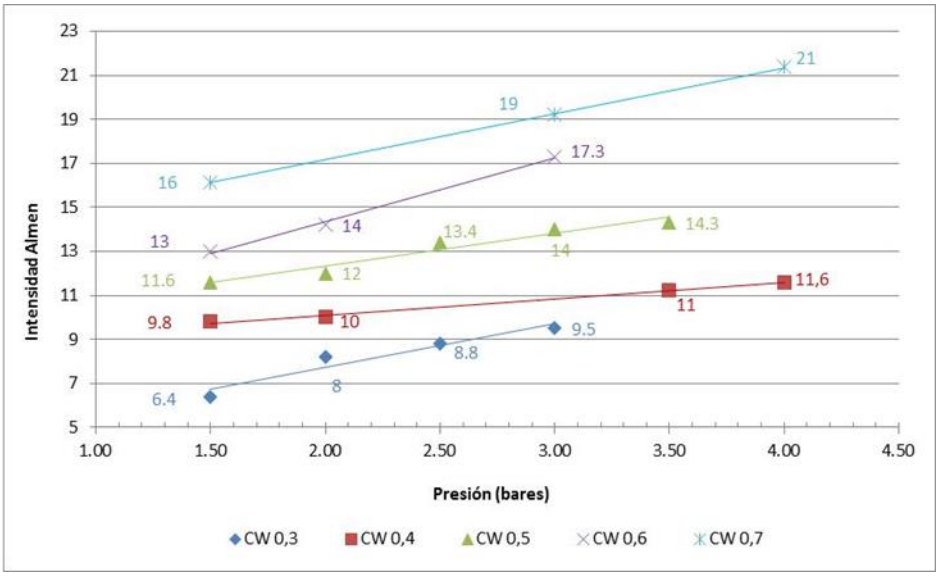



Figura 4.5. Intensidades Almen obtenidas a partir de la variación de la presión y el tamaño de proyectiles

Las intensidades Almen obtenidas a partir de los ensayos con proyectiles de diversos diámetros y presiones, con las cuales se ha desarrollado el trabajo práctico, se presentan en la Tabla 4.9. En la tabla, también se reflejan las velocidades de impacto medidas experimentalmente; valores que se determinaron mediante un sensor electrónico, que cuantifica el tiempo que los proyectiles emplean para recorrer una trayectoria de longitud definida entre

dos puntos. A partir de los valores de velocidad se realizó el cálculo de la energía cinética mediante la expresión 2.1.

Tabla 4.9. Intensidades Almen determinadas experimentalmente

| Proyectil | Presión (bares) | Distancia boquilla (cm) | Caudal (vueltas) | Velocidad | Energía cinética | Intensidad Almen (A) |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **AGB-0,2** | 2 | 24 | 1 | --- | --- | 5 |
| **CW-0,3** | 2 | | 2 | --- | --- | 8 |
| **CW-0,4** | 2 | | | 52,2 | 0,36 | 10 |
| **CW-0,5** | 2 | | | 53,0 | 1,1 | 12 |
| **CW-0,5** | 3 | | | 55,0 | 1,2 | 14 |
| **CW-0,7** | 1,5 | | | 44,0 | 2,0 | 16 |
| | 3 | | | 50,0 | 2,6 | 19 |
| | 4 | | | --- | --- | 21 |

Los resultados obtenidos demuestran la influencia del tamaño de los proyectiles y de la presión del flujo de aire en la intensidad del tratamiento de shot peening. A medida que se incrementa el tamaño de los proyectiles la intensidad Almen aumenta y lo mismo ocurre con el incremento de la presión.

En los casos de las bolas de acero con los que se obtuvieron tratamientos de shot peening a intensidades de 8 A y 21 A, no ha sido posible cuantificar la velocidad de las bolas debido a fenómenos de flujo que se generaron en el dispositivo medidor. De igual manera no fue posible determinar la velocidad para la intensidad 5 A, debido a que los proyectiles de vidrio no eran detectados por los sensores del dispositivo utilizado. En los demás casos, la medida de la energía cinética de los proyectiles ha evidenciado la proporcionalidad con la intensidad Almen del tratamiento de shot peening. En la Figura 4.6 se han representado estas dos variables y en ella se destaca la relación lineal existente.

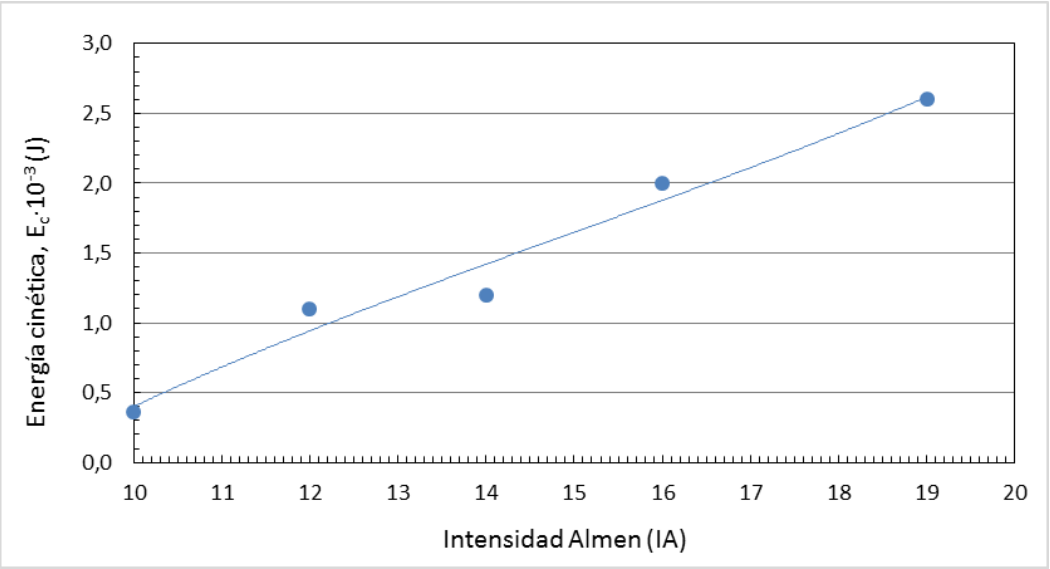



Figura 4.6. Evolución de la intensidad Almen (IA) con la energía cinética del proyectil ($E_c$)

### 4.2.2. Determinación del grado de cobertura

#### *4.2.2.1. Curvas de Avrami. Determinación de los tiempos de exposición*

Para la obtención de los tiempos de exposición necesarios para obtener una cobertura total se construyeron las curvas de Avrami para cada una de las intensidades Almen obtenidas. Como se explicó en el apartado 3.2.4, para construir las curvas de Avrami se emplearon probetas planas del acero F1272, con un acabado superficial especular. Las superficies pulidas fueron expuestas al flujo de proyectiles durante corto tiempo (2-5 segundos) y se obtuvieron superficies parcialmente impactadas (bajo grado de cobertura, véase Figura 4.7) las cuales se analizaron mediante técnicas de metalografía cuantitativa (utilizando el software Omnimet). De esta manera fue posible determinar el porcentaje total de área impactada, el que es en realidad el grado de cobertura, así como también la forma, tamaño y área de cada impacto individual.

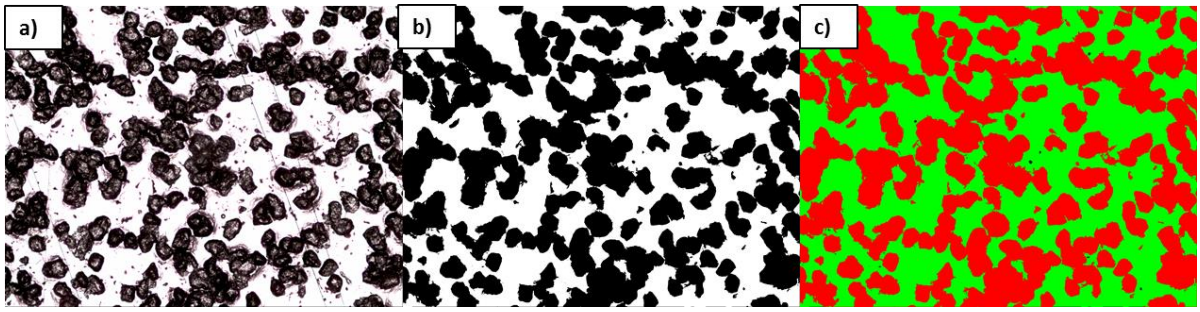



Figura 4.7. Superficie de acero F1272 tratada mediante shot peening parcial a 8A. a) Micrografía de partida. b) Micrografía procesada. c) Determinación del grado de cobertura mediante metalografía cuantitativa (%GC= 52,34%).

Como puede se puede observar en la Figura 4.7, la imagen "a" fue procesada para eliminar brillos y defectos de bordes en las huellas dando como resultado la imagen "b". A continuación, en la Figura 4.7 c. se puede distinguir, por colores, el área impactada (rojo) y las zonas sin impactos (verde), y a través de su análisis, el procesador de imágenes determina el porcentaje de cobertura.

Posteriormente, introduciendo el tiempo de exposición y el grado de cobertura de los ensayos antes descritos en la ecuación de Avrami (ecuación 2.10), se obtuvo el tiempo necesario para lograr el 98% de cobertura teórica, que por convención se toma como la cobertura total. En el Anexo 4 se han recogido todos los datos obtenidos en estos ensayos y los tiempos de exposición

necesarios para alcanzar la cobertura total, sobre las superficies de las probetas a las diferentes intensidades Almen. Estos datos se han resumido en la Tabla 4.10.

Tabla 4.10. Tiempos de exposición para obtener cobertura total sobre probetas planas

| IA | 8A | 10A | 12A | 14A | 16A | 19A | 21A |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **t (s)** | 4 | 11 | 31 | 13 | 60 | 15 | 14 |

Conociendo los tiempos de exposición, se sometieron las probetas al flujo de proyectiles para obtener el grado de cobertura total. Por otra parte para estudiar el efecto del grado de cobertura se expusieron probetas al doble de tiempo, obteniendo como resultado coberturas del 200%.

Este mismo procedimiento se realizó sobre las probetas de fatiga rotativa mecanizadas, operando con ellas tal y como se ha explicado en el apartado 3.2.4. A diferencia del caso de las probetas planas, la exposición de las probetas de fatiga al flujo de proyectiles se estableció en función del número de vueltas. Para ello se utilizó un dispositivo que se hizo girar a una velocidad de 1 vuelta/s. Bajo esta condición se expusieron las probetas a razón de 3 vueltas (3 segundos) y posteriormente se determinó el grado de cobertura.

La determinación del porcentaje de cobertura se realizó empleando la misma técnica utilizada con las probetas planas. Se construyeron las curvas de Avrami para cada una de las intensidades Almen (ver Anexo 4) y se obtuvo el número de vueltas (tiempo) necesarias para obtener cobertura del 100% a cada intensidad Almen. Los resultados obtenidos se exponen en la Tabla 4.11.

Tabla 4.11. Tiempo de exposición para obtener cobertura total en las probetas de fatiga rotativa

| IA | 8A | 10A | 12A | 14A | 16A | 19A | 21A |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **t (s)** | 28 | 48 | 41 | 49 | 60 | 49 | 30 |

De igual manera que para las probetas planas, se sobrexpusieron probetas al flujo de proyectiles para obtener coberturas del 200%. De igual forma, se realizaron tratamientos superficiales inferiores al 100% de cobertura; con la intención de evaluar el efecto del grado de cobertura sobre el comportamiento a fatiga del material

#### *4.2.2.2. Evolución del tamaño de la huella sobre superficies planas*

El tamaño de la huella impresa por las bolas sobre la superficie del material es una manifestación directa de la energía o intensidad del tratamiento, dado que será tanto mayor cuanto mayor sea el tamaño de los proyectiles y cuanto mayor sea la energía cinética de éstos en el momento del impacto. De este modo, se han utilizado las probetas de baja cobertura empleadas para estimar las curvas de Avrami, para medir el tamaño medio de las huellas generadas en la superficie del acero tratado mediante shot peening bajo las diferentes intensidades Almen. La metodología de medida consistió en explorar la superficie tratada con un microscopio óptico, tomar fotografías de zonas donde las huellas no se solaparan entre sí, hasta tener una muestra representativa entre 55 y 60 huellas. Posteriormente, se analizaron las imágenes mediante una rutina del programa Omnimet diseñada para determinar el diámetro de las huellas impresas en la superficie. En la Figura 4.8 se ha representado gráficamente la evolución del tamaño medio de la huella generada sobre superficies planas del acero F1272 frente a la intensidad Almen aplicada. Se observa que la relación existente entre estas dos variables es de tipo lineal con un buen ajuste si se considera la desviación típica de las medidas, que se han representado en la gráfica.

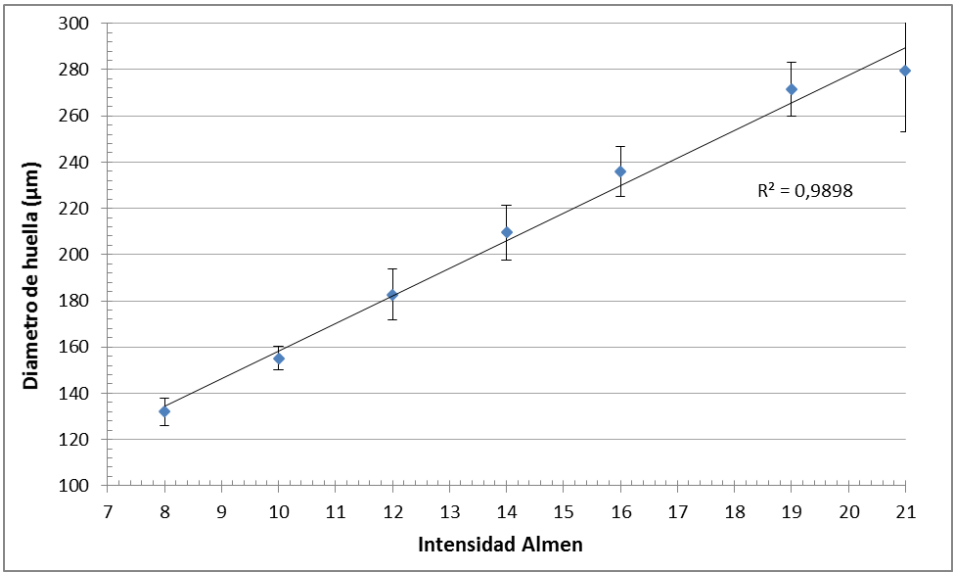



Figura 4.8. Evolución del tamaño de huella con la intensidad del tratamiento de shot peening

Estudios realizados por Oka y Yoshida [6-8], han demostrado que el daño producto del impacto de una partícula sólida sobre una superficie dependerá del tamaño de la partícula, la velocidad de impacto, de la microestructura y de las propiedades mecánicas del material. En

este caso se ha comprobado la relación lineal existente entre la intensidad del tratamiento de shot peening y el diámetro de las huellas generadas, que se traducirá en un mayor endurecimiento superficial y, cabe esperar que en un estado de tensiones residuales de compresión más amplio, por otro lado, debe tenerse también en cuenta que cuanto mayor sea la huella, también su presencia dará lugar a un factor concentrador de la tensión de tipo geométrico mayor, que podría llegar a deteriorar el comportamiento a fatiga del acero.

### 4.2.3. Análisis superficial de las probetas

#### *4.2.3.1. Aspecto superficial. Curvas de rugosidad vs cobertura*

Con objeto de estudiar, para cada intensidad Almen, la evolución de la rugosidad del acero en función del grado de cobertura (partiendo siempre de probetas con la superficie perfectamente pulida), se expusieron al flujo de proyectiles diferentes probetas durante diferentes tiempos de exposición, desde un valor de cobertura relativamente bajo (normalmente menor del 50%) hasta un 200%.

Se ha representado gráficamente los parámetros $R_ZDIN$, $R_3Z$, $R_q$ y $R_t$, los que se han determinado de forma simultánea durante la ejecución de las medidas, en las Figura 4.9,Figura 4.10, Figura 4.11 yFigura 4.12. En ellas se hace evidente el incremento de la rugosidad en medida que aumenta el grado de cobertura.

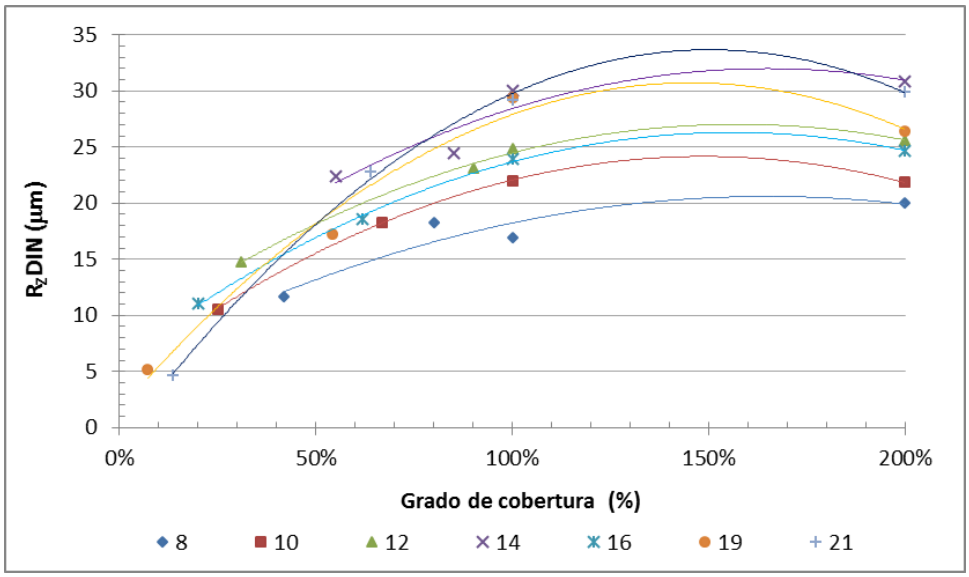



Figura 4.9. Parámetro de rugosidad $R_ZDIN$ en función del grado de cobertura

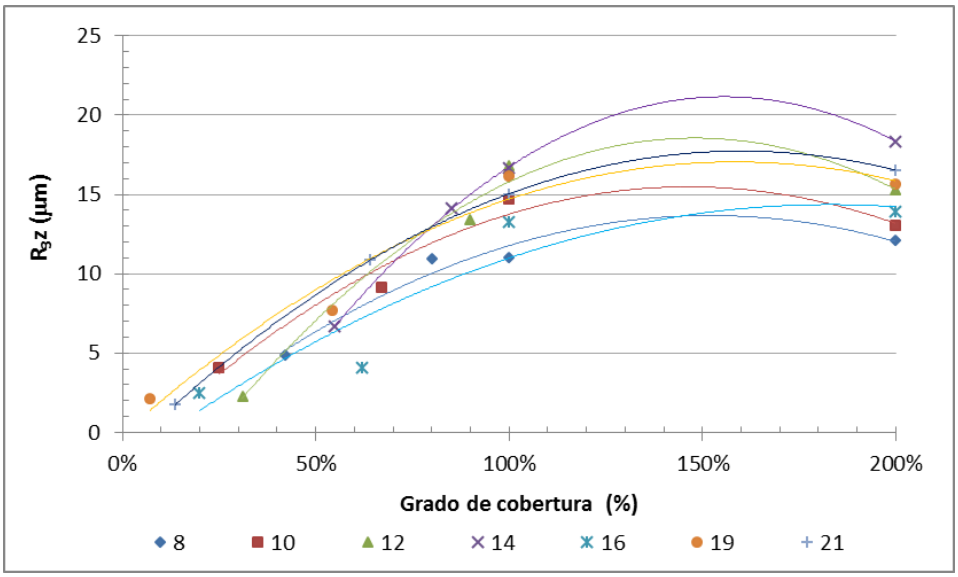



Figura 4.10. Parámetro de rugosidad $R_3Z$ en función del grado de cobertura

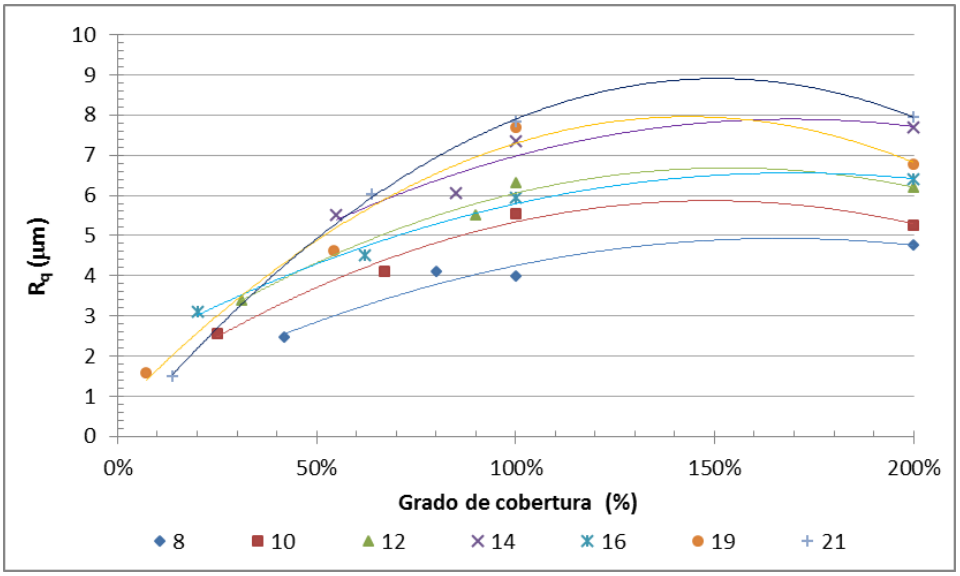



Figura 4.11. Parámetro de rugosidad $R_q$ en función del grado de cobertura

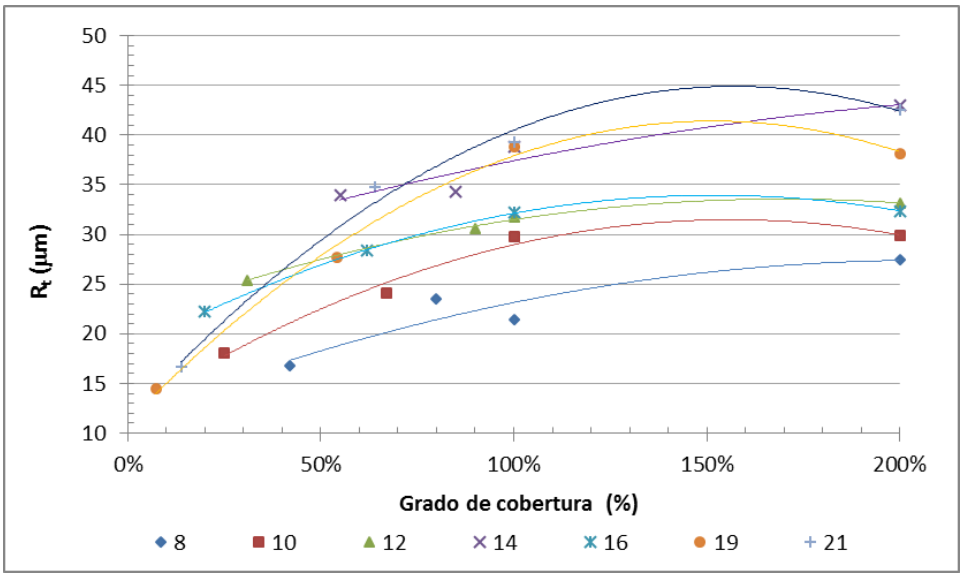



Figura 4.12. Parámetro de rugosidad $R_t$ en función del grado de cobertura

Por otro lado, los resultados de la evolución de la rugosidad media, $R_a$, y de la rugosidad máxima, $R_{máx}$, que se consideran que son los parámetros que mejor describen la topografía de las superficies de las probetas tratadas mediante los procesos de shot peening a diferentes intensidades Almen [63], se muestran respectivamente en las Tabla 4.12 y las Figura 4.13 y Figura 4.14.

Tabla 4.12. Evolución de la rugosidad media ($R_a$) en función de la cobertura para cada intensidad Almen

| **8A** | | **10A** | | **12A** | | **14A** | | **16A** | | **19A** | | **21A** | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| %C | $R_a$ [µm] | %C | $R_a$ [µm] | %C | $R_a$ [µm] | %C | $R_a$ [µm] | %C | $R_a$ [µm] | %C | $R_a$ [µm] | %C | $R_a$ [µm] |
| 42 | 2,0 | 25 | 1,65 | 31 | 2,15 | 55 | 3,96 | 20 | 1,80 | 7,2 | 0,82 | 13,8 | 0,67 |
| 80 | 3,2 | 67 | 3,07 | 90 | 4,43 | 85 | 4,73 | 62 | 3,28 | 54,6 | 3,23 | 67 | 3,23 |
| 100 | 3,2 | 100 | 4,51 | 100 | 5,13 | 100 | 5,92 | 100 | 4,72 | 100 | 6,24 | 100 | 6,24 |
| 200 | 3,8 | 200 | 4,29 | 200 | 4,93 | 200 | 6,22 | 200 | 5,22 | 200 | 5,76 | 200 | 5,76 |

Tabla 4.13. Evolución de la rugosidad máxima ($R_{máx}$) en función de la cobertura para cada intensidad Almen

| **8A** | | **10 A** | | **12 A** | | **14 A** | | **16 A** | | **19** | | **21** | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **%C** | $R_{máx}$ [µm] | %C | $R_{máx}$ [µm] | %C | $R_{máx}$ [µm] | %C | $R_{máx}$ [µm] | %C | $R_{máx}$ [µm] | %C | $R_{máx}$ [µm] | %C | $R_{máx}$[µm] |
| **42** | 17,4 | 24,4 | 17,2 | 31,4 | 21,0 | 59,2 | 26,6 | 17,7 | 16,9 | 7,18 | 13,6 | 17,3 | 16,1 |
| **80** | 19,8 | 67,3 | 21,0 | 90 | 21,4 | 84,8 | 28,2 | 54 | 21,5 | 54,3 | 26,5 | 67 | 33,7 |
| **100** | 21,8 | 100 | 23,9 | 100 | 23,5 | 100 | 28,5 | 100 | 26,2 | 100 | 37,2 | 100 | 37,1 |
| **200** | 23,7 | 200 | 24,7 | 200 | 27,5 | 200 | 34,6 | 200 | 23,1 | 200 | 39,5 | 200 | 40,5 |

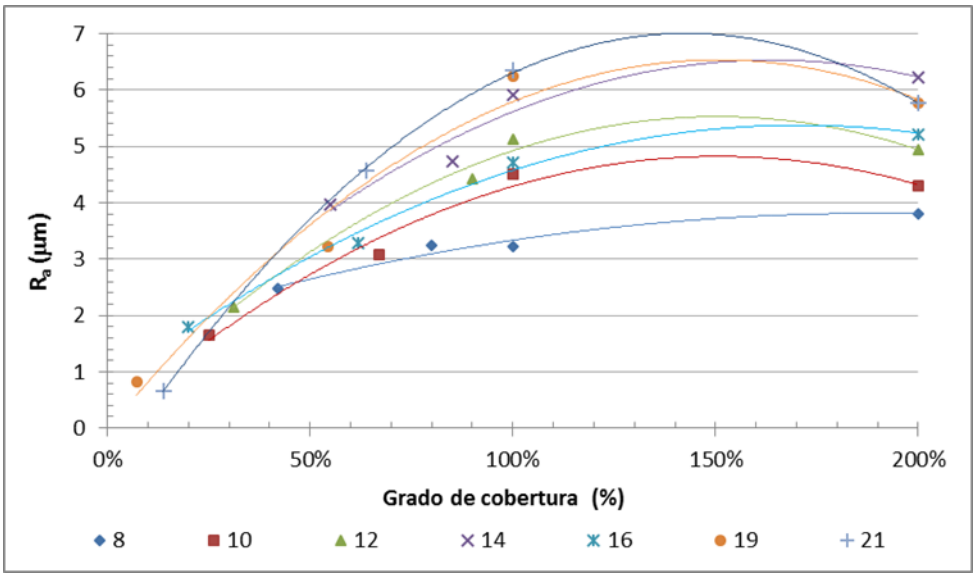



Figura 4.13. Representación gráfica de la evolución de la rugosidad media ($R_a$) con respecto a la cobertura para cada intensidad Almen.

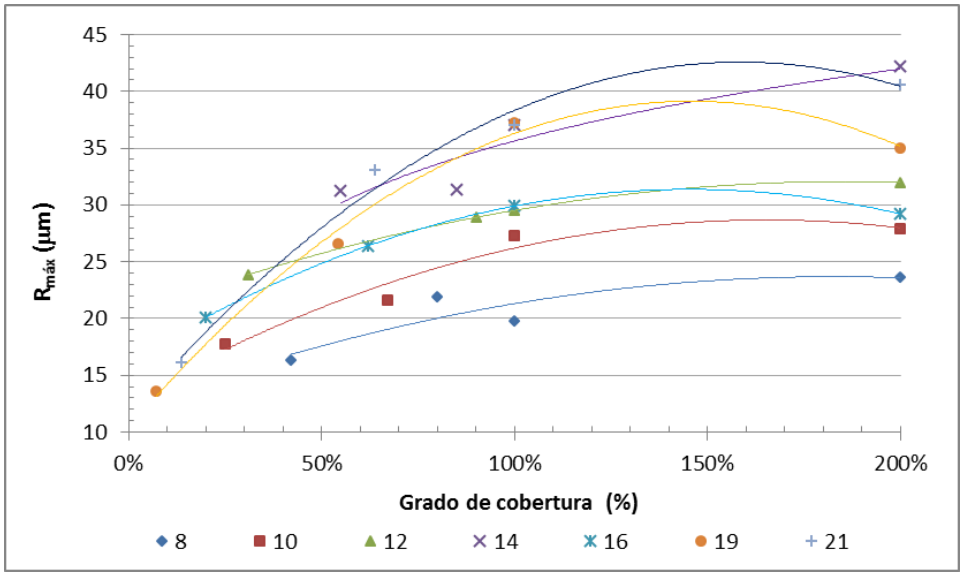



Figura 4.14. Evolución de la rugosidad máxima ($R_{máx}$) con respeto al grado de cobertura

Las curvas de evolución de los parámetros de rugosidad $R_a$ y $R_{máx}$ muestran una evolución similar. Al aumentar el grado de cobertura, los parámetros de rugosidad aumentan significativamente hasta alcanzar el grado de cobertura correspondiente al 100%. A partir de la cobertura total, el aumento de rugosidad es mínimo, e incluso, en algún caso se ha medido un ligero descenso al alcanzar el 200%. Este último efecto puede deberse a lo expuesto por Oka, Okamura y Yoshida [7]; los autores destacan el hecho de que la capacidad de deformación de un material en el impacto con una partícula esférica dependerá de sus propiedades mecánicas,

particularmente de la dureza y es bien sabido que la dureza superficial de las probetas aumenta significativamente como consecuencia de los repetidos impactos durante el proceso de shot peening, por lo que su capacidad de endurecimiento prácticamente se satura. Por otro lado, las crestas generadas en la superficie tras lograr la cobertura del 100%, son aplastadas por los proyectiles al continuar el proceso de shot peening y también pueden ser erosionadas por los proyectiles en el proceso de rebote.

Debe hacerse notar que inicialmente las probetas sobre las que se ha medido la rugosidad habían sido pulidas, por lo que lógicamente, los impactos de los tratamientos de shot peening incrementan la rugosidad. Analizando más en profundidad estos resultados, se puede observar que para grados bajos de cobertura (bajos tiempos de exposición), se generan pocos impactos y los resultados obtenidos pueden resultar poco precisos debido a la aleatoriedad de los impactos sobre las superficies.

Por otro lado, ambos parámetros de rugosidad proporcionan valores mayores cuando se aplica una mayor intensidad Almen. Esto se debe a que cuanto mayor es el diámetro de proyectil o la velocidad de los mismos (mayor intensidad Almen), mayor es el diámetro de la huella generada, tal y como se había puesto de manifiesto en la Figura 4.8 y también será mayor la profundidad de la misma [7]. Como se ha indicado anteriormente, al aplicar una mayor intensidad Almen sobre la superficie del material se incrementa la rugosidad en la superficie del material, hecho que se ha comprobado al comparar los tratamientos de 8, 10, 12 y 14A. Sin embargo, se observa que la rugosidad alcanzada tras los tratamientos de 16 A es menor que en los de 14 A, lo que significa que el diámetro del proyectil es, también, un parámetro importante a considerar (el tratamiento de 16 A se realizó con proyectiles de 0,7 mm de diámetro y una presión de 1,5 bares y el de 14 A con proyectiles de 0,5 mm de diámetro y 3 bares de presión). Respecto a este caso, debe tenerse en cuenta que bajo una energía cinética parecida, la profundidad de las huellas producidas al usar un proyectil de mayor diámetro será inferior.

Otro aspecto importante a considerar, es el efecto sobre el acabado superficial de los tratamientos de shot peening a las diferentes intensidades Almen con un mismo diámetro de proyectil. Al comparar los resultados obtenidos con las intensidades mayores, realizadas todas ellas con los proyectiles CW 0,7 (16, 19 y 21 A), nuevamente se evidencia el aumento de la rugosidad con la intensidad del tratamiento de shot peening. Es notorio que a medida que se incrementa la cobertura del tratamiento de shot peening la rugosidad media y máxima tiene una tendencia ascendente hasta alcanzar la cobertura total [7, 8].

#### *4.2.3.2. Factor concentrador de la tensión*

Producto de los múltiples impactos de los proyectiles sobre la superficie del material, las huellas generadas por la deformación plástica en la superficie del acero da lugar a concentradores geométricos de la tensión. En el apartado 3.3.1.1, se describió la ecuación propuesta por J. K. Li [30] para determinar el factor concentrador de tensiones (FCT). Este factor había sido calculado en el caso específico de las huellas generadas en los procesos de shot peening y contempla la presencia de otras huellas adyacentes, así como también la aplicación de un estado de tensión unidireccional, relacionando la profundidad $h$ y el diámetro $S$ de la huella, con la rugosidad máxima superficial, tal y como se muestra en la ecuación 4.2.

$$K = 1 + 4\left(h/S\right)^{1.3} = 1 + 4\left(R_{máx}/S\right)^{1.3} \qquad \text{Ec. 4.2}$$

En el Anexo 5 se desarrollaron los cuatro métodos planteados para obtener el diámetro de la huella $S$, para cada intensidad Almen. Aunque cada uno de los métodos evaluados tiene sus ventajas e inconvenientes, se ha considerado que el método más adecuado fue aquel donde el diámetro de la huella, $S$, se determinó midiendo directamente de las fotomicrografías obtenidas por microscopía electrónica de barrido. De igual manera en este caso, para utilizar los valores más extremos, se identificaron los valores máximos de $R_{máx}$, dentro de los 7 perfiles de rugosidad realizados para cada medida.

De este modo, la evaluación del diámetro medio de las huellas generadas mediante shot peening se llevó a cabo mediante la observación en el microscopio electrónico de barrido de la morfología superficial de las muestras con una cobertura del 100% correspondiente a cada intensidad Almen. Además, en este mismo análisis superficial se evaluó también la presencia de daños macroscópicos que pudieran funcionar como iniciadores de grietas bajo cargas de fatiga, sin que en ningún caso se detectara algún daño significativo. En la Tabla 4.14 se recogen los valores medios del diámetro de la huella, junto con la rugosidad máxima promedio determinados en cada caso y el valor del factor concentrador de tensión, calculado haciendo uso de la ecuación 4.2.

Los resultados del factor concentrador de tensiones calculados, que muestra la Tabla 4.14, no parecen ser muy dependientes de la intensidad Almen utilizada, ya que los mayores valores se han obtenido tanto para las intensidades inferiores como para las intensidades mayores. Sin embargo, cuando se mantiene el mismo tamaño de los proyectiles, como es el caso las

intensidades 16, 19 y 21A, dónde se utilizaron proyectiles de 0,7 mm y también con las intensidades 12 y 14 A, con proyectiles de 0,5 mm, en un caso el factor concentrador aumenta con la presión, es decir al hacerlo la intensidad Almen, mientras que en otro caso, con proyectiles de 0,7 mm de diámetro, no se observan diferencias significativas. Es interesante también destacar que el menor valor del factor concentrador de la tensión se obtuvo con los tratamientos más intensos, que se habían llevado a cabo utilizando proyectiles de mayor tamaño (0,7 mm), que a priori podría pensarse que da lugar a factores concentradores de tensión mayores.

Tabla 4.14. Factor concentrador de tensiones para cada intensidad Almen

| Intensidad | $R_{máx}$ (µm) | S (µm) | FCT |
|---|---|---|---|
| **8 A** | 21,87 | 133,5 | 1,38 |
| **10 A** | 29,87 | 188,0 | 1,37 |
| **12 A** | 33,07 | 223,5 | 1,33 |
| **14 A** | 40,00 | 235,0 | 1,40 |
| **16 A** | 32,80 | 270,0 | 1,26 |
| **19 A** | 37,21 | 309,4 | 1,26 |
| **21 A** | 37,06 | 303,6 | 1,26 |

### 4.2.4. Determinación del endurecimiento superficial

#### *4.2.4.1. Perfiles de dureza (todas las IA)*

Los tratamientos superficiales de shot peening están condicionados a ciertos parámetros y variables, que tras ser controlados permiten inducir efectos positivos en la superficie del material como acabado superficial, tensiones residuales de compresión y endurecimiento superficial. En este apartado se ha desarrollado la influencia de los tratamientos de shot peening en torno al endurecimiento superficial inducido sobre el acero F1272.

Se ha de recordar que los tratamientos de shot peening se realizaron sobre probetas planas, de sección transversal circular y espesor entre 5 y 7 mm, obtenidas a partir de las barras de acero F1272. Las probetas fueron previamente desbastadas y pulidas, posteriormente, se realizaron los tratamientos superficiales con coberturas del 100%. Tras haber caracterizado las superficies mediante medidas de rugosidad y microscopía electrónica de barrido, para evaluar el acabado superficial y el factor concentrador de tensiones, se procedió a determinar los perfiles de endurecimiento, para lo que se cortaron transversalmente.

Como se describió en el capítulo 3, los pares de valores, dureza y profundidad, fueron graficados tal y como se puede observar en las Figura 4.15 y Figura 4.16. Los resultados se han

representado en dos figuras separadas para facilitar la comparación de los mismos. También se puede apreciar que la agrupación de los perfiles se ha realizado teniendo en cuenta la diferencia existente en la dureza base del aceros de uno y otro lote de probetas (338-346 HV en uno y 330-338 HV el otro).

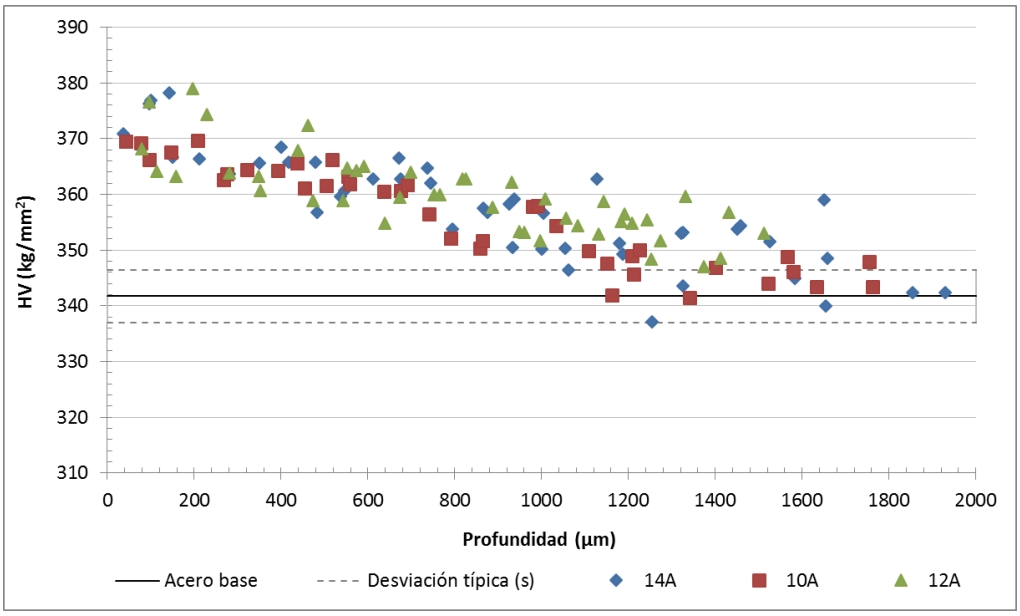



Figura 4.15. Perfiles de endurecimiento superficial en las probetas tratadas mediante shot peening a intensidades Almen de 10,12 y 14 A

En las Figura 4.15 y Figura 4.16 se puede observar que el mayor endurecimiento se presenta en las primeras 100 µm, y que posteriormente decrecen hasta estabilizar en valores aproximados a la dureza base del acero. En los perfiles mostrados se puede observar que el endurecimiento inducido es bastante pequeño y, como consecuencia, la dispersión en los puntos de medida ha sido alta. Sin embargo, ha sido posible cuantificar el máximo endurecimiento sufrido por el acero en cada tratamiento la profundidad a la cual se presenta (Figura 4.15).

Se ha intentado utilizar el ajuste exponencial de los valores de dureza utilizando las expresiones 3.11 y 3.12 mostradas en el correspondiente capítulo. Dado que el estudio matemático no ha proporcionado información adicional alguna, se ha decidido no mostrar los resultados obtenidos.

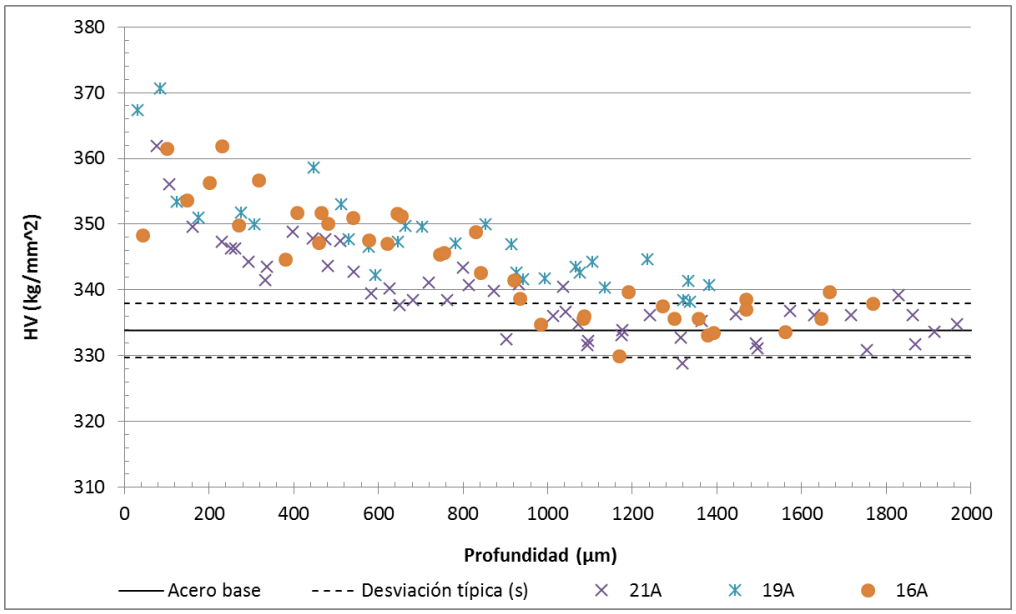



Figura 4.16. Perfiles de endurecimiento superficial en las probetas tratadas mediante shot peening a intensidades Almen de 8, 16, 19 y 21A

Para determinar el nivel de endurecimiento superficial, se ha determinado en cada caso la diferencia entre los valores de dureza medidos en la región superficial tratada afectada por shot peening y la dureza del acero base medida en cada probeta. Esta variación ha sido relativamente baja (inferior a 40 unidades Vickers) para todas las intensidades Almen. Operando de este modo se ha recogido en la Tabla 4.15 el endurecimiento máximo inducido y la profundidad aproximada de la zona endurecida. Se puede ver que, a pesar de la escasa fiabilidad de los resultados obtenidos, el endurecimiento superficial está relacionado con la intensidad Almen, ya que a medida que aumenta la intensidad Almen aplicada, el endurecimiento se incrementa y también lo hace la profundidad de la región endurecida.

Tabla 4.15. Endurecimiento máximo inducido y profundidad de la zona afectada

| IA | ΔHV (kg/mm$^2$) | L (mm) |
|---|---|---|
| **8A** | 15 | 0,70 |
| **10A** | 25 | 0,80 |
| **12A** | 28 | 0,80 |
| **14A** | 30 | 0,90 |
| **16A** | 27 | 0,90 |
| **19A** | 29 | 0,90 |
| **21A** | 30 | 1,00 |

Respecto a las dificultadas expuestas, autores como Soady et al [65], proponen estimar la profundidad de la zona afectada por los tratamientos de shot peening intersectando los perfiles de endurecimiento superficial con los de las tensiones residuales de compresión.

De cualquier manera, otro parámetro que permite estimar el endurecimiento superficial es el FWHM (Full Width at Half Maximun- ancho del pico de difracción en la mitad de su altura) que está determinado por la deformación en frío, el tamaño de grano y el endurecimiento que ha sufrido el material [34, 66]. El parámetro FWHM aumenta proporcionalmente con la cantidad de trabajo en frío suministrado al material, ya que mide la existencia de variaciones muy pequeñas en el ángulo de difracción, ligadas a variaciones igualmente muy pequeñas de la distancia interplanar de los planos de difracción, que se justifican en virtud de la existencia de dislocaciones. De este modo, este parámetro sería directamente proporcional a la densidad de dislocaciones y, por lo tanto, al endurecimiento por deformación plástica. No se trata de una medida directa del endurecimiento, como la construcción de los perfiles de dureza, pero sí es una estimación real la tendencia del material a endurecerse.

La Figura 4.17 muestra el perfil del parámetro FWHM obtenido con cada uno de los tratamientos de shot peening realizados.

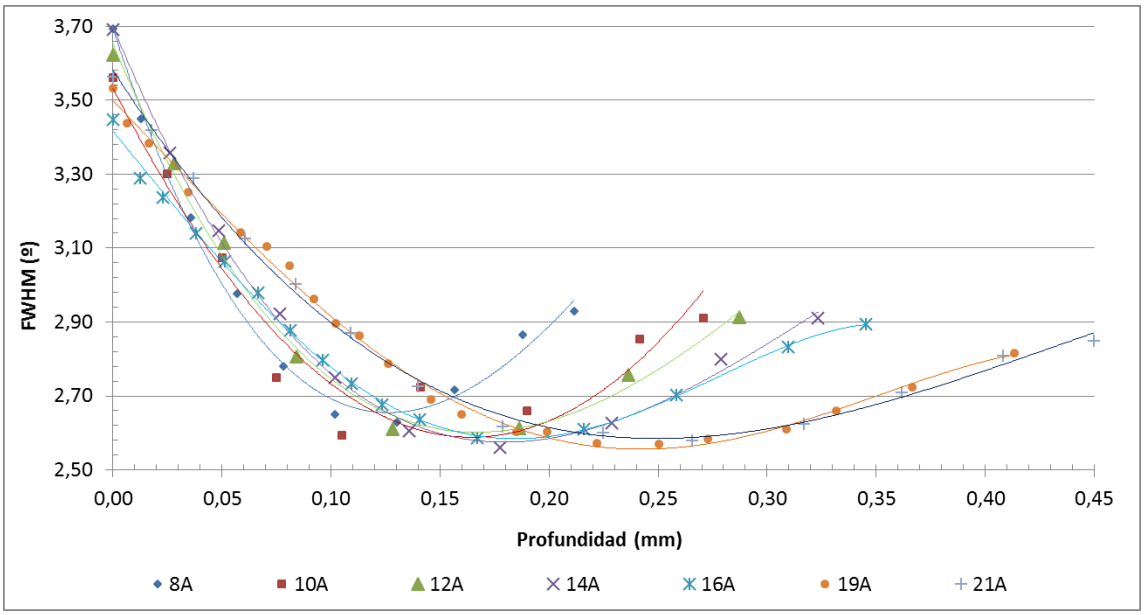



Figura 4.17. Perfiles de FWHM en función de la profundidad

Resulta interesante destacar la evolución del parámetro FWHM con la profundidad en las muestras tratadas mediante shot peening de este acero. En este caso, si bien predomina el

endurecimiento superficial propio del shot peening, a una cierta profundidad, situada entre 0,1 y 0,25 mm, según haya sido la intensidad Almen aplicada, se observa un mínimo en el factor FWHM, que luego se incrementa ligeramente con la profundidad, hasta alcanzar el nivel que tenía el acero sin tratar (en este caso 2,9º). Es decir la deformación plástica inducida en el shot peening, si bien genera un claro endurecimiento superficial, también ha propiciado en regiones algo más interiores una especie de auto-revenido del acero (posiblemente, en las regiones citadas, la distorsión de la red que genera la deformación plástica en frío promueve la precipitación de carburos, origen del ablandamiento de revenido).

Detallando los diferentes perfiles del parámetro FWHM obtenidos, parece que el endurecimiento máximo superficial es aparentemente independiente de la intensidad del tratamiento de shot peening. Es más, en la Figura 4.17 se aprecia el cruce de los perfiles del parámetro FWHM en torno a una profundidad aproximadamente igual a unos 30-50 μm. Se hace notar que por debajo de la profundidad citada y hasta alcanzar el mínimo de cada perfil el endurecimiento aumenta con la intensidad Almen (nótese la posición de las curvas en el rango de profundidades entre 50 y 100 μm), mientras que en la región más superficial son la intensidades Almen más bajas las que proporcionan el mayor endurecimiento. Por otro lado, la profundidad afectada depende claramente de la intensidad Almen aplicada, aumentando significativamente con ésta. La Figura 4.18 muestra tanto la variación de la posición del mínimo del factor FWHM, como de la profundidad para la que se alcanza el valor de este parámetro en el acero base, en función de la intensidad Almen aplicada.

Se quiere igualmente destacar que la profundidad en la que se ve afectado el parámetro FWHM tras los tratamientos de shot peening es apreciablemente menor que la profundidad de la región endurecida que se ha medido y mostrado en la Tabla 4.15. De cualquier manera, como se aprecia en la Figura 4.18, se hace notar que el perfil del parámetro FWHM parece ser un método más sencillo, fiable y preciso a la hora de determinar la profundidad de la zona afectada por los tratamientos de shot peening que la medida directa del perfil de microdureza.

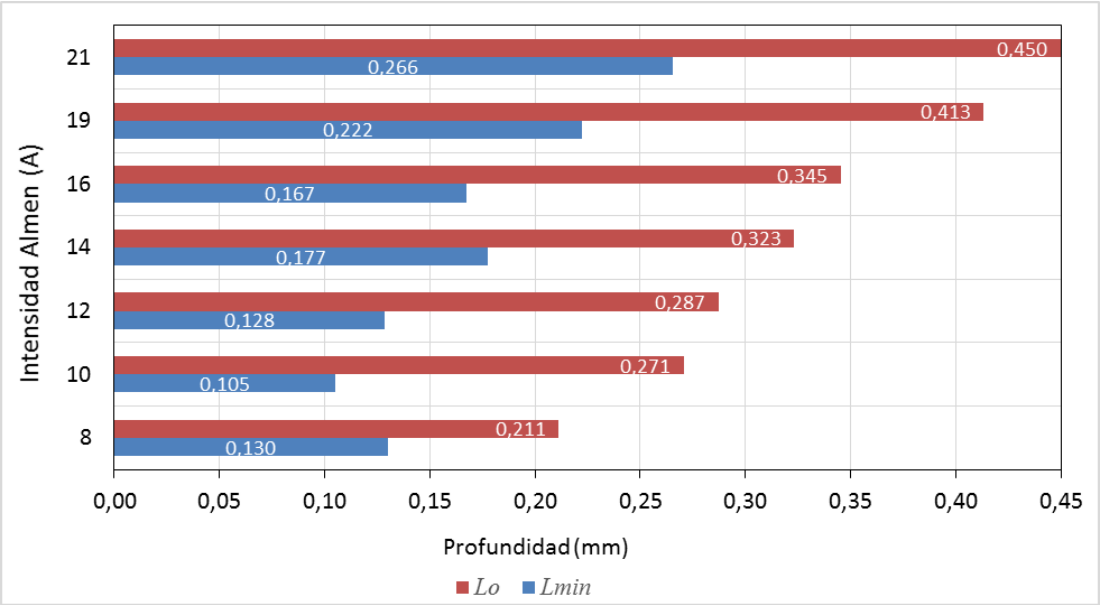



Figura 4.18. Profundidad del mínimo del factor FWHM ($L_{min}$) y la profundidad para la que se alcanza el FWHM del acero base ($L_0$), en función de la intensidad Almen aplicada

## 4.3. DETERMINACIÓN DEL CAMPO DE TENSIONES RESIDUALES DE COMPRESIÓN

### 4.3.1. Perfiles de tensiones residuales

En todo proceso de shot peening, durante el rebote de cada impacto se genera una deformación plástica superficial. La zona deformada plásticamente interactúa con el campo elástico sub-superficial y de este modo se genera en un campo de tensiones residuales distribuido a través de la profundidad del componente o pieza tratada mediante shot peening. Este campo de tensiones residuales es la suma de los todos los campos generados por los múltiples impactos individuales en la superficie del material y de los impactos progresivos que permiten cubrir la totalidad la superficie de la muestra [9], tal y como se muestra en la Figura 4.19, generando así un estado de tensiones de compresión biaxial, equilibrado [34].

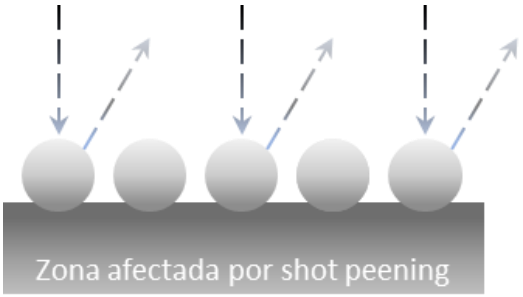



Figura 4.19. Zona superficial de tensiones residuales de compresión tras múltiples impactos individuales

Como ya se ha indicado y detallado en otros apartados de este trabajo, se ha empleado la técnica de difracción de rayos X para la determinación de la tensión residual superficial y esta misma técnica combinada con el pulido electrolítico, para la determinación de los perfiles de tensiones residuales. La explicación detallada del procedimiento utilizado se ha expuesto en los apartados 3.3.3 y 3.3.4 y, por otro lado, la precisión y el cálculo de las incertidumbres asociados a esta caracterización se han recogido en el Anexo 6. Se hace notar que los perfiles que se expondrán en este apartado corresponden siempre a los perfiles medios corregidos ($\sigma_Z \; vs \; Profundidad$) con objeto de tener en cuenta la redistribución o relajación de las tensiones que tiene lugar como consecuencia de la eliminación de material mediante el proceso electroquímico utilizado.

Las Figura 4.20 yFigura 4.21 muestran los perfiles de tensiones residuales obtenidos sobre las probetas de acero F1272 tratadas superficialmente mediante shot peening al 100% de

cobertura y las diferentes intensidades Almen. En los gráficos de tensiones residuales en función de la profundidad, se han determinado los puntos característicos que permiten caracterizar y cuantificar los efectos del tratamiento superficial, tales como $\sigma_s^{rc}$ o tensión residual de compresión en la superficie; $\sigma_{máx}^{rc}$, máximo valor de la tensión residual de compresión, que siempre ha tenido lugar sub-superficialmente, $Z_{mc}$, que es la distancia medida desde la superficie a la que se desarrolla $\sigma_{máx}^{rc}$ y $Z_0$, que se define como la profundidad de la región que ha quedado bajo tensiones residuales de compresión [37]. En la Tabla 4.16 se han resumido los cuatro aspectos característicos.

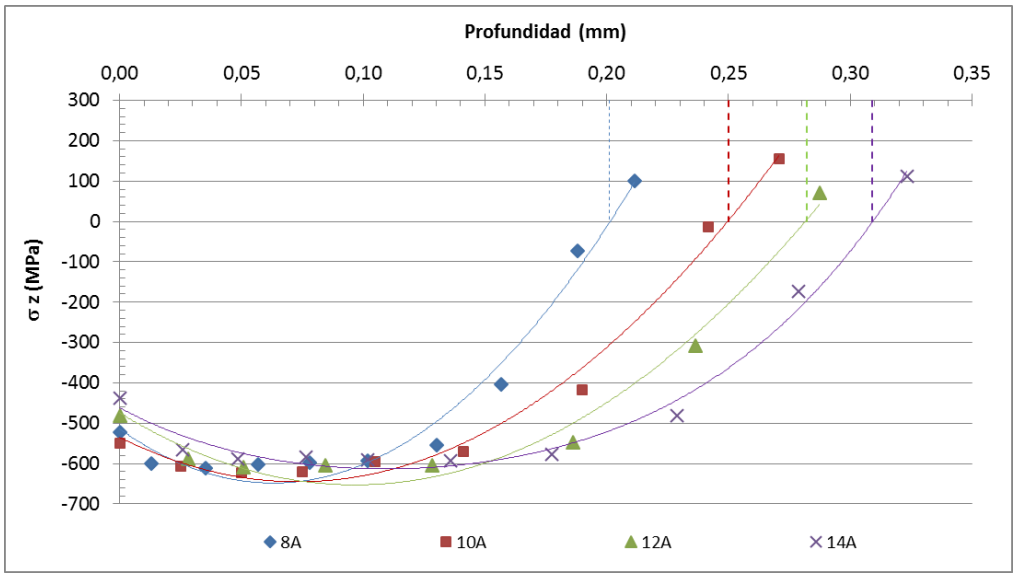



Figura 4.20. Perfil de tensiones residuales de compresión para intensidades Almen 8, 10, 12 y 14A

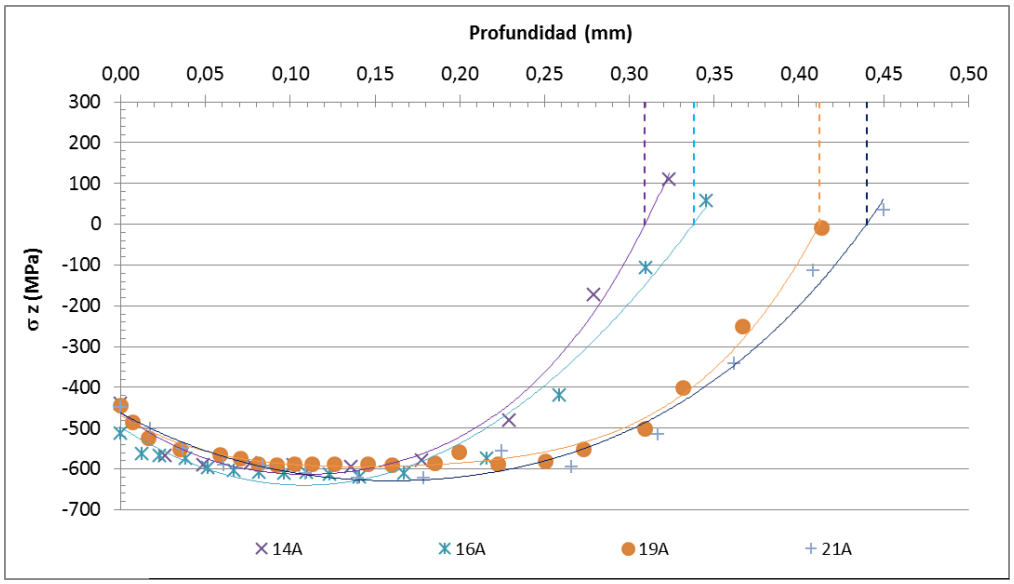



Figura 4.21. Perfiles de tensiones residuales de compresión para intensidades Almen a 14, 16, 19 y 21A

Tabla 4.16. Parámetros característicos representativos del perfil de tensiones residuales de compresión máxima

| IA | $\sigma_s^{rc}$(MPa) | $\sigma_{máx}^{rc}$ (MPa) | $Z_{mc}$ (mm) | $Z_0$ (mm) |
|---|---|---|---|---|
| **8** | -522 | -621 | 0,0355 | 0,2010 |
| **10** | -549 | -634 | 0,0500 | 0,2500 |
| **12** | -480 | -627 | 0,1283 | 0,2820 |
| **14** | -439 | -609 | 0,1358 | 0,3090 |
| **16** | -513 | -628 | 0,1406 | 0,3380 |
| **19** | -443 | -595 | 0,1597 | 0,4120 |
| **21** | -448 | -636 | 0,1787 | 0,4400 |

En la Figura 4.22 se han representado los valores de la tensión residual de compresión superficial y de la tensión residual máxima de compresión en función de la intensidad Almen aplicada. Dentro de los resultados resalta el hecho de que la tensión residual máxima de compresión obtenida con los distintos tratamientos ha sido prácticamente idéntica, ya que las diferencias observadas se encuentran dentro de los valores de incertidumbre determinados en el Anexo 6 (sobre 45 MPa). Por otro lado, la tensión residual de compresión superficial tampoco ha variado demasiado en estos tratamientos, aunque en este caso se observa una ligera tendencia a disminuir su magnitud en el caso de los tratamientos más intensos, es decir, la aplicación de una intensidad Almen excesiva conlleva una cierta relajación de la tensión residual en la región más superficial. Este resultado está también en línea con lo que se había observado al analizar los perfiles del parámetro de endurecimiento FWHM, donde se había constatado que en la región más superficial los tratamientos más intensos proporcionaban un menor endurecimiento (véase Figura 4.17).

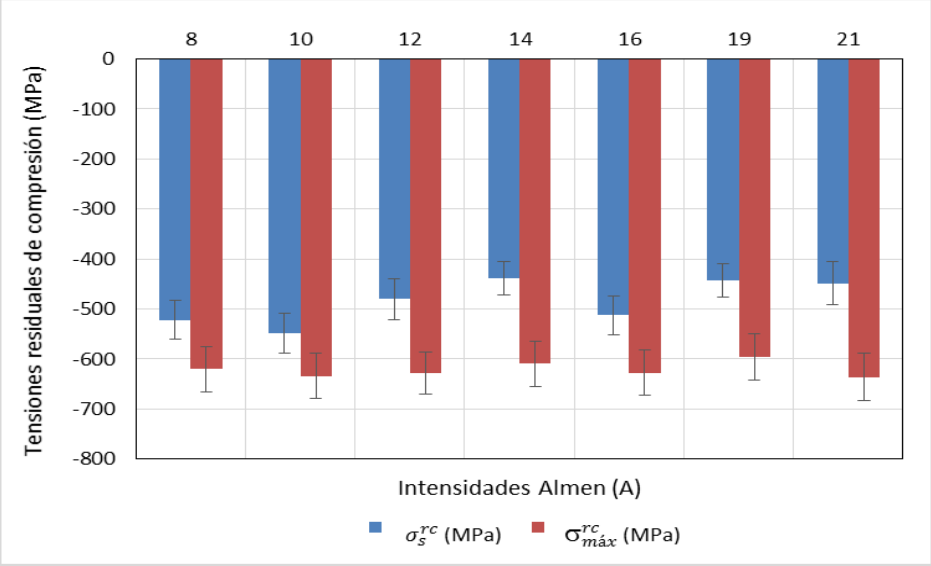



Figura 4.22. Evolución de las tensiones $\sigma_s^{rc}$ y $\sigma_{máx}^{rc}$ con la intensidad Almen aplicada

Se han obtenido unos valores medios de la tensión residual de compresión superficial y de la tensión residual máxima de compresión de 485 y 621 MPa respectivamente. Estos valores medios de la tensión residual corresponden aproximadamente a fracciones del límite elástico de este acero del 53 y del 68% respectivamente y del 40 y del 52% si se comparan con su resistencia a la tracción.

El mayor efecto que ha ejercido la intensidad Almen sobre los parámetros característicos del perfil de la tensión residual ha sido sobre los parámetros $Z_{mc}$ y $Z_0$. En la Figura 4.23 se han representado estos dos parámetros frente a la intensidad Almen y refleja claramente el aumento significativo de ambos con la intensidad del tratamiento.

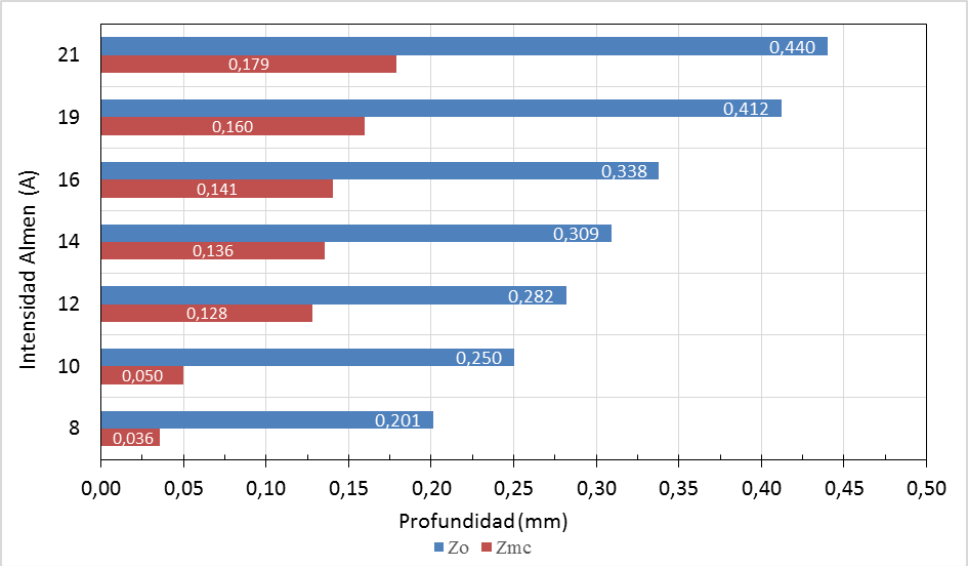



Figura 4.23. Evolución de las profundidades $Z_{mc}$ y $Z_0$ con la intensidad Almen aplicada

En la Figura 4.24 se han representado los valores de máxima tensión residual de compresión frente a la profundidad donde aparece para cada intensidad Almen. Las diferencias entre la distribución y profundidad del campo de tensiones residuales de compresión obtenidos para cada intensidad Almen, puede justificarse en función de la propagación de esfuerzos desde la superficie hacia el interior de las piezas. Estudios realizados por Kobayashi et al [67], han demostrado que tras pruebas de indentaciones dinámicas, traspolables a los tratamientos de shot peening, la distribución de las tensiones residuales de compresión varía en función del tamaño de la huella y de las velocidades de deformación, aspectos que dependen directamente de la energía cinética de impacto. También demostraron que en las pruebas con impactos simultáneos

se crea una distribución uniforme de tensiones residuales compresión debido al solapamiento de las huellas.

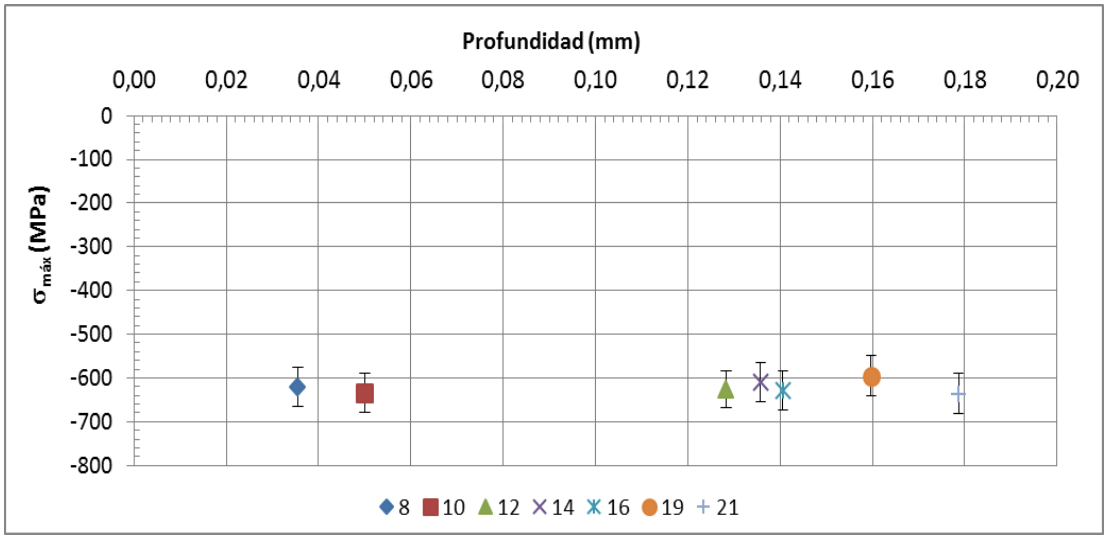



Figura 4.24. Representación gráfica de las tensiones residuales de compresión máxima en función de la profundidad

Lo antes descrito explica claramente la amplitud de la zona afectada y las diferencias en la profundidad de aparición de la máxima tensión residual. Sin embargo, luego de la máxima tensión de compresión, las tensiones residuales de compresión disminuyen debido al equilibrio interno de tensiones presente en un cuerpo [34]. Como puede notarse en las Figura 4.20 y Figura 4.21.

Debido al equilibrio entre las tensiones que se produce internamente en el material, se ha introducido un último parámetro característico del perfil de la tensión residual. Se ha considerado interesante analizar la longitud de la región superficial en la que se ha desarrollado una tensión residual de compresión importante ($Z_{mc}^{t}$), que correspondería al tamaño de la región en la que las grietas de fatiga crecerán con dificultad. Existirían varias formas de cuantificar este parámetro en función del criterio que se adoptase para definir lo que se entiende por tensión de compresión importante. A este respecto se han utilizado varios criterios. El primero de ellos seria tomar como referencia la tensión residual superficial, para delimitar el tamaño de la región en la que la tensión residual de compresión supera a la tensión residual superficial. Un segundo criterio sería identificar esta región como aquella en la que la tensión residual de compresión fuera mayor que un valor determinado, que podría ser el 50% del límite elástico del acero (en este caso 457 MPa) o el 40% del límite elástico del acero (en este caso 366 MPa). En la Figura

4.25 se han representado los valores del tamaño de la región sometida a grandes tensiones residuales de compresión en función de la intensidad Almen aplicada. Esta figura pone claramente de manifiesto que al incrementar la intensidad Almen, aumenta significativamente el tamaño de esta región, sea cual sea el criterio utilizado para definirla.

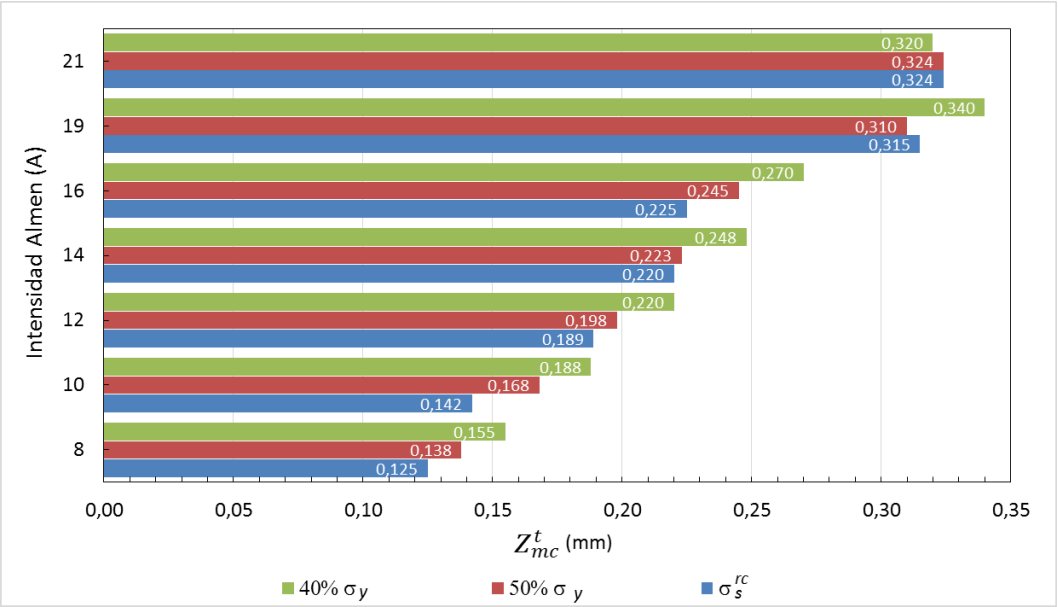



Figura 4.25. Evolución de profundidad de la zona con tensión residual de compresión importante ($Z_{mc}^{t}$) en función de la intensidad Almen

### 4.3.2. Determinación de la zona afectada por los tratamientos de shot peening

Se ha mencionado que uno de los métodos para determinar la zona afectada por los tratamientos de shot peening es el procedimiento propuesto por Soady et al [65], que consiste en intersectar los perfiles de tensiones residuales con los de endurecimiento superficial. A este respecto, si comparamos las Figuras 4.20 y 4.25 se constata que la profundidad de la región afectada por la presencia de tensiones residuales de compresión tiende a ser cercana a la profundidad afectada por el endurecimiento medido a través del parámetro FWHM. Con objeto de constatar mejor este punto y determinar con más precisión la profundidad afectada por los tratamientos de shot peening en las Figuras 4.28 a 4.34 se han representado conjuntamente los perfiles de la tensión residual y del parámetro FWHM para cada una de las intensidades Almen aplicadas. En ellas se puede apreciar la zona donde el FWHM se estabiliza alrededor de 2.90º.

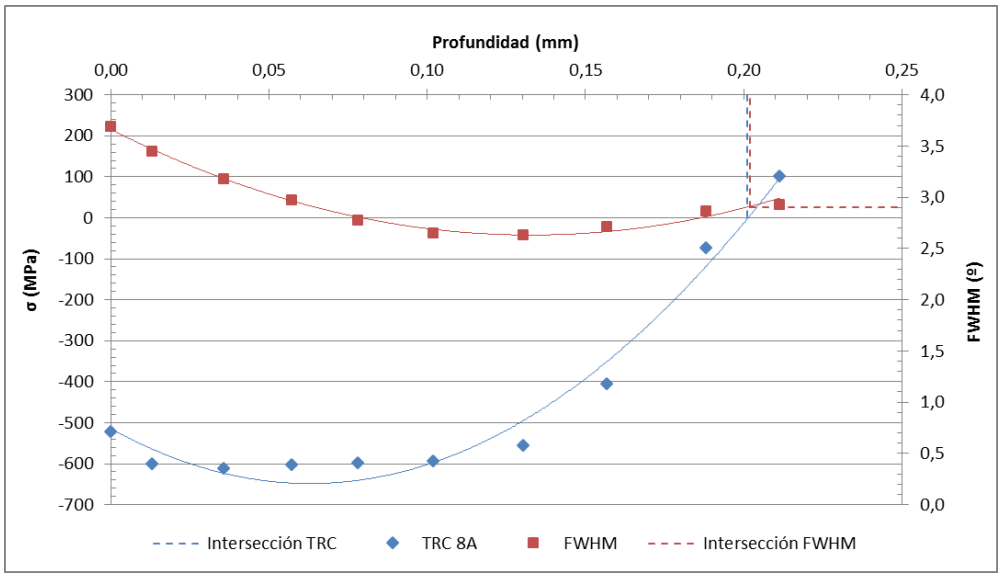



Figura 4.26. Perfil de tensiones residuales de compresión (TRC) y parámetro FWHM para un tratamiento de shot peening realizado a 8A

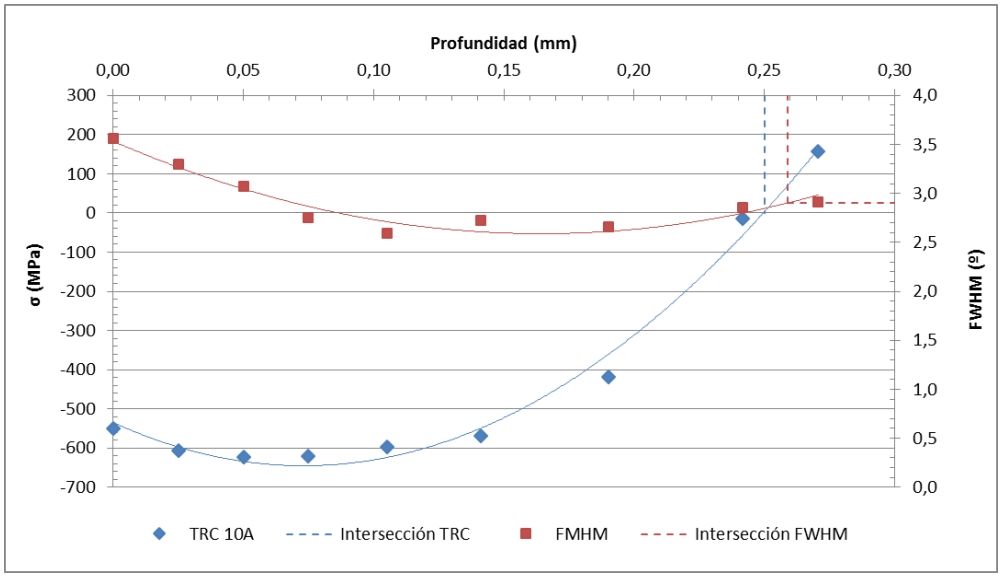



Figura 4.27. Perfil de tensiones residuales de compresión (TRC) y parámetro FWHM para un tratamiento de shot peening realizado a 10A

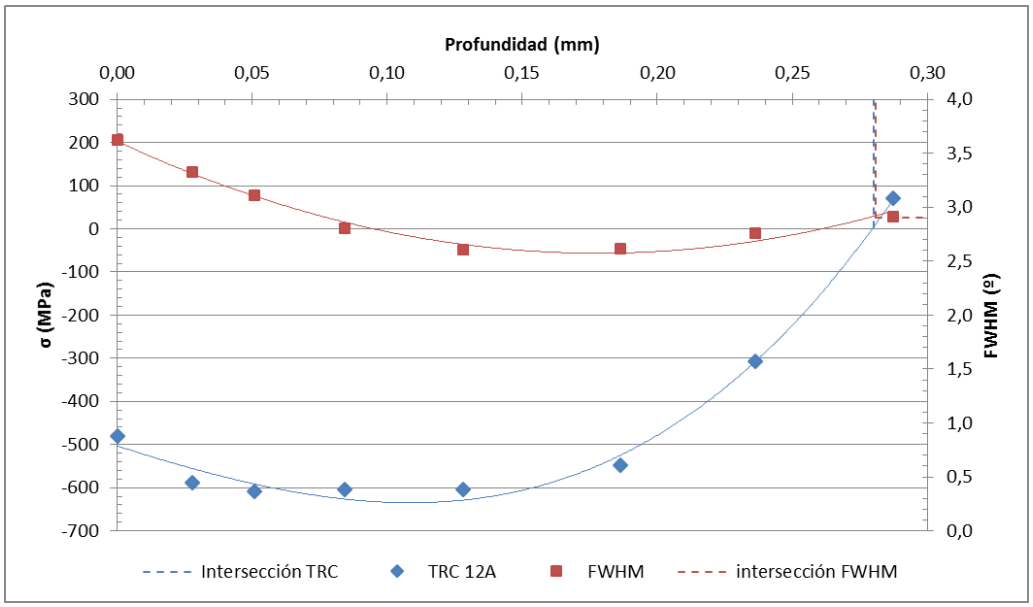



Figura 4.28. Perfil de tensiones residuales de compresión (TRC) y parámetro FWHM para un tratamiento de shot peening realizado a 12A

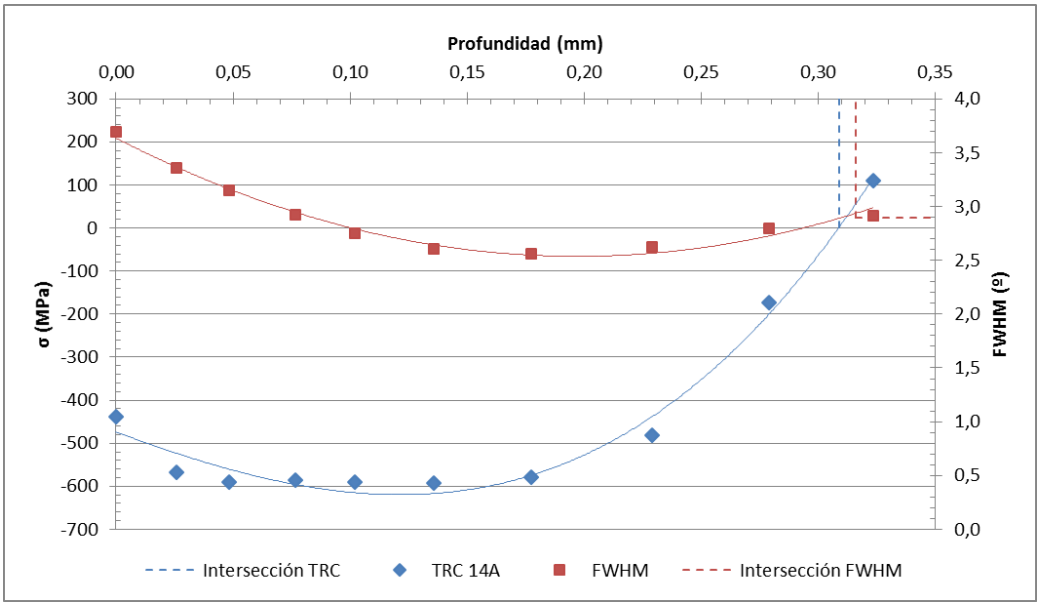



Figura 4.29. Perfil de tensiones residuales de compresión (TRC) y parámetro FWHM para un tratamiento de shot peening realizado a 14A

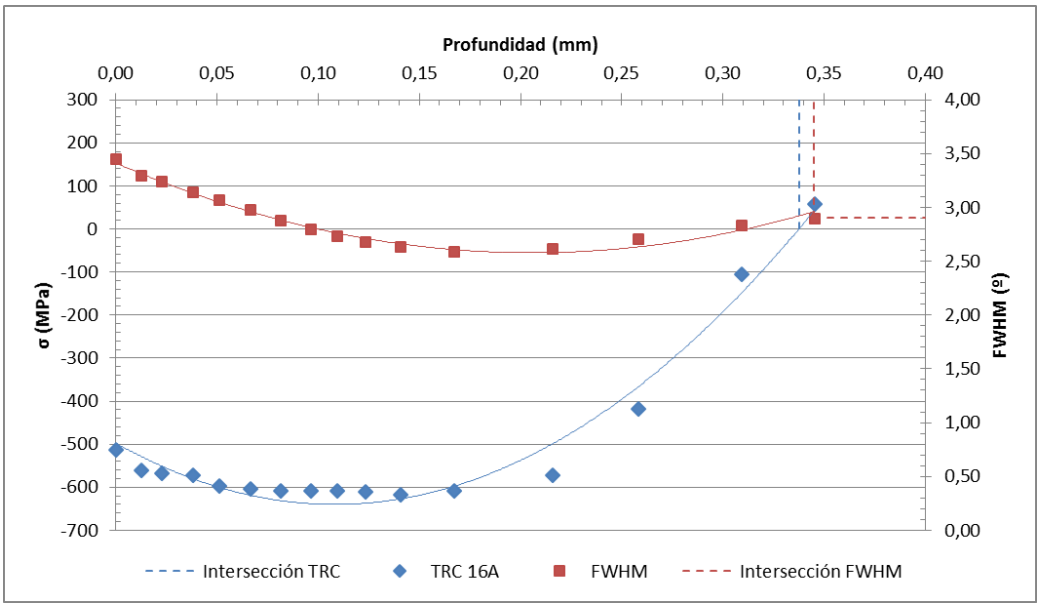



Figura 4.30. Perfil de tensiones residuales de compresión (TRC) y parámetro FWHM para un tratamiento de shot peening realizado a 16A

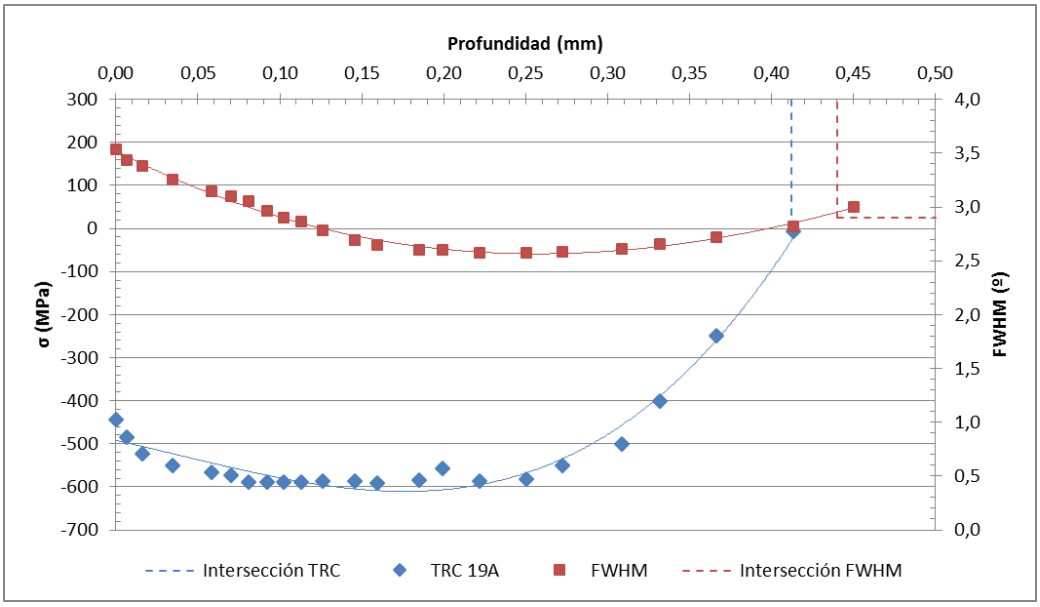



Figura 4.31. Perfil de tensiones residuales de compresión (TRC) y parámetro FWHM para un tratamiento de shot peening realizado a 19A

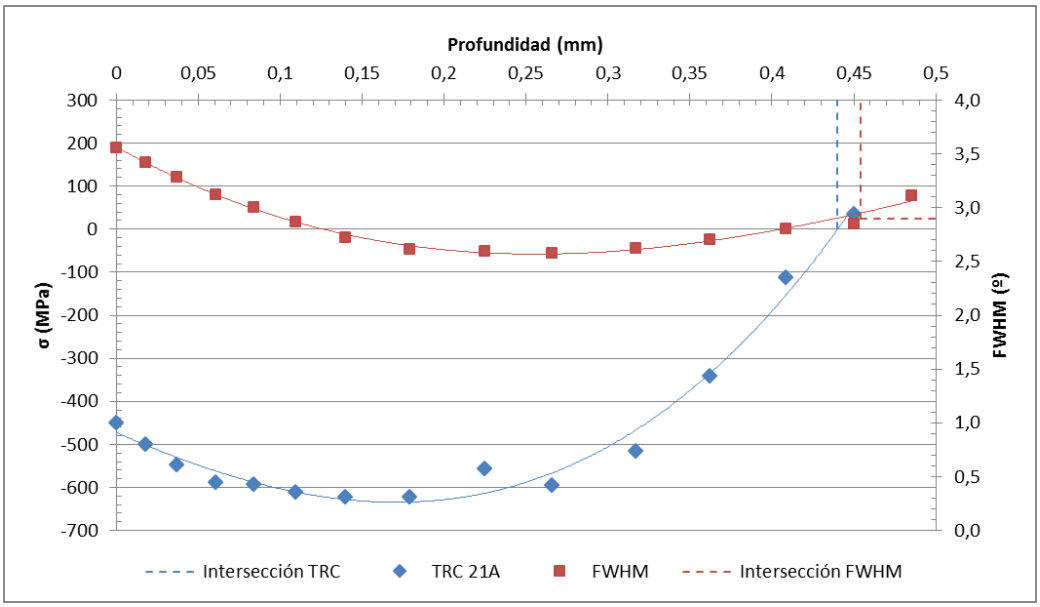



Figura 4.32. Perfil de tensiones residuales de compresión (TRC) y parámetro FWHM para un tratamiento de shot peening realizado a 21A

A partir de los gráficos anteriores se ha determinado con una mayor precisión la profundidad de la región que ha quedado afectada por el tratamiento de shot peening. De esta manera se ha determinado que la zona de interés estará denotada por la media entre la profundidad de estabilización del FWHM y la profundidad $Z_0$ presente en los perfiles de tensiones residuales. Los resultados obtenidos para cada una de las intensidades Almen se resumen en la Figura 4.33.

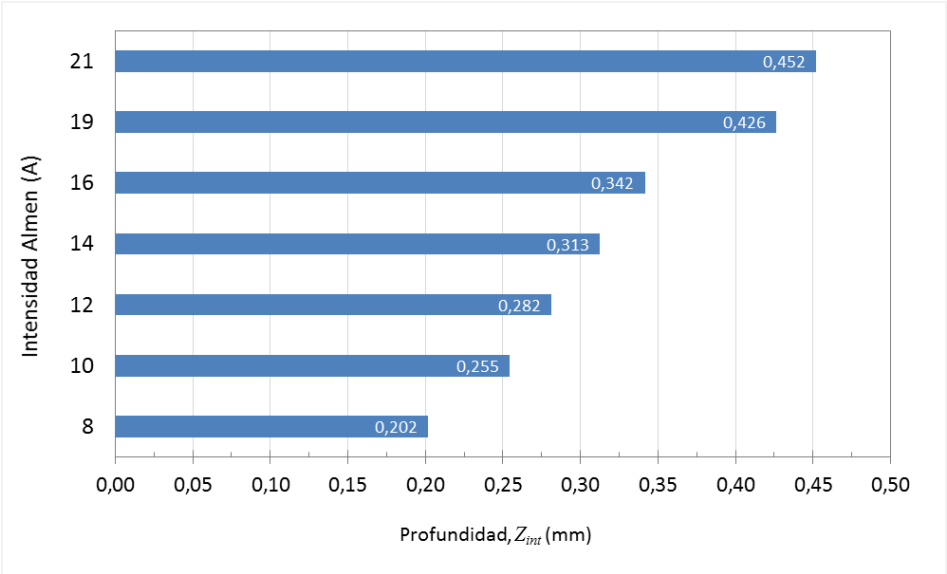



Figura 4.33. Profundidad afectada por el tratamiento de shot peening determinada mediante los perfiles de tensiones residuales de compresión y el parámetro FWHM para cada Intensidad Almen

## 4.4. ENSAYOS DE FATIGA ROTATIVA EN PROBETAS TRATADAS SUPERFICIALMENTE MEDIANTE SHOT PEENING

Se realizaron tratamientos de shot peening sobre probetas de fatiga con la misma intensidad Almen que las empleadas en las probetas planas, con la finalidad de estudiar el efecto de estos tratamientos superficiales ante solicitaciones cíclicas de fatiga. Era de esperar que tanto el endurecimiento superficial como el campo de tensiones residuales de compresión generados propiciaran el incremento de la vida a fatiga del acero. Sin embargo, el incremento de la rugosidad igualmente constatado puede resultar contraproducente, especialmente en el caso de intensidades Almen mayores, que son las que han dado lugar al mayor aumento de rugosidad.

Los ensayos de fatiga rotativa se realizaron bajo tensiones alternas equivalentes a fracciones de la tensión de rotura a tracción, $\sigma_r$, del acero. Los resultados medios del número de ciclos a rotura obtenidos en estos ensayos cuando se ha aplicado una tensión alterna igual al 50% de la resistencia a la tracción del acero base se muestran en la Figura 4.34, sobre la que también se ha indicado la dispersión de los mismos. En este caso se ha procedido también a comparar el comportamiento a fatiga de las probetas tratadas mediante shot peening con el de las probetas mecanizadas igualmente pero sin tratamiento superficial alguno y también se ensayaron probetas mecanizadas de la misma forma, sobre las que se aplicó por último un proceso final de pulido mecánico.

Los resultados que se exponen en la Figura 4.34 muestran que todos los tratamientos de shot peening, han mejorado el comportamiento ante cargas cíclicas del acero con respecto a los resultados obtenidos con las probetas mecanizadas sin tratar superficialmente mediante shot peening. El mayor número de ciclos de fatiga se ha obtenido con el tratamiento de intensidad Almen 10A. Con este tratamiento se ha conseguido multiplicar por un factor mayor que tres la vida a fatiga del material original.

Resulta interesante destacar que con el tratamiento de intensidad 12A se ha obtenido una disminución de la vida a fatiga muy significativa en relación al tratamiento 10 A y que esa disminución se ha mantenido igualmente con los tratamientos más intensos, que eran los que habían generado endurecimientos superficiales algo mayores y campos de tensiones residuales más profundos.

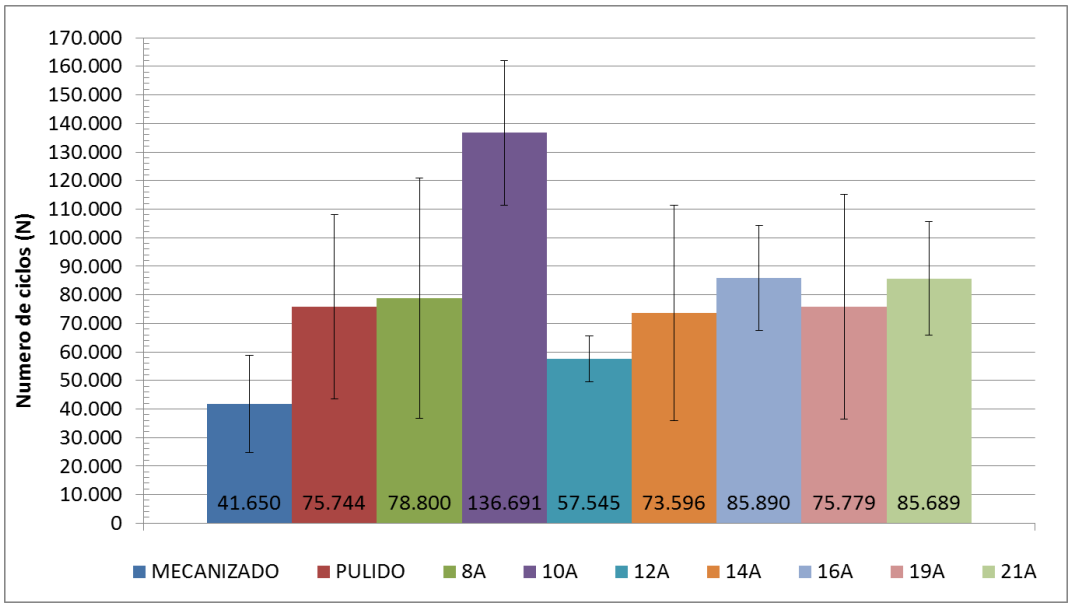



Figura 4.34. Vida a fatiga de probetas de acero F1272 tratadas superficialmente mediante shot peening bajo una tensión alterna de 50%$\sigma_r$

En la misma Figura 4.34 también se ha representado la vida a fatiga obtenida con las probetas tratadas mecánicamente mediante un proceso de pulido. En este caso el comportamiento a fatiga ha sido muy parecido al de la mayoría de los tratamientos de shot peening, pero sin embargo, claramente inferior al de las probetas tratadas con la intensidad 10A.

Con objeto de comprobar si los resultados de fatiga que se acaban de exponer se mantenían la misma tendencia para otro nivel de la tensión alterna aplicada, se ha realizado una segunda evaluación de los diferentes acabados superficiales (mecanizado y shot peening) bajo una tensión alterna ligeramente inferior, 45% de la resistencia a la tracción del acero base. Los resultados obtenidos en estos nuevos ensayos se han representado en la Figura 4.35. Nótese que al disminuir la tensión alterna aplicada, la vida a fatiga ha aumentado considerablemente y en algunos casos (con las intensidades de 10A y 12 A) se ha superado el número de ciclos máximo que se había considerado en estos ensayos que era de 4.000.000 (normalmente los ensayos de fatiga se paraban cuando se alcanzaba el citado número de ciclos). En este caso el efecto de la intensidad del tratamiento se shot peening sobre la vida a fatiga ha sido aún mucho más claro: se ha detectado un aumento espectacular de la vida a fatiga con los tratamientos de baja intensidad hasta conseguir un máximo para una intensidad de 10 A (se ha registrado un aumento del número de ciclos a fatiga en relación a las probetas sin tratamiento en un factor de 49) y, luego, un descenso evidente de la vida a fatiga al incrementar la intensidad de los tratamientos de shot peening. Aunque en este caso también todos los tratamientos de shot peening han

conseguido incrementar la vida a fatiga del acero, la mejora que han generado los tratamientos más intensos (16, 19 y 21 A) ha sido relativamente baja.

Ya otros investigadores habían puesto de manifiesto que el efecto de los tratamientos de shot peening sobre la vida a fatiga es tanto mayor cuanto más próximos se está del límite de fatiga del producto.

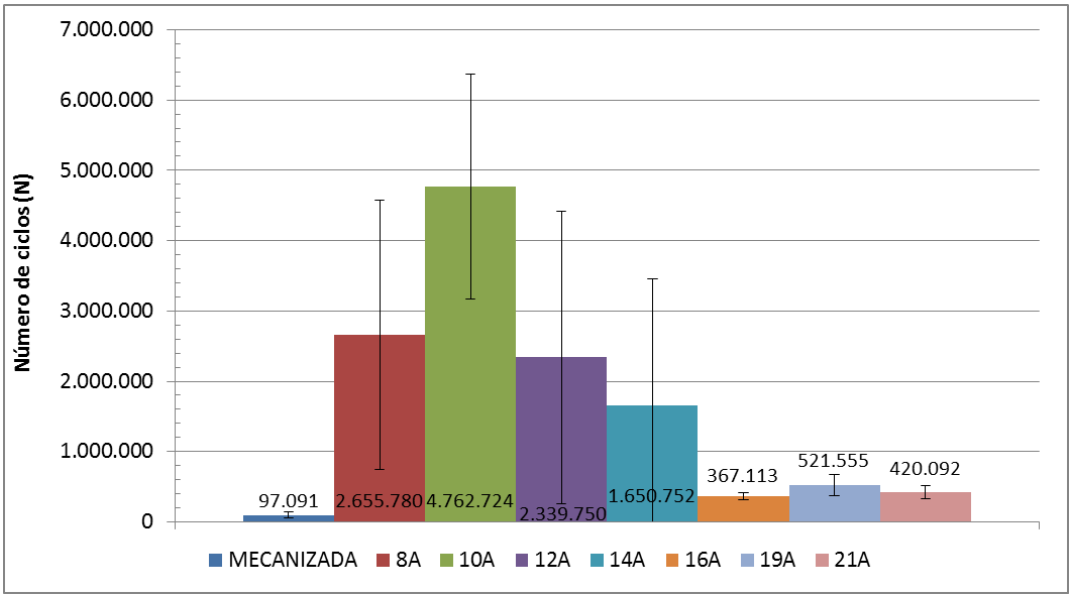



Figura 4.35. Vida a fatiga bajo una tensión 45%$\sigma_r$ de probeta de acero F1272 tratadas mediante shot peening

En definitiva, para las dos tensiones alternas ensayadas el mejor comportamiento ante cargas cíclicas se obtuvo con las probetas tratadas bajo intensidades Almen de 10A. Sin duda este tratamiento superficial es el que combina la mejor relación endurecimiento superficial-tensiones residuales de compresión- rugosidad/daño superficial. A pesar de que los tratamientos con mayores intensidades Almen inducen una zona afectada mayor por las tensiones residuales de compresión y un endurecimiento superficial también superior, el acabado superficial también juega un papel importante. En la Figura 4.36 se han representado los valores de rugosidad medidos directamente sobre las probetas de fatiga tratadas bajo las diferentes intensidades Almen. Nuevamente se pone de manifiesto el significativo aumento de los parámetros de rugosidad a medida que se incrementa la intensidad Almen, de manera que se mantiene el mismo comportamiento observado en las probetas planas (apartado 4.2.3.1). Es conveniente recordar que los tratamientos que habían proporcionado el menor factor concentrador de la tensión en el caso de las probetas planas (apartado 4.2.3.2) eran los de mayor intensidad (16, 19 y 21A) y, sin embargo, el comportamiento a fatiga ha sido claramente inferior

al medido con intensidades Almen de menores energías, por lo que el daño superficial generado en los tratamientos de shot peening no parece que quede del todo recogido a través de los parámetros de rugosidad.

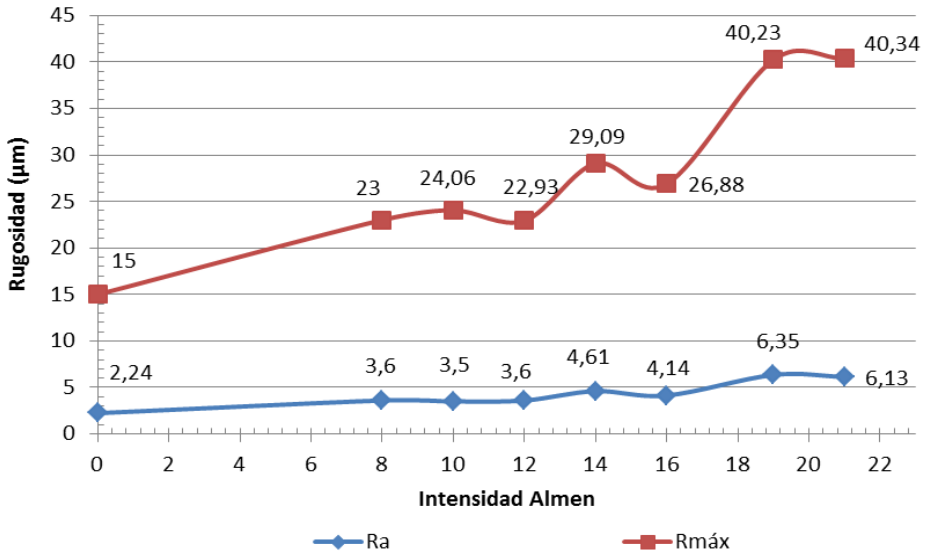



Figura 4.36. Acabado superficial de las probetas de fatiga rotativa tratadas mediante shot peening

El efecto de la rugosidad de la superficie de las piezas tratadas mediante shot peening y su resistencia a la fatiga ha sido estudiada con anterioridad y se ha determinado que cuando la rugosidad $R_a$ está comprendida entre valores de 2,5 <$R_a$ <5 µm, predominan el efecto de la tensión residual y la microestructura de la pieza de trabajo [65]. Sin embargo, en estudios documentados por Li [30], se ha demostrado que la rugosidad, en ensayos de fatiga ejecutados tras un alivio de tensiones sobre un acero AISI 4140, que es un acero similar al F1272, ha tenido un efecto perjudicial para rugosidades $R_a$ de 1,4 µm, en comparación con muestras pulidas (Ra = 0,3 µm). Por lo tanto, la rugosidad de la superficie debe ser considerada como un factor que influye en el mecanismo de iniciación de grietas tras el alivio de tensiones residuales que normalmente se produce en los primeros ciclos de fatiga.

Por otro lado, se ha analizado la superficie tratada de las probetas sometidas a las diferentes intensidades Almen utilizando para ello el microscopio electrónico de barrido, con objeto de intentar detectar la presencia de algún tipo de daño superficial. Tras la observación no se apreciaron diferencias significativas entre los distintos tratamientos de shot peening y tampoco se detectó daño significativo alguno. A modo de ejemplo, la Figura 4.37 muestra algunas de estas micrografías.

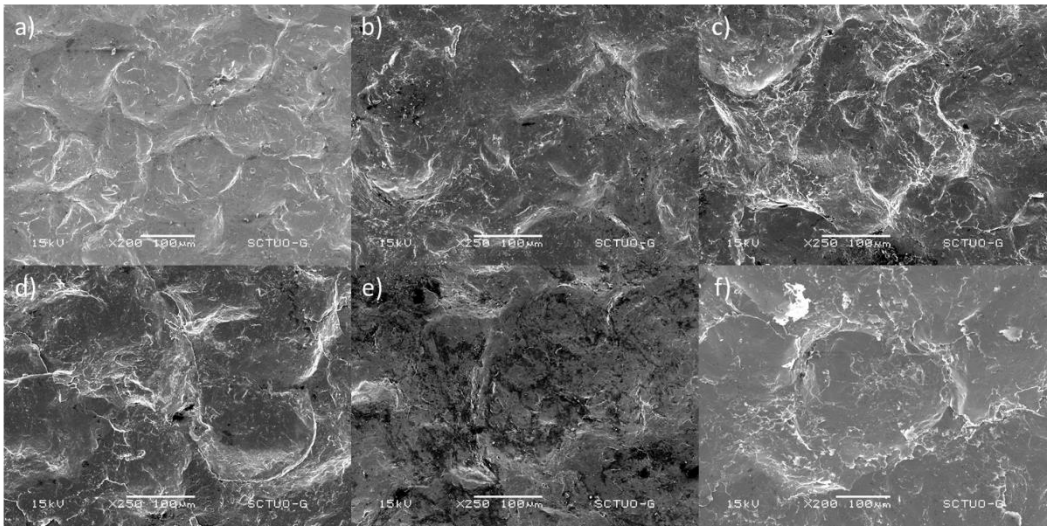



Figura 4.37. Topografía superficial del acero F1272 tras tratamientos de shot peening. Micrografías obtenidas mediante MEB: a) 8A, b) 10A, c) 12A, d) 14A, e) 16A, f) 21A

Finalmente, tras los ensayos de fatiga se evaluaron las superficies de rotura de las probetas ensayadas. En la Figura 4.38 se muestran algunas fractografías representativas. Nótese que los inicios de grieta se sitúan siempre en la periferia de la sección circular, es decir en la superficie de las probetas, como cabría de esperar, ya que en el ensayo de flexión rotativa la superficie de la probeta soporta la tensión máxima y ésta a su vez decrece linealmente, siendo igual a cero en el eje central de la misma (a una profundidad de 3 mm, en una probeta de 6 mm de diámetro). Además, las mismas figuras muestran que la aplicación de los tratamientos de shot peening favorece la formación de múltiples grietas repartidas a lo largo de la superficie de rotura, hecho éste que se acentúa a medida que aumenta la intensidad del tratamiento. Por ejemplo, en el caso de los tratamientos más intensos (Figura 4.38 f, g y h), las grietas de fatiga han llegado a ocupar la superficie completa de las probetas, lo que indica que estos tratamientos habían sido demasiado agresivos, hipótesis que se confirma al contrastar los valores de rugosidad obtenidos en estos casos. En virtud de los resultados obtenidos, se ratifica que el acabado superficial a estas intensidades de trabajo tiene especial influencia en la iniciación de grieta, y es un factor determinante en el proceso que se impone sobre la magnitud y profundidad del campo de tensiones residuales de compresión.

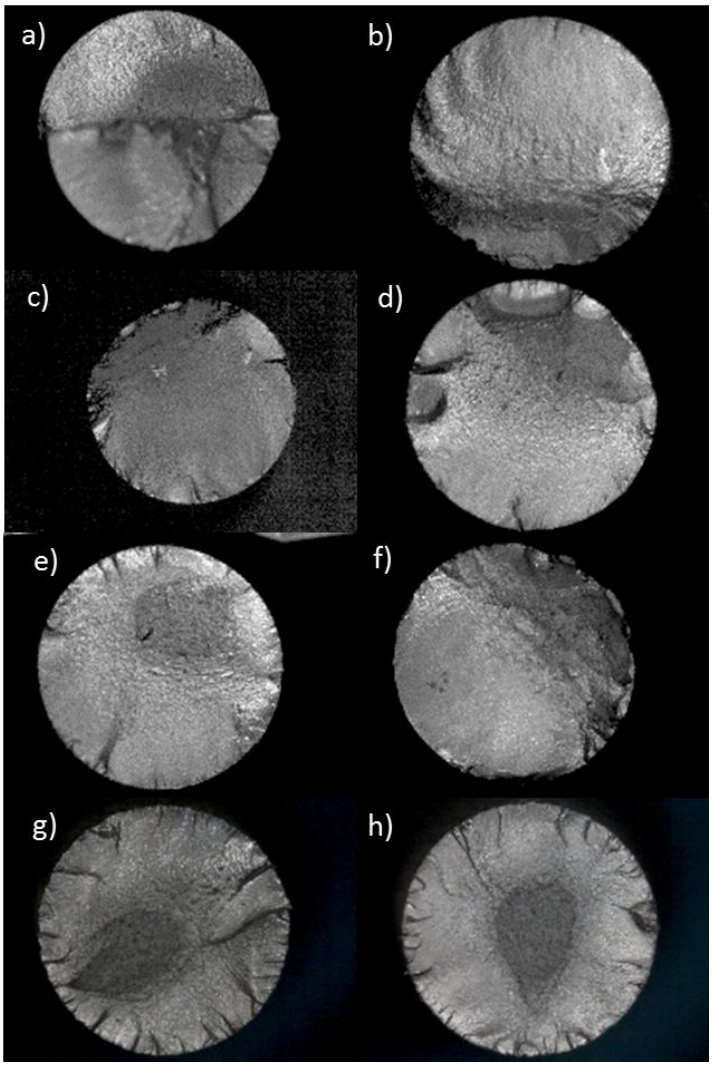



Figura 4.38. Superficies de rotura probetas de fatiga rotativa ensayadas al 50% $\sigma_r$. Acabados superficiales: a) mecanizado, b) 8A, c) 10A, d) 12A, e) 14A, f) 16A, g) 19A y h) 21A

### 4.4.1. Estudio de la relajación de tensiones residuales de compresión en el curso de la fatiga

Se ha estudiado la influencia de la aplicación de las cargas de fatiga sobre la tensión residual superficial, para lo que se procedió a detener los ensayos de fatiga cada cierto número de ciclos con objeto de realizar la medida de la tensión residual superficial, para proseguir posteriormente con el ensayo. Según los ensayos de Torres y Voorwald [68], y los trabajos presentados por K. Dalae et al. [61, 69], los materiales tratados con shot peening experimentan una disminución de la magnitud de las tensiones residuales tras el primer ciclo de fatiga. Con objeto de comprobar este punto, se ha evaluado la disminución de la tensión residual superficial en la probetas tratadas mediante shot peening, al cabo de un ciclo, 6, 10, 1000 ciclos, tras un número de ciclos

que han correspondido aproximadamente a la mitad de la vida a fatiga y por último, tras la rotura de la probeta al final del ensayo.

La Figura 4.39 muestra los resultados obtenidos en estos ensayos realizados con una tensión alterna igual al 50% de la resistencia a la tracción del acero. Resulta interesante destacar en primer lugar que la tensión residual superficial medida sobre las probetas de fatiga (antes de la iniciación de estos ensayos) es tanto menor cuanto mayor ha sido la intensidad Almen del tratamiento de shot peening aplicado. Esta misma tendencia ya se había advertido con anterioridad sobre probetas planas, Figura 4.22, aunque no con tanta claridad como ahora. Se corrobora entonces que la aplicación de tratamientos de shot peening severos da lugar a una cierta relajación de la tensión residual en las regiones más próximas a la superficie.

Pasando a describir el efecto de los ciclos de fatiga sobre el nivel de la tensión residual superficial, se ha evidenciado que la principal relajación se produjo, en todos los casos, tras la aplicación del primer ciclo de carga. Posteriormente, en la medida que transcurren los ciclos, se observa una disminución gradual de la tensión residual superficial hasta la rotura final de las probetas.

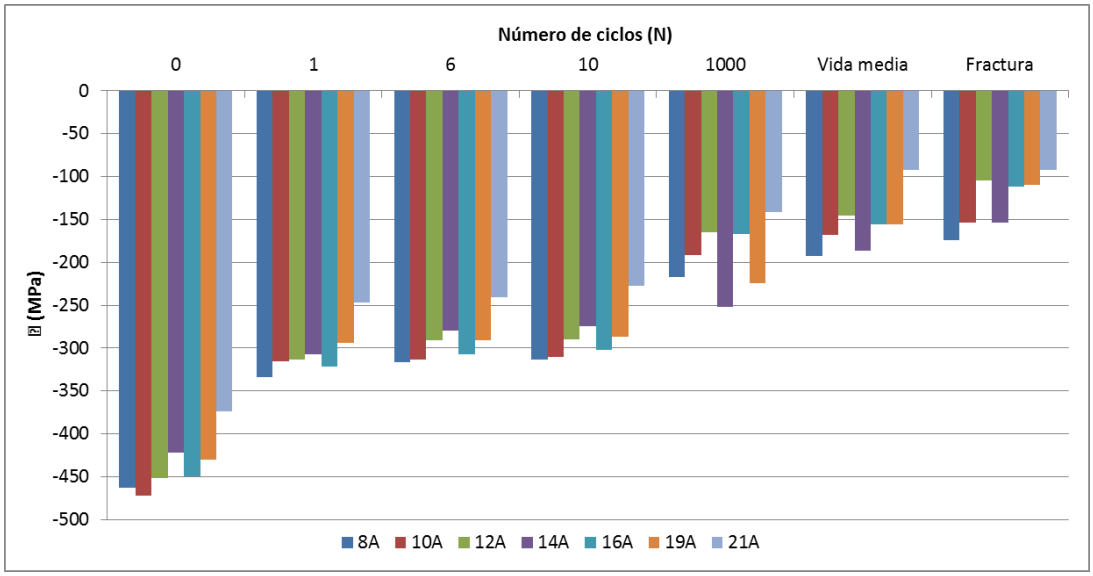



Figura 4.39. Relajación de la tensión residual de compresión superficial en función de los ciclos de fatiga aplicados

Es evidente la tendencia a relajar que se presenta a lo largo de los ciclos de fatiga. Según K. Dalei et al [61] “Las tensiones residuales pueden relajarse durante la carga y esto puede depender de muchos factores diferentes: el material real y su microestructura, las propiedades

de resistencia, las condiciones de shot peening y la temperatura, las condiciones de carga, etc". En esta experimentación, se ha evidenciado que la principal relajación se produce en el primer ciclo en todos los casos ensayados. Posteriormente se observa una disminución de las tensiones residuales gradual hasta lograr la rotura. Como se puede observar las probetas con los tratamientos de shot peening más agresivos tienden a relajar en mayor proporción tanto en el primer ciclo como al finalizar los ensayos, a fractura.

En la siguiente Tabla 4.17 se ha representado la variación de la tensión residual superficial y el porcentaje de relajación (R) detectado para cada uno de los tratamientos superficiales al cabo de un ciclo, 1000 ciclos, a mitad de vida a fatiga y tras la rotura final. Se hace notar la importante reducción de la tensión residual superficial tras solo el primer ciclo de fatiga, que disminuye una magnitud media en torno a 140 MPa. De este modo se pone de manifiesto que la generación de una tensión residual de compresión muy grande en la región más superficial no tiene mayor importancia ya que se relaja ya en el primer ciclo de fatiga.

Tabla 4.17. Relajación de tensiones residuales

| IA | A 1 ciclo | | A 1000 Ciclos | | Media vida | | A fractura | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | Δσ (MPa) | %R | Δσ (MPa) | %R | Δσ (MPa) | %R | Δσ (MPa) | %R |
| **8A** | -130 | 28 | -246 | 53 | -270 | 58 | -289 | 62 |
| **10A** | -157 | 33 | -280 | 59 | -304 | 64 | -318 | 67 |
| **12A** | -138 | 31 | -286 | 63 | -306 | 68 | -347 | 77 |
| **14A** | -114 | 27 | -169 | 40 | -235 | 56 | -268 | 64 |
| **16A** | -128 | 28 | -282 | 63 | -293 | 65 | -338 | 75 |
| **19A** | -136 | 32 | -206 | 48 | -274 | 64 | -321 | 75 |
| **21A** | -127 | 34 | -233 | 62 | -282 | 75 | -282 | 75 |

La literatura [61] expone que la relajación durante el primer ciclo se debe a que al superponer la tensión aplicada con la tensión residual, se sobrepasa el límite elástico a compresión del acero y éste se deforma plásticamente, induciendo la relajación de la tensión residual superficial. La relajación sucesiva al continuar con la aplicación de los ciclos de fatiga depende ya de la resistencia a la fluencia en condición de carga cíclica, que es diferente de la resistencia a la fluencia bajo carga estática. De cualquier manera, el desarrollo del fenómeno de relajación de la tensión residual en el curso de la fatiga está controlado por la deformación plástica a compresión, que tiene lugar como consecuencia de que la suma de la tensión residual y la tensión aplicada superan el límite elástico cíclico a compresión del acero. A continuación, en la Tabla 4.18 se demuestra cómo la suma de la tensión residual superficial inducida por los

diferentes tratamientos de SP con la carga aplicada en los ensayos de fatiga rotativa (599 MPa), supera numéricamente el límite elástico del acero F1272 en el primer ciclo de carga, justificándose así la importante relajación que se ha detectado ya tras el primer ciclo de fatiga. También se pone de manifiesto que ya tras el primer ciclo, la tensión residual superficial sumada a la tensión aplicada, en algunos casos ya se sitúa por debajo del límite elástico del acero, hecho éste que ya es generalizado a partir de los 1000 ciclos de fatiga, momento en el que cabría suponer que ya ha tenido lugar la estabilización del material ante las cargas cíclicas, pero debe tenerse en cuenta que en esta situación el parámetro que debería utilizarse en la comparación ya no sería el límite elástico del acero base en condición estática sino el límite elástico en condición cíclica.

Tabla 4.18. Comparación de la tensiones residual superficial, la tensión aplicada y el límite elástico del material ($\sigma_y$)

| | **Tensión superficial inducida por SP (MPa)** | | | **S (MPa)** | **Tensión acumulada (MPa)** | | | **$\sigma_y$ (MPa)** |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **Ciclos** | 0 | 1 | 1000 | | 0 | 1 | 1000 | |
| **8A** | -463 | -333 | -217 | | 1063 | 933 | 817 | |
| **10A** | -472 | -315 | -192 | | 1072 | 915 | 792 | |
| **12A** | -452 | -313 | -165 | | 1051 | 913 | 765 | |
| **14A** | -422 | -308 | -252 | 599 | 1021 | 908 | 852 | 914 |
| **16A** | -449 | -321 | -167 | | 1049 | 921 | 767 | |
| **19A** | -430 | -294 | -224 | | 1030 | 894 | 824 | |
| **21A** | -374 | -247 | -142 | | 974 | 847 | 742 | |

De este modo, se justifica que el efecto de los tratamientos de shot peening es tanto mayor cuanto la carga de fatiga aplicada se acerque más al límite de fatiga del acero, es decir cuanto menor sea la tensión alterna aplicada, ya que en esta situación la relajación de la tensión que se induce durante el propio proceso de fatiga será menor.

En las Figura 4.40 y Figura 4.41 se han representado la evolución de la tensión residual de compresión superficial con el logaritmo del número de ciclos para los diferentes tratamientos de shot peening y, en general, se ha encontrado un ajuste lineal bastante bueno. Las expresiones de las diferentes rectas de ajuste y el coeficiente de correlación $R^2$ correspondiente a cada una de ellas se muestran en la En función de la figura anterior, se podría decir que el promedio de la tensión residual inducida por todos los tratamientos de shot peening luego del primer ciclo, se encuentra alrededor de -323 MPa ± 39 MPa. También puede observarse que los tratamientos en los cuales se alcanzó una mayor tensión residual superficial, son aquellos en los cuales la

relajación de tensiones es abrupta con respecto al resto (el indicador sería el valor de la pendiente de las rectas). Se ha evidenciado que a mayor tensión superficial, se superará con más facilidad el límite elástico, y la relajación de tensiones en el primer ciclo es más representativa. También, se ha comprobado la premisa que describe el relajamiento gradual de las tensiones luego del primer ciclo.

Tabla 4.19. Se aprecia de este modo que la tensión residual superficial parece que no llega a estabilizarse por completo durante el proceso de fatiga sino que, por el contrario, muestra esta evolución lineal con el logaritmo del número de ciclos, de manera que tras el número de ciclos correspondiente a una vida aproximadamente igual a la mitad de la vida a fatiga e igualmente tras la rotura final de las probetas (últimos datos de las Figura 4.40 y Figura 4.41), la tensión residual superficial se sitúa, en todos los casos, entre -100 y -200 MPa.

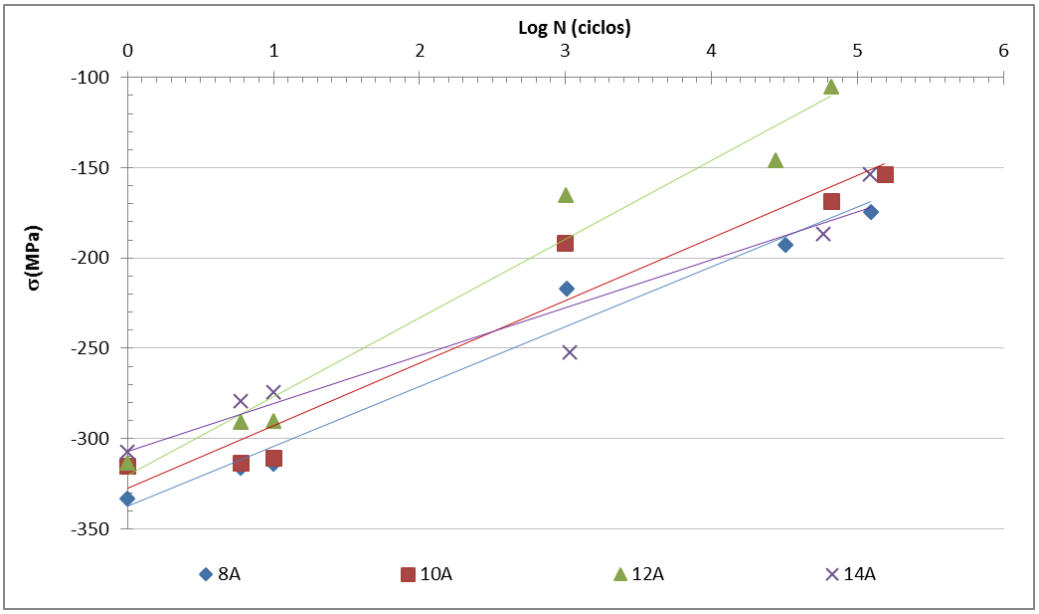



Figura 4.40. Relajación de tensiones residuales en función del logaritmo del número de ciclos (N) en probetas tratadas mediante shot peening a 8, 10, 12 y 14A

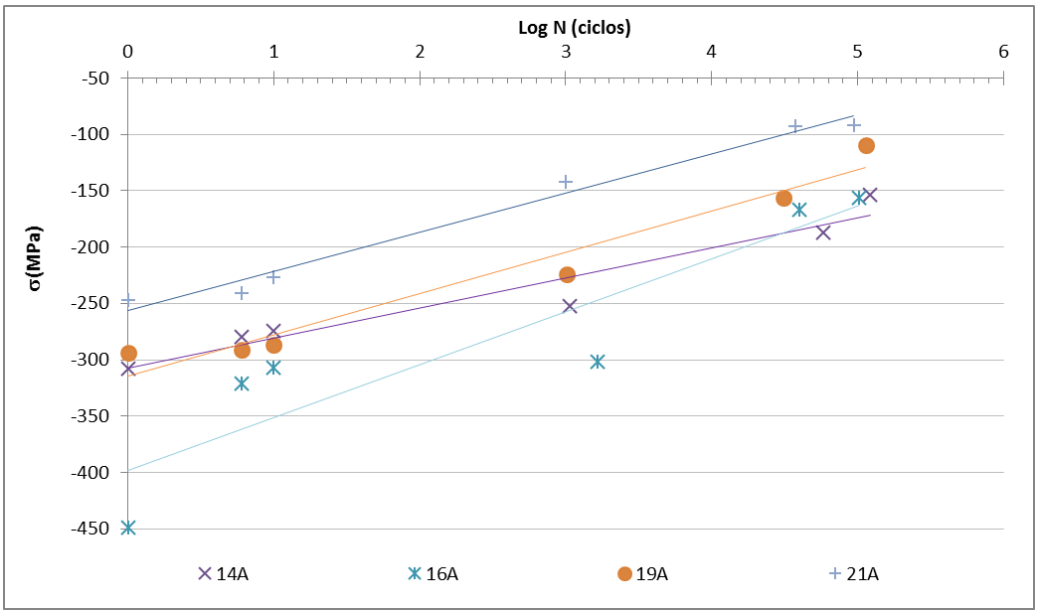



Figura 4.41. Relajación de tensiones residuales en función del logaritmo del número de ciclos (N) en probetas tratadas mediante shot peening a 14, 16, 19 y 21A

En función de la figura anterior, se podría decir que el promedio de la tensión residual inducida por todos los tratamientos de shot peening luego del primer ciclo, se encuentra alrededor de -323 MPa ± 39 MPa. También puede observarse que los tratamientos en los cuales se alcanzó una mayor tensión residual superficial, son aquellos en los cuales la relajación de tensiones es abrupta con respecto al resto (el indicador sería el valor de la pendiente de las rectas). Se ha evidenciado que a mayor tensión superficial, se superará con más facilidad el límite elástico, y la relajación de tensiones en el primer ciclo es más representativa. También, se ha comprobado la premisa que describe el relajamiento gradual de las tensiones luego del primer ciclo.

Tabla 4.19. Expresiones del ajuste de la relajación de la tensión residual superficial y coeficientes de determinación para las distintas intensidades Almen

| IA | $R^2$ | Recta de ajuste |
|---|---|---|
| **8 A** | 0,9759 | σ (MPa) = -337+33LogN |
| **10 A** | 0,9432 | σ (MPa) = -327+35LogN |
| **12 A** | 0,9699 | σ (MPa )= -320+44LogN |
| **14 A** | 0,9373 | σ (MPa) = -307+27LogN |
| **16 A** | 0,8406 | σ (MPa) = -398+47LogN |
| **19 A** | 0,9565 | σ (MPa) = -314+37LogN |
| **21 A** | 0,9833 | σ (MPa) = -256+35LogN |

Con la finalidad de evaluar el efecto de los ciclos de fatiga rotativa sobre las tensiones residuales de compresión, se construyeron los perfiles de tensiones residuales a partir de dos probetas de fatiga rotativa tratadas mediante shot peening a intensidad Almen de 10A, dónde una de ellas fue sometida a flexión rotativa hasta rotura y la otra se caracterizó en su situación inicial.

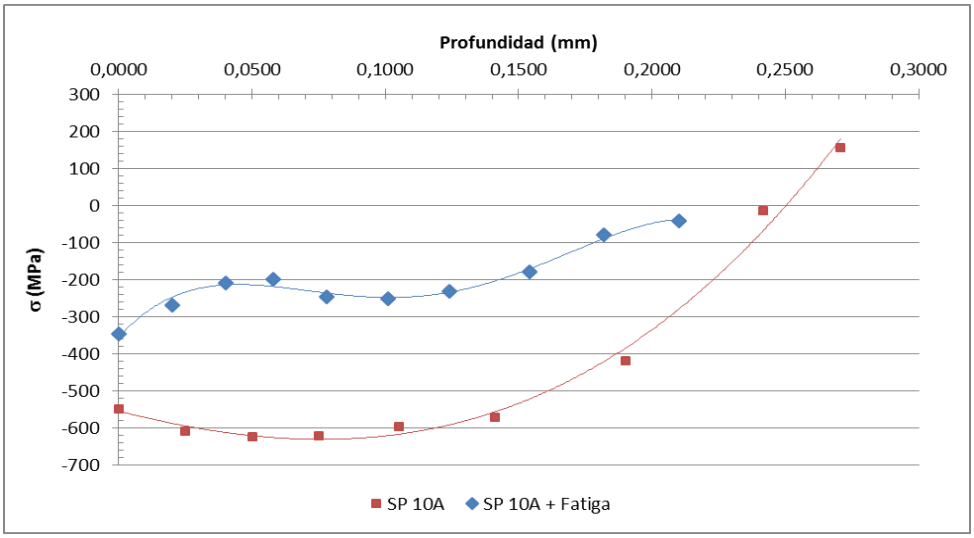



Figura 4.42. Perfil de la tensión residual de una muestra tratada con 10 A y otra similar tras su rotura en el ensayo de fatiga

Se aprecia claramente la relajación importante que ha tenido lugar durante el proceso de fatiga, pero igualmente resulta interesante destacar que la relajación observada es aproximadamente la misma en todo el perfil, por lo que la medida de la relajación de la tensión residual superficial que se ha analizado en este apartado puede considerarse representativa de la relajación del perfil completo.

### 4.4.2. Efecto del grado de cobertura del tratamiento de shot peening sobre la vida a fatiga del acero

Las principales variables de un tratamiento de shot peening son la intensidad Almen y el grado de cobertura. La intensidad Almen, que se calcula a partir de la curva de saturación siguiendo las especificaciones SAE J442 [70] y J443 [51], da una idea de la energía que transmiten las bolas al impactar contra la superficie del material. Este parámetro depende del tamaño de las bolas y de su velocidad, que a su vez depende de la presión de salida de la corriente de aire que las arrastra como ya se ha descrito.

Aun siendo la intensidad Almen el parámetro fundamental a la hora de definir cualquier tratamiento de shot peening, otro factor no menos importante, y en el que se centra este apartado, es el grado de cobertura, que indica el porcentaje de superficie que ha recibido al menos un impacto. Recuérdese que una vez definido el tiempo necesario para lograr la cobertura total (del 100%), se considera que cuando el tratamiento dura el doble, la cobertura será del 200%.

En este apartado se utilizó únicamente la intensidad Almen de 10A, que ha sido la intensidad con la que obtuvo el mayor aumento de la vida a fatiga y se decidió ampliar el estudio utilizando otras dos coberturas distintas al 100%, una ligeramente menor, 80%, y otra claramente mayor, 200%, con la finalidad de conocer el efecto de este parámetro del tratamiento sobre la rugosidad, el endurecimiento superficial, el perfil de tensiones residuales y el comportamiento a fatiga. Los resultados que se han obtenido en este estudio se presentan a continuación.

La Figura 4.43 da cuenta del endurecimiento superficial inducido en estos tratamientos. Por un lado, es notorio que en el caso de la cobertura parcial (80%), el endurecimiento experimentado por la región superficial del acero es significativamente menor que para la cobertura total, ya que en este caso existe un 20% de la superficie de la muestra que no ha sufrido ningún impacto. Por otro lado, no se han observado diferencias apreciables entre las coberturas del 100% y del 200%, mientras que la profundidad afectada por el aumento de la dureza ha sido aproximadamente la misma en los tres casos. Llama la atención que el perfil de endurecimiento correspondientes a la cobertura del 100 y del 200% difiere en aproximadamente 5 unidades HV, lo que nos indicaría que tras la cobertura del 100% se ha alcanzado el nivel de saturación del fenómeno de endurecimiento por deformación plástica que proporciona la intensidad Almen aplicada (densidad de dislocaciones). Téngase en cuenta a este respecto que para alcanzar la cobertura del 100%, la mayor parte de la superficie de la muestra ha recibido no uno sino muchos impactos sucesivos.

Las medidas en profundidad del parámetro FWHM tras estos ensayos de shot peening, que se han representado en la Figura 4.44, avalan lo antes descrito, ya que de nuevo se observa que el perfil de este parámetro es esencialmente idéntico para las coberturas del 100 y del 200%, mientras que el perfil de este mismo parámetro en el caso del tratamiento de menor cobertura muestra un endurecimiento en superficie algo inferior y, por otro lado, apenas denota la caída sub-superficial del mismo, que se había observado en los demás casos evaluados y que se había

achacado a un posible fenómeno de auto-revenido. De este modo, el endurecimiento desde el valor mínimo ha sido en este caso claramente inferior al observado para las otras dos coberturas.

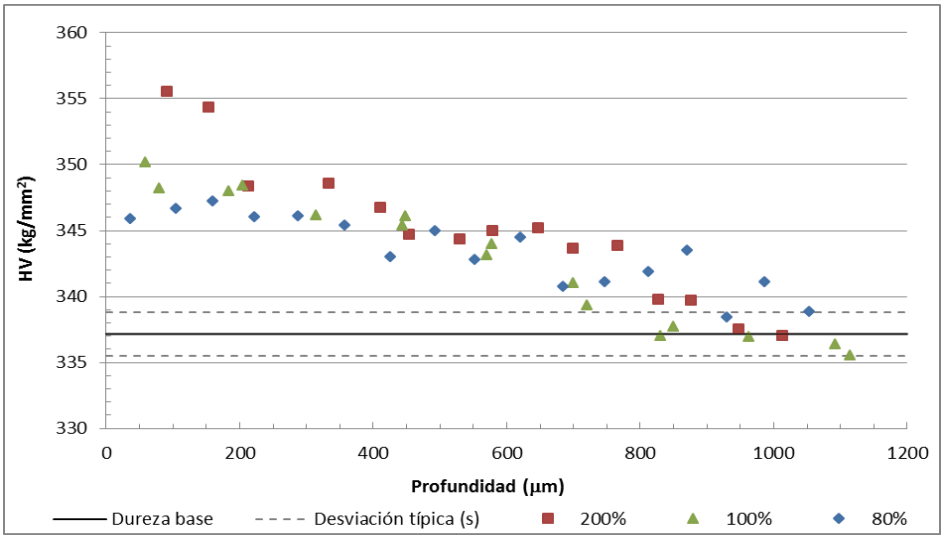



Figura 4.43. Endurecimiento superficial para los diferentes grados de cobertura

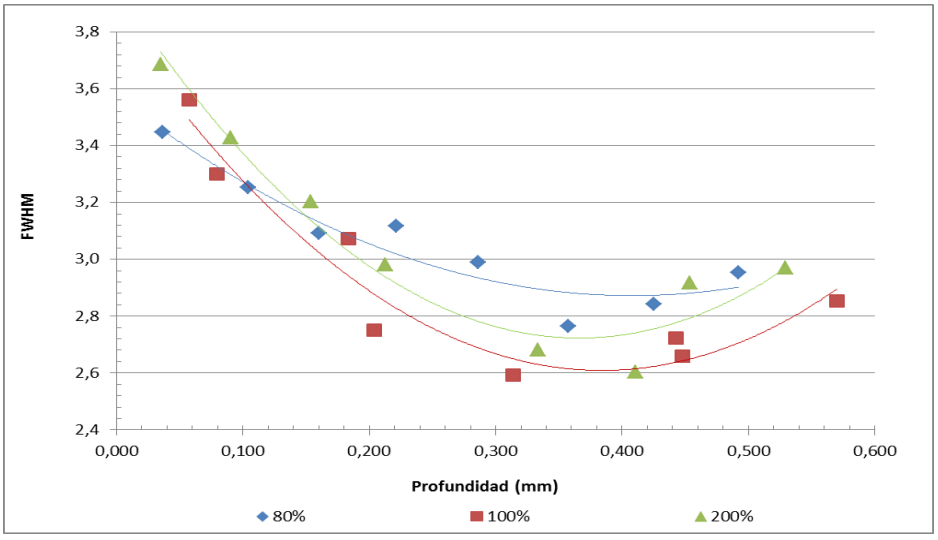



Figura 4.44. Perfil del parámetro FWHM para los distintos grados de cobertura

A continuación, la Figura 4.45 da cuenta de los perfiles de la tensión residual obtenidos para los tres grados de cobertura analizados. Se hace notar que las diferencias observadas en relación a la tensión residual superficial de compresión y a la tensión residual de compresión máxima son prácticamente despreciables, mientras que la diferencia más significativa que existe entre el grado de cobertura inferior al 100% y las otras dos coberturas se refiere a la profundidad de la región afectada por las tensiones residuales de compresión, que es ligeramente mayor para las coberturas del 100 y del 200%.

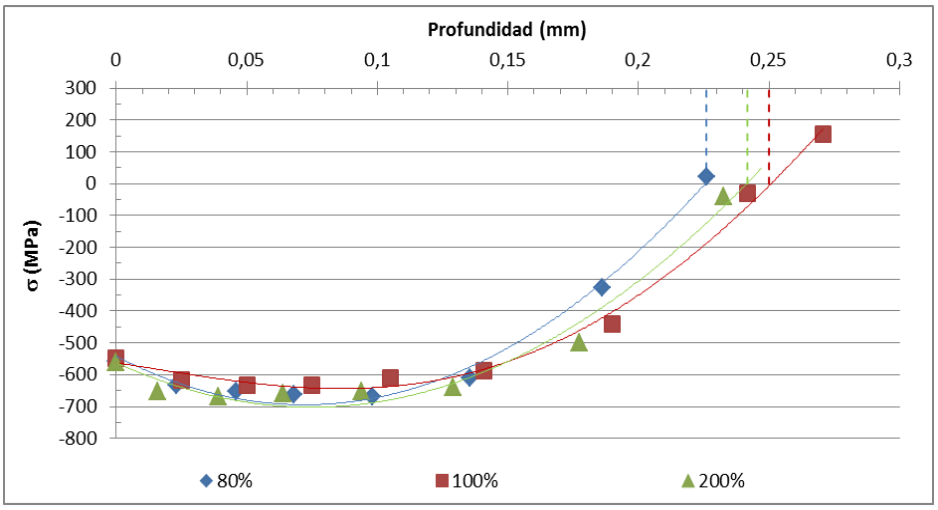



Figura 4.45. Estudio del efecto de las tensiones residuales para diferentes grados de cobertura

Tras la caracterización de las superficies planas tratadas con la intensidad de 10A bajo diferentes grados de coberturas, se procedió a realizar los tratamientos de shot peening sobre las probetas de fatiga rotativa. Para la ejecución de los ensayos de fatiga rotativa se empleó una tensión alterna de 599 MPa, equivalente al 50% de la tensión de rotura a tracción del acero base F1272. Se ensayaron entre 3 y 6 probetas para cada grado de cobertura del tratamiento de shot peening y se compararon los resultados obtenidos con probetas sin tratamiento. Los resultados obtenidos se muestran en la Figura 4.46.

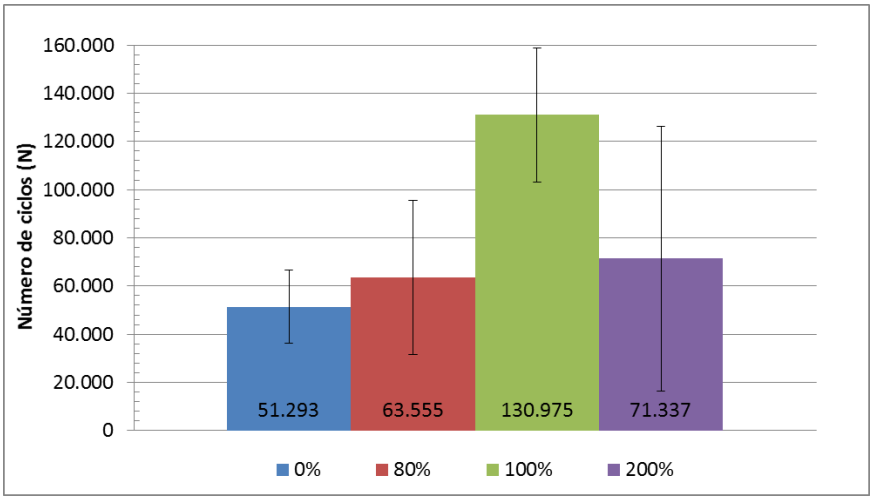



Figura 4.46. Influencia del grado de cobertura sobre la vida a fatiga de probetas tratadas a 10A (el intervalo marcado es ± s, desviación típica)

Es destacable que la aplicación de una cobertura del 80% proporciona una vida a fatiga muy inferior a la que se consigue utilizando una cobertura del 100% a pesar de que el perfil de

tensiones residuales de ambos tratamientos era bastante parecido. Sin embargo, en el caso de la cobertura parcial, la región superficial sometida a tensiones residuales de compresión será necesariamente heterogénea. En una superficie parcialmente impactada, en virtud del auto-equilibrio de las tensiones residuales, en las zonas circundantes a la huella, alrededor de una zona con tensiones residuales de compresión pueden aparecer otra con tensiones de tracción, compensando el efecto de las primeras [11, 15, 34]. Estas zonas con tensiones residuales de tracción actuarán sin duda como iniciadores de las grietas de fatiga.

Resulta todavía más llamativo el descenso de la vida a fatiga que proporciona el tratamiento con la cobertura del 200% en relación a la cobertura completa, especialmente al tener en cuenta que tanto el endurecimiento superficial como el perfil de tensiones residuales que proporcionaban estos dos tratamientos eran prácticamente idénticos. La justificación del pobre comportamiento a fatiga observado para el grado de cobertura del 200% sólo puede atribuirse al daño superficial que sin duda se origina cuando la superficie ha recibido demasiados impactos.

## 4.5. TRATAMIENTOS DE SHOT PEENING DOBLES

En apartados anteriores se observó que si bien el tratamiento realizado utilizando la máxima intensidad Almen evaluada (21A) era capaz de generar un perfil de tensiones residuales de compresión muy profundo, sin embargo, el comportamiento a fatiga era claramente inferior al que se obtenía al aplicar el tratamiento considerado óptimo, de 10A. La justificación de este hecho se había atribuido al incremento de la rugosidad superficial y a la aparición de un daño superficial que, sin embargo, no se había podido detectar con las técnicas de caracterización utilizadas (Microscopía Electrónica de Barrido). En este apartado se mostrarán los resultados obtenidos tras la aplicación de un primer tratamiento de shot peening de alta intensidad (21A) seguido de un segundo tratamiento. Se han llevado a cabo tratamientos de shot peening dobles, utilizando un segundo tratamiento de baja intensidad tanto con bolas de acero (8A) como con bolas de vidrio (5A), con la finalidad de mejorar el aspecto superficial de los aceros sin introducir un daño adicional. Como la superficie del acero estaba ya visiblemente endurecida por la acción del primer tratamiento de alta intensidad, con objeto de asegurar la cobertura completa en el segundo tratamiento, éstos se llevaron a cabo utilizando un grado de cobertura del 200%. Estos dos tratamientos se han designado respectivamente como 21A+8A CW y 21A+5A AGB.

Además, en un segundo grupo de ensayos, tras el primer tratamiento de shot peening de alta intensidad (21 A), se procedió a eliminar la región superficial que pudiera haber sido dañada por el tratamiento citado. De este modo en estos casos se procedió a eliminar una capa superficial de 35-40 micrómetros, utilizando para ello dos procedimiento, pulido mecánico (PM) por un lado y electro-pulido (EP) por el otro. La designación de estos dos tratamientos superficiales ha sido respectivamente 21A+PM y 21A+EP. Los parámetros medios de la rugosidad medidos tras el primer tratamiento de shot peening como tras los tratamientos dobles se exponen en las Figuras Figura 4.47 Figura 4.48.

Se puede apreciar en las dos figuras citadas que la realización del segundo tratamiento de shot peening de baja intensidad no ha modificado apenas la rugosidad superficial en el caso del tratamiento con las bolas de acero (8A CW) y solo ligeramente cuando se emplearon las bolas de vidrio (5A AGB). Estos proyectiles de menor tamaño (de 0,3 mm los de acero y de 0,2 mm los de vidrio, frente a los de 0,7 mm de los proyectiles utilizados en el primer tratamiento de shot peening) deformarían y aplanarían las crestas generadas en el primer tratamiento de shot peening, pero dada la baja intensidad aplicada, este efecto ha sido bastante pequeño. El mayor efecto inducido por las bolas de vidrio podría deberse a un fenómeno de tipo erosivo.

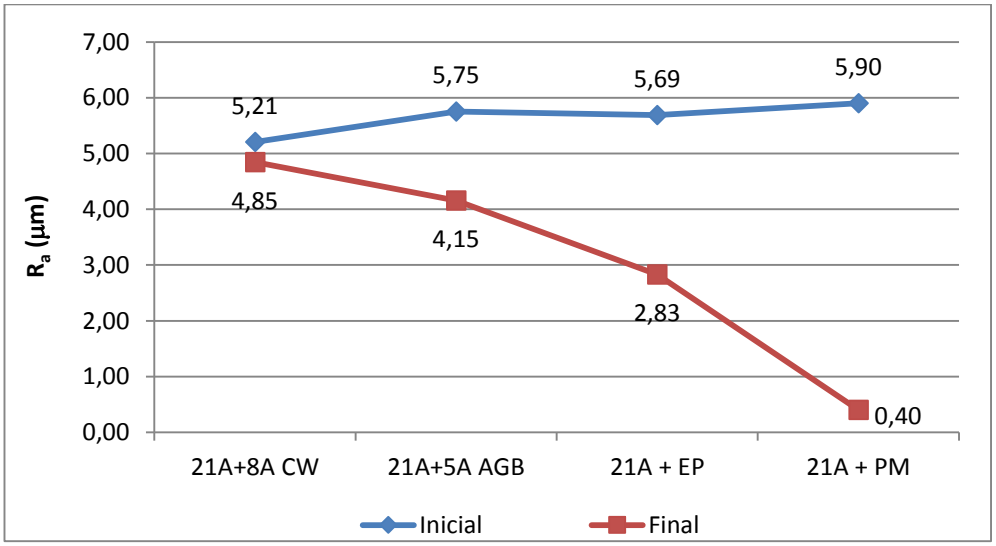



Figura 4.47. Parámetro $R_a$ tras el tratamiento inicial (21 A) y tras los segundos tratamientos

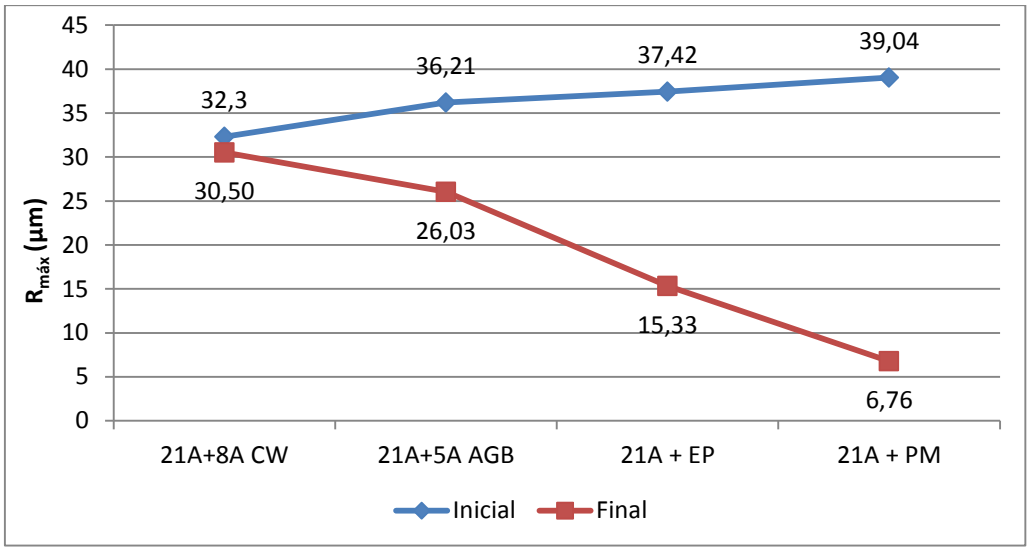



Figura 4.48. Parámetro $R_{máx}$ tras el tratamiento inicial (21 A) y tras los segundos tratamientos

Por otro lado, cuando el segundo tratamiento consistió en la eliminación de la región superficial supuestamente dañada, sus efectos sobre la rugosidad han sido mucho mayores: la disminución de la rugosidad tras el pulido electrolítico ha sido ya muy significativa y todavía mucho más cuando se llevó a cabo un proceso de pulido mecánico.

En las probetas pulidas mecánicamente, la disminución de la rugosidad se debe a la eliminación de las regiones más sobresaliente (crestas). La acción del abrasivo es selectiva y al eliminar las crestas se generan zonas lisas perfectamente pulidas tras la terminación del proceso con pasta de diamante. Todos aquellos entrantes que superan los 35 µm eliminados, lucen como pequeños defectos superficiales, que justifican la medida de una cierta, aunque baja, rugosidad. El proceso de electropulido sin embargo no es selectivo. Al introducir la pieza en el electrolito, este penetra en las concavidades de la superficie y con el paso de la corriente eléctrica, toda la superficie en contacto con el líquido se disuelve. Esta es la razón por la cual, a pesar de haber eliminado una capa de unos 40 µm, la rugosidad final es superior a la que queda tras el tratamiento 21A+PM. En este caso se disuelven tanto las crestas como los valles y el efecto final consiste en el suavizado del perfil de rugosidad inicial.

Los resultados de las medidas de las tensiones residuales han sido expuestos en la Tabla 4.20, donde se compara la tensión residual de compresión medida en la superficie tras el primer tratamiento de shot peening (21A) y tras los tratamientos dobles (21A+8A y 21A+5A). Estos resultados muestran que el segundo tratamiento de shot peening no tiene mayor influencia sobre la magnitud de la tensión residual superficial de compresión. La variación presentada respecto

al tratamiento de 21A, es un valor que se sitúa dentro del intervalo de la incertidumbre expandida de la medida por difracción de rayos X que es de ± 40MPa.

Tabla 4.20. Tensión residual de compresión superficial tras el tratamiento simple y los dobles tratamientos de shot peening

| σ(MPa) | | Δσ (MPa) | σ (MPa) | | Δσ (MPa) |
|---|---|---|---|---|---|
| 21A | 21A+8A | 21A+8A | 21A | 21A+5A | 21A+5A |
| -391 | -408 | -17 | -431,4 | -491 | -60 |

En la Tabla 4.21 se han expresado los valores medios de la tensión residual superficial antes de la eliminación del material ($\sigma_s^{rc}$) y después de la citada eliminación, realizada mediante pulido mecánico y electropulido ($\sigma_x$) de las probetas tratadas superficialmente a 21A. El término x representa el espesor medio eliminado en las tres probetas utilizadas con cada procedimiento. Debe tenerse en cuenta que al eliminar la superficie rugosa de la probeta de acero se ha profundizado hacia la zona de máximas tensiones residuales de compresión del tratamiento de 21 A, tal y como se pone de manifiesto en la Figura 4.49 y, de ahí, el significativo incremento de la tensión residual superficial que se ha medido y que se muestra en la Tabla 4.21. Nótese que el valor de la tensión residual medido tras la eliminación del material superficial supuestamente dañado, en torno a -550 MPa, coincide perfectamente con el que cabría esperar a partir del perfil correspondiente al tratamiento de 21A. Se ha obtenido de este modo un incremento medio en valor absoluto de la tensión residual superficial de 150 MPa, que debería contribuir al incremento de la vida a fatiga del acero tratado de este modo.

Tabla 4.21. Tensión residual superficial de compresión antes y después de los tratamientos con eliminación de material

| Proceso | $\sigma_s^{rc}$ (MPa) | x (mm) | $\sigma_x$ (MPa) | Δσ (MPa) |
|---|---|---|---|---|
| **PM** | -378 | 0,038 | -556 | -178 |
| **EP** | -424 | 0,045 | -547 | -123 |

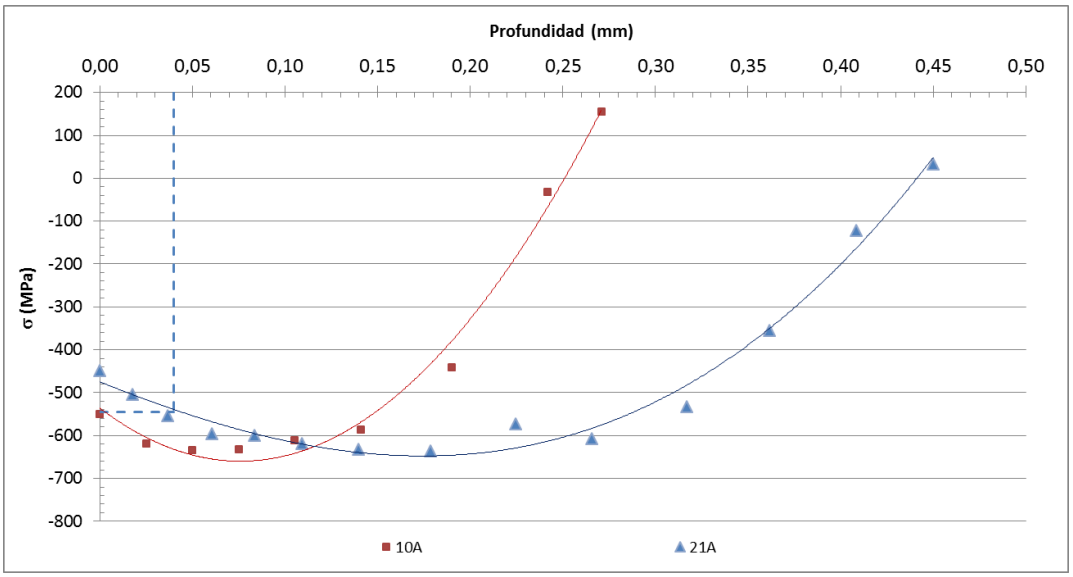



Figura 4.49. Perfil de la tensión residual de compresión tras los tratamientos de shot peening de 10A y 21A

En la Figura 4.50 se presentan los resultados de los ensayos de fatiga realizados bajo una tensión alterna igual a la mitad de la resistencia a la tracción del acero base. En este caso, los resultados obtenidos se han comparado con los obtenidos previamente utilizando únicamente el primer tratamiento de shot peening de alta intensidad (21A), con los del tratamiento hasta ahora considerado como óptimo (10A) y, también, con los resultados de las probetas sin tratar (mecanizado) y las probetas pulidas.

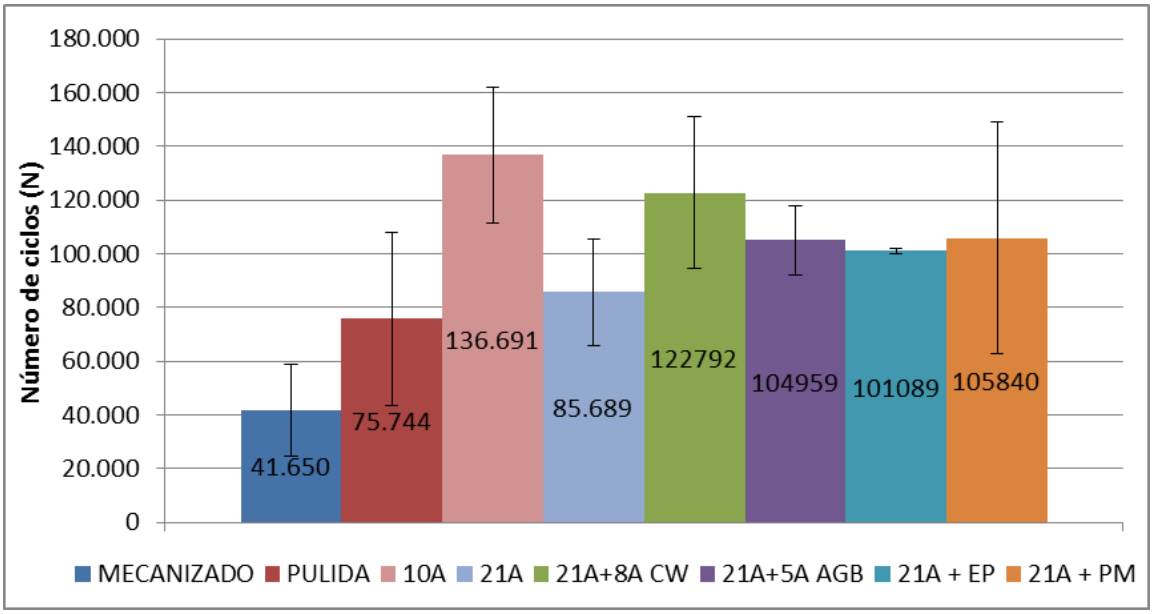



Figura 4.50. Vida a fatiga comparada de los tratamientos dobles

Los resultados recogidos en la Figura 4.50 muestran que todos los tratamientos de shot peening han incrementado la vida a fatiga del acero, incluso por encima de la vida a fatiga que se había conseguido directamente puliendo la superficie de las probetas. Otro punto importante a destacar es que la ejecución de segundos tratamientos (tratamientos dobles), tanto los de doble shot peening como con la eliminación de una capa de aproximadamente de 40 μm de material superficial supuestamente dañado, ha permitido incrementar siempre y, además, de manera significativa la vida a fatiga que proporcionaba el tratamiento individual de alta intensidad, 21A. Ha quedado contrastada la hipótesis de que la escasa mejora del comportamiento a fatiga que proporcionaban los tratamientos de muy alta intensidad, como el de 21A, a pesar de la amplitud de la región que quedaba sometida a fuertes tensiones residuales, se debía principalmente al incremento de la rugosidad y, posiblemente, a la nucleación de defectos que facilitaban la iniciación de las grietas de fatiga. Así, los tratamientos dobles mejoran el acabado superficial (véanse las Figura 4.47 Figura 4.48) y sanean posibles defectos superficiales, la concentración de esfuerzos en la superficie disminuye y las grietas de fatiga necesitarán un mayor número de ciclos para iniciarse y para propagarse.

La Figura 4.51 muestra la mejora, en términos porcentuales, que proporcionan los tratamientos dobles en relación tanto al tratamiento simple de alta intensidad (21A) como a la situación del acero sin tratar. En esta comparación, el tratamiento doble que ha proporcionado el mejor comportamiento a fatiga ha sido el de 21A+8A, que mejora en 1,4 veces el comportamiento del acero tratado con la intensidad de 21A y triplica la vida a fatiga de las probetas sin tratar.

Es importante destacar que el mejor de los tratamientos dobles desde el punto de vista del comportamiento a fatiga es el que apenas había modificado la rugosidad del tratamiento previo de alta intensidad (véanse las Figura 4.47 Figura 4.48) y tampoco había alterado apenas la tensión residual superficial de compresión (Tabla 4.20), por lo que su influencia beneficiosa debería más bien estar ligada a una acción de cierre de los defectos generados en el tratamiento de alta intensidad.

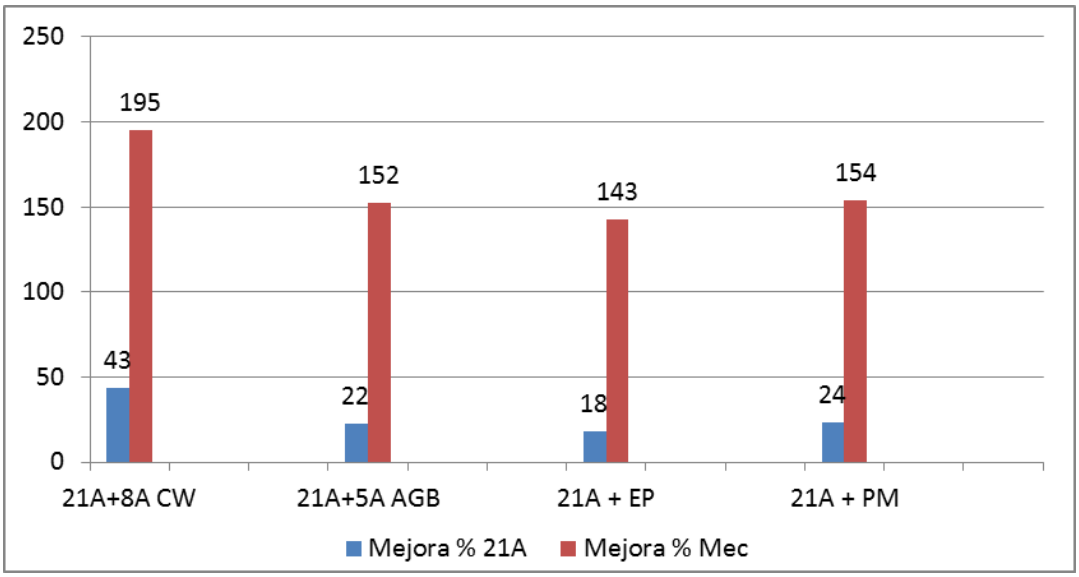



Figura 4.51. Comparación porcentual del incremento de la vida a fatiga conseguida con los tratamientos dobles frente al simple de 21A y a las probetas sin tratar

La aplicación de un segundo tratamiento tras el tratamiento de shot peening de alta intensidad puede contribuir a reducir cualquier concentrador de tensiones o microgrieta que se hubiera generado previamente, del modo como se ha esquematizado en la Figura 4.52. Cuando se aplica un segundo tratamiento de shot peening también se induce una deformación plástica en la región superficial, menos intensa que la producida por el tratamiento de 21A, pero que puede contribuir al cierre de las microgrietas que se hubieran podido generar en aquel tratamiento. En el caso de los procesos de eliminación de material dañado superficial el efecto que se consigue es el de disminuir su tamaño y, en el caso del pulido electrolítico, redondear sus formas. El proceso de pulido electroquímico no es selectivo, de tal manera que como se explicó anteriormente, al penetrar el electrolito en las concavidades y defectos existentes en el material se produce la disolución anódica, los valles agudos del perfil de rugosidad se suavizan y, finalmente, este nuevo acabado superficial repercute en la desviación estándar (s) de los resultados de fatiga que, como puede observarse en la Figura 4.34, ha sido mínima, por lo que este tratamiento doble actúa de manera muy beneficiosa a la hora de uniformizar los defectos superficiales existentes.

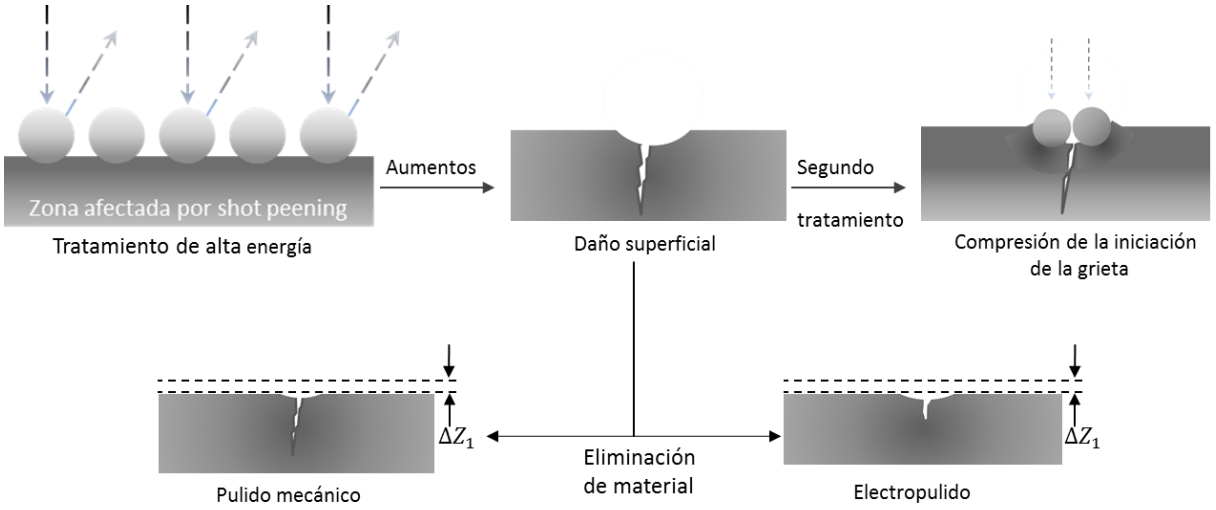



Figura 4.52. Efectos previsibles del segundo tratamiento sobre los defectos superficiales generados en el tratamiento previo de alta intensidad

Un último aspecto a destacar es que en el caso de los tratamientos dobles, en los que se ha eliminado la región superficial dañada (en una profundidad de aproximadamente 40 μm), al haber aplicado la misma carga en los ensayos de fatiga, la tensión máxima aplicada ha sido ligeramente mayor, exactamente en un factor 1,04 (624 MPa frente a 599 MPa). Con objeto entonces de llevar a cabo una mejor comparación del comportamiento a fatiga, se han realizado ensayos de fatiga sobre el acero base y sobre las probetas tratadas mediante shot peening a una intensidad de 10A bajo esta tensión alterna (52% de la carga de rotura a tracción); los resultados del acero base, que ya se habían expuesto en el apartado 4.1.2, recogían un valor medio de la vida a fatiga bajo esta tensión alterna de 40.182 ciclos. Como en el caso de la intensidad de 21A y de los otros dos tratamientos dobles no se han realizado ensayos bajo esta misma tensión alterna, con el fin de realizar una comparación más realista de estos resultados, se ha determinado el número medio de ciclos que correspondería a esta nueva tensión alterna, asumiendo que el coeficiente b de la ley de Basquin determinado para el acero base ($b \cong -0{,}2$) era igualmente válido para los demás casos. La Figura 4.53 muestra los resultados que se obtuvieron al aplicar la hipótesis que se acaba de exponer.

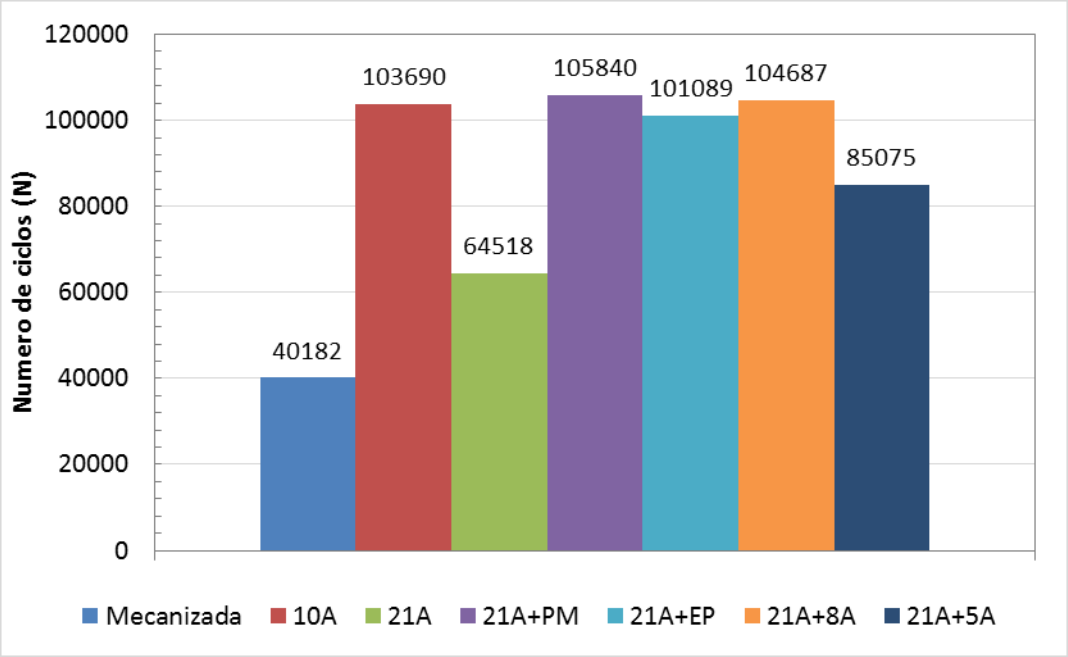



Figura 4.53. Vida media a fatiga estimada para una tensión alterna igual al 52% de la resistencia a la tracción del acero base

En la Figura 4.53 a excepción del doble tratamiento 21A+5A, donde en el segundo tratamiento se habían utilizado bolas de vidrio, los resultados de los tratamientos dobles han sido prácticamente idénticos y la vida a fatiga medida ha sido prácticamente la misma que la correspondiente al tratamiento óptimo, de intensidad 10A.

Sin embargo, la realización en la práctica de tratamientos de shot peening dobles, consistentes en aplicar primero un tratamiento de alta intensidad para producir un campo amplio de tensiones residuales de compresión y luego un tratamiento de baja intensidad para reducir el daño superficial generado en el primer tratamiento, puede ser una buena opción porque, a pesar de que se incrementaría el coste del tratamiento, es posible acercarse bastante al tratamiento de shot peening óptimo, en aquellos casos en los que la intensidad del mismo no fuera conocida.

# CONCLUSIONES

En este trabajo se ha puesto a punto la técnica de ejecución de los ensayos de shot peening en una máquina de laboratorio de presión directa de aire, en la que se ha controlado con precisión tanto la intensidad del tratamiento (intensidad Almen), como el grado de cobertura de los mismos. Además, también se ha puesto a punto la técnica de medida de las tensiones residuales mediante difracción de rayos X y la de obtención de los perfiles de la tensión residual, utilizando para ello la técnica del electro-pulido, determinándose igualmente la incertidumbre asociada a estas medidas.

Habiendo sido el objetivo principal de este trabajo la evaluación de los efectos que generan los tratamientos de shot peening aplicados en un amplio rango de intensidades en un acero F1272 templado y revenido, se ha comprobado que es el tamaño de los proyectiles el parámetro que más influye en la intensidad del tratamiento y, ya en un segundo lugar, la presión del aire. Cuanto mayor es el diámetro de los proyectiles y la presión del aire utilizados en el tratamiento de shot peening, mayor es la intensidad Almen que se logra.

Se ha demostrado que existe una relación directamente proporcional entre la energía cinética de los proyectiles, el tamaño de las huellas generadas al golpear contra la superficie del material y la intensidad Almen del tratamiento.

Partiendo de probetas pulidas, se ha comprobado que la rugosidad generada con los tratamientos de shot peening crece significativamente hasta la cobertura del 100% y, para coberturas mayores, la rugosidad se mantiene aproximadamente constante. Por otro lado, la rugosidad superficial inducida aumenta con la intensidad del tratamiento y, para tratamientos con la misma intensidad, la rugosidad disminuye al aumentar el tamaño de los proyectiles. De cualquier manera, se ha comprobado que la rugosidad no es un parámetro indicativo del daño superficial inducido en los tratamientos de shot peening.

Se ha demostrado que el incremento de la dureza superficial generado en los tratamientos de shot peening, incluso para los tratamientos más intensos, no ha sido nunca muy grande (25 unidades Vickers), por lo que el error asociado a estas medidas impide cuantificar con precisión el endurecimiento, mientras que el parámetro FWHM parece ser un método bastante más sencillo, fiable y preciso a la hora de cuantificar el endurecimiento y para determinar la profundidad afectada por los tratamientos de shot peening que la medida directa del perfil de microdureza. De este modo se puesto en evidencia que cuanto mayor es la intensidad Almen

del tratamiento de shot peening aplicado, mayor es el endurecimiento superficial que se genera y es también mayor la profundidad de la región afectada por el citado endurecimiento.

El incremento de la intensidad Almen del tratamiento de shot peening se traduce principalmente en el aumento aproximadamente lineal de la región sometida a tensiones residuales de compresión, sin que se modifiquen sensiblemente la tensión residual de compresión máxima (ésta se sitúa alrededor del 50% de la resistencia a la tracción del material), ni la tensión residual de compresión superficial, aunque se ha apreciado que ésta última disminuye ligeramente con los tratamiento demasiado intensos, en virtud de un fenómeno de relajación propiciado por la deformación plástica.

Los ensayos realizados para estudiar el comportamiento ante la vida a fatiga del material tratado mediante shot peening bajo las diferentes intensidades Almen han permitido establecer que todos los tratamientos de shot peening han mejorado el comportamiento ante cargas cíclicas del acero F1272 respecto a las probetas mecanizadas de modo convencional. Se ha demostrado que el tratamiento realizado con la intensidad Almen de 10A es el que ha dado lugar a una relación óptima de los efectos del tratamiento superficial, acabado superficial, endurecimiento superficial, tensiones residuales de compresión, en el caso del acero F1272 analizado en este trabajo, que nos ha permitido incrementar la vida a fatiga del acero en un factor mayor que dos para una tensión alterna aplicada equivalente al 50% de la carga de rotura a tracción y de alrededor de 50 para una tensión alterna del 45% de la resistencia a la tracción del acero original. Este tratamiento también mejora sensiblemente el comportamiento a fatiga obtenido utilizando probetas con un pulido especular. A este respecto se ha demostrado que el mejor tratamiento de shot peening es aquel que genera en el material a tratar un campo de tensiones residuales suficientemente amplio, sin llegar a dañar su superficie.

En el estudio del efecto del grado de cobertura (GC) de los tratamientos de shot peening se comprobó que un grado de cobertura inferior al 100%, no garantiza un campo de tensiones residuales de compresión homogéneo, lo que se traduce en una menor resistencia a la fatiga, mientras que la aplicación de un grado de cobertura del 200%, si bien no afecta apenas ni a la rugosidad, ni al perfil de endurecimiento, ni tampoco al perfil de tensiones residuales de compresión generado, hace disminuir sensiblemente la vida a fatiga, en virtud del daño superficial que puede llegar a inducir.

En el estudio de la relajación de la tensión residual como consecuencia de la aplicación de las cargas de fatiga, se evidenció que basta la aplicación de un ciclo de fatiga para dar lugar a una relajación significativa de las tensiones generadas en el shot peening debido a que, bajo la carga impuesta, se supera el límite elástico del acero, dando lugar a una deformación plástica superficial. Luego, la relajación ya es progresiva y sigue una ley lineal con el logaritmo del número de ciclos, ya que la deformación plástica inducida depende ahora del límite elástico cíclico del material. Se ha comprobado igualmente que la relajación de la tensión residual, que se mide fácilmente en la superficie de la probeta, es representativa de la relajación que tiene lugar a lo largo de todo el perfil.

Se ha comprobado que si después de aplicar un tratamiento de shot peening de alta energía (21A), se aplica un segundo tratamiento de baja intensidad es posible mejorar notablemente el comportamiento a fatiga que tenía el acero tras el primer tratamiento. Estos segundos tratamientos apenas afectan ni a la rugosidad, ni al endurecimiento superficial, ni a las tensiones residuales generadas en el tratamiento anterior y su efecto principal parece consistir en mitigar el daño generado en el tratamiento de alta intensidad. Sin embargo, cabe resaltar que los resultados obtenidos tras los tratamientos dobles no han superado el rendimiento del material tratado superficialmente a la intensidad óptima de 10A. Se ha comprobado también que si tras la aplicación de un tratamiento de alta energía (21 A), se procede a la eliminación de la capa superficial de material supuestamente dañada, se ha logrado mejorar también la vida a fatiga del acero en términos parecidos al caso de los tratamientos dobles, es decir, sin llegar tampoco a superar el rendimiento del material tratado superficialmente a la intensidad óptima de 10A. Se debe considerar además que la aplicación de un segundo tratamiento, bien sea de shot peening y, especialmente, en el caso de la eliminación de la capa más superficial dañada, supone un coste significativo y que solamente se aplicaría en productos industriales, si con ello se consiguiese incrementar la vida a fatiga considerablemente.

# REFERENCIAS

[1] Nascimento MP, Souza, R.C., Pigatin, W.L., Voorwald, H.J.C. Effects of surface treatments on the fatigue strength of AISI 4340 aeronautical steel. International Journal Fatigue. 2001;23:607-618.

[2] Torres M, Voorwald, H. An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel. International Journal of Fatigue 2002;24:877-886.

[3] Ashelby DW, Hills, D.A. The influence of residual stresses on contact-load-bearing capacity. WEAR. 1982;75(2):221-239.

[4] Johnson KL. Deformation of a plastic wedge by a rigid flat die under the action of a tangential force. Journal of the Mechanics and Physics of Solids. 1968;16(6):395-402.

[5] Noyan, IC, y Cohen, J.B. Experimental Errors Associated with the X-Ray Measurment of Residual Stress. In: MRE, editor. Residual Stress Measurement by Diffraction and Interpretation. Evanston, 1987.

[6] Oka, YI, Ohnogi, H., Hosokawa, T., Matsumura, M. The impact angle dependence of erosion damage caused by solid particle impact. WEAR. 1997;203-204:573-579.

[7] Oka, YI, Okamura, K., Yoshida, T. Practical estimation of erosion damage caused by solid particle impact. Part 1: Effects of impact parameters on a predictive equation. 2005;259:95-101.

[8] Oka, YI, Yoshida, T. Practical estimation of erosion damage caused by solid particle impact. Part 2. Mechanical propierties of materials directly associated with erosion damage. WEAR. 2005;259:102-109.

[9] Al-Obaid, YF. Shot peening mechanics: experimental and theoretical analysis. Mechanics of Materials. 1995;19:251-260.

[10] Webster, GA, Ezeilo, A.N. Residual stress distributions and their influence on fatigue lifetimes. International Journal Fatigue. 2001;23:S375-S383.

[11] Sanjurjo, P, Rodríguez, C., Pariente, I.F., Belzunce, J., Canteli, A.F. The influence of shot peening on the fatigue behavior of duplex stainless steels. Procedia Engineering. 2010;2:1539-1546.

[12] Miao, H.Y., SL, C. Perron , Martin Lévesque. An analytical approach to relate shot peening parameters to Almen intensity. Surface & Coatings Technology. 2010;205:2055-2066.

[13] Miao, H.Y., DD, S. Larose, C. Perron, Martin Lévesque. Experimental study of shot peening and stress peen forming. Journal of Materials Processing Technology. 2010;210:2089-2102.

[14] Hale, D. Shot Quality an How to Select shot for Peening. Thechnical Bulletin Ervin Industries. 1988;VIII(6):2.

[15] Sanjurjo, P. Efecto del shot peening sobre la vida a fatiga de aceros inoxidables duplex. Gijón: Universidad de Oviedo; 2008. p. 64.

[16] Kirk, D. Shot particle shape. The Shot Peener. 2003;17(4).

[17] Sharma, M.C. AM. Effect of Shot Size on Peening Intensity for Local Peening of Differente Thickness Samples. Bhopal, India: Maulana Azad College of Technology.

[18] Gillespie, R.,DF. Evaluation Of Size And Shape Of Shot Peening Media By Image Analisis. SAE 1991.

[19] Gillespie, R. GH. An investigation of the durability and breakdown characteristics of shot peening media. 4th International Conference on Shot Peening. Tokyo, Japan; 1990. p. 27-36.

[20] Champaigne J. "Cast steel sizes and equivalent cut wire shot sizes" The Shot Peener. 2005.

[21] J1173 S. "Size classification and characteristics of glass beads for peening". In: Engineers SoA, editor; 1988.

[22] Wieland, R. A statistical analysis of the shot peening intensity measurement. Advanced Metal Process Corporation. 1993.

[23] Kirk, D. Saturation Curve Analysis and Quality Control. The Shot Peener. 2006;20(3):4.

[24] Kirk, D. Accuracy of computarized saturation curve analysis. The Shot Peener. 2006;20(1).

[25] SAE-J2597. Computer Generated Shot Peening Saturation Curves. In: International S, editor; 2010. p. 5.

[26] Beckmerhagen, P., Puay Guan, N. Intensity / Almen Saturation Curve. In: Rilley P, editor. Shot Peening. Wetzikon: MFN, 2009. p. 4-8.

[27] Kirk, D. Theoretical bases of shot peening coverage control. The Shot Peener. 1999;13(3).

[28] Meguid, S. Effect of incomplete coverage upon fatigue performance of peened components. Toronto: University of Toronto. Department of Mecanical Engineering; 1990.

[29] Zinn, W. SB. "Influence of Shot Velocity and Shot Size on Almen Intensity and Residual Stress Depth Distributions" 9th International Conference on Shot Peening. Marne la Vallee, France.; 2005. p. 379-384.

[30] Li, JK, Mei, Y., Duo, W., Renzhi, W. An analysis of stress concentración caused by shot peening and its application in predicting fatigue strength. Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures. 1992;15(12):1271-1279.

[31] Kirk, D. External Characteristics of Shot Peened Surfaces. The Shot Peener. 2007.

[32] Zhang, P, Lindemann, J. Influence of shot peening on high cycle fatigue properties of the high-strengh wrought magnesium alloy AZ80. Scripta Materialia. 2005;52(6):485-490.

[33] Rossini, N.S, Dassisti, M., Benyounis, K.Y., Olabi, A.G. Methods of measuring residual stresses in Components Materials and Desing. 2012;35:572-588.

[34] Noyan, I.C,. Cohen, J.B. Analysis of Residual Stress Fields Using Linear Elasticity Theory. In: MRE, editor. Residual Stress Measurment by Diffraction and Interpretation, 1987. p. 47-62.

[35] Eshelby, J.D. The determination of the elastic field and ellipsoidal inclusion, and the related problems. Proceedings of the Royal Society London 1957;A241:376-396.

[36] Champaigne, J. Shot Peening Overview. Electronics Inc. 2001.

[37] Shengping Wang YL, Mei Yao, Renzhi Wang. Compressive residual stress introduced by shot peening. Materials Processing Technology. 1998;73:64-73.

[38] Suryanarayana, CGN, M., editor. X-Ray Diffraction a Practical Approach. New York: Plenum Press; 1998.

[39] Skoog D, Crouch, S.R, Holler, F.J. Caracterización de superficies por espectroscopía y microscopia. In: learning C, editor. Principios de análisis instrumental. México, 2008. p. 613-617.

[40] Navas García V. Tesis Doctoral. Universidad de Navarra; 2006.

[41] Kirk D. X-ray residual stress measurments of shot peened components. The shot peener. 2005;Winter:24-28.

[42] Prevéy P. X-Ray Diffraction Residual Stress Techniques. In: ASM, editor. Materials Caracterization. USA: 1986; 1992.

[43] Gough, H.J. Crystalline Structure in Relation to Failure of Metals—Especially by Fatigue. Proc ASTM. 1933;33:3 - 114.

[44] P.G.F. Fatiga de los metales. Urmo, S.A, 1982.

[45] Duggan, T., Byrne, J. Factors affecting fatigue behaviour. Fatigue as desing criterion: Macmillan, 1979.

[46] G. D. Metalurgia Mecánica. Aguilar, 1967.

[47] Brian L, Battelle-Columbus. Effect of Surface Conditions and Processing on Fatigue Performance. In: International ASM, editor. Fatigue and Fracture: ASM International Handbook Committee; 1996.

[48] SAE A. Peening Media (AWCH). Conditioned Carbon Steel Cut Wire Shot, High Hardness (55 to 62 HRC). In: Group SI, editor; 2007. p. 1-5.

[49] AMS-S-13165. Shot Peening of Metal Parts. In: SAE, editor. SAE International; 1997. p. 26.

[50] Engineers SoA. Test strip, holder and gage for shot peening. SAE J442 USA; 1995.

[51] Engineers SoA. Procedures for using standard shot peening test strip. SAE J443. USA; 1984.

[52] Sanjurjo, PP. Efecto del shot peening sobre la vida a fatiga de aceros inoxidables duplex. Gijón: Universidad de Oviedo; 2008. p. 91.

[53] Vander Voort, GF. Microindentation Hardness Testing. In: ASM, editor. Mechanical: testing and Evaluation. USA: ASM Handbook; 2000.

[54] Choi, C., Groseclose, A., Altan, T. Estimation of plastic deformation and abrassive wear in warm forgings dies. Journal of Materials Processing Technology. 2012;212:1742-1752.

[55] Fitzpatrick ME, Fry, A.T.,Holdway, P., Kandil, F.A., Shackleton, J. Suominen, L. Determination of Residual Stresses by X-ray Diffraction. In: NPL, editor. A National Measurment Good Practice Guide. Teddington, UK; 2005.

[56] Europea N. Metodo di prova per l'analisi delle tensioni residue mediante diffrazioni a raggi X. In: UNI, editor. EN 15305. Milano, Italia; 2008.

[57] Noyan, I.C., y Cohen, J.B. Determination of Strain and Stress Fields by Diffraction Methods. In: MRE, editor. Residual Stress Measurement by Diffraction and Interpretation. Evanston, 1987.

[58] Weidmann, E. Electrolytic Polishing. In: ASM, editor. Metallography and Microstructures. USA: 1984; 1999.

[59] Sikarskie, D.L. On a series from of correction to stresses in removed layers in X-ray diffraction. AIME Transactions. 1967;239:577-508.

[60] Moore, M.G, Evans, W.P. Mathematical correction for stress in removed layers in X-Ray diffraction residual stress analysis. SAE Transactions. 1958;66.

[61] Dalaei, K., Karlsson, B., Svensson, L.E. Stability of shot peening induced residual stresses and their influence on fatigue lifetime. Materials Science and Engineering A. 2011;528:1008-1015.

[62] Michael W, Mandar, Hingwe. Tempering of steel. In: ASM, editor. Heat Treating. USA: ASM Handbook; 2004.

[63] UNE-82301:1986. Rugosidad superficial. Parámetros, sus valores y las reglas generales para la determinación de las específicaciones. AEN/CTN 82 Metrología y calibración. España; 1986-11-15.

[64] UNE-EN-ISO-4287:1999/AC2010. Especificaciones geométricas de productos (GPS). Calidad superficial: Método del perfil. Términos, definiciones y parámetros del estado

superficial. (ISO 4287:1997/Cor 1:1998/Cor 2:2005). AEN/CTN 82 Metrología y calibración. UE; 2010-04-28.

[65] Soady, K.A, Mellor, B.G., Shackleton, J., Morris, A., Reed, P.A.S. The effect of shot peening on notched cycle fatigue. Materials Science and Engineering A. 2011;528:8579-8588.

[66] Fernández Pariente I, Guagliano, M. Contact fatigue damage analysis of shot peened gears by means of X-ray measurments. Engineer Failure Analysis. 2009;16:964-971.

[67] Kobayashi, M., Matsui,T. and Murakami, Y. Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening. International Journal of Fatigue. 1998;20(5):351-357.

[68] M.A.S. Torres HJCV. An evaluation of shot peening, residual stress and stress relaxation on the fatigue life of AISI 4340 steel. International Journal of Fatigue 2002;24:877-886.

[69] Dalaei, K, Karlsson, B. Influence of overloading on fatigue durability and stability and stability of residual stresses in shot peened normalized steel. Materials Science and Engineering A. 2011;528:7323-7330.

[70] SAE-J2277. (R) Shot peening Coverage In: International S, editor. USA; 2009-10. p. 6.

# ANEXOS

## ANEXO 1. CERTIFICADO DE CALIDAD DEL ACERO F1272

GERDAU SIDENOR

# CERTIFICADO CALIDAD

Fábrica de Vitoria — ISO 9001 - ISO/TS 16949 — Producto Fabricado en España

| | | |
|---|---|---|
| | | O.F.:1448661 |
| REFERENCIA:032510/300310/0030/AB | PEDIDO:221438-1 | Nº COLADA:52398 |
| ART.CLIENTE:038856 | ART.SIDENOR:66458 | F LAM.:27.05.2010 |

**PRODUCTO SOLICITADO**

41CrMo7-3-2 REDONDO BARRA ESTIRADO TEMPLE-REVENIDO 16 -0,11/+0 mm ISO h11
5.900/6.000 mm NORMAL

DATOS DE EXPEDICIÓN | Nº ALBARÁN:80304193 KG:3.559 PAQUETES:2 UNIDADES:378

**NORMAS Y ESPECIFICACIONES**

UNE 36-012 E378 -78 12.1978 ; EN 10263:1999/A1:2006+AC:2006 1 04.2006

**COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LA COLADA** U:% Nº COLADA:52398

| | C | Mn | Si | P | S | Cr | Ni | Mo | V | Cu | Al |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Mín. | 0,370 | 0,550 | 0,150 | | 0,020 | 0,650 | 1,600 | 0,150 | | | 0,010 |
| Máx. | 0,430 | 0,850 | 0,400 | 0,025 | 0,035 | 0,950 | 2,000 | 0,300 | 0,030 | 0,300 | 0,020 |
| Rep. | 0,410 | 0,710 | 0,260 | 0,013 | 0,024 | 0,870 | 1,920 | 0,235 | 0,005 | 0,210 | 0,016 |

| | Sn | Ti | Nb |
|---|---|---|---|
| Mín. | | | |
| Máx. | 0,040 | 0,0080 | 0,0100 |
| Rep. | 0,011 | 0,0040 | 0,0030 |

**TEMPLABILIDAD** U.DUREZA:HRC TEMP.TEMPLE:825 °C

| | 1,5 mm | 3 mm | 5 mm | 7 mm | 9 mm | 11 mm | 13 mm | 15 mm | 20 mm | 25 mm | 30 mm |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| Mín. | 54,0 | 53,0 | 52,0 | 52,0 | 52,0 | 51,5 | 50,5 | 50,5 | 50,0 | 48,5 | 47,0 |
| Máx. | 61,0 | 59,5 | 58,5 | 58,5 | 58,5 | 58,0 | 58,0 | 58,0 | 58,0 | 58,0 | 57,5 |
| Rep. | 59,0 | 57,5 | 57,0 | 56,5 | 56,0 | 55,5 | 55,0 | 55,0 | 54,0 | 54,0 | 53,5 |

| | 35 mm | 40 mm | 45 mm | 50 mm |
|---|---|---|---|---|
| Mín. | 45,5 | 45,0 | 44,0 | 42,5 |
| Máx. | 57,0 | 57,0 | 56,5 | 56,5 |
| Rep. | 53,0 | 53,0 | 53,0 | 52,0 |

**LIMPIEZA (MICROINCLUSIONES)**

Norma (AFNOR NFA04-106 - .09.1984 AFNOR NFA04-106- .09.1984 10) ; A(f):1.5 ; A(g):0 ; B(f):0,5
B(g):0 ; C(f):0 ; C(g):0 ; D(f):0,5 ; D(g):0

**LIMPIEZA (MACROINCLUSIONES)**

Macrocifra:1

**CMS (CONDICIONES)**

Localización de la probeta:Núcleo

**CMS (ENSAYOS)**

Sentido de la probeta de Tracción (Longitudinal):Longitudinal ; Rm (1.000/1.200 N/mm2):1.125 N/mm2
Rm (Rp(0,2%) N/mm2):Rp(0,2%) 1.058 N/mm2 ; A ((5d) %):(5d) 14,5 % ; Z (%):56,8 %
Sentido de la probeta Resiliencia (Longitudinal):Longitudinal ; Tipo probeta Resiliencia (KV):KV
Temperatura de Ensayo Resiliencia (20 °C):20 °C ; K(1):51 J ; K(2):54 J ; K(3):55 J
K (media) (J):53,33 J ; K (individual) (J):51 J ; Dureza (HB):313 HB

**OTROS ENSAYOS**

Tamaño de grano:7 ; Radiactividad:AUSENCIA

**ENSAYOS NO DESTRUCTIVOS**

Control 100 % defectos superficiales: Bien ; Ausencia de defectos internos garantizada por proceso
Control 100 % antimezcla: Bien

TECNOLOGÍA Y CALIDAD CERTIFICA QUE EL PRODUCTO CUMPLE CON LAS ESPECIFICACIONES DESCRITAS EN EL PEDIDO

APROBADO:JOSE FERNANDO JIMENEZ VIDO FIRMA:

GERDAU SIDENOR VITORIA

FECHA:13.07.2010

Página 1 de 1

# ANEXO 2. CERTIFICADO DE CALIDAD DE LOS PROYECTILES

## 2.1. Proyectiles CW 0,3

FROHN GmbH - Postfach 1262 - D-58742 Altena

Dpto. de Ciencia de Materiales
Escuela Politécnica de Ingeniería
Edificio Este

E - 33203 Gijon (Asturias)

FROHN
Shot Peening Technology
Steel Shot
Carbide Tools

### Works Test Certificate according to DIN- EN 10204 3.1

| | | | |
|---|---|---|---|
| Your Order No.: | 2011/001 | Date: | 26.09.11 |
| Order No.: | 30043053 | Quantity in kg: | 25 |
| Delivery terms: | Goods supplied according to VDFI 8001, revision May 2009 | | |
| Dimension: | StD-G3 0,3 HV700 | | |

### Chemical composition

| Batch number | Analysis result: Percentages of significant elements | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | *C* | *Si* | *Mn* | *P* | *S* |
| 110555-1 | 0,76 | 0,28 | 0,50 | 0,017 | 0,013 |

### Material testing results

| | |
|---|---|
| **Microstructure examination:** | Structure according to the requirements laid down in: *DIN EN 10016 T2* |

No Abnormal Findings

| | |
|---|---|
| **Ervin Test** (100% breakdown test) | Specified value according to VDFI 8001: *at least 4500 cycles (for G2/HV640 material)* |

Actual value dated 01.07.11 → 7149 cycles (for G2/HV640 material)

| | |
|---|---|
| **Hardness test** | Specified values according to VDFI 8001: *670 - 730 HV/0,5 as lower and upper limits for the mean value* |

| | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| Values | 750 | 746 | 721 | 700 | 690 |
| | 715 | 719 | 704 | 709 | 706 |
| | 729 | 760 | 757 | 719 | 732 |
| | 706 | 739 | 760 | 752 | 723 |

FROHN QA Dept.

Signature

## 2.2. Proyectiles CW 0,4

FROHN
Shot Peening Technology
Steel Shot
Carbide Tools

FROHN GmbH - Postfach 1262 - D-58742 Altena

Mr. Javier Belzunce Varela
Escuela Politécnica de Ingeniería
Dpto. de Ciencia de Materiales
Edificio Este
E - 33203 Gijon (Asturias)

### Works Test Certificate according to DIN- EN 10204 3.1

| | | | |
|---|---|---|---|
| **Your Order No.:** | 2010/003 | **Date:** | 21.10.10 |
| **Order No.:** | 30039247 | **Quantity in kg:** | 50 |
| **Delivery terms:** | Goods supplied according to VDFI 8001, revision May 2009 | | |
| **Dimension:** | StD-G3 0,4 HV700 | | |

### Chemical composition

| **Batch number** | **Analysis result: Percentages of significant elements** | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| | *C* | *Si* | *Mn* | *P* | *S* |
| 10361-1 | 0,77 | 0,27 | 0,54 | 0,017 | 0,011 |

### Material testing results

| | |
|---|---|
| **Microstructure examination:** | Structure according to the requirements laid down in: *DIN EN 10016 T2* |

No Abnormal Findings

| | |
|---|---|
| **Ervin Test** (100% breakdown test) | Specified value according to VDFI 8001: *at least 4300 cycles (for G2/HV640 material)* |

Actual value dated 06.10.10 → 4924 cycles (for G2/HV640 material)

| | |
|---|---|
| **Hardness test** | Specified values according to VDFI 8001: *670 - 730 HV/1 as lower and upper limits for the mean value* |

| | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| Values | 735 | 742 | 690 | 712 | 718 |
| | 722 | 707 | 714 | 730 | 721 |
| | 685 | 700 | 693 | 716 | 710 |
| | 715 | 723 | 737 | 698 | 719 |

FROHN QA Dept.

Signature

## 2.3. Proyectiles CW 0,5

FROHN
Shot Peening Technology
Steel Shot
Carbide Tools

**FROHN GmbH** - Postfach 1262 - D-58742 Altena

Mr. Javier Belzunce Varela
Escuela Politécnica de Ingeniería
Dpto. de Ciencia de Materiales
Edificio Este
E – 33203 Gijon (Asturias)

### Works Test Certificate according to DIN- EN 10204 3.1

| | | | |
|---|---|---|---|
| **Your Order No.:** | 2010/001 | **Date:** | 09.02.10 |
| **Order No.:** | 30036472 | **Quantity in kg:** | 25 |
| **Delivery terms:** | Goods supplied according to VDFI 8001, May 2009 | | |
| **Dimension:** | StD-G3 0,5 HV670 | | |

### Chemical composition

| **Batch number** | **Analysis result: Percentages of significant elements** | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | ***C*** | ***Si*** | ***Mn*** | ***P*** | ***S*** | ***Cr*** | ***Ni*** | ***Mo*** |
| 9051 | 0,75 | 0,21 | 0,50 | 0,014 | 0,006 | - | - | - |

### Material testing results

| | |
|---|---|
| **Microstructure examination:** | Structure according to the requirements laid down in: *DIN EN 10016 T2* |

No Abnormal Findings

| | |
|---|---|
| **Ervin Test** (100% breakdown test) | Specified value according to VDFI 8001: *at least 4100 cycles (for G2/HV640 material)* |

Actual value dated 05.01.10 → 4816 cycles (for G2/HV640 material)

| | |
|---|---|
| **Hardness test** | Specified values according to VDFI 8001: *640 – 700 HV/1 as lower and upper limits for the mean value* |

| | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| Values | 695 | 678 | 700 | 655 | 665 |
| | 671 | 655 | 648 | 699 | 698 |
| | 675 | 668 | 645 | 621 | 687 |
| | 668 | 635 | 678 | 631 | 675 |

FROHN QA Dept.

Signature

## 2.4. Proyectiles CW 0,6

FROHN
Shot Peening Technology
Steel Shot
Carbide Tools

**FROHN GmbH** - Postfach 1262 - D-58742 Altena

Mr. Javier Belzunce Varela
Escuela Politécnica de Ingeniería
Dpto. de Ciencia de Materiales
Edificio Este
E – 33203 Gijon (Asturias)

### Works Test Certificate according to DIN- EN 10204 3.1

| | | | |
|---|---|---|---|
| **Your Order No.:** | 2010/001 | **Date:** | 09.02.10 |
| **Order No.:** | 30036472 | **Quantity in kg:** | 25 |
| **Delivery terms:** | Goods supplied according to VDFI 8001, May 2009 | | |
| **Dimension:** | StD-G3 0,6 HV670 | | |

### Chemical composition

| **Batch number** | **Analysis result: Percentages of significant elements** | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | ***C*** | ***Si*** | ***Mn*** | ***P*** | ***S*** | ***Cr*** | ***Ni*** | ***Mo*** |
| 9302-1 | 0,77 | 0,23 | 0,53 | 0,014 | 0,006 | - | - | - |

### Material testing results

| | |
|---|---|
| **Microstructure examination:** | Structure according to the requirements laid down in: *DIN EN 10016 T2* |

No Abnormal Findings

| | |
|---|---|
| **Ervin Test** (100% breakdown test) | Specified value according to VDFI 8001: *at least 4000 cycles (for G1/HV640 material)* |
| Actual value dated 14.01.10 → | 4857 cycles (for G1/HV640 material) |

| | |
|---|---|
| **Hardness test** | Specified values according to VDFI 8001: *640 – 700 HV/1 as lower and upper limits for the mean value* |

| | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| Values | 688 | 682 | 653 | 667 | 691 |
| | 680 | 678 | 686 | 657 | 684 |
| | 678 | 676 | 701 | 691 | 676 |
| | 686 | 684 | 713 | 691 | 693 |

FROHN QA Dept.

Signature

## 2.5. Proyectiles CW 0,7

**FROHN GmbH** - Postfach 1262 - D-58742 Altena

Mr. Javier Belzunce Varela
Escuela Politécnica de Ingeniería
Dpto. de Ciencia de Materiales
Edificio Este
E – 33203 Gijon (Asturias)

FROHN
Shot Peening Technology
Steel Shot
Carbide Tools

### Works Test Certificate according to DIN- EN 10204 3.1

| | | | |
|---|---|---|---|
| **Your Order No.:** | 2010/001 | **Date:** | 09.02.10 |
| **Order No.:** | 30036472 | **Quantity in kg:** | 25 |
| **Delivery terms:** | Goods supplied according to VDFI 8001, May 2009 | | |
| **Dimension:** | StD-G3 0,7 HV670 | | |

### Chemical composition

| **Batch number** | **Analysis result: Percentages of significant elements** | | | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| | ***C*** | ***Si*** | ***Mn*** | ***P*** | ***S*** | ***Cr*** | ***Ni*** | ***Mo*** |
| 8239-2 | 0,76 | 0,22 | 0,53 | 0,016 | 0,003 | - | - | - |

### Material testing results

| | |
|---|---|
| **Microstructure examination:** | Structure according to the requirements laid down in: *DIN EN 10016 T2* |

No Abnormal Findings

| | |
|---|---|
| **Ervin Test** (100% breakdown test) | Specified value according to VDFI 8001: *at least 3700 cycles (for G1/HV640 material)* |

Actual value dated 13.01.10 → 4350 cycles (for G1/HV640 material)

| | |
|---|---|
| **Hardness test** | Specified values according to VDFI 8001: *640 – 700 HV/1 as lower and upper limits for the mean value* |

| | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| Values | 655 | 708 | 673 | 680 | 693 |
| | 649 | 649 | 680 | 665 | 653 |
| | 695 | 665 | 665 | 684 | 637 |
| | 671 | 665 | 682 | 671 | 671 |

FROHN QA Dept.

Signature

## 2.6. Proyectiles AGB 20

**POTTERS EUROPE**
an affiliate of The PQ corporation
Usine de Saint Pourçain/Sioule

**QUALITY CONTROL SHEET**
**PRUEFBLATT**
**BULLETIN D'ANALYSE**

**LONG STOCKAGE**
**DECONSEILLE**

**AGB 20**
**POTTERS**

QC-document / Qualitätsdokument / Enregistrement de qualité : Q2000
Revision number / Revisionsnummer / Numéro de révision :04
Issue date / Herausgabedatum / Date d'émission : 12-02-2008
Validation / Begutachtung / Validation : ----------

Date de fabrication : 12/01/2011
Type de produit: **MICROBILLES DE VERRE**
Batchnumber / Chargenummer / Numéro de lot : **78**

Specification number / Spezifikationsnummer / Numéro de spé **22305**
Name checker / Nahme Laborant(in) / Nom du/de la laborantin NC

1. SIZE GRADATION / KOERNUNG / ANALYSE GRANULOMETRIQUE (QC METHOD : )

Sample weight / Einwage / Poids de l'échantillon :

| Microns | Retained / Rückstand / Refus | | | Passing Durchgang Passant | specification | |
|---|---|---|---|---|---|---|
| | Gr | % | %cum | | | |
| 300 | 0 | 0,0 | | 100,0 | 100 | |
| 250 | 0,5 | 0,8 | | 99,2 | 95-100 | |
| 180 | 55,3 | 92,6 | | 6,5 | 0-15 | |
| 150 | 2,6 | 4,4 | | 2,2 | 0-5 | |
| FOND | 1,3 | 2,2 | | | | |
| | 59,7 | | | | | |
| | | | | | | |
| | | | | | | |
| | | | | | | |

/ Spezifische Oberfläche / Surface spécifique:

2. Perfect beads / Einwandfreie Perlen / Bonnes billes (QC METHOD )

Beads analysed / Analysierte Perlen / Billes analysées : **180-250µ**

| Field / Bild / Champ | 1 | 2 | 3 | TOTAL |
|---|---|---|---|---|
| Grains / Kantige / Grains | 0 | 0 | 2 | 2 |
| Air inclusions / Lufteinschl / Bulles | 2 | 0 | 1 | 3 |
| Ovals / Längliche / Allongées | | | | |
| Twins / Zwillinge / Soudées | 40 | 27 | 21 | 88 |
| Satellites / Satelliten / Satellites | | | | |
| Total defects / Schlecht / Défauts | 42 | 27 | 24 | 93 |
| Total | 160 | 172 | 200 | 532 |
| % defects / schlecht / défauts | | | | 17,5% |
| % good / einwandfrei / bonnes | | | | 82,5% |
| **NORME: 80%** | | | | |

3. Coating / Beschichtung / Traitement (QC method : )

0,37593985

4. Skidding media / Aggregate / Aggrégats :

7. Colour/ Farbe / Couleur :

11. Special requirements / Spezielle Anforderungen / Exigences spéciales

Black specks / Schwarze Punkte / Points noirs :

Indice de réfraction: Classe A

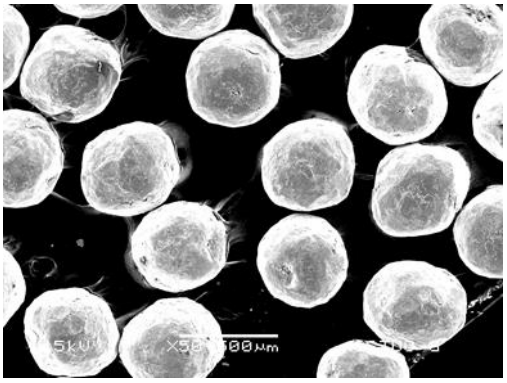
**Exigences spéciales:** **selon la norme AMS 2431**

**Dureté:** 524 (90% des lectures entre 500 et 550 HV)
**Masse volumique (g/cc):** 2,4 ( > 2,3 g/ cc)
**le particules métalliques et magnétiques (en poid** 0,08 ( < 0,1 % en poids)

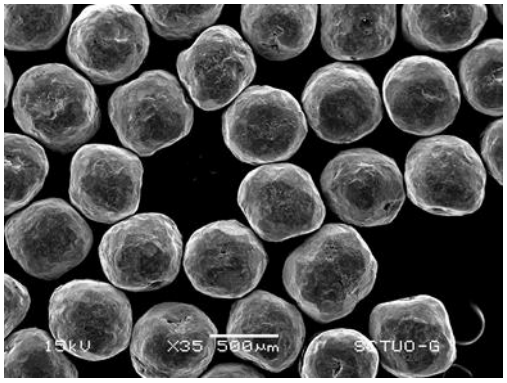
**% de SiO2:** 71,4 ( > 67 %)
**% de Plomb:** <0,008 ( < 100 ppm )
**% d'Arsenic:** <7 ( < 75 ppm )

**Signature / Unterschrift / Signature :**

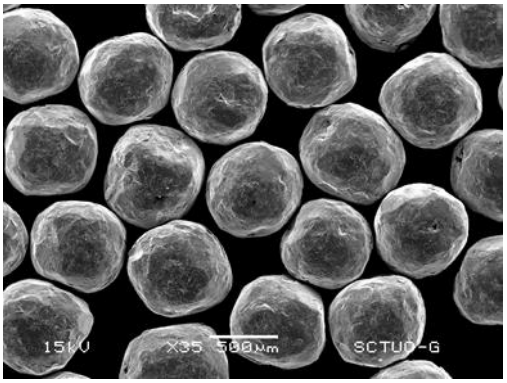
## 2.7. Aspecto de los proyectiles



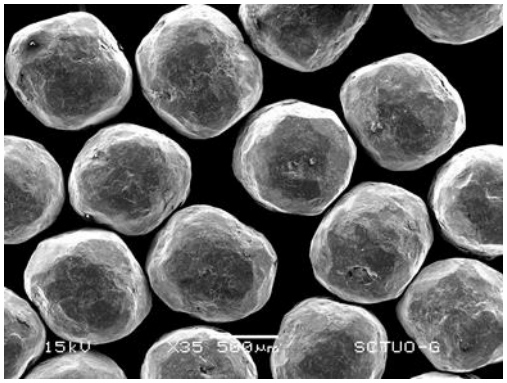
a) Proyectiles CW 0,4. MEB 50X




b) Proyectiles CW 0,5. MEB. 35X




c) Proyectiles CW 0,6. MEB. 35X




d) Proyectiles CW 0,7. MEB. 35X

# ANEXO 3. CURVAS DE SATURACIÓN

## 3.1. Especificaciones de las placas Almen

**ELECTRONICS INCORPORATED** *Shot Peening Control Technology*

56790 Magnetic Drive Mishawaka, IN 46545 USA • PH 1 800 832-5653 • (574) 256-5001 • FAX (574) 256-5222

**Report of Materials Analysis/Certification of Compliance**

Per LRMC of Origin

**"A" ALMEN TEST STRIP**

**PHYSICAL PROPERTIES**

| Raw Material Vendor | Composition | Heat Number | Nom. Material Size |
|---|---|---|---|
| Sandvik | SAE 1070 | 2147899 | .0507 x .749 |

**CHEMICAL ANALYSIS**

| Carbon | Manganese | Phosphorus | Sulphur | Silicon |
|---|---|---|---|---|
| 0.68 | 0.71 | 0.009 | 0.001 | 0.19 |

MEETS THE REQUIREMENTS OF:

- ☒ MIL-S-13165C (NOV 1991)
- ☒ AMS-S-13165 (NOV 1997)
- ☐ SAE J442 (MAY 2006)
- ☐ SAE AMS 2430M (SEP 2003)
- ☐ SAE AMS 2432B (AUG 1996)
- ☐ Other: _____

ELECTRONICS INCORPORATED GRADE:

| | | |
|---|---|---|
| ☐ Grade III | *Bulk* | 970045.3 |
| ☒ Grade II | *Standard* | 970045.2 |
| ☐ Grade I | *Premium* | 970045.1 |
| ☐ Grade I-S | *Special* | 970045.S |
| ☐ Grade I-SS | *Special* | 970045.SS |
| ☐ Other: _____ | | |

**Lot: 793273-2828-** 41

***It is hereby certified that this shipment is in compliance with blueprint specifications, purchase order and applicable contract requirements.***

By Holly Williams

*February 28, 2007*

*NOTE: This certification does not relieve the buyer of his obligation to inspect shipment upon receipt.*

P:\ALMEN\CERTS\MASTERS\A CERTS\EI\793273.doc (created from A_cert rE5.doc) 2/28/07

## 3.2. Ensayo de intensidad Almen 8A

### *3.2.1. Características del ensayo:*

| Proyectil | Caudal | Presión | Boquilla | Probeta |
|---|---|---|---|---|
| **CW 0,3** | 1 | 2 | 23 | A |

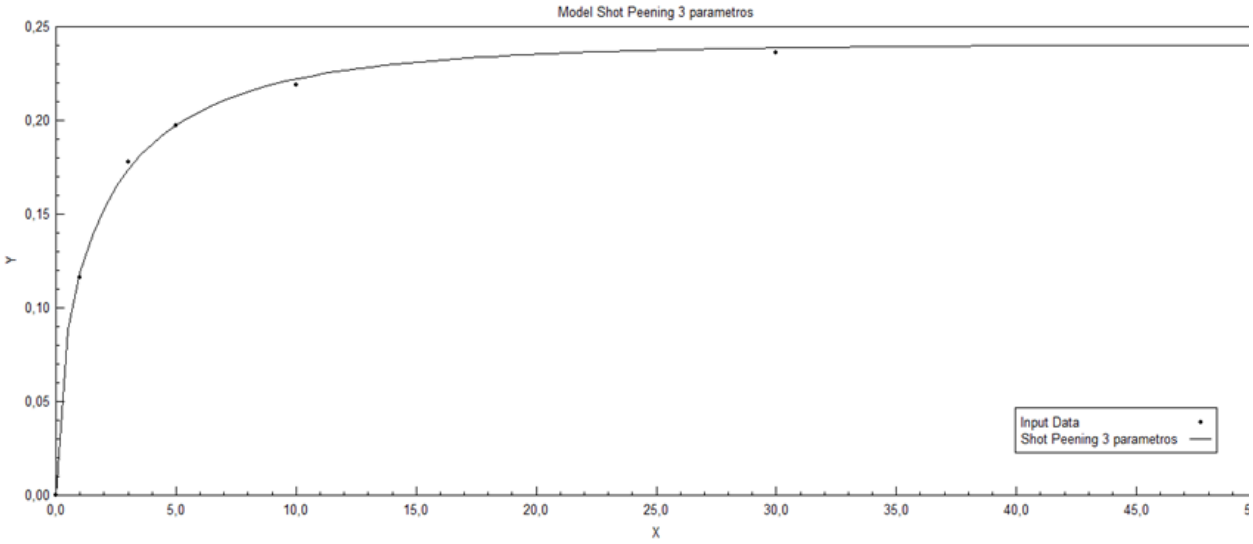
### *3.2.2. Resultados ensayo:*

| Probeta | Tiempo (s) | H inicial | H | H corregida |
|---|---|---|---|---|
| **1** | 0 | 0 | 0 | 0 |
| **2** | 1 | 0,003 | 0,119 | 0,116 |
| **3** | 3 | 0,003 | 0,181 | 0,178 |
| **4** | 5 | 0,003 | 0,200 | 0,197 |
| **5** | 10 | 0,002 | 0,221 | 0,219 |
| **6** | 30 | 0,001 | 0,237 | 0,236 |
| **7** | 50 | 0,003 | 0,247 | 0,244 |

### *3.2.3. Regresión:*

$$h = a \cdot \left(1 - e^{-b \cdot t^c}\right)$$

| | |
|---|---|
| a | 0,2406629196 |
| b | 0,6772643677 |
| c | 0,5770498519 |




### *3.2.4. Intensidad:*

| Intensidad Almen | | Tiempo de saturación |
|---|---|---|
| 0,2073 mmA | 8,2 A | 6,4 s |

## 3.3. Ensayo de intensidad Almen 10A

### *3.3.1. Características del ensayo:*

| Proyectil | Caudal | Presión | Boquilla | Probeta |
|---|---|---|---|---|
| **CW 0,4** | 2 | 2 bares | 23 | A |

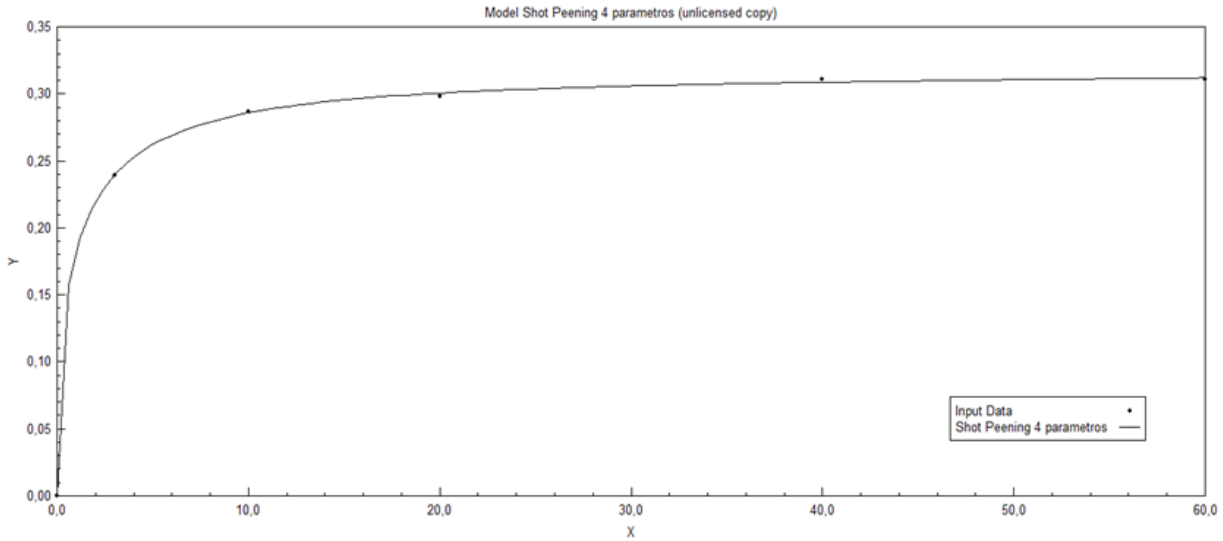
### *3.3.2. Resultados ensayo:*

| Probeta | H inicial | Tiempo (s) | H | H corregida |
|---|---|---|---|---|
| **1** | 0,001 | 3 | 0,240 | 0,239 |
| **2** | 0,000 | 5 | 0,275 | 0,275 |
| **3** | 0,003 | 10 | 0,290 | 0,287 |
| **4** | 0,001 | 20 | 0,299 | 0,298 |
| **5** | 0,001 | 40 | 0,312 | 0,311 |
| **6** | 0,001 | 60 | 0,312 | 0,311 |

### *3.3.3. Regresión:*

$$h = a \cdot (1 - e^{-b \cdot t^c}) + dt$$

| | |
|---|---|
| a | 0,3065271606 |
| b | 0,908123995 |
| c | 0,463607122 |
| d | 0,0001024189646 |




### *3.3.4. Intensidad:*

| Intensidad Almen | | Tiempo de saturación |
|---|---|---|
| 0,256 mmA | 10,1 A | 4,34 s |

## 3.4. Ensayo de intensidad Almen 12A

### *3.4.1. Características del ensayo:*

| Proyectil | Caudal | Presión | Boquilla | Probeta |
|---|---|---|---|---|
| **CW 0,5** | 2 | 2 bares | 23 cm | A |

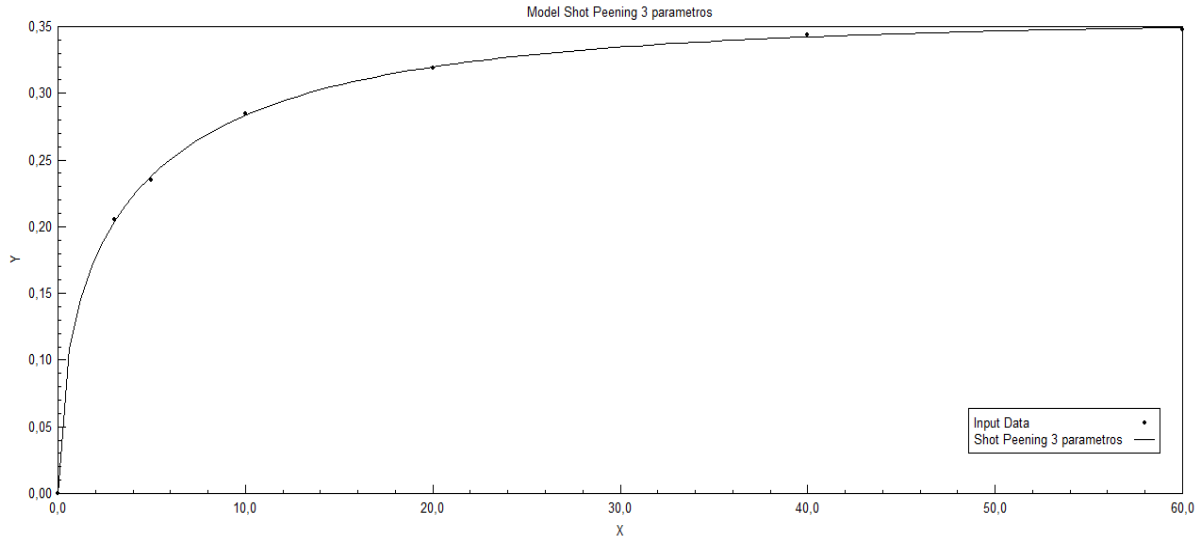
### *3.4.2. Resultados ensayo:*

| Probeta | Tiempo (s) | H inicial | H | H corregida |
|---|---|---|---|---|
| **1** | 3 | 0,001 | 0,206 | 0,205 |
| **2** | 5 | 0,000 | 0,235 | 0,235 |
| **3** | 10 | 0,000 | 0,285 | 0,285 |
| **4** | 20 | 0,001 | 0,320 | 0,319 |
| **5** | 40 | 0,001 | 0,345 | 0,344 |
| **6** | 60 | 0,002 | 0,350 | 0,348 |

### *3.4.3. Regresión:*

$$h = a \cdot \left(1 - e^{-b \cdot t^c}\right)$$

| | |
|---|---|
| a | 0,3550870137 |
| b | 0,4757604983 |
| c | 0,5268320025 |




### *3.4.4. Intensidad:*

| Intensidad Almen | | Tiempo de saturación |
|---|---|---|
| 0,3018 mmA | 11,9A | 13,81 s |

## 3.5. Ensayo de intensidad Almen 14A

### *3.5.1. Características del ensayo:*

| Proyectil | Caudal | Presión | Boquilla | Probeta |
|---|---|---|---|---|
| **CW 0,5** | 2 | 3 bares | 23 cm | A |

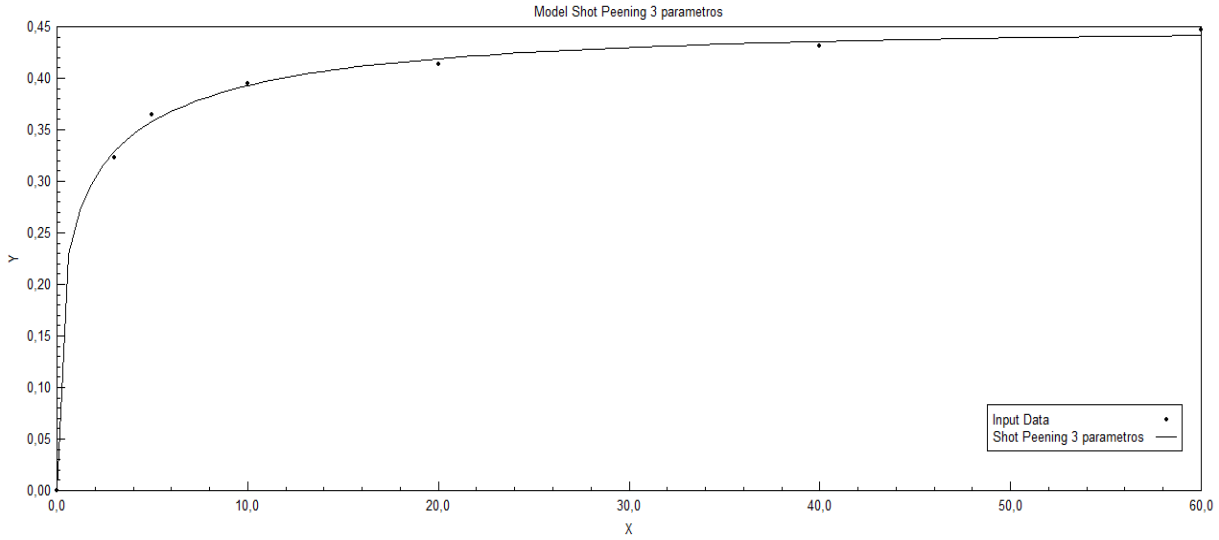
### *3.5.2. Resultados ensayo:*

| Probeta | Tiempo (s) | H inicial | H | H corregida |
|---|---|---|---|---|
| **1** | 3 | 0,001 | 0,324 | 0,323 |
| **2** | 5 | 0,003 | 0,368 | 0,365 |
| **3** | 10 | 0,000 | 0,395 | 0,395 |
| **4** | 20 | 0,000 | 0,414 | 0,414 |
| **5** | 40 | 0,001 | 0,432 | 0,431 |
| **6** | 60 | 0,000 | 0,447 | 0,447 |

### *3.5.3. Regresión:*

$$h = a \cdot \left(1 - e^{-b \cdot t^{c}}\right)$$

| | |
|---|---|
| a | 0,4485990621 |
| b | 0,8637170863 |
| c | 0,3827446906 |




### *3.5.4.Intensidad:*

| Intensidad Almen | | Tiempo de saturación |
|---|---|---|
| 0,3548 mmA | 14 A | 4,73 s |

## 3.6. Ensayo de intensidad Almen 16A

### *3.6.1. Características del ensayo:*

| Proyectil | Caudal | Presión | Boquilla | Probeta |
|---|---|---|---|---|
| **CW 0,7** | 2 | 1,5 bares | 23 cm | A |

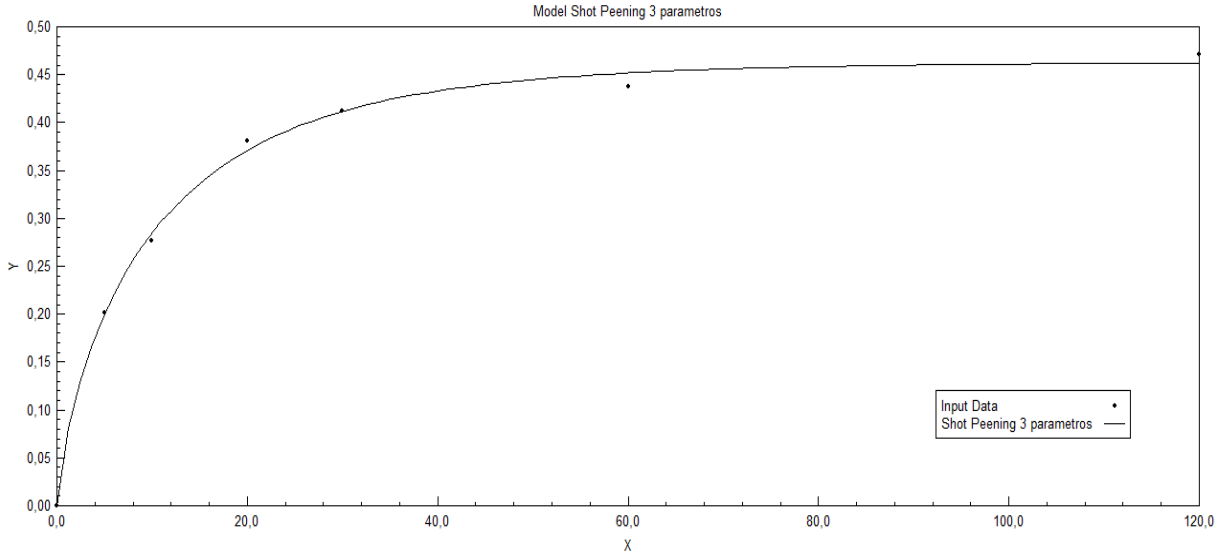
### *3.6.2. Resultados ensayo:*

| Probeta | Tiempo (s) | H inicial | H | H corregida |
|---|---|---|---|---|
| **1** | 5 | 0,006 | 0,207 | 0,201 |
| **2** | 10 | 0,001 | 0,278 | 0,277 |
| **3** | 20 | 0,001 | 0,382 | 0,381 |
| **4** | 30 | 0,002 | 0,414 | 0,412 |
| **5** | 60 | 0,003 | 0,441 | 0,438 |
| **6** | 120 | 0,000 | 0,471 | 0,471 |

### *3.6.3. Regresión:*

$$h = a \cdot \left(1 - e^{-b \cdot t^c}\right)$$

| | |
|---|---|
| a | 0,462942709 |
| b | 0,1654632422 |
| c | 0,7606185714 |




### *3.6.4. Intensidad:*

| Intensidad Almen | | Tiempo de saturación |
|---|---|---|
| 0,401 mmA | 16,2 A | 29,54 s |

## 3.7. Ensayo de intensidad Almen 19A

### *3.7.1. Características del ensayo:*

| Proyectil | Caudal | Presión | Boquilla | Probeta |
|---|---|---|---|---|
| **CW 0,7** | 2 | 3 bares | 23 cm | A |

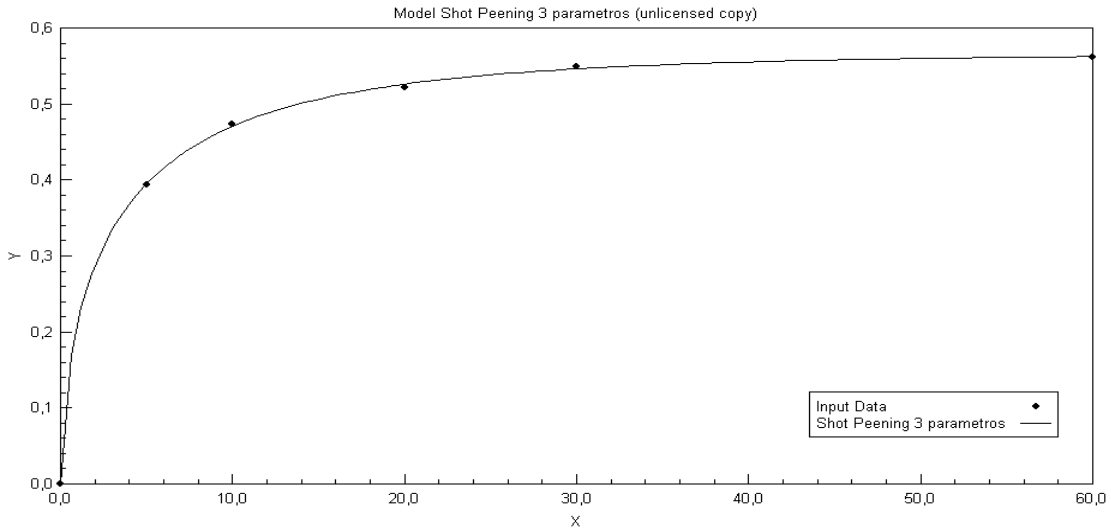
### *3.7.2. Resultados ensayo:*

| Probeta | Tiempo (s) | H inicial | H | H corregida |
|---|---|---|---|---|
| **1** | 5 | 0,000 | 0,394 | 0,394 |
| **2** | 10 | 0,003 | 0,476 | 0,473 |
| **3** | 20 | 0,000 | 0,522 | 0,522 |
| **4** | 30 | 0,004 | 0,553 | 0,549 |
| **5** | 60 | 0,003 | 0,565 | 0,562 |

### *3.7.3. Regresión:*

$$h = a \cdot \left(1 - e^{-b \cdot t^c}\right)$$

| | |
|---|---|
| a | 0,5663112172 |
| b | 0,4744508021 |
| c | 0,5736040642 |




### *3.7.4. Intensidad:*

| Intensidad Almen | | Tiempo de saturación |
|---|---|---|
| 0,3874 mmA | 19,2 A | 11,9 s |

## 3.8. Ensayo de intensidad Almen 21A

### *3.8.1. Características del ensayo:*

| Proyectil | Caudal | Presión | Boquilla | Probeta |
|---|---|---|---|---|
| **CW 0,7** | 2 | 4 bares | 23cm | A |

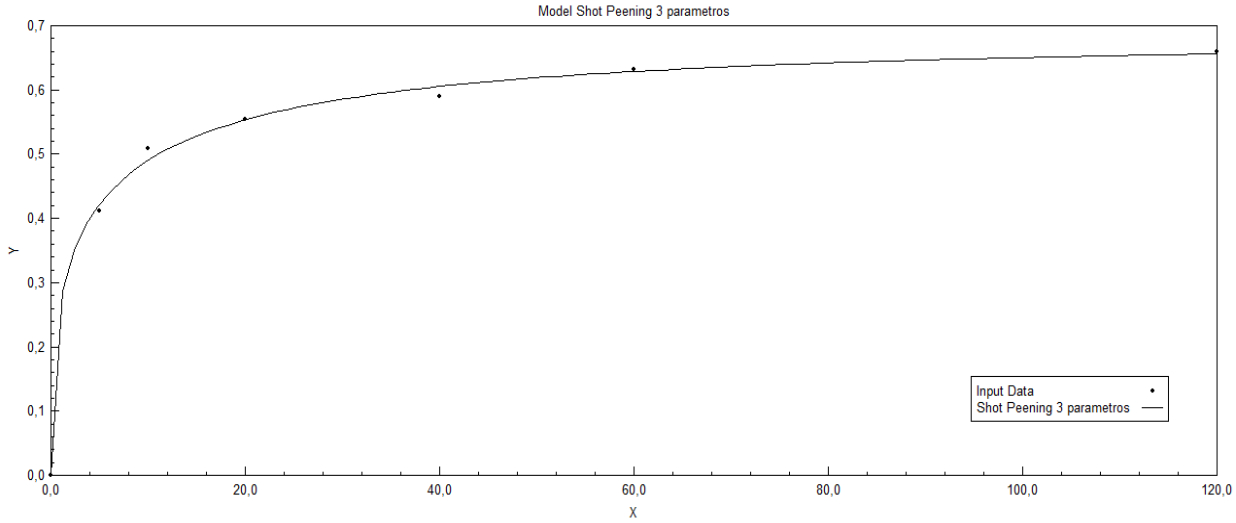
### *3.8.2. Resultados ensayo:*

| Probeta | Tiempo (s) | H inicial | H | H corregida |
|---|---|---|---|---|
| **1** | 5 | 0,004 | 0,415 | 0,411 |
| **2** | 10 | 0,000 | 0,508 | 0,508 |
| **3** | 20 | 0,001 | 0,555 | 0,554 |
| **4** | 40 | 0,002 | 0,592 | 0,590 |
| **5** | 60 | 0,000 | 0,632 | 0,632 |
| **6** | 120 | 0,001 | 0,661 | 0,660 |

### *3.8.3. Regresión:*

$$h = a \cdot \left(1 - e^{-b \cdot t^c}\right)$$

| | |
|---|---|
| a | 0,6765348327 |
| b | 0,5115429305 |
| c | 0,4015840073 |




### *3.8.4. Intensidad:*

| Intensidad Almen | | Tiempo de saturación |
|---|---|---|
| 0,3874 mmA | 21,4 A | 17,9 s |

## 3.9. Ensayo de intensidad Almen 5A

### *3.9.1. Características del ensayo*

| Proyectil | Caudal | Presión | Boquilla | Probeta |
|---|---|---|---|---|
| **AGB 0,2** | 1 vuelta | 2 bares | 23 cm | A |

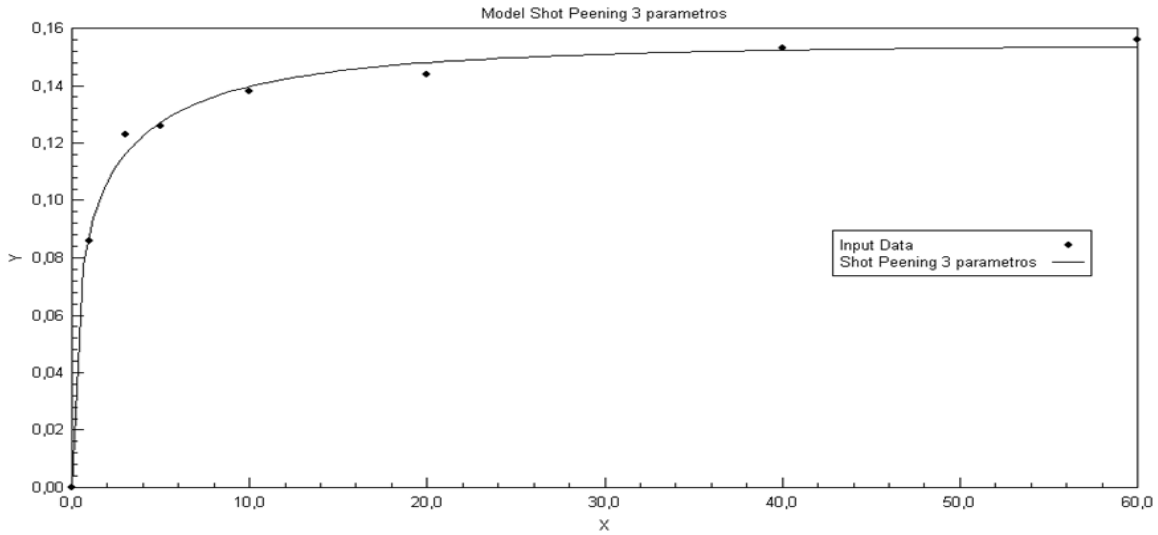
### *3.9.2. Resultados ensayo*

| Probeta | Tiempo (s) | H inicial | H | H corregida |
|---|---|---|---|---|
| **1** | 1 | 0,000 | 0,026 | 0,086 |
| **2** | 3 | 0,000 | 0,123 | 0,123 |
| **3** | 5 | 0,002 | 0,128 | 0,126 |
| **4** | 10 | 0,003 | 0,141 | 0,138 |
| **5** | 20 | 0,009 | 0,153 | 0,144 |
| **6** | 40 | 0,004 | 0,157 | 0,153 |
| **7** | 60 | 0,003 | 0,159 | 0,156 |

### *3.9.3. Regresión*

$$h = a \cdot \left(1 - e^{-b \cdot t^c}\right)$$

| | |
|---|---|
| a | 0,1544439512 |
| b | 0,8637367074 |
| c | 0,4345073821 |



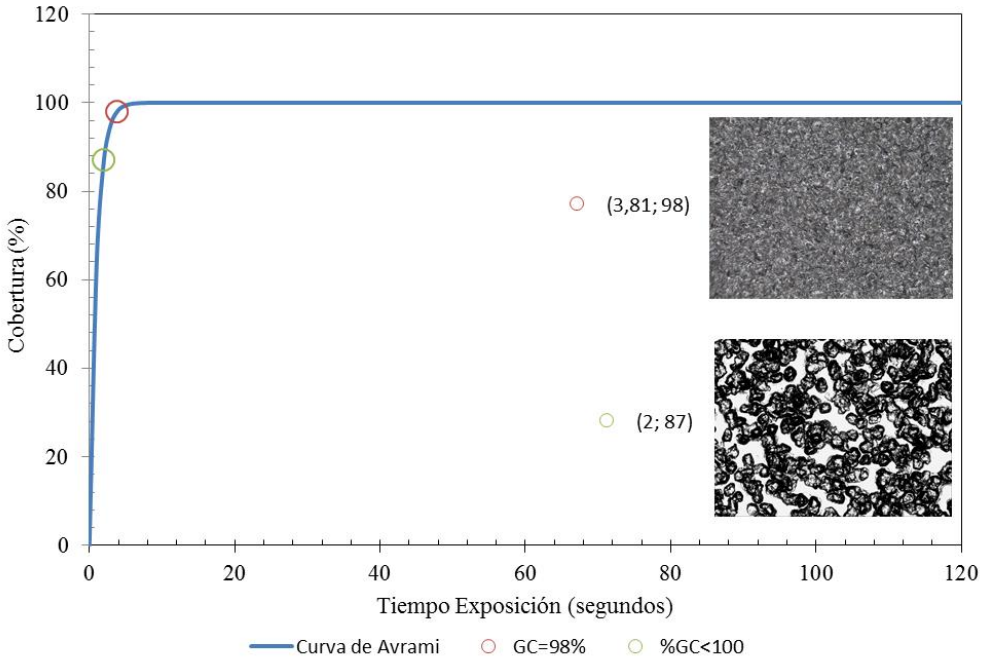

### *3.9.4. Intensidad*

| Intensidad Almen | | Tiempo de saturación |
|---|---|---|
| **0,1264 mmA** | 5,1 A | 4,79 s |

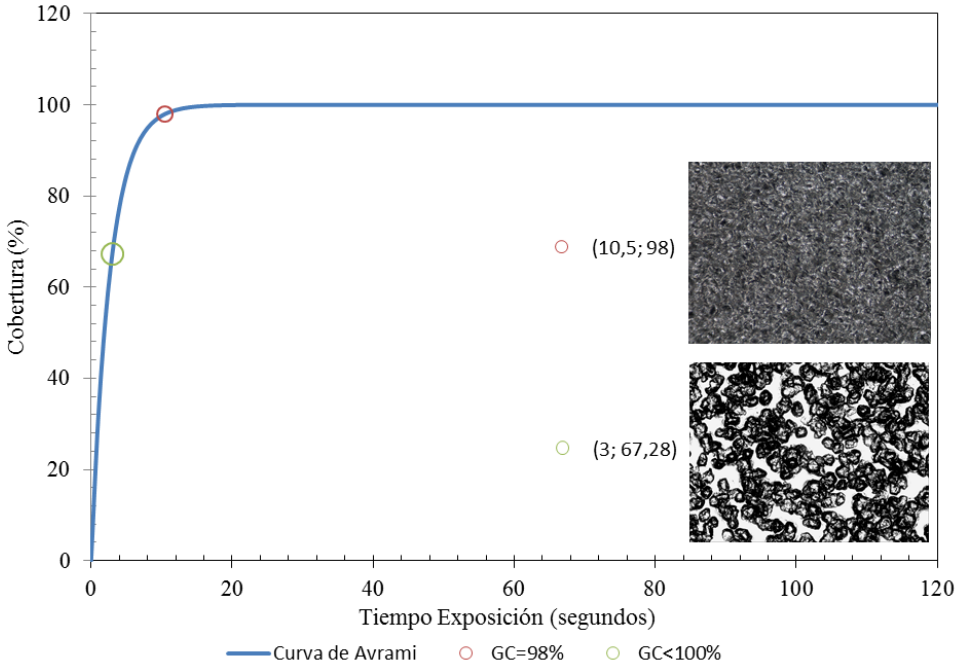
# ANEXO 4. CURVAS DE AVRAMI

## 4.1. Curvas de Avrami probetas planas

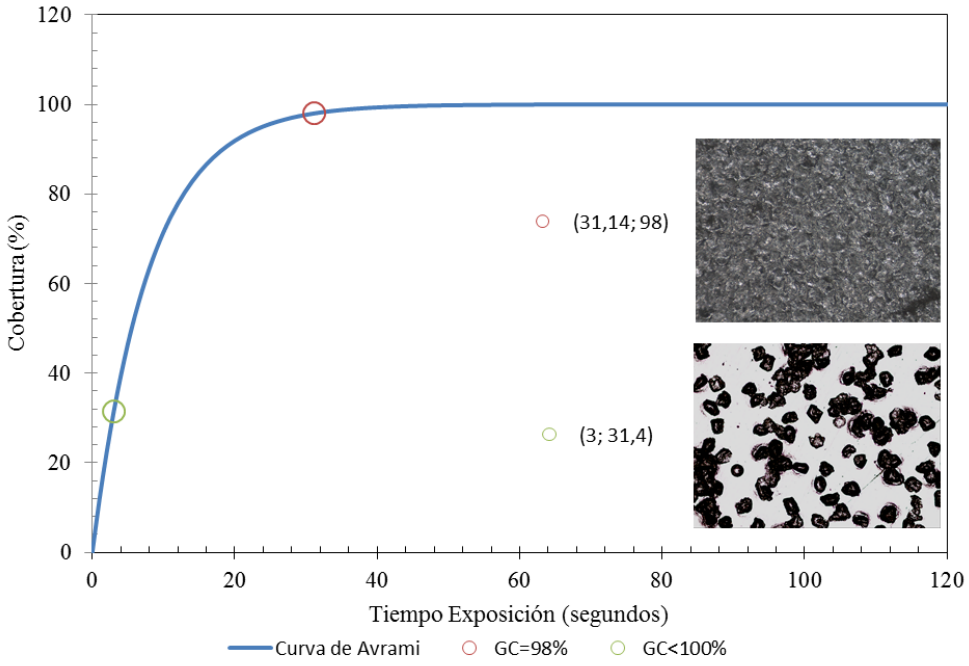
### *4.1.1. Curva de Avrami 8A*



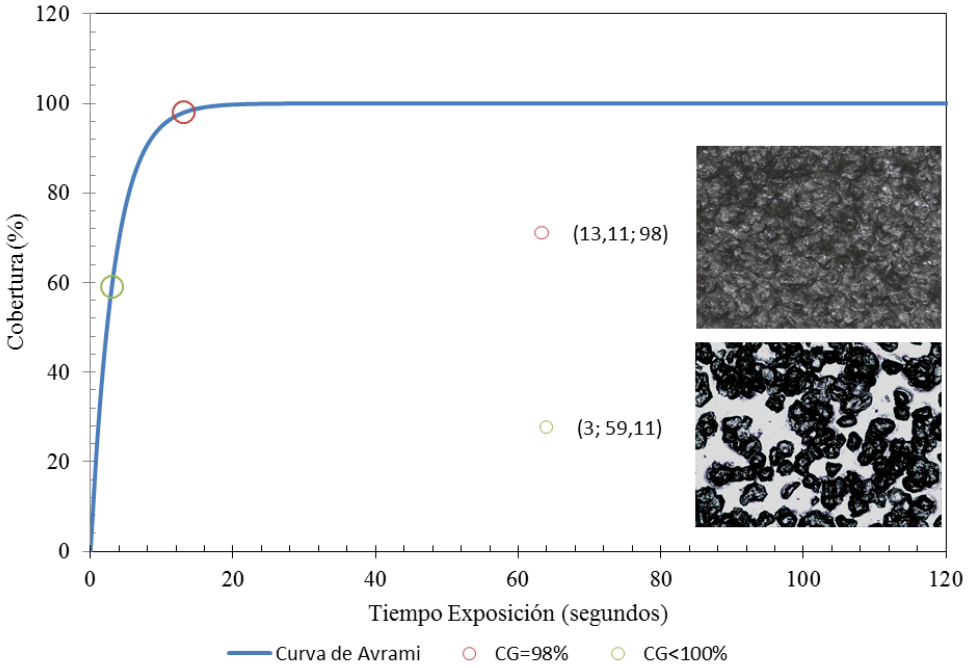

### *4.1.2. Curva de Avrami 10A*



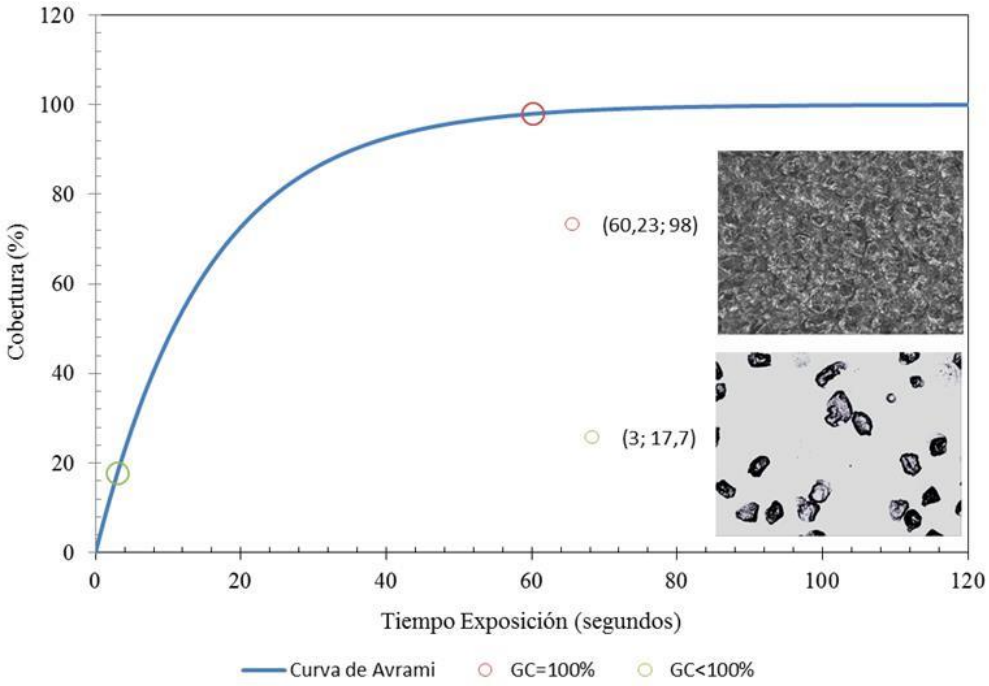
### 4.1.3. *Curva de Avrami 12A*



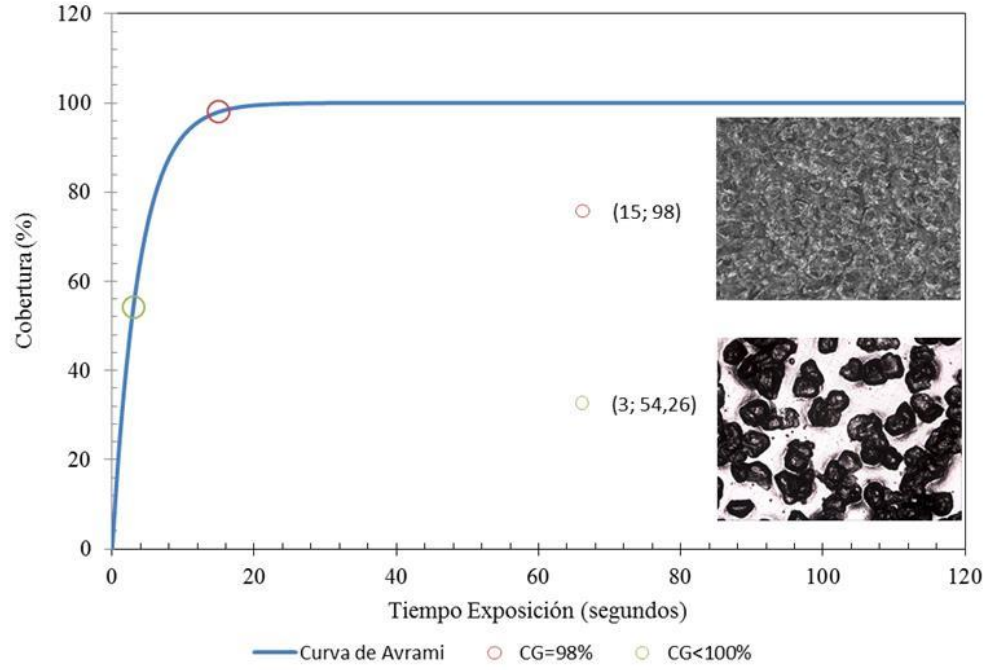

### 4.1.4. *Curva de Avrami 14A*



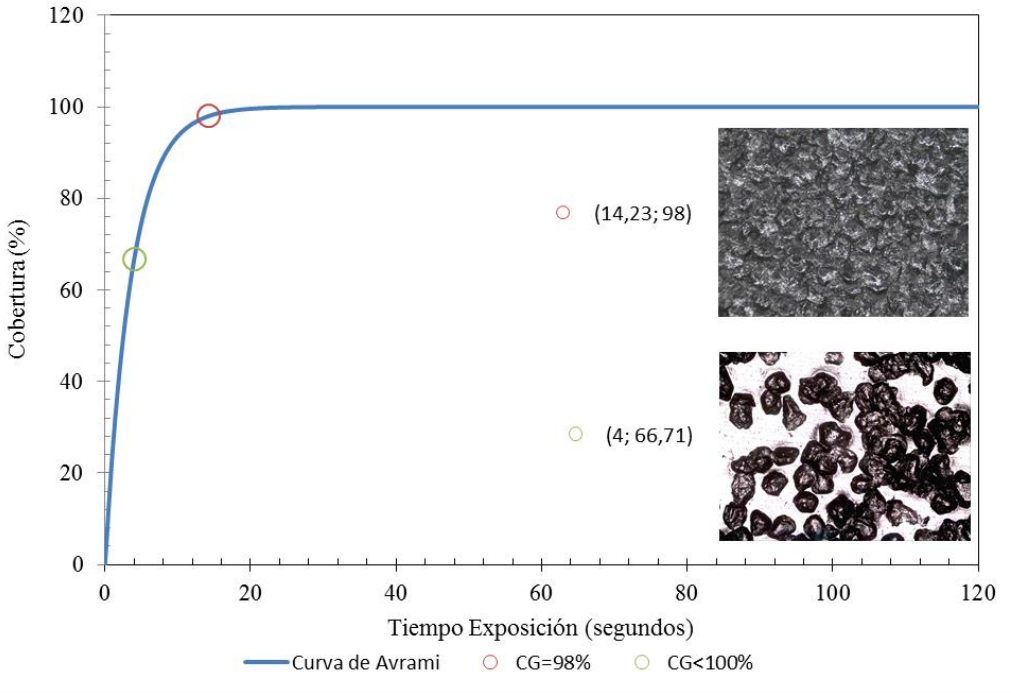
### *4.1.5. Curva de Avrami 16A*




### *4.1.6. Curva de Avrami 19A*

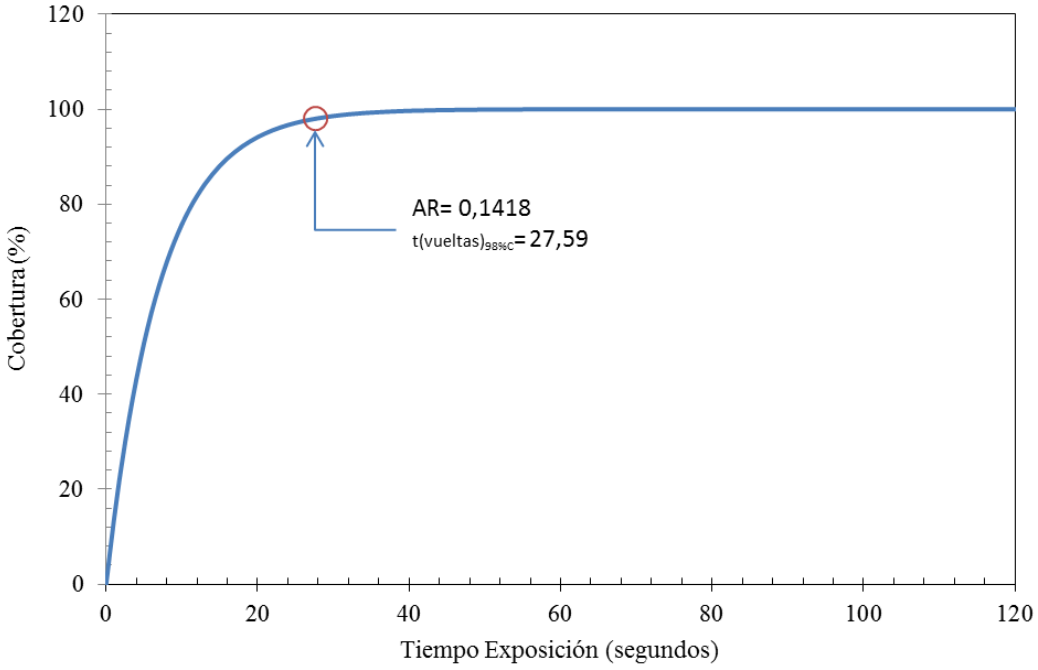


### *4.1.7. Curva de Avrami 21A*

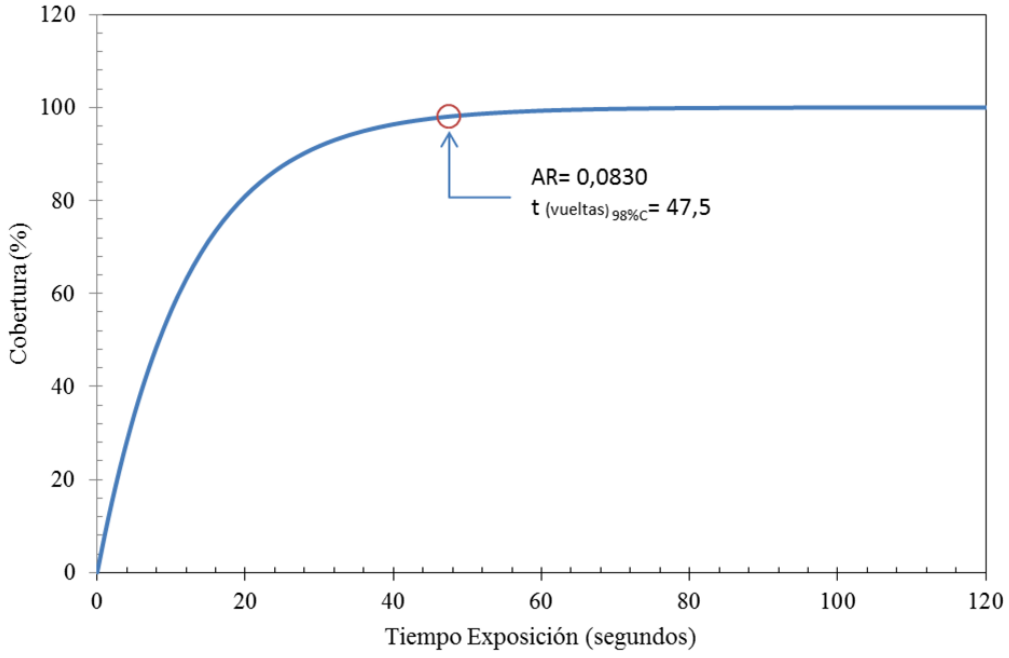


## 4.2. Curvas de Avrami probetas de fatiga rotativa

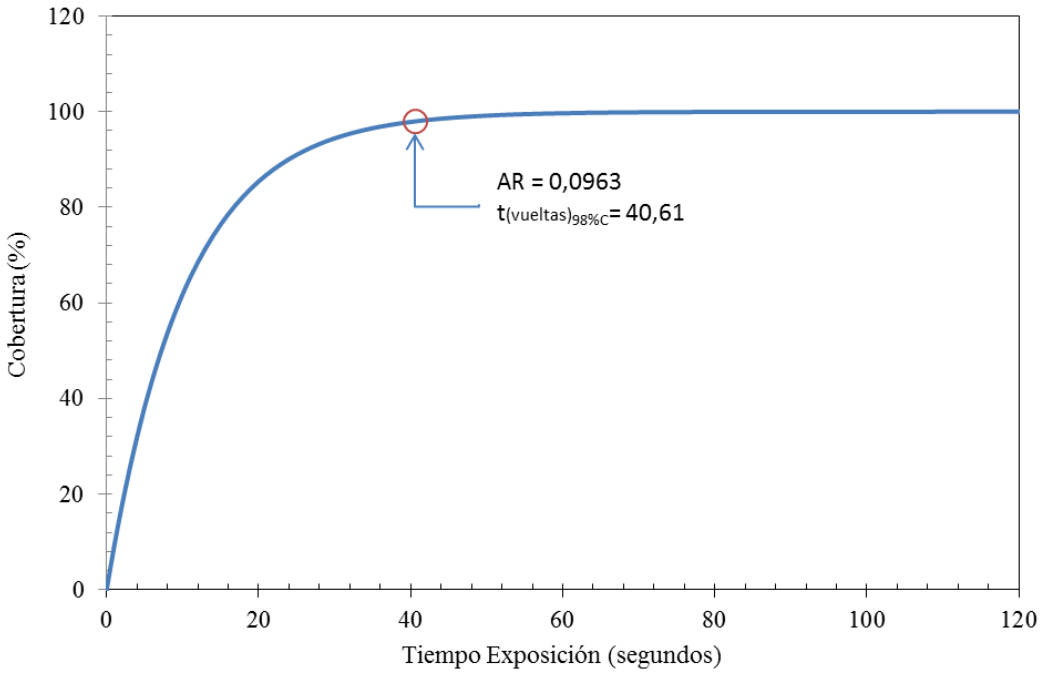
### *4.2.1. Curva de Avrami 8 A*



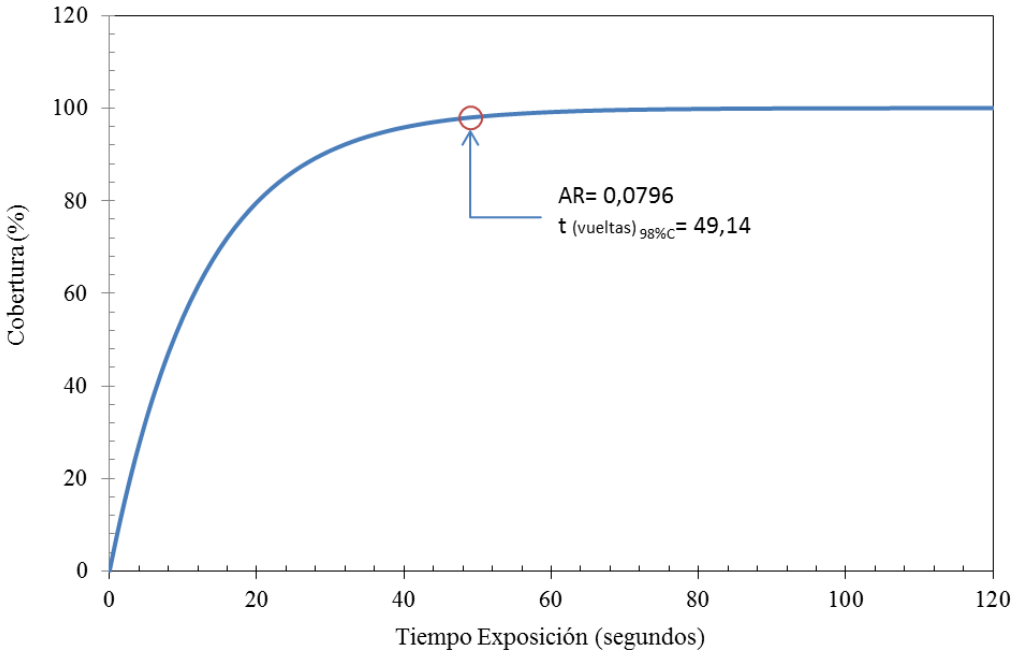

### *4.2.2. Curva de Avrami 10 A*



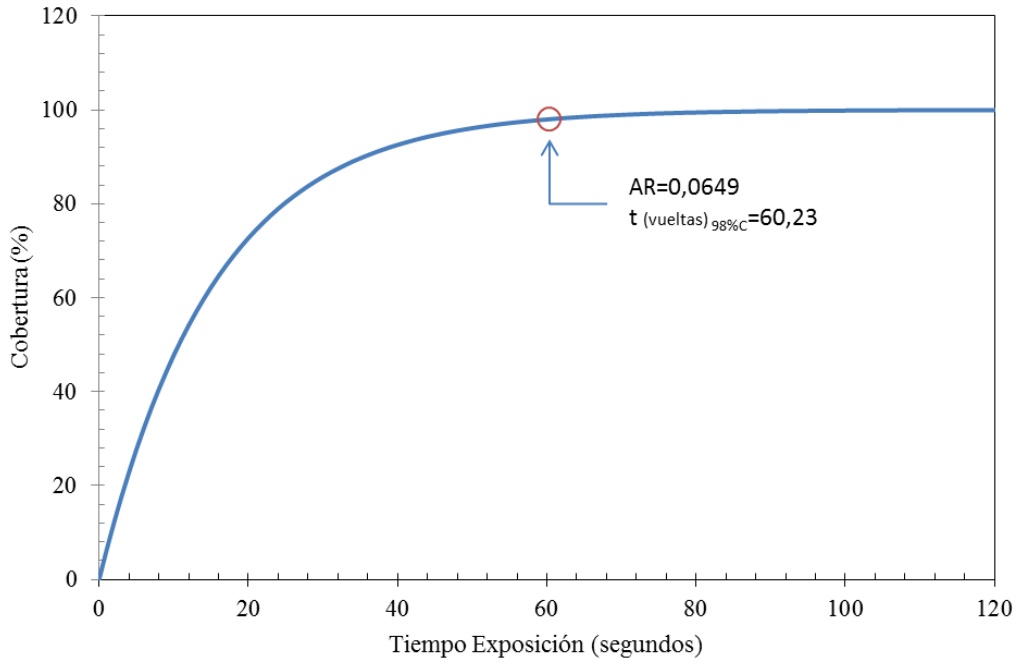
### 4.2.3. *Curva de Avrami 12 A*



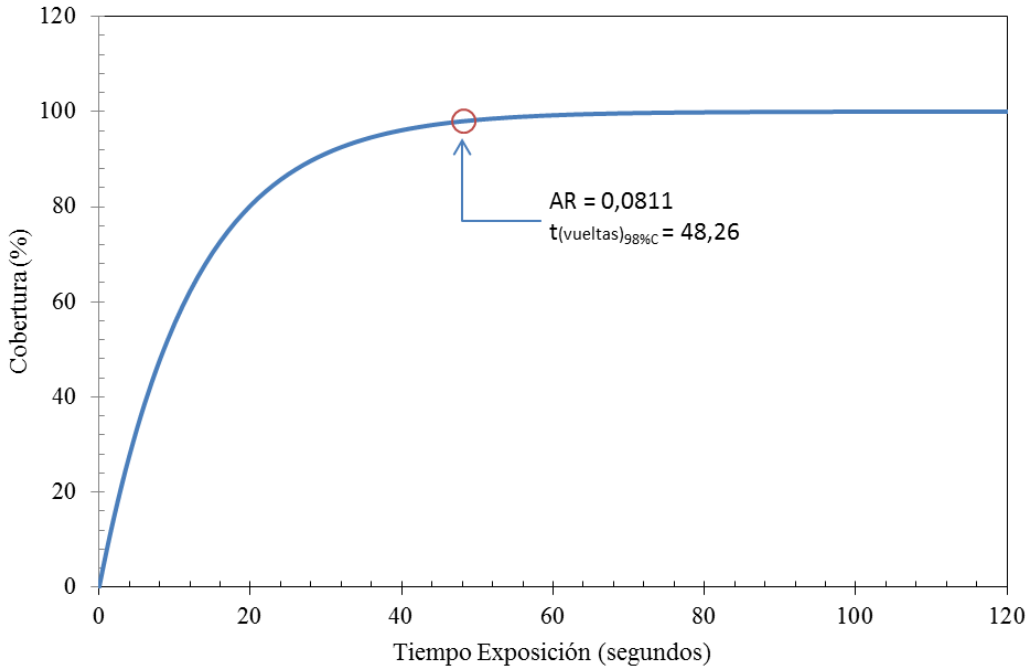

### 4.2.4. *Curva de Avrami 14 A*



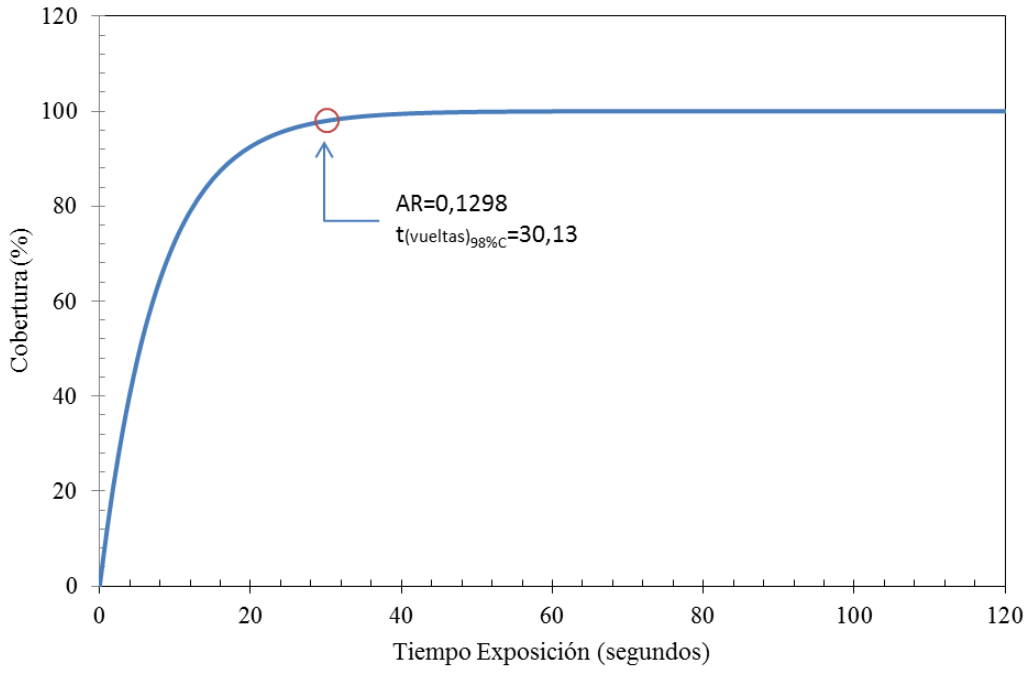
### 4.2.5. *Curva de Avrami 16 A*




### 4.2.6. *Curva de Avrami 19 A*



### *4.2.7. Curva de Avrami 21 A*



# ANEXO 5. CÁLCULOS DEL FACTOR CONCENTRADOR DE TENSIONES DE COMPRESIÓN (FCT)

A continuación se presentan los resultados de los cálculos del FCT realizados con cada uno de los 4 métodos descritos en el Capítulo 3, utilizando la expresión de J.K.Li:

$$K = 1 + 4\left({R_{máx}}/{S}\right)^{1,3}$$

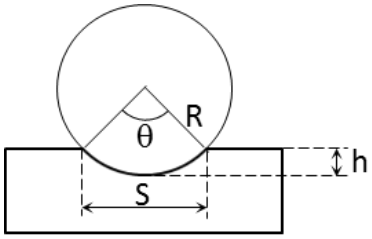



Figura. A. 1. Esquema FCT

## 5.1. Determinación de S a partir de cálculos geométricos

La longitud de la huella, S, se ha determinado a partir del valor del diámetro del proyectil esférico, suponiendo que las bolas son perfectamente esféricas y las huellas adoptan la forma de un casquete esférico. Con estas hipótesis, se utilizará la expresión siguiente:

$$S = 2 \cdot R \cdot \sin\left({\theta}/{2}\right) \approx 2 \cdot (2 \cdot h \cdot R - h^2)^{1/2} \qquad \text{Ec. A.1}$$

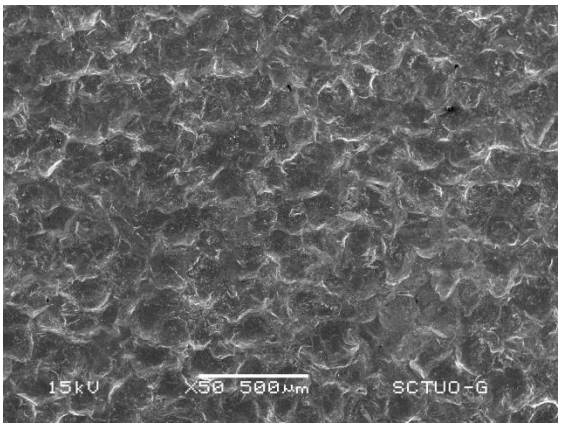
Se han obtenido así los resultados que se reflejan en la siguiente tabla:

| Intensidad | Ø bola (µm) | $R_{máx}$ (µm) | S (µm) | FCT |
|---|---|---|---|---|
| **8 A** | 337 | 21,87 | 166,03 | 1,286 |
| **10 A** | 442 | 29,87 | 221,90 | 1,295 |
| **12 A** | 573 | 33,07 | 267,25 | 1,264 |
| **14 A** | 573 | 40 | 292,03 | 1,302 |
| **16 A** | 803 | 32,8 | 317,88 | 1,209 |
| **19 A** | 803 | 37,21 | 337,61 | 1,227 |
| **21 A** | 803 | 37,06 | 336,96 | 1,227 |

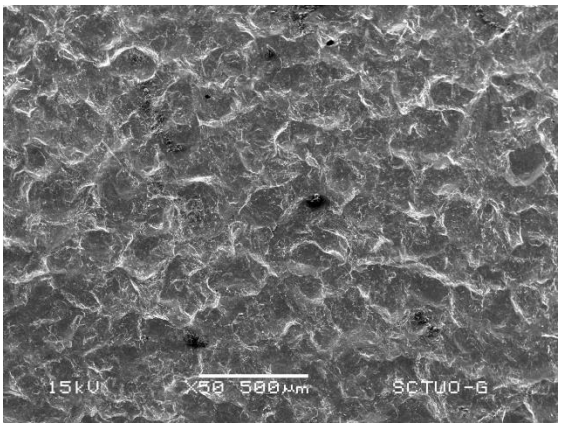
El error principal de este método es que los proyectiles no son perfectamente esféricos y además las huellas tras su deformación plástica están sujetas a una cierta recuperación elástica.

### 5.2. Método basado en el análisis de la morfología superficial de la muestra con una cobertura del 100% observada en el microscopio electrónico de barrido

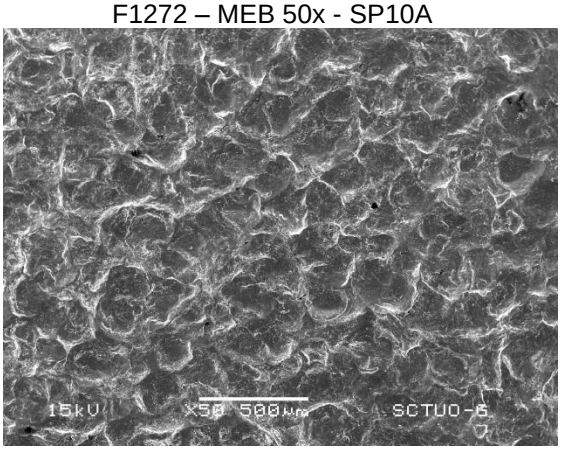
Este procedimiento ha consistido en tomar fotografías a 50 aumentos con el Microscopio Electrónico de Barrido, buscar la mayor huella generada y medir su diámetro. El valor obtenido de este modo corresponderá a la medida del parámetro "S".



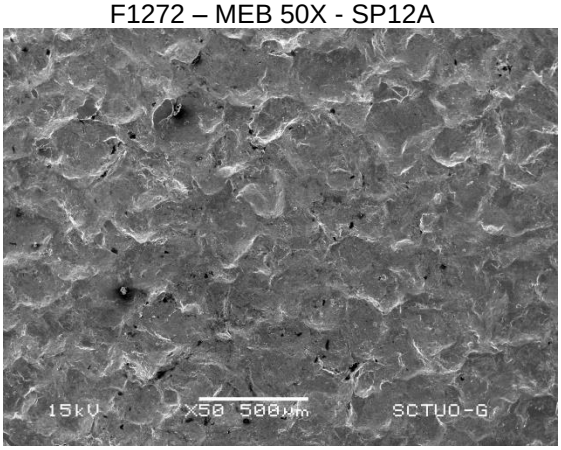

F1272 – MEB 50x - SP10A



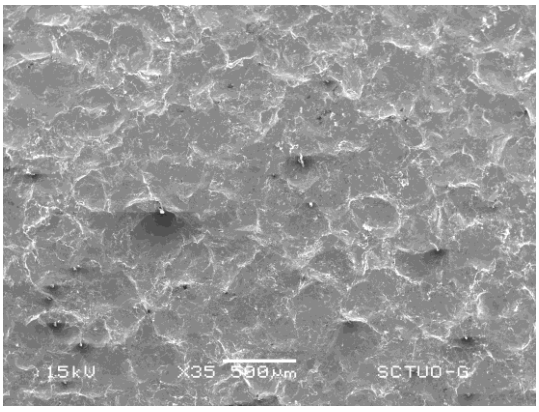

F1272 – MEB 50X - SP12A



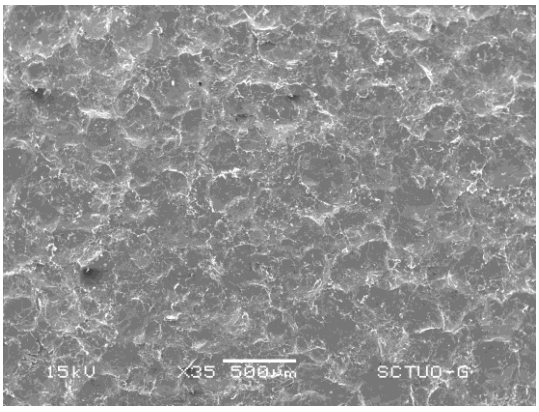

F1272 – MEB 50x - SP14A




F1272 – MEB 50x - SP16A




F1272 – MEB 35x- SP19A




F1272 – MEB 35x- SP21A

En la tabla adjunta se exponen los resultados obtenidos al aplicar este método:

| Intensidad | Ø bola (µm) | $R_{máx}$ (µm) | S (µm) | FCT |
|---|---|---|---|---|
| **8 A** | 337 | 21,87 | 133,5 | 1,381 |
| **10 A** | 442 | 29,87 | 188,0 | 1,365 |
| **12 A** | 573 | 33,07 | 223,5 | 1,334 |
| **14 A** | 573 | 40,00 | 235,0 | 1,400 |
| **16 A** | 803 | 32,80 | 270,0 | 1,258 |
| **19 A** | 803 | 37,21 | 309,4 | 1,255 |
| **21 A** | 803 | 37,06 | 303,6 | 1,260 |

Cuando se utiliza este método, existe la dificultad de visualizar con nitidez la extensión de los impactos

### 5.3. Método basado en la medida precisa de huellas individualizadas utilizando probetas sometidas a los mismos tratamientos pero con baja cobertura

Utilizando un software de análisis de imágenes, se han medido alrededor de 50 huellas para cada tratamiento. De todas ellas se ha seleccionado la mayor, ya que será la que generará el mayor factor concentrador de tensión, FCT. Los resultados se muestran en la tabla adjunta.

| Intensidad | Ø bola (µm) | $R_{máx}$ (µm) | S (µm) | FCT |
|---|---|---|---|---|
| **8 A** | 337 | 21,87 | 132,11 | 1,386 |
| **10 A** | 442 | 29,87 | 169,20 | 1,419 |
| **12 A** | 573 | 33,07 | 224,80 | 1,331 |
| **14 A** | 573 | 40,00 | 247,80 | 1,374 |
| **16 A** | 803 | 32,80 | 260,1 | 1,271 |
| **19 A** | 803 | 37,21 | 271,5 | 1,302 |
| **21 A** | 803 | 37,06 | 279,7 | 1,289 |

En este caso las huellas se pueden medir con gran exactitud, pero son huellas generadas sobre una superficie virgen, sin endurecimiento alguno, por lo que cabe suponer que las huellas producidas por los impactos sobre una superficie endurecida serán sin duda algo menores.

### 5.4. Medición directa del parámetro S sobre el perfil de rugosidad

Una vez obtenido el perfil de rugosidad con el rugosímetro DIAVITE DH-6 (para obtener dicho perfil se ha trabajado sin filtro), se ha medido la longitud de la mayor huella que ha definido el palpador y ha quedado reflejada en el perfil de rugosidad. Este valor es el que se ha identificado como S, y a partir del cual se estimó el FCT (véase la Figura A.2). La tabla que se presenta a continuación muestra los resultados obtenidos al utilizar este método.

Figura. A. 2. Perfil de rugosidad del acero F1272 tratado superficialmente a 16A

| Intensidad | Ø bola (µm) | $R_{máx}$ (µm) | S (µm) | FCT |
|---|---|---|---|---|
| **8 A** | 337 | 28,53 | 217 | 1,286 |
| **10 A** | 442 | 29,64 | 276 | 1,219 |
| **12 A** | 573 | 26,13 | 415 | 1,110 |
| **14 A** | 573 | 29,87 | 434 | 1,123 |
| **16 A** | 803 | 35,47 | 461 | 1,143 |
| **19 A** | 803 | 46,13 | 588 | 1,146 |
| **21 A** | 803 | 42,67 | 557 | 1,142 |

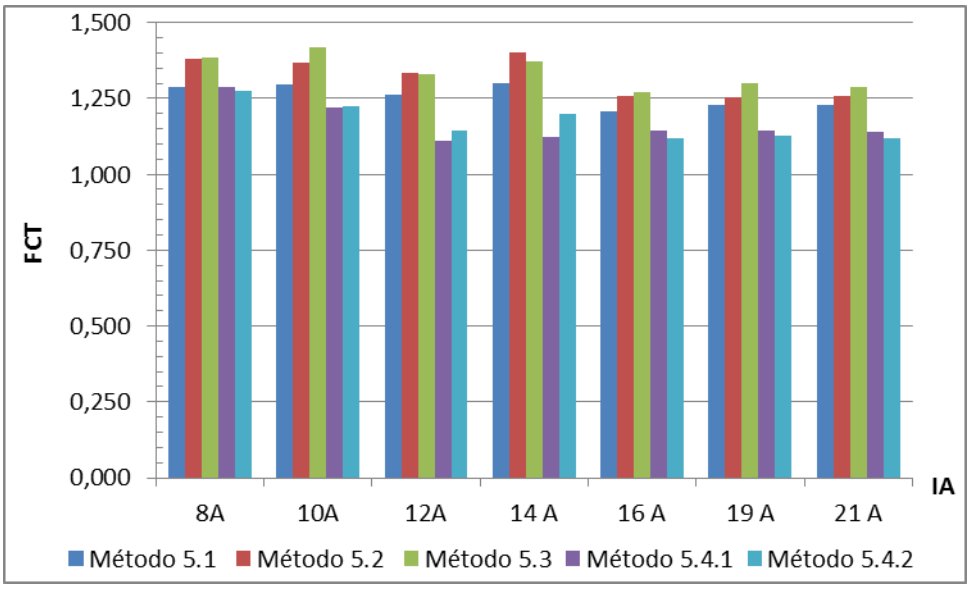
En este caso la dificultad principal será que el perfil realizado atraviese diametralmente la huella del impacto, pero al tomar el mayor valor de todos, nos aproximaremos bastante a esta situación. Además, normalmente estaremos evaluando el valor de S en la misma huella en la que previamente se ha medido el parámetro $R_{máx}$.

Para optimizar este método y disminuir el error citado, se han medido las características de las huellas en los perfiles de rugosidad donde se observaron los mayores valores de $R_{máx}$. A continuación se presentan los valores de FCT para cada intensidad, obtenidos a partir de los parámetros "S" antes determinados:

| Intensidad | Ø bola (µm) | $R_{máx}$ (µm) | S (µm) | FCT |
|---|---|---|---|---|
| **8 A** | 337 | 21,87 | 172 | 1,273 |
| **10 A** | 442 | 27,24 | 251 | 1,223 |
| **12 A** | 573 | 29,51 | 384 | 1,142 |
| **14 A** | 573 | 37,07 | 372 | 1,199 |
| **16 A** | 803 | 29,91 | 445 | 1,120 |
| **19 A** | 803 | 37,21 | 526 | 1,127 |
| **21 A** | 803 | 37,06 | 557 | 1,118 |

De cualquier manera, a pesar de las inexactitudes expuestas propias de cada uno de los métodos expuestos, como se puede apreciar en la siguiente gráfica, los resultados del factor concentrador de la tensión obtenidos con los diferentes métodos son todos muy parecidos. Además, no se observa influencia de las intensidades Almen analizadas. El factor concentrador

de la tensión obtenido tras los distintos tratamientos de shot peening, independientemente del método de evaluación elegido, se sitúa en todos los casos entre 1,2 y 1,6.



# ANEXO 6. INFLUENCIA DEL ELECTROPULIDO Y CÁLCULO DE LA INCERTIDUMBRE EN LA MEDIDA DEL PERFIL DE TENSIONES RESIDUALES

## 6.1. Determinación de la influencia del electropulido sobre las tensiones residuales

En este Anexo se muestran los resultados del estudio ejecutado para determinar la influencia del proceso electroquímico, empleado para la eliminación de material, para la construcción del perfil tensiones residuales inducidas en procesos de shot peening.

### *6.1.1. Método de cálculo*

Al eliminar material mediante electropulido para la determinación de las tensiones residuales existentes en profundidad, es importante considerar la redistribución o relajación de las tensiones que tiene lugar como consecuencia del proceso electroquímico utilizado. Sirkarskie [i], basado en un desarrollo de Moore y Evans [ii], se propone una solución generalizada en una serie de Taylor (ecuación A.2), que se puede simplificar tomando solo el primer término (ecuación A.3).

$$\sigma(z_1) = \sigma_m(z_1) + 2\int_{z_1}^{H}\frac{\sigma_m(z)}{z}dz - 6z_1\int_{z_1}^{H}\frac{\sigma_m(z)}{z^2}dz \quad \text{Ec. A.2}$$

$$\sigma(z_1) = \sigma_m(z_1) + \left(-4\sigma_m(H)\left(\frac{\Delta z_1}{H}\right)\right) \qquad \text{Ec. A.3}$$

$H$: altura de referencia (dimensión inicial de la pieza)

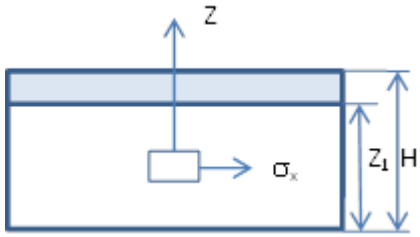
$z_1$: altura de la pieza tras el electropulido

$\Delta z_1 = H - z_1$: profundidad electropulida

$\sigma(z_1)$: tensión residual corregida en la cota $z_1$

$\sigma_m(z_1)$: tensión residual medida en $z_1$

$\sigma_m(H)$: tensión residual en la superficie




El porcentaje de error inducido por el procedimiento de electropulido se puede determinar mediante la ecuación A.4.

$$\%e_\sigma = \frac{(\sigma_m(z_1) - \sigma(z_1))}{\sigma_m(z_1)} \times 100\% \qquad \text{Ec. A. 4}$$

### *6.1.2. Ejemplo práctico*

Se ha determinado la influencia de la eliminación de material mediante electropulido sobre la medida de las tensiones residuales, para lo que se han utilizado los resultados de las medidas llevadas a cabo sobre el acero F1272 con un tratamiento de shot peening de intensidad 8 A.

A modo de ejemplo, se detalla el cálculo realizado sobre la medida nº 2 de la tabla que se presenta a continuación.

Ejemplo de cálculo (medida nº 2):

$$\sigma(z_1) = -621\ MPa + \left[-4(-599\ MPa)\left(\frac{0{,}0226\ mm}{5{,}3512\ mm}\right)\right] = -610\ MPa$$

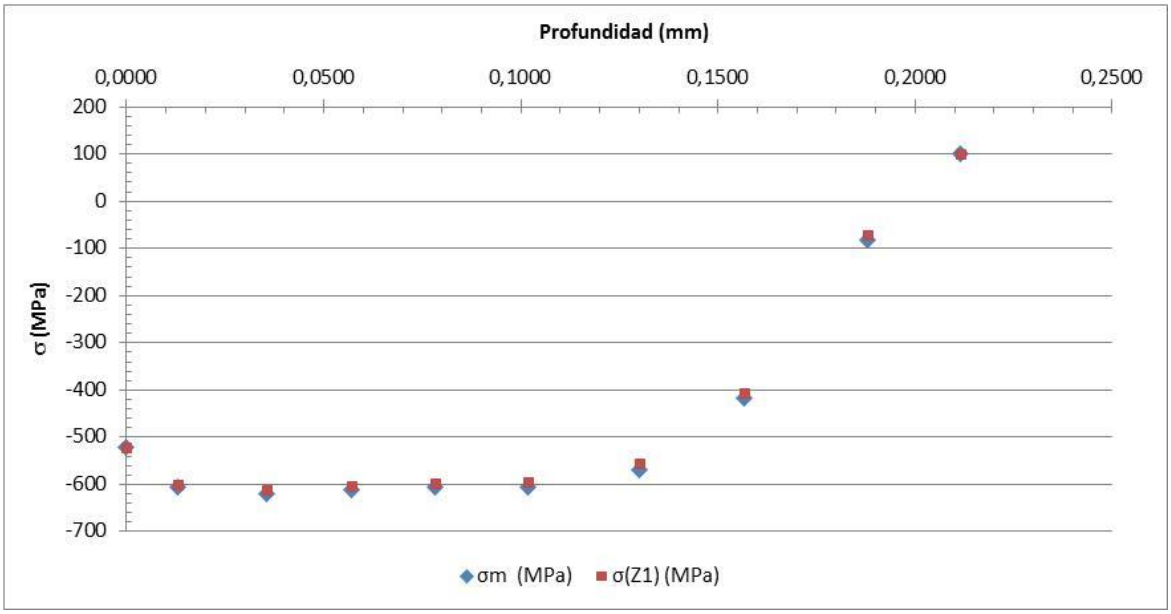
$$\%e_\sigma = \frac{-621-(-610)}{-621} \times 100\% = 1{,}6\%$$

Nótese que como valor de la tensión residual superficial se ha tomado siempre el valor corregido de la medida anterior. Procediendo del mismo modo con todas las demás medidas se ha obtenido:

| Medida | Altura (H) (mm) | $\Delta Z_1$ | $\sigma_m$ (MPa) | $\sigma(Z_1)$ (MPa) | $\%e_\sigma$ |
|---|---|---|---|---|---|
| **superficial** | 5,3642 | 0 | -522 | -522 | 0,0 |
| **1** | 5,3512 | 0,0129 | -604 | -599 | 0,8 |
| **2** | 5,3287 | 0,0226 | -621 | -610 | 1,6 |
| **3** | 5,3072 | 0,0215 | -612 | -602 | 1,6 |
| **4** | 5,2861 | 0,0211 | -607 | -597 | 1,6 |
| **5** | 5,2625 | 0,0235 | -604 | -594 | 1,8 |
| **6** | 5,2340 | 0,0285 | -568 | -555 | 2,3 |
| **7** | 5,2070 | 0,0270 | -416 | -405 | 2,8 |
| **8** | 5,1763 | 0,0307 | -82 | -72 | 11,7 |
| **9** | 5,1527 | 0,0236 | 100 | 101 | -1,3 |

La tabla y el grafico que se presentan a continuación representan los perfiles de tensiones residuales, uno producto de la medición y el segundo corregido mediante el método explicado anteriormente. Se aprecia que la corrección prácticamente no modifica los resultados de la tensión residual.

| **Profundidad (mm)** | 0 | 0,013 | 0,0355 | 0,057 | 0,0781 | 0,1017 | 0,1302 | 0,1567 | 0,1879 | 0,2114 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **σ ($Z_1$) (MPa)** | -522 | -599 | -610 | -602 | -597 | -594 | -555 | -405 | -72 | 101 |
| **σ $_m$ (MPa)** | -522 | -604 | -621 | -612 | -607 | -604 | -568 | -416 | -82 | 100 |




Puede observarse que el error introducido al eliminar material depende de la altura de la muestra (H) y de la profundidad de la capa eliminada ($\Delta z_1$). De este modo se explica que el error porcentual se incrementa en la medida en la cual nos aproximamos a la zona donde las tensiones residuales pasan a ser de tracción. Sin embargo, esta zona de la gráfica es la menos importante desde el punto de vista del efecto que ejerce la tensión residual en el comportamiento a fatiga.

## 6.2. Determinación de la incertidumbre expandida

### *6.2.1. Objetivo*

El objetivo de este estudio ha sido determinar la incertidumbre asociada a las medidas de tensiones residuales realizadas mediante la técnica de difracción de rayos X.

El valor de la incertidumbre expandida "U" se ha obtenido a partir del cálculo de dos parámetros. Se ha determinado el valor de la desviación estándar a un conjunto de medidas determinadas y se ha evaluado el aporte de ésta al valor de incertidumbre asociada a la medida efectuada. A continuación se ha calculado la incertidumbre combinada "$u_c$" considerando todos los errores del procedimiento experimental llevado a cabo, para finalmente determinar la incertidumbre expandida "U" de las tensiones residuales promedio, considerando un intervalo de confianza del 95%.

### *6.2.2. Fundamentos teóricos del método*

La determinación de la precisión de una magnitud a partir de múltiples mediciones, involucra un análisis estadístico que conlleva al cálculo de la media de las medidas y la desviación estándar (S) de la media muestral. A continuación se expresan las ecuaciones mediante las cuales se pueden determinar los dos parámetros antes indicados.

$$\bar{X} = \sum_{i=1}^{n} \frac{x_i}{n} \qquad \text{Ec. A.5}$$

$$S = \sqrt{\frac{1}{(n-1)}\left[\sum_{i=1}^{n}(x_i - \bar{X})^2\right]} \qquad \text{Ec. A.6}$$

Dónde:

$n$: número de medidas

$x_i$: medida realizada

$\bar{X}$: media muestral

La incertidumbre es un parámetro asociado al resultado de una medida que caracteriza el intervalo de valores que puede ser razonablemente atribuidos al mensurando. En esta definición el mensurando indica: "la propiedad sujeta a medida". En función de ello la incertidumbre involucra todos aquellos factores que pueden afectar a la variabilidad asociada a una medición, variabilidad de la muestra, parámetros de trabajo y precisión del instrumental empleado, entre otros. En los procedimientos de difracción de rayos X, empleados para la determinación de tensiones residuales, se deben contemplar la repetibilidad de las mediciones, el límite de

confianza de la constante elástica empleada, el error o precisión de las mediciones en las diversas posiciones del detector (ajuste del $\sin^2 \psi$)[2]; de esta manera es posible determinar la incertidumbre combinada $u_c$ (ecuación A.7).

$$u_c = \sqrt{\sum_{i=1}^{m} \left(u(x_i)\right)^2} = \sqrt{\sum_{i=1}^{m} \left(\frac{c_i}{d_v}\right)^2} \qquad \text{Ec. A.7}$$

Donde:

$u_{x_i}$: Incertidumbre estimada para cada factor

$c_i$: Coeficiente de sensibilidad, estimado a partir de las derivadas parciales de las funciones que relacionan la medida con el parámetro involucrado

$d_v$: es el divisor empleado para determinar la incertidumbre estándar $u_{x_i}$, el cual depende de la distribución del análisis estadístico correspondiente a cada parámetro

El aporte a la incertidumbre combinada, $u_c$ , de la repetibilidad de las mediciones efectuadas se determina asumiendo una distribución normal de las medidas de las pruebas realizadas. Su incertidumbre asociada, $u_\sigma$ , se obtiene a partir de la desviación estándar (s). La ecuación 4 expresa la relación entre ambos parámetros.

$$u_\sigma = \pm \frac{s}{\sqrt{n}} \qquad \text{Ec. A.8}$$

La constante elástica y el error presentan, por definición, una distribución rectangular. Se estima que, en general, la medida de la constante elástica presenta una desviación del 5% con respecto a su "valor real", por lo tanto la incertidumbre de este parámetro se determina mediante la siguiente ecuación:

$$u_E = \pm 0{,}05 \times \frac{\bar{X}}{d_v} \qquad \text{Ec. A.9}$$

$\bar{X}$ es la tensión residual media, $\bar{\sigma}$, determinada utilizando la (ecuación A.5). Considerando una distribución rectangular ( $d_v = \sqrt{3}$ ), se obtiene:

[2] NPL. *A National Measurement Good Practice Guide*. Determination of Residual Stresses by X-ray Diffraction – Issue 2. P.p. 56-63

$$u_E = \pm 0{,}05 \times \frac{\bar{\sigma}}{\sqrt{3}} \qquad \text{Ec. A.10}$$

La incertidumbre que involucra al error de medida asociado al ajuste de la función $\sin^2 \psi$ se determina, considerando una distribución rectangular, a partir de la siguiente expresión,

$$u_{error} = \frac{\pm error}{d_v} = \frac{\pm error}{\sqrt{3}} \qquad \text{Ec. A.11}$$

De esta manera, la incertidumbre combinada de la medición efectuada se expresa según la ecuación A.12.

$$u_c = \sqrt{(u_\sigma)^2 + (u_E)^2 + (u_{error})^2} \qquad \text{Ec. A.12}$$

Considerando finalmente un factor de cobertura de k=2, correspondiente a un intervalo de confianza del 95%, la incertidumbre expandida se expresa como:

$$U = k \cdot u_c = 2 \cdot u_c \qquad \text{Ec. A.13}$$

### 6.3. Ejemplo de aplicación

Se ha determinado la incertidumbre asociada a una medida concreta en un ensayo de medición de tensiones residuales, mediante difracción de rayos X. El ensayo se realizó en la superficie de una probeta acero F1272 (AISI 4340) al cual se le aplicó un tratamiento térmico de temple (T de austenización 850ºC durante 45 minutos; medio de enfriamiento empleado: agua) y un proceso de revenido a 590ºC durante 150 min, que a su vez fue sometida a un tratamiento superficial de shot peening a una intensidad Almen de 8A.

La tabla adjunta da cuenta de los valores de la tensión residual y del error que proporciona directamente el software del difractómetro, al efectuar las medidas a los tres ángulos diferentes (-45, 0 y +45º).

| **Tensiones residuales (MPa)** | | | | | |
|---|---|---|---|---|---|
| **φ=-45º** | | **φ=0º** | | **φ=45º** | |
| **σ** | **± error** | **σ** | **± error** | **σ** | **± error** |
| -629,3 | 18,9 | -604,3 | 18,8 | -628,0 | 17,6 |

En nuestros ensayos de shot peening, dado que la tensión residual introducida es de tipo biaxial, los resultados que se obtienen no dependen del ángulo de medida, por lo que los cálculos de incertidumbre se llevarán a cabo tomando la totalidad de las medidas sin discriminar

la dirección. Por ejemplo para la segunda medida del perfil de tensiones residuales de Intensidad Almen 8A. Para estos ensayos n=3.

### *6.3.1. Determinación de la media*

Aplicando la ecuación A.5:

$$\bar{\sigma} = \frac{\big((-629{,}3) + (-604{,}3) + (-628{,}0)\big)}{3} = -620{,}5\ MPa \cong -621\ MPa$$

$$\overline{error} = \pm\frac{(18{,}8) + (18{,}8) + (17{,}6)}{3} = \pm 18{,}4\ MPa \cong \pm 18 MPa$$

### *6.3.2. Determinación de la desviación estándar*

Se aplica ahora la ecuación A.6:

$$S = \sqrt{\frac{1}{(n-1)}\left[\sum_{i=1}^{n}(\sigma_i - \bar{\sigma})^2\right]}$$

$$S = \sqrt{\frac{1}{(3-1)}\left[\big(-629{,}3 - (-620{,}5)\big)^2 + \big(-604{,}3 - (-620{,}5)\big)^2 + (-628{,}0 - (-620{,}5))^2\right]}$$

$$= \sqrt{\frac{396{,}78}{2}} = \sqrt{198{,}39} = \pm 14{,}0734 \cong \pm 14$$

### *6.3.3. Cálculo de la incertidumbre combinada*

Para determinar la incertidumbre combinada se debe emplear la ecuación A.7. Sin embargo es necesario determinar el cociente de los factores $^{c_i}/_{d_v}$ correspondientes para cada aportación.

| Fuente de incertidumbre | Valor | Probabilidad de distribución | **Factor** | |
|---|---|---|---|---|
| | | | $\boldsymbol{d_v}$ | $\boldsymbol{c_i}$ |
| Variabilidad de la medida | ± 0,003 mm | Rectangular | $\sqrt{3}$ | $^{s}/_{\sqrt{n}}$ |
| Resolución del micrómetro ($R_m$) | ± 0,0005 | Rectangular | $\sqrt{3}$ | $\mathbf{R_m}$ |

Aplicando la ecuación A.8 se determina la incertidumbre estándar debida a la variabilidad de las mediciones:

$$u_\sigma = \pm \frac{-14{,}07\ MPa}{\sqrt{3}} = \pm 8{,}12\ MPa \cong \pm 8\ MPa$$

La aportación del módulo elástico se determina mediante la ecuación A.9. Sustituyendo valores se obtiene:

$$u_E = \pm 0{,}05 \times \frac{-621\ MPa}{\sqrt{3}} = \pm 17{,}92\ MPa\ \cong\ \pm 18\ MPa$$

La incertidumbre estándar correspondiente al error asociado a la medida que proporciona el difractómetro se determina mediante la ecuación A.11:

$$u_{error} = \frac{\pm\ error}{d_v} = \frac{\pm\ 18}{\sqrt{3}} = \pm\ 10{,}64\ MPa \cong \pm\ 11\ MPa$$

Habiendo determinado las aportaciones de cada fuente de incertidumbre, se determina la incertidumbre combinada ($u_c$) (ecuación A.12):

$$u_c = \sqrt{(u_\sigma)^2 + (u_E)^2 + (u_{error})^2} = \sqrt{(8)^2 + (18)^2 + (11)^2} = \pm\ 22{,}36\ MPa\ \cong\ \pm 22\ MPa$$

Aplicando un intervalo de confianza del 95% (k=2), se determina la incertidumbre expandida (U) para el ángulo de -45º (ecuación A.13):

$$U = k \cdot u_c = 2 \cdot (\pm\ 22{,}36\ MPa) = \pm\ 45\ MPa$$

A continuación se expone la representación de resultados recomendada por la NPL:

| $\bar{\sigma}$ (MPa) | ± Error (MPa) | ± U (MPa) |
|---|---|---|
| **-621** | 18 | 45 |

### *6.3.4. <u>Determinación de la incertidumbre expandida en las medidas de profundidad</u>*

Estos cálculos se realizaron empleando las mismas ecuaciones que en los casos anteriores. Se ha realizado un ejemplo del cálculo, empleando el siguiente conjunto de medidas de la profundidad asociada a una determinada medida en un perfil de tensiones residuales.

| Nº de medida | Medida superficial (mm) |
|---|---|
| **1** | 5,5205 |
| **2** | 5,5200 |
| **3** | 5,5220 |
| **4** | 5,5260 |
| **5** | 5,5270 |

Aplicando las ecuaciones A.5 y A.6 se obtiene:

| | |
|---|---|
| **Media (mm)** | 5,5231 |
| **±s (mm)** | 0,003 |

En este caso, además de la variabilidad de la medida efectuada, es preciso tener también en cuenta la resolución del micrómetro utilizado para realizar las medidas. Para determinar las fuentes de incertidumbres individuales se debe considerar que los factores $c_i$ y $d_v$ para las medidas de profundidad son ahora las que se muestran en la tabla siguiente:

| Fuente de incertidumbre | Valor (mm) | Probabilidad de distribución | Factor $d_v$ | Factor $c_i$ |
|---|---|---|---|---|
| **Variabilidad de la medida** | ± 0,003 | **Rectangular** | $\sqrt{3}$ | $s/\sqrt{n}$ |
| **Resolución del micrómetro ($R_m$)** | ± 0,0005 | **Rectangular** | $\sqrt{3}$ | $R_m$ |

Por lo tanto, las ecuaciones A.8 y A.11, se modifican según la distribución de las medidas y la tolerancia del micrómetro respectivamente.

$$u_l = \pm\frac{c_i}{d_v} = \pm\frac{\frac{s}{\sqrt{n}}}{\sqrt{3}} = \pm\frac{0{,}003/\sqrt{5}}{\sqrt{3}} = \pm 0{,}0012\ mm$$

$$u_{error} = \frac{\pm error}{d_v} = \frac{\pm R_m}{\sqrt{3}} = \frac{\pm 0{,}0005}{\sqrt{3}} = \pm 0{,}0003\ mm$$

En consecuencia, la incertidumbre combinada se expresa como:

$$u_c = \sqrt{(u_l)^2 + (u_{error})^2} = \sqrt{(0{,}0012)^2 + (0{,}0003)^2} = \pm 0{,}0012\ mm$$

La incertidumbre expandida para este ejemplo se determina,

$$U = k \cdot u_c = 2 \cdot 0{,}0012\ mm = \pm 2{,}8 \times 10^{-3}\ mm$$

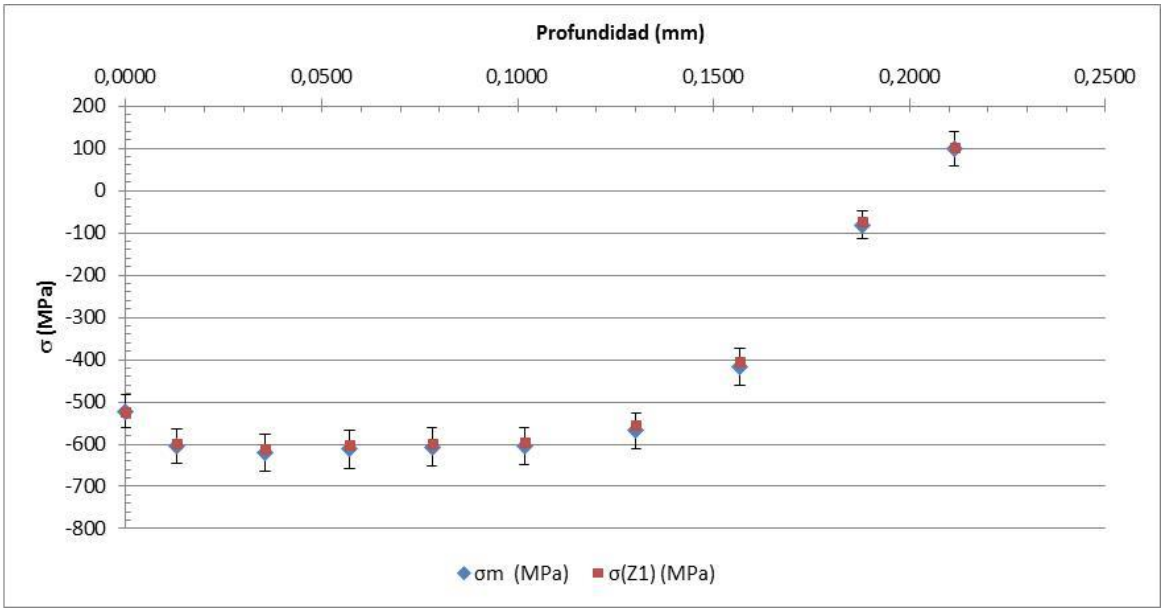
Como puede observarse, la incertidumbre asociada a la determinación de la profundidad es inferior a tres micrómetros, y coincide con la incertidumbre asociada a la propia medida.

## 6.4. Aplicación del efecto del electropulido e incertidumbre expandida a los perfiles de tensiones residuales

En el Anexo 5 ya se había descrito el procedimiento para la determinación del error asociado a la eliminación de material mediante electropulido y en el apartado anterior se ha mostrado el método para determinar la incertidumbre expandida en la medida de la tensión residual. A continuación, se han aunado ambos procedimientos para determinar la incertidumbre completa asociada a la determinación de un perfil de tensiones residuales generado mediante procesos de shot peening.

A continuación se expone, a modo de ejemplo, el perfil de tensiones residuales determinado tras un tratamiento superficial de intensidad 8A, incluyendo la incertidumbre expandida asociada a las medidas de la profundidad y de la tensión residual, así como el error asociado a la eliminación de material por electropulido.

| **Profundidad (mm)** | 0 | 0,013 | 0,0355 | 0,057 | 0,0781 | 0,1017 | 0,1302 | 0,1567 | 0,1879 | 0,2114 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **±U profundidad** | 0,0005 | 0,0005 | 0,0005 | 0,0006 | 0,0005 | 0,0006 | 0,0005 | 0,0005 | 0,0005 | 0,0011 |
| **$\sigma(Z_1)$ (MPa)** | -522 | -599 | -610 | -602 | -597 | -594 | -555 | -405 | -72 | 101 |
| **$\sigma_m$ (MPa)** | -522 | -604 | -621 | -612 | -607 | -604 | -568 | -416 | -82 | 100 |
| **$U_\sigma$** | 39 | 42 | 45 | 46 | 45 | 44 | 42 | 43 | 32 | 40 |
| **$\%e_\sigma$** | 0,0 | 0,8 | 1,6 | 1,6 | 1,6 | 1,8 | 2,3 | 2,8 | 11,7 | -1,3 |



Nótese que los valores han sido representados con la corrección de la influencia del electro pulido (marcador rojo) y con los respectivos valores de U para las tensiones residuales (líneas verticales) a cada profundidad. No se han representado las incertidumbres asociadas a la profundidad debido a que resultan despreciables; el valor corresponde a la última cifra significativa, es decir, se encuentra en el intervalo de la apreciación mínima del palpador (micrómetro vertical) utilizado.

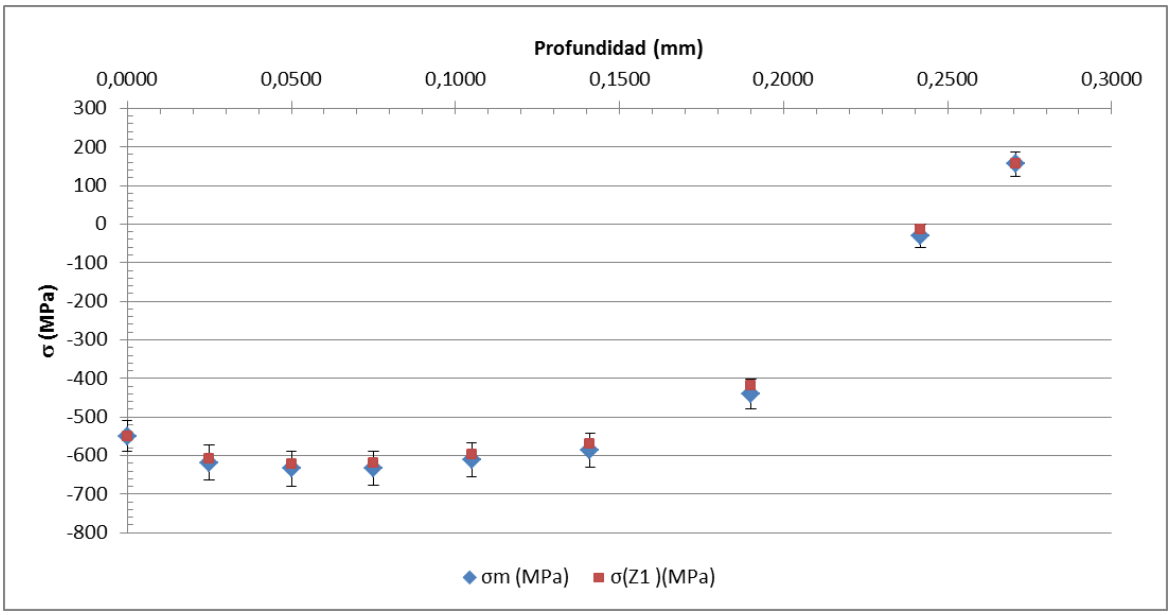
La influencia del pulido electroquímico no supera el 3%, excepto en los casos donde se obtuvo la mayor variación de tensiones residuales. Cabe recordar que este cálculo depende directamente del espesor resultante de la eliminación de material. Si se observa este efecto no tiene mayor influencia que la incertidumbre de la medición. Esta tendencia se presenta en todos los perfiles de tensiones residuales realizados en las probetas tratadas mediante SP. Sin embargo, a nivel de publicaciones, se suele representar sólo el efecto del electropulido.

A continuación se presentan los perfiles de tensiones residuales para cada una de las probetas tratadas superficialmente mediante shot peening a las diferentes intensidades Almen. Puede notarse que todos los resultados han sido representados con los valores de incertidumbre expandida y el efecto del electropulido.

### *6.4.1. Perfiles de tensiones residuales. Efecto del electropulido y la incertidumbre expandida (U)*

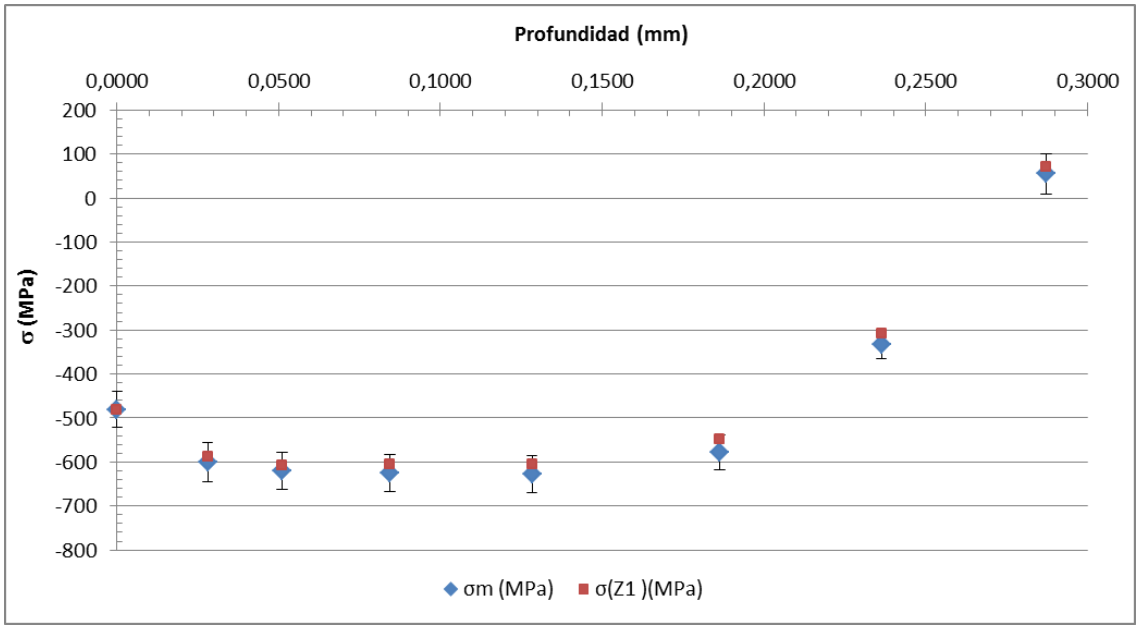
#### *6.4.1.1. Perfil tratamiento de SP a 10 A*

| **Profundidad (mm)** | **0,0000** | **0,0250** | **0,0500** | **0,0750** | **0,1050** | **0,1410** | **0,1900** | **0,2417** | **0,2707** |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **$\sigma$ ($Z_1$) (MPa)** | -549 | -608 | -622 | -620 | -596 | -570 | -418 | -14 | 156 |
| **$\sigma_m$ (MPa)** | -549 | -618 | -634 | -632 | -610 | -586 | -440 | -31 | 156 |
| **$U_\sigma$** | 40 | 44 | 45 | 44 | 43 | 45 | 38 | 31 | 32 |
| **$\%e_\sigma$** | 0,0 | 1,7 | 1,8 | 1,9 | 2,3 | 2,8 | 4,9 | 54,3 | -0,2 |


Profundidad (mm)
0,0000
0,0500
0,1000
0,1500
0,2000
0,2500
0,3000
300
200
100
0
-100
-200
-300
-400
-500
-600
-700
-800
σ (MPa)
σm (MPa)
σ(Z1 )(MPa)

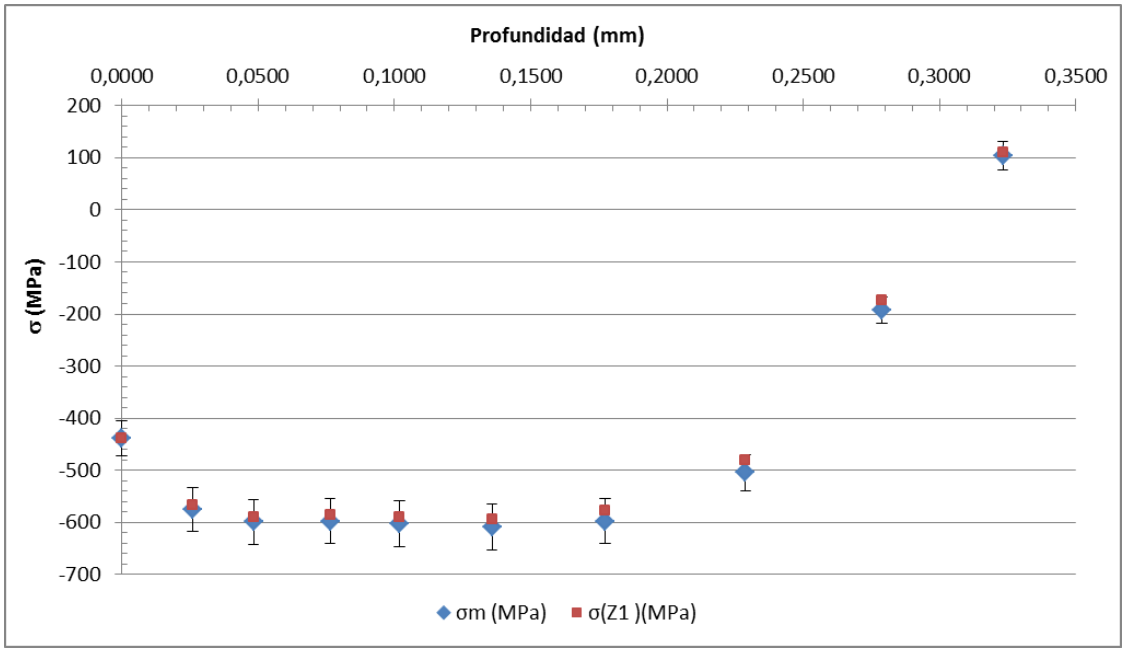
### *6.4.1.2. Perfil tratamiento de SP a 12 A*

| **Profundidad (mm)** | **0** | **0,028** | **0,051** | **0,0843** | **0,1283** | **0,1863** | **0,2363** | **0,2873** |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **σ ($Z_1$) (MPa)** | -480 | -589 | -609 | -605 | -605 | -547 | -307 | 70 |
| **$\sigma_m$ (MPa)** | -480 | -601 | -621 | -625 | -627 | -579 | -332 | 56 |
| **$U_\sigma$** | 40 | 44 | 42 | 43 | 42 | 40 | 33 | 46 |
| **%$e_\sigma$** | 0,0 | 2,0 | 1,9 | 3,2 | 3,5 | 5,5 | 7,6 | -26,1 |



### *6.4.1.3. Perfil tratamiento 14 A*

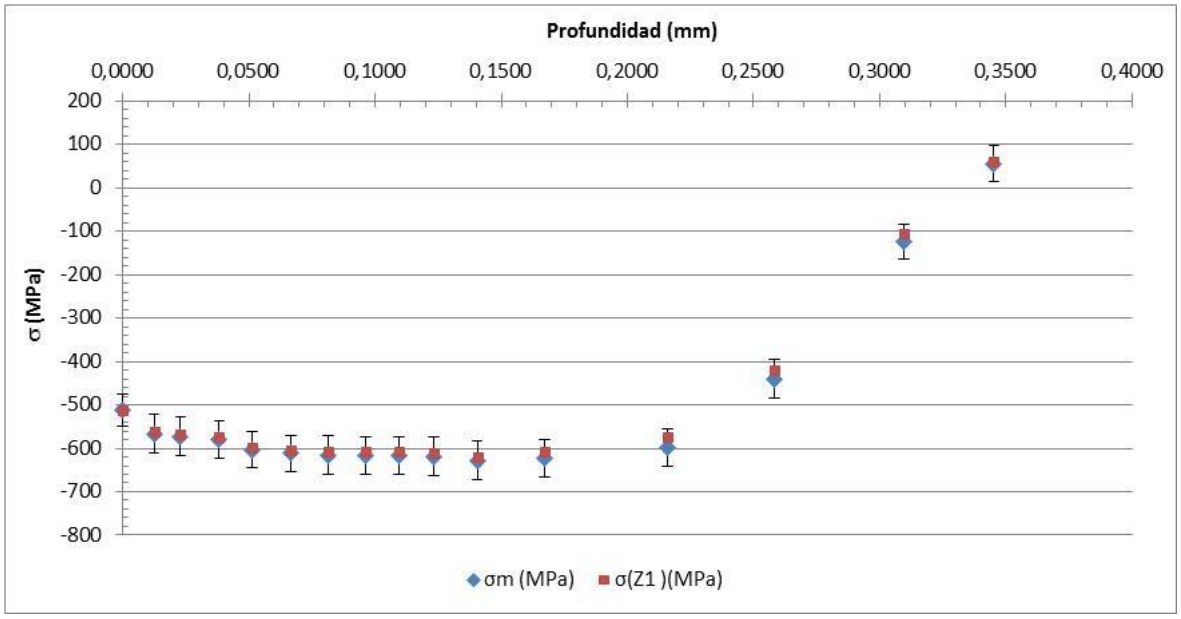
| Profundidad (mm) | 0,0000 | 0,0260 | 0,0484 | 0,0764 | 0,1018 | 0,1358 | 0,1773 | 0,2288 | 0,2788 | 0,3233 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| $\sigma$ ($Z_1$) (MPa) | -439 | -566 | -589 | -585 | -590 | -593 | -578 | -481 | -173 | 111 |
| $\sigma_m$ (MPa) | -439 | -575 | -599 | -598 | -602 | -609 | -597 | -504 | -192 | 105 |
| $U_\sigma$ | 33 | 42 | 44 | 43 | 44 | 45 | 43 | 34 | 26 | 27 |
| $\%e_\sigma$ | 0,0 | 0,3 | 0,5 | 1,0 | 1,3 | 0,7 | 0,6 | 0,6 | 0,6 | 0,6 |



### *6.4.1.4. Perfil tratamiento 16 A*

| Profundidad (mm) | 0 | 0,0124 | 0,0229 | 0,0383 | 0,0512 | 0,0665 | 0,0814 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **σ ($Z_1$ ) (MPa)** | -513 | -561 | -567 | -573 | -597 | -604 | -608 |
| **$\sigma_m$ (MPa)** | -513 | -567 | -572 | -580 | -603 | -612 | -616 |
| **$U_\sigma$** | 38 | 44 | 43 | 43 | 41 | 43 | 44 |
| **$\%e_\sigma$** | 0,0 | 1,0 | 0,9 | 1,3 | 1,1 | 1,3 | 1,3 |

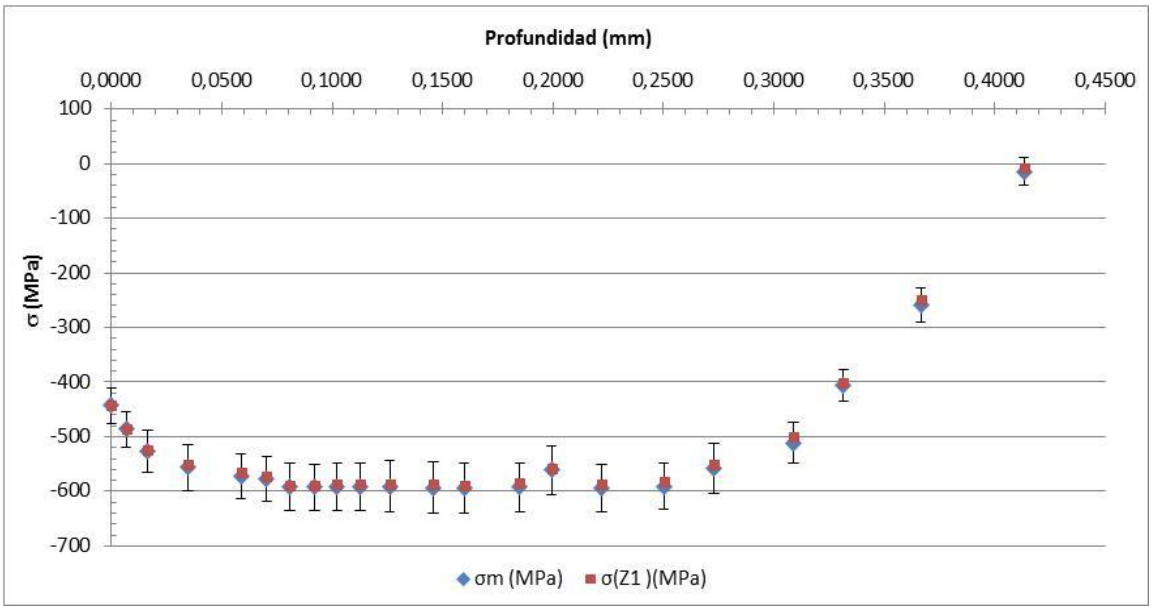
| Profundidad (mm) | 0,0962 | 0,1095 | 0,1233 | 0,1406 | 0,1672 | 0,216 |
|---|---|---|---|---|---|---|
| **σ ($Z_1$) (MPa)** | -609 | -609 | -611 | -619 | -609 | -573 |
| **$\sigma_m$ (MPa)** | -617 | -616 | -619 | -628 | -623 | -599 |
| **$U_\sigma$** | 45 | 43 | 44 | 45 | 44 | 43 |
| **$\%e_\sigma$** | 1,3 | 1,1 | 1,2 | 1,5 | 2,3 | 4,4 |



### *6.4.1.5. Perfil tratamiento 19 A*

| **Profundidad (mm)** | **0** | **0,0066** | **0,0163** | **0,0346** | **0,0586** | **0,0704** | **0,0808** | **0,0921** | **0,1023** | **0,1128** | **0,1261** |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **σ ( $Z_1$ ) (MPa)** | -443 | -485 | -524 | -551 | -565 | -573 | -588 | -589 | -588 | -588 | -586 |
| **$\sigma_m$ (MPa)** | -443 | -487 | -527 | -557 | -573 | -577 | -592 | -593 | -591 | -592 | -591 |
| **$U_\sigma$** | 33 | 33 | 39 | 42 | 41 | 41 | 43 | 42 | 43 | 43 | 47 |
| **$\%e_\sigma$** | 0,0 | 0,3 | 0,5 | 1,0 | 1,3 | 0,7 | 0,6 | 0,6 | 0,6 | 0,6 | 0,7 |

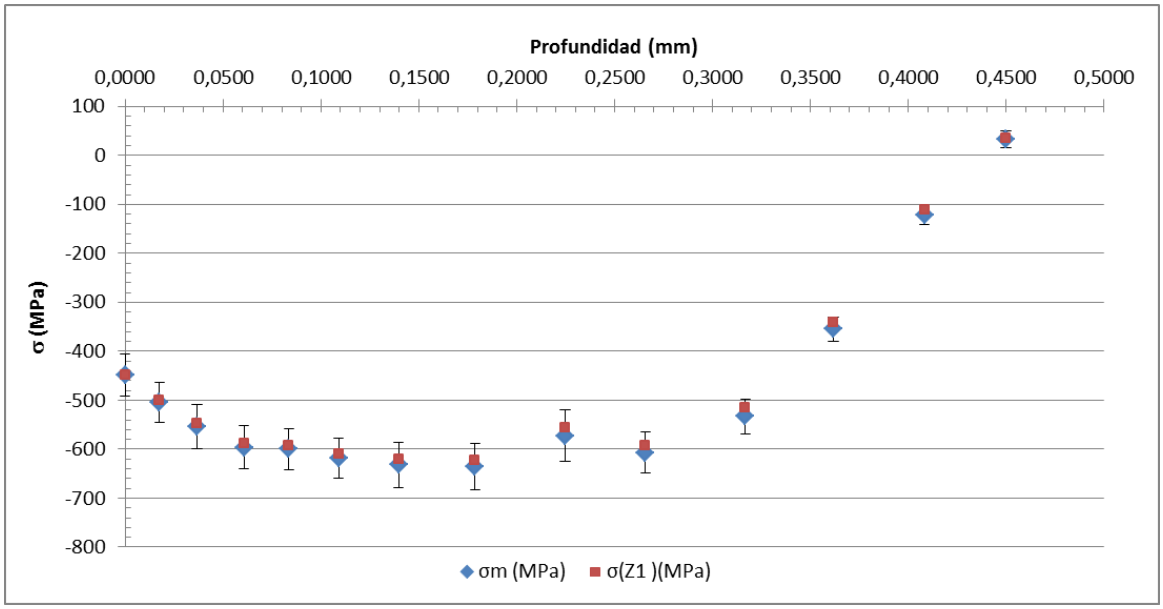
| **Profundidad (mm)** | **0,1458** | **0,1597** | **0,185** | **0,1993** | **0,2221** | **0,2502** | **0,2727** | **0,3089** | **0,3316** | **0,3665** | **0,4132** |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **σ ($Z_1$) (MPa)** | -587 | -591 | -584 | -557 | -588 | -581 | -550 | -500 | -400 | -250 | -7 |
| **$\sigma_m$ (MPa)** | -593 | -595 | -593 | -562 | -595 | -591 | -558 | -511 | -407 | -258 | -14 |
| **$U_\sigma$** | 46 | 46 | 44 | 44 | 43 | 42 | 46 | 37 | 29 | 31 | 26 |
| **$\%e_\sigma$** | 1,1 | 0,8 | 1,4 | 0,9 | 1,2 | 1,6 | 1,4 | 2,3 | 1,6 | 3,2 | 47,9 |



### 6.4.1.6. *Perfil tratamiento 21 A*

| Profundidad (mm) | 0 | 0,0175 | 0,0367 | 0,0607 | 0,0837 | 0,109 | 0,1397 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **σ ($Z_1$ ) (MPa)** | -448 | -500 | -548 | -589 | -592 | -611 | -621 |
| **$\sigma_m$ (MPa)** | -448 | -504 | -553 | -596 | -600 | -619 | -632 |
| **$U_\sigma$** | 43 | 41 | 45 | 44 | 41 | 41 | 45 |
| **$\%e_\sigma$** | 0,0 | 0,9 | 1,0 | 1,2 | 1,3 | 1,4 | 1,7 |

| Profundidad (mm) | 0,1787 | 0,2247 | 0,2657 | 0,3167 | 0,3617 | 0,4082 | 0,4499 |
|---|---|---|---|---|---|---|---|
| **σ ($Z_1$) (MPa)** | -622 | -556 | -593 | -515 | -341 | -112 | 36 |
| **$\sigma_m$ (MPa)** | -636 | -573 | -607 | -533 | -354 | -121 | 33 |
| **$U_\sigma$** | 47 | 53 | 42 | 35 | 25 | 19 | 18 |
| **$\%e_\sigma$** | 2,2 | 2,9 | 2,2 | 3,3 | 3,9 | 7,8 | -8,4 |




[i] D.L. Sikarskie. "On a series from of correction to stresses in removed layers in X-ray diffraction", AIME Transactions, Vol.239,1967,pp.577-508

[ii] M.G. Moore and W.P. Evans, "Mathematical correction for stress in removed layers in X-Ray diffraction residual stress analysis", SAE Transactions, Vol.66, 1958.