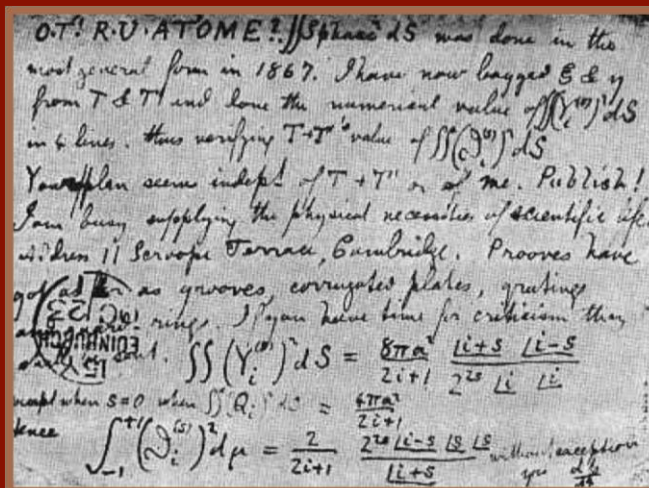


Tesis Doctoral

Ingeniería Mecánica e Infraestructura de los Transportes

Envejecimiento Acelerado de Composites Aeroespaciales por estrés térmico y mecánico



Autor: Sergio González López

Directores: Jaime Domínguez y Fernando A. Lasagni

Dep. Ingeniería Mecánica y de Fabricación
Escuela Técnica Superior de Ingeniería
Universidad de Sevilla

2017



Tesis Doctoral
Ingeniería Mecánica e Infraestructura de los Transportes

Envejecimiento Acelerado de Composites Aeroespaciales por estrés térmico y mecánico

Autor:

Sergio González López

Directores:

Jaime Domínguez Abascal

Catedrático de la Universidad de Sevilla

Fernando A. Lasagni

Asistente Honorario de la Universidad de Sevilla

Jefe de la División de Materiales y Procesos del
Centro Avanzado de Tecnologías
Aeroespaciales (CATEC)

Dep. De Ingeniería Mecánica y de Fabricación

Escuela Técnica Superior de Ingeniería

Universidad de Sevilla

Sevilla, 2017

Tesis doctoral: Envejecimiento Acelerado de Composites Aeroespaciales por estrés térmico y mecánico

Autor: Sergio González López

Tutores: Jaime Domínguez Abascal y
Fernando A. Lasagni

El tribunal nombrado para juzgar el Proyecto arriba indicado, compuesto por los siguientes miembros:

Presidente:

Vocales:

Secretario:

Acuerdan otorgarle la calificación de:

Sevilla, 2017

El Secretario del Tribunal

A mis Padres

Agradecimientos

La tesis doctoral aquí presentada es el resultado de más de cuatro años de trabajo en el campo de la investigación en la industria aeronáutica. A lo largo de dicho periodo he tenido la ocasión de encontrarme con grandes compañeros y profesionales, a los que me gustaría dar gracias por su aportación.

En primer lugar, nombrar a mi director de tesis Dr. Fernando Lasagni, siendo el responsable del área de materiales y procesos del Centro Avanzado de Tecnologías Aeroespaciales (CATEC), es quien me ha guiado en el trabajo diario. Él es, sin duda, un referente para mí. Gracias por el tiempo dedicado, por los problemas resueltos y por la ayuda prestada, no solo en lo referente a la investigación, sino también en el apartado personal.

En segundo lugar, agradecer a mi tutor de proyecto, Dr. Jaime Domínguez Abascal por su aportación. Su experiencia en la guía de doctorandos ha sido clave en el desarrollo de la tesis. Siempre que he requerido su ayuda, él ha aportado su extenso conocimiento en el campo de la investigación para solucionar los contratiempos.

No hubiera sido posible realizar el trabajo presentado en esta tesis sin la colaboración, financiación y medios técnicos disponibles en CATEC. Especialmente agradecer a mis compañeros en el centro, quienes en algún momento durante estos años, han aportado de alguna u otra forma.

En el apartado personal, agradecer a mi familia. A mi padre Ricardo, de quién he aprendido que la única suerte en la vida es aquella que se gana con dedicación y esfuerzo. A mi madre Antonia, quién siempre tuvo el mejor de los consejos en el momento adecuado y aún vigila por que tome el camino correcto. A mis hermanos Sandra y Rubén que siempre están ahí cuando los necesito sin ningún tipo de condición.

Resumen

Los ensayos de vida altamente acelerada (HALT) de un determinado producto tienen como objetivo detectar defectos o debilidades de diseño y/o fabricación durante la etapa de desarrollo del mismo. Se basan en la aplicación de distintas condiciones ambientales, como ciclos térmicos con elevadas rampas de calentamiento/enfriamiento y/o vibración.

En este trabajo se han aplicado ciclos térmicos a materiales compuestos aeronáuticos en diferentes atmósferas de ensayo. El efecto de fatiga térmica en este tipo de materiales implica oxidación (en atmósferas con contenido en oxígeno) y agrietamiento de la matriz debido a la diferencia entre los coeficientes de dilatación térmica entre la fibra de carbono y matriz epoxy.

Con el fin de relacionar la degradación del material con las pérdidas de propiedades mecánicas, se han llevado a cabo ensayos de fatiga y de tracción estática en los estados de referencia y post envejecimiento. Con el fin de entender y caracterizar mejor el proceso de envejecimiento, se realizan también inspecciones mediante microscopía óptica y tomografía computarizada.

Mediante ensayos específicos, presentados en este proyecto sobre uniones rigidizadas de material compuesto de fibra de carbono (CFRP), es posible evaluar el efecto combinado de ciclado térmico y cargas mecánicas en la degradación del material. Realizando una caracterización de la unión antes y después del envejecimiento.

Por último, se presenta un modelo micromecánico de elementos finitos capaz de reproducir el proceso de agrietamiento de la matriz por fatiga térmica, incluyendo el efecto oxidativo del ensayo en atmósferas con contenido en oxígeno. Mediante un parámetro de daño definido en el mismo documento, es posible relacionar los resultados obtenidos mediante el modelado con los experimentales.

Abstract

Highly Accelerated Life Testing (HALT) of any product consist of applying several types of loads for accelerated reliability analysis in order to find weaknesses during both design and development stages. Different environmental stress conditions like high rate thermal cycling and vibration are generally introduced during HALT.

In this work, thermal cycles have been performed on aeronautic composite materials in non-reactive and oxidative atmospheres. The thermal fatigue tests applied to polymer fibre reinforced composites involve matrix oxidation and cracking due to the mismatch of the thermal expansion coefficient between the carbon fibres and the epoxy matrix.

In order to correlate the composite degradation with mechanical properties, fatigue and quasi-static tensile tests have been carried out in reference and post-ageing conditions. Microstructural characterization using X-ray computed tomography and light optical microscopy have been considered as well for a better understanding on damage mechanisms. Combined effect of thermal cycling and mechanical load tests on CFRP structural parts (T profile) have been also performed.

Finally, an extended finite element analysis is proposed to simulate damage on CFRP as a consequence of thermal fatigue under atmospheres with different oxygen content. The interphase effect is analyzed on the degradation process at a micro scale level. Results are correlated with experimental data in terms of material stiffness, and hence, the most suitable model parameters are selected.

Índice de Contenidos

Agradecimientos	viii
Resumen	ix
Abstract	xi
Índice de Contenidos	xiii
Índice de Figuras	xvi
Índice de Tablas	xxx
1. Objetivos	1
2. Antecedentes	3
2.1. <i>Mecanismos de deterioro</i>	8
2.2. <i>Ensayo isoterma vs cíclico</i>	16
2.3. <i>Efecto de la orientación de la fibra en el borde</i>	22
2.4. <i>Modelado numérico de fatiga térmica (Microescala)</i>	25
3. Métodos Experimentales	33
3.1. <i>Materiales</i>	33
3.1.1. Configuración del material - Fase I	34
3.1.2. Configuración del material - Fase II	35
3.2. <i>Métodos de ensayo</i>	37
3.2.1. Secado y pesado de probetas	37
3.2.2. Materialografía	39
3.2.3. Ensayos Estáticos - Tracción	43
3.2.4. Ensayos Estáticos - Flexión	45
3.2.5. Ensayos Estáticos - Uniones T	47
3.2.6. Ensayos Dinámicos	53
3.2.7. Radiografías y Tomografías	56
3.2.8. Inspecciones Ultrasonidos	60
3.2.9. Envejecimiento - Fase I	66

3.2.10.	Envejecimiento - Fase II	73
3.3.	<i>Metodología</i>	78
3.3.1.	Metodología - Fase I	78
3.3.2.	Metodología - Fase II	82
4.	Modelo Numérico	85
4.1.	<i>Geometría y condiciones de contorno</i>	85
4.2.	<i>Modelo de iniciación de daño (nucleación de grietas)</i>	87
4.3.	<i>Modelo de propagación de daño</i>	100
4.4.	<i>Introducción del efecto oxidativo</i>	106
4.4.1.	Antecedentes	107
4.4.2.	Metodología	110
5.	Resultados	111
5.1.	<i>Ensayos envejecimiento</i>	111
5.1.1.	Registros Fase I	111
5.1.2.	Registros Fase II	113
5.2.	<i>Inspecciones UT</i>	118
5.2.1.	Inspecciones Fase I	118
5.2.2.	Inspecciones Fase II	133
5.3.	<i>Pérdida de Peso</i>	142
5.4.	<i>Radiografía Digital / Tomografía</i>	143
5.4.1.	Inspecciones Fase I	143
5.4.2.	Inspecciones Fase II	146
5.5.	<i>Materialografía</i>	148
5.5.1.	Microscopias Fase I	148
5.5.2.	Microscopias Fase II	153
5.6.	<i>Ensayos estáticos</i>	155
5.6.1.	Ensayos de Tracción Fase I	155
5.6.2.	Ensayos de Tracción Fase II	158
5.6.3.	Ensayos de Flexión Fase II	159
5.6.4.	Ensayos sobre uniones rigidizadas (T) Fase II	161
5.7.	<i>Ensayos de fatiga</i>	168
5.8.	<i>Análisis mediante FEM</i>	172
5.8.1.	Iniciación de daño	172
5.8.2.	Propagación de daño	186

5.8.3. Efecto oxidativo	196
6. Discusión	203
6.1. Fase I	203
6.2. Fase II	219
6.3. Modelo XFEM	226
7. Conclusiones	239
Referencias	243
Anexo de Resultados	255

Índice de Figuras

Figura 1. Evolución y previsión de tráfico aéreo. [LEA2014]	3
Figura 2. Introducción de material compuesto en aeronaves Airbus. [BOL2007]	4
Figura 3. Porcentaje de peso de aeroestructuras fabricadas en material compuesto en aeronaves Airbus. [BOL2007]	5
Figura 4. Pirámide de ensayos para certificación de componentes fabricados en material compuesto. [EOI2014]	6
Figura 5. Esquema laminado y tipologías de grietas.	8
Figura 6. Esquema explicativo del fenómeno <i>Shrinkage</i>	9
Figura 7. SEM probeta ciclada. [LAF2006c]	10
Figura 8. SEM de muestras cicladas en (a) Nitrógeno, (b) Aire y (c) Oxígeno. [LAF2006c]	10
Figura 9. SEM de muestras $[0_3/90_3]_s$ sometidas a 100 ciclos térmicos en Aire. [LAF2004]	11
Figura 10. SEM de especímenes 500 ciclos térmicos en (a) Nitrógeno y (b) Oxígeno. [LAF2006c]	12
Figura 11. Diferentes tipos de grietas aparecidas durante el ciclado térmico. [LAF2004]	13
Figura 14. Desarrollo y crecimiento de grietas en probetas $[0_3/90_3]_s$. [LAF2006c]	14
Figura 15. Efecto ambiente en los ensayos de fatiga térmica (a) Nitrógeno y (b) Oxígeno. [LAF2006c]	15
Figura 16. Pérdida de peso en probetas $[0_3/90_3]_s$ cicladas en oxígeno y nitrógeno. [LAF2006c]	16
Figura 17. Pérdida de peso asociado a ciclado térmico -50/180°C e isoterma 150°C. [LAF2006c]	17

Figura 18. SEM (a) 500 ciclos (-50/180°C) en nitrógeno, (b) 500 ciclos (-50/180°C) en aire, (c) 600 horas isoterma (150°C) en aire. [LAF2006a]	18
Figura 19. Esquema de localización de grietas transversales en el laminado [0 ₃ /90 ₃] _s	19
Figura 20. Grietas transversales en ensayos -50/180°C e isoterma 150°C (ambos en Aire). [LAF2006c].....	20
Figura 21. Muestras [0 ₃ /90 ₃] _s imágenes obtenidas por Rayos-X al final de los ensayos. [LAF2006a]	21
Figura 22. Cortes plancha [0 ₃ /90 ₃] _s en distintas orientaciones.....	22
Figura 23. Imágenes Rayos-X, 1000 ciclos térmicos, Nitrógeno -50/150°C. [LAF2006b].....	23
Figura 24. Muestras borde (a) 90° Interno, (b) 90° Externo, (c) 45° Externo. [LAF2006b].....	24
Figura 25. Ejemplos de celdas unidad (a) cuadrada y (b) hexagonal. [HYE2000]....	25
Figura 26. Ejemplos de celda hexagonal con simetría de reflexión. [LI2008]	27
Figura 27. Celda hexagonal con imperfecciones locales. [LI2000]	27
Figura 28. Distintos criterios de fallo visualizados en el espacio de tensiones principales. [ASP1996c].....	30
Figura 29. Dispositivo de ensayo para análisis experimental de la interfase. [TAN2001].....	32
Figura 30. Dimensiones del perfil en T.....	35
Figura 31. Orientaciones de láminas en los paneles planos y T.....	36
Figura 32. Dimensiones (en mm) de especímenes en T, empleadas en los ensayos de Fase II.....	37
Figura 33. Cámara climática empleada para el secado de probetas.	38
Figura 34. Esquema del corte de probetas para análisis por microscopio óptico en Fase I.....	40
Figura 35. Probeta Microscopía empastillado en frío.	40

Figura 36. Muestra del montaje del corte A. Probeta 5 ciclos en aire seco.	41
Figura 37. Longitud recta.	42
Figura 38. Longitud de recorrido errático.	42
Figura 39. Medida de la apertura de grieta.	43
Figura 40. Imágenes de (a) Máquina de ensayos Universal, y (b) extensómetro empleado.	44
Figura 41. Esquema ensayo flexión en tres puntos.	45
Figura 42. Útil de flexión en tres puntos empleado para la ejecución de los ensayos.	46
Figura 43. Configuración del ensayos estático de la unión del panel rigidizado.	47
Figura 44. (a) Diseño utillaje empleado y (b) útil fabricado para ensayo estático. ...	48
Figura 45. Cálculo mediante elementos finitos del ensayo sobre panel rigidizado, (a) condiciones de contorno aplicadas y (b) deformaciones alcanzadas al aplicar una carga en punta de 139,5 N.	49
Figura 46. Esquema colocación galgas sobre probetas en T, (a) vista superior, (b) vista inferior, y (c) cotas para colocación (en mm).	50
Figura 47. Equipo PONTOS-5M para medición de desplazamientos.	51
Figura 48. Definición de líneas de medida en PONTOS. Ensayos estado referencia.	52
Figura 49. Diseño tab probeta Fatiga.	54
Figura 50. Máquina universal de ensayos MTS-810.	55
Figura 51. Tomógrafo computarizado Rayos-X.	56
Figura 52. Proceso de exportación de imágenes, (a) apilado de muestras, (b) muestra aislada y (c) visualización de grietas.	58
Figura 53. Procesamiento de imágenes en Matlab. (a) Imagen original, (b) contraste de la imagen, (c) filtro gaussiano, (d) segundo contraste y (e) integración.	59
Figura 54. Principio de inspección mediante ultrasonidos.	60
Figura 56. Inspección (a) convencional y (b) phased array.	61

Figura 57. Montaje para la inspección mediante ultrasonidos phased array sobre paneles planos.....	62
Figura 58. Montaje para la inspección UT-PA sobre especímenes en T.	63
Figura 56. Montaje para la inspección de radios del panel reforzado.....	64
Figura 60. (a) Numeración y orden de los elementos de la sonda de inspección, (b) sentidos de las inspecciones para cada radio.....	64
Figura 61. Cámara de ensayo HALT/HASS, (a) exterior y (b) interior.	67
Figura 62. (a) Conjunto SAC ensamblado (etiquetas según referencias mostradas en el texto) y (b) Esquema explicativo del SAC situado en el interior de la cámara HALT/HASS.....	69
Figura 64. Racores pasatabique (a) entrada y (b) salida de gas de trabajo.....	70
Figura 65. Dispositivo SAC en el interior de la cámara de ensayos HALT/HASS...	71
Figura 67. (a) Esquema colocación muestras en SAC, (b) vista frontal colocación termopares.	71
Figura 66. Colocación de probetas con neopreno de separación.	72
Figura 68. Colocación de probetas en el interior del SAC.....	72
Figura 69. Esquema montaje de especímenes en T durante envejecimiento en cámara HALT.....	74
Figura 70. Esquema colocación galgas y termopares sobre probetas en T, (a) vista superior, (b) vista inferior, y (c) cotas para colocación de galgas (en mm).	75
Figura 71. Montaje final para el ensayo HALT, (a) masas colocadas, (b) probetas de flexión, microscopia y tracción, y (c) imagen lateral de la flexión sufrida por las probetas rigidizadas.	77
Figura 72. Puzzle corte probetas panel rigidizado en “T”.....	83
Figura 73. Diagrama Flujo principales trabajos de la Fase II.....	84
Figura 74. Configuración de celda unitaria hexagonal.....	86
Figura 75. Condiciones de contorno aplicadas en el modelo analizado.....	86
Figura 76. Módulo de Young de la matriz como función de la temperatura.	89

Figura 77. CTE de la matriz como función de la temperatura.	89
Figura 78. Mallado de un cuarto de celda modelado.....	91
Figura 79. Representación de una grieta con XFEM. [GIN2008].	93
Figura 80. Elementos divididos en dos partes debido a la aparición de una grieta. 95	
Figura 81. Localización de grieta, borde de grieta y centroide.....	96
Figura 82. Direcciones locales en el elemento según se definen en Abaqus.	97
Figura 83. Evaluación de las funciones de nivel. [GIG2012].....	98
Figura 84. Funciones de nivel. [GIG2012].	99
Figura 85. Ejemplo de cálculo de las funciones de nivel (el lado de cada cuadrado es 0,5). $\varphi=0$ en la línea roja; $\psi=0$ en la línea amarilla.	100
Figura 86. Ley de Paris [ABA2012].....	103
Figura 87. Grieta detectada tras la aplicación de ciclos térmicos en CFRP.	105
Figura 88. Camino de grieta obtenido aplicando la dirección de propagación 1. ...	106
Figura 89. Cambio en el campo de variable FV1 creado en Abaqus (índice de oxidación).	110
Figura 90. Ejemplo de registro de termopares durante el ciclado térmico en condiciones de atmósfera inerte.	112
Figura 91. Perfil y registro de termopar de control de la máquina de ensayos HALT.	114
Figura 92. Registro de (a) termopares y (b) galgas extensométricas sobre EVAPT01.	115
Figura 93. Registro de (a) termopares y (b) galgas extensométricas sobre EVAPT02.	116
Figura 94. Registro de (a) termopares y (b) galgas extensométricas sobre EVAPT03.	117
Figura 95. División de los paneles en cuadrantes.	119
Figura 96. Dirección y sentido de la inspección.....	119

Figura 97. C-Scan en (a) amplitud y (b) posición del Panel 15149.	121
Figura 98. Señal de referencia del Panel 15149.	122
Figura 99. A-Scan de la indicación D1 del Panel 15149.	123
Figura 100. D-Scan de la indicación D1 del Panel 15149.	123
Figura 101. A-Scan de la indicación D3 del Panel 15149.	124
Figura 102. D-Scan de la indicación D3 del Panel 15149.	125
Figura 103. A-scan de la indicación D4 del Panel 15149.....	125
Figura 104. Localización y tamaño de las indicaciones presentes en el Panel 15149 (cotas en mm).	126
Figura 105. Desplazamiento de la señal en zonas Z sobre el C-Scan en posición. .	128
Figura 106. C-Scan en amplitud (a) y posición (b) del Panel 15150.	129
Figura 107. C-Scan en amplitud (a) y posición (b) del Panel 15151.	131
Figura 108. C-Scan panel plano (a) amplitud y (b) posición.	134
Figura 109. C-Scan, (a) en amplitud y (b) en posición del panel reforzado.	136
Figura 110. Resultados inspecciones radios panel (T).	138
Figura 111. Definición de partes inspeccionadas por UT.....	139
Figura 112. Resultados inspecciones UT-PA EVAPT01 post-envejecimiento.	140
Figura 113. Resultados inspecciones UT radios EVAPT01 post-envejecimiento. ..	141
Figura 114. Radiografía y tomografía de probeta tipo M1 en estado de referencia.	143
Figura 115. Radiografías de probetas M1 ensayadas en atmósferas Inerte, Inerte+ y Oxidativa durante 100 y 400 ciclos térmicos.	144
Figura 116. Tomografías de probetas M1 ensayadas en atmósferas Inerte, Inerte+ y Oxidativa durante 100 y 400 ciclos térmicos.	145
Figura 117. Inspección tomográfica de la probeta EVAPT01.....	147
Figura 118. Imágenes de barrido mediante Microscopio Óptico (Fase I).....	149

Figura 119. Microscopía y anomalías detectadas. Estado de referencia (Fase II). ..	154
Figura 120. Ejemplos de modos de rotura de probetas en estado de referencia (según codificación en ASTM D3039).	156
Figura 121. Curva fuerza vs deformación Ensayo de flexión sobre probeta EVAFx006.	160
Figura 122. (a) Inicio y (b) fin del ensayo de flexión, probeta EVAFx006.	160
Figura 123. Resultado ensayo EVAPT04. Extensometría.	162
Figura 124. Resultado ensayo EVAPT04. Desplazamiento PONTOS.	163
Figura 125. Rotura probeta EVAPT04.	163
Figura 126. Definición de líneas de medida en PONTOS. Ensayos post-envejecimiento.	165
Figura 127. Resultado ensayo EVAPT01. Extensometría.	166
Figura 128. Resultado ensayo EVAPT01. PONTOS.	166
Figura 129. Rotura probeta EVAPT01.	167
Figura 130. Resultados ensayos de fatiga en estado de Referencia.	169
Figura 131. Curva S-N con resultados de ensayos de fatiga válidos sobre probetas envejecidas.	170
Figura 132. Ampliación Curva S-N con indicaciones de ciclos y atmósferas consideradas	171
Figura 133. (a) Caminos considerados para la evaluación de tensiones en casos con interfase y (b) Parámetro (s) de recorrido del camino (path) con valores entre 0 y 1.	173
Figura 134. Distribución de tensiones de Von Mises (en Pa) a 150°C.	174
Figura 135. Tensiones evaluadas en los picos de máxima (150°C) y mínima (-50°C) temperatura del ciclo aplicado, en el path definido en la matriz.	175
Figura 136. Elemento donde se produce el máximo de valor de σ_{VM}	176
Figura 137. (a) Daño producido tras la aplicación del ciclo térmico y (b) ampliación de la grieta. [1%; 12 GPa].	177

Figura 138. σ_{VM} en los paths de interfase y matriz antes y después del momento de iniciación del daño. [1%; 12 GPa].....	178
Figura 139. Distribución de tensiones principales σ_{11} (en Pa) a 58°C de temperatura.	179
Figura 140. Distribución de tensiones principales σ_{22} (en Pa) a 58°C de temperatura.	179
Figura 141. Distribución de tensiones principales σ_{12} (en Pa) a 58°C de temperatura.	180
Figura 142. σ_{VM} en el path de la matriz a alta (150°C) y baja (-50°C) temperatura. [1%; 12 GPa].....	181
Figura 143. Detalle del daño producido tras la aplicación del ciclo térmico. [5%; 12 GPa].....	184
Figura 144. Comparación de σ_{VM} en path de referencia de la interfase y path coincidente con el punto de iniciación de grieta, en el momento de iniciación de daño. [5%; 12 GPa].	184
Figura 145. (a) Elemento representativo para el cálculo de σ_{VM} y (b) Celda unitaria completa considerada para el análisis de propagación de daño.	187
Figura 146. Modelo estabilizado tras 14 ciclos. Elementos agrietados en color rojo. [1%; 12 GPa].....	188
Figura 147. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados. [1%; 12 GPa].	189
Figura 148. Modelo estabilizado tras 18 ciclos. Elementos agrietados en color rojo. [1%; 6 GPa].....	190
Figura 149. Modelo estabilizado tras 150 ciclos. Elementos agrietados en color rojo. [2,5%; 12 GPa].....	191
Figura 150. Modelo estabilizado tras 150 ciclos. Elementos agrietados en color rojo. [2,5%; 6 GPa].	192
Figura 151. Modelo tras 190 ciclos. Grietas en color rojo. [5%; 12 GPa].....	193
Figura 152. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados. [5%; 12 GPa].	194

Figura 153. Modelo interrumpido tras 190 ciclos. Elementos agrietados en color rojo. [5%; 6 GPa].	195
Figura 154. σ_M (MPa) evaluada a lo largo del path mostrado en color rojo, a distintos números de ciclos aplicados: 101 (en azul); 251 (verde) y 451 (rojo).	197
Figura 155. Modelo analizado con efecto oxidativo tras 100 ciclos. Elementos agrietados en rojo. [2,5%; 12 GPa].	198
Figura 156. Modelo analizado con efecto oxidativo estabilizado tras 150 ciclos. Elementos agrietados en rojo. [2,5%; 6 GPa].	199
Figura 157. Modelo analizado con efecto oxidativo estabilizado tras 200 ciclos. Elementos agrietados en rojo. [5%; 12 GPa].	200
Figura 158. σ_M (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados con efecto oxidativo. [5%; 12 GPa].	201
Figura 159. Elemento de referencia considerado (en blanco) mientras el frente de grieta transcurre por los elementos vecinos. Colores de rojo a azul indican un descenso de las tensiones calculadas.	201
Figura 160. Modelo analizado con efecto oxidativo estabilizado tras 200 ciclos. Elementos agrietados en rojo. [5%; 6 GPa].	202
Figura 161. Pérdida de peso sufrida por el material durante los ensayos de ciclado térmico.	204
Figura 162. Densidad de material dañado por muestra frente a ciclos térmicos aplicados.	205
Figura 163. Densidad de grietas frente a número de ciclos térmicos.	207
Figura 164. Módulo de Young del material vs Ciclos térmicos aplicados (Fase I).	210
Figura 165. Ampliación entre 0 y 100 ciclos de la variación del Módulo de Young vs Ciclos térmicos aplicados (Fase I).	210
Figura 166. Resistencia del material vs Ciclos térmicos aplicados, (a) gráfico Inerte/Inerte+, y (b) gráfico Inerte-Inerte+/Oxidativo. (Fase I).	212
Figura 167. Análisis comparativo atendiendo a la pérdida de rigidez del material (%), densidad (1/cm) y apertura (μm) de grietas.	216
Figura 168. Módulo de Young frente a pérdida de peso.	218

Figura 169. Módulo de Young frente a volumen de material dañado (%).	218
Figura 170. Resultados inspecciones UT radios y tomografía EVAPT01.	221
Figura 171. Resultados inspecciones UT radios y tomografía EVAPT02.	222
Figura 172. Resultados inspecciones UT radios y tomografía EVAPT03.	223
Figura 173. Resumen de resultados de los casos de espesor de interfase modelada del 2,5 y 5% del radio de la fibra, para rigideces de 6 y 12 GPa, con y sin efecto oxidativo.	227
Figura 174. Temperatura de iniciación de daño (t =espesor de la interfase como porcentaje del radio d la fibra, E =rigidez de la interfase).	229
Figura 175. σ_{VM} , evaluadas en el elemento representativo a 50, 100 y 150 ciclos térmicos aplicados sin tener en cuenta efectos oxidativos.	231
Figura 176. σ_{VM} , evaluadas en el elemento representativo a 50, 100 y 150 ciclos térmicos aplicados teniendo en cuenta efectos oxidativos.	231
Figura 177. Detalle de grietas coincidentes.	233
Figura 178. Desplazamientos equivalentes de las celdas evaluadas.	234
Figura 179. Comparación de resultados entre ensayos experimentales y modelado numérico para ambiente Inerte.	236
Figura 180. Comparación de resultados entre ensayos experimentales y modelado numérico para ambiente Oxidativo.	237
Figura 181. A-scan de la indicación D2 correspondiente a marcas superficiales en el Panel 15150.	256
Figura 182. Marcas superficiales en el Panel 15150.	256
Figura 183. Localización y dimensión de las zonas D3 y D4 (cotas en mm). Panel 15150.	257
Figura 184. Resultados inspecciones UT EVAPT02 post-envejecimiento.	259
Figura 185. Resultados inspecciones UT EVAPT03 post-envejecimiento.	260
Figura 186. Resultados inspecciones UT radios EVAPT02 post-envejecimiento. ..	261
Figura 187. Resultados inspecciones UT radios EVAPT03 post-envejecimiento. ..	262

Figura 188. Radiografía y tomografía de probetas tipo M1 ensayadas en atmósfera inerte.	263
Figura 189. Radiografía y tomografía de probetas tipo M1 ensayadas en atmósfera oxidativa.	267
Figura 190. Radiografía y tomografía de probetas tipo M1 ensayadas en atmósfera inerte+.	271
Figura 191. Inspección tomográfica de la probeta EVAPT02.	275
Figura 192. Inspección tomográfica de la probeta EVAPT03.	276
Figura 193. Espesor de capas, corte B (Fase I). Cotas en μm	277
Figura 194. Espesor de capas, corte A (Fase I). Cotas en μm	277
Figura 195. Diámetro de fibra (Fase I). Cotas en μm	278
Figura 196. Imágenes de barrido mediante microscopio óptico sobre probetas cicladas en ambiente Inerte (Fase I).	279
Figura 197. Imágenes de barrido mediante microscopio óptico sobre probetas cicladas en ambiente Oxidativo (Fase I).	281
Figura 198. Imágenes de barrido mediante microscopio óptico sobre probetas cicladas en ambiente Inerte+ (Fase I).	283
Figura 199. Tipología grietas corte B (Fase I).	285
Figura 200. Tipología grietas corte A (Fase I).	286
Figura 201. Defectos por corte de las probetas (Fase I).	287
Figura 202. Resultados barrido microscopio óptico. Probetas envejecidas (Fase II).	288
Figura 203. Resultado ensayo EVAPT05. Extensometría.	299
Figura 204. Resultado ensayo EVAPT05. PONTOS.	300
Figura 205. Rotura probeta EVAPT05.	301
Figura 206. Resultado ensayo EVAPT06. Extensometría.	302
Figura 207. Resultado ensayo EVAPT06. PONTOS.	303

Figura 208. Rotura probeta EVAPT06.	303
Figura 209. Resultado ensayo EVAPT02. Extensometría.	304
Figura 210. Resultado ensayo EVAPT02. PONTOS.	305
Figura 211. Rotura probeta EVAPT02.	305
Figura 212. Resultado ensayo EVAPT03. Extensometría.	306
Figura 213. Resultado ensayo EVAPT03. PONTOS.	307
Figura 214. Rotura probeta EVAPT03.	307
Figura 215. Distribución de deformaciones principales ϵ_{11} a 58°C de temperatura.	319
Figura 216. Distribución de deformaciones principales ϵ_{22} a 58°C de temperatura.	319
Figura 217. Distribución de deformaciones principales ϵ_{12} a 58°C de temperatura.	320
Figura 218. Imagen del daño producido tras la aplicación del ciclo térmico. [1%; 6 GPa].	320
Figura 219. σ_{VM} en los paths de interfase y matriz antes y después de la aparición de la grieta. Caso [1%; 6 GPa].	321
Figura 220. σ_{VM} en el path de la matriz a alta (150°C) y baja (-50°C) temperatura. Caso [1%; 6 GPa].	321
Figura 221. σ_{VM} en el path de la matriz a alta (150°C) y baja (-50°C) temperatura. [1%; 0,01 GPa].	322
Figura 222. Imagen del daño producido tras la aplicación del ciclo térmico. [2,5%; 12 GPa].	322
Figura 223. Imagen ampliada del daño producido tras la aplicación del ciclo térmico. [2,5%; 12 GPa].	323
Figura 224. σ_{VM} en los paths de interfase y matriz antes y después de la aparición de la grieta. Caso [2,5%; 12 GPa].	323
Figura 225. σ_{VM} en el path de la matriz a alta (150°C) y baja (-50°C) temperatura. [2,5%; 12 GPa].	324

Figura 226. Imagen del daño producido tras la aplicación del ciclo térmico. [2,5%; 6 GPa].	324
Figura 227. σ_{VM} en los paths de interfase y matriz antes y después de la aparición de la grieta. Caso [2,5%; 6 GPa].	325
Figura 228. σ_{VM} en el path de la matriz a alta (150°C) y baja (-50°C) temperatura. [2,5%; 6 GPa].	325
Figura 229. Imagen del daño producido tras la aplicación del ciclo térmico. [5%; 12 GPa].	326
Figura 230. σ_{VM} en la interfase y matriz en el momento de iniciación del daño. [5%; 12 GPa].	326
Figura 231. Cálculo de σ_{VM} en el path de la matriz a alta y baja temperatura. [5%; 12 GPa].	327
Figura 232. Imagen del daño producido tras la aplicación del ciclo térmico. [5%; 6 GPa].	327
Figura 233. Detalle del daño producido tras la aplicación del ciclo térmico. [5%; 6 GPa].	328
Figura 234. σ_{VM} en la interfase y matriz en el momento de iniciación del daño. [5%; 6 GPa].	328
Figura 235. Cálculo de σ_{VM} en el path de la matriz a alta y baja temperatura. [5%; 6 GPa].	329
Figura 236. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados. [1%; 6 GPa].	330
Figura 237. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados. [2,5%; 12 GPa].	330
Figura 238. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados. [2,5%; 6 GPa].	331
Figura 239. Modelo interrumpido tras (a) 20 ciclos, (b) 50 ciclos y (c) 100 ciclos. Elementos agrietados en color rojo. [5%; 6 GPa].	332
Figura 240. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados. [5%; 6 GPa].	333

Figura 241. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados con efecto oxidativo. [1%; 12 GPa]..... 334

Figura 242. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados con efecto oxidativo. [1%; 6 GPa]..... 334

Figura 243. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados con efecto oxidativo. [2,5%; 12 GPa]..... 335

Figura 244. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados con efecto oxidativo. [2,5%; 6 GPa]..... 335

Figura 245. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados con efecto oxidativo. [5%; 6 GPa]..... 336

Índice de Tablas

Tabla 1. Distribución estadística de las profundidades según atmósfera. [LAF2006c]	11
Tabla 2. Comparación agrietamiento ensayos -50/180°C y -50/150°C. [LAF2006c] .	14
Tabla 3. Distribución estadística de profundidades. [LAF2006c]	18
Tabla 4. Apertura media de grieta según orientación. [LAF2006b].....	24
Tabla 5. Propiedades de AS4-8552 medidas por el fabricante a 25°C. [HEX2013]...	34
Tabla 6. Tipología y dimensiones de probetas empleadas en los ensayos de Fase I.	35
Tabla 7. Tipología y dimensiones de probetas empleadas en los ensayos de Fase II.	36
Tabla 8. Parámetros de inspección para las tomografías sobre probetas tipo M1. ...	57
Tabla 9. Parámetros de inspección para las tomografías sobre uniones en T en la Fase II del proyecto.	57
Tabla 10. Parámetros de ensayo US-PA sobre paneles de grandes dimensiones. ...	62
Tabla 11. Parámetros de ensayo US-PA sobre especímenes en T (partes planas)....	63
Tabla 12. Parámetros inspecciones UT radios especímenes en T.....	65
Tabla 13. Condiciones de ensayo Fase I del proyecto.....	66
Tabla 14. Masas colocadas en las probetas rigidizadas durante los ensayos HALT.	76
Tabla 15. Número de Probetas necesarias estado de referencia. Fase I.....	79
Tabla 16. Probetas necesarias para envejecimiento en atmósfera Inerte.	80
Tabla 17. Probetas necesarias para envejecimiento en atmósfera Oxidativa.....	80

Tabla 18. Probetas necesarias para envejecimiento en atmósfera Inerte+.....	81
Tabla 19. Número total de probetas por tipología de ensayo para la Fase I.	81
Tabla 20. Tipología de probetas, número y dimensiones.	82
Tabla 21. Propiedades de los materiales modelados.	87
Tabla 22. Propiedades de las interfaces modeladas.	90
Tabla 23. Parámetros de resistencia a fractura de la resina epoxy.....	103
Tabla 24. Parámetros de fatiga para resinas epoxy.	104
Tabla 25. Valores extremos registro Termopares.	113
Tabla 26. Cantidad a eliminar de los bordes del Panel 15149.....	127
Tabla 27. Cantidad a eliminar de los bordes del Panel 15150.....	130
Tabla 28. Cantidad a eliminar de los bordes del Panel 15151.....	132
Tabla 29. Pérdida de peso sufrida por el material durante los ensayos de ciclado térmico de la Fase I.....	142
Tabla 30. Volumen de material dañado evaluado a través de las tomografías.....	146
Tabla 31. Número de grietas por ciclo en ambiente Inerte (Fase I).	150
Tabla 32. Número de grietas por ciclo en ambiente Inerte+ (Fase I).	151
Tabla 33. Número de grietas por ciclo en ambiente Oxidativo (Fase I).....	151
Tabla 34. Resultados análisis de defectos (Fase I).....	152
Tabla 35. Cálculos estadísticos para ensayos de tracción en estado de referencia.	155
Tabla 36. Calculos estadisticos de ensayos a tracción sobre probetas envejecidas (valores medios y desviaciones estandar).....	157
Tabla 37. Resumen de resultados en el momento de rotura para cada probeta ensayada en estado de referencia.	164
Tabla 38. Resumen de resultados en el momento de rotura para cada probeta ensayada post-envejecimiento.....	167
Tabla 39. Resumen de resultados en el momento de rotura para cada probeta ensayada.....	224

Tabla 40. Resultados obtenidos para los distintos casos considerados en el modelado numérico. Los valores mostrados en paréntesis no se consideran válidos.	228
Tabla 41. Aumento (%) de δ_{ueq} entre casos teniendo en cuenta la oxidación de la resina y neutro.....	235
Tabla 42. Resultados ensayos de tracción sobre material en estado de referencia.	289
Tabla 43. Ensayos de tracción probetas envejecidas en atmósfera inerte.....	290
Tabla 44. Ensayos de tracción probetas envejecidas en atmósfera Oxidativa.....	291
Tabla 45. Ensayos de tracción probetas envejecidas en atmósfera Inerte+.....	293
Tabla 46. Resultados ensayos de tracción estado referencia en la Fase II.	295
Tabla 47. Resultados ensayos de tracción estado envejecido. Fase II.....	296
Tabla 48. Resultados de los ensayos de flexión en estado de Referencia. Fase II. ...	297
Tabla 49. Resultados de los ensayos de flexión post-envejecimiento. Fase II.....	298
Tabla 50. Valores de formación, fuerza y desplazamiento en el momento de rotura. EVAPT05.	300
Tabla 51. Valores de formación, fuerza y desplazamiento en el momento de rotura. EVAPT06.	302
Tabla 52. Ensayos de fatiga sobre material en estado de referencia.....	308
Tabla 53. Ensayos de fatiga sobre material en estado envejecido en atmósfera Inerte.....	310
Tabla 54. Ensayos de fatiga con probetas en estado envejecido en atmósfera Inerte+.	313
Tabla 55. Ensayos de fatiga con probetas en estado envejecido en atmósfera Oxidativa.	315

1. OBJETIVOS

El conocimiento del comportamiento de materiales compuestos frente a sollicitaciones externas es objeto de interés para la industria aeroespacial [JEA2017]. Los requerimientos actuales, a nivel estructural, tienen como objetivo disminuir el peso de las aeronaves sin que ello suponga una disminución de las prestaciones de sus componentes. Estos requerimientos hacen necesarios el uso de materiales compuestos de matriz orgánica para la fabricación de la mayoría de las estructuras.

Así, el conocimiento a largo plazo del comportamiento del material compuesto (en concreto compuestos reforzados con fibra de carbono) es esencial. Las excitaciones a las que suelen verse sometidas las aeroestructuras son de tipo termomecánica [MOU2017] combinada con envejecimiento de larga duración.

El principal objetivo de la tesis presentada es el análisis de la degradación ambiental del CFRP (de las siglas en inglés *Carbon Fiber Reinforced Plastic*). Dicho proyecto ha sido estructurado en dos fases:

- Fase I: Su objetivo es el análisis de la degradación sufrida por fatiga térmica, añadiendo el proceso de oxidación a alta temperatura. Esta fase se realiza a nivel de probetas. Se propone comparar el comportamiento del material, antes y después del proceso de degradación térmica.
- Fase II: Se analiza el efecto combinado de excitación mecánica (estática) y fatiga térmica sobre un componente estructural. El objetivo es acelerar el proceso de degradación para así detectar aquellos defectos o debilidades que puedan producir el fallo prematuro de dicho componente durante su vida en servicio.

Adicional a la etapa de investigación experimental, se elabora un modelo microestructural (2D) mediante elementos finitos (XFEM) con el fin de analizar computacionalmente el proceso de degradación (iniciación y crecimiento de grietas) mediante ciclado térmico. Al mismo tiempo se pretende analizar el papel de la interfase matriz- fibra.

La tesis doctoral aquí presentada contiene por tanto información detallada sobre las siguientes líneas de interés:

- Caracterización del proceso de envejecimiento de CFRP mediante ciclado térmico (agrietamiento y pérdida de peso).
- Influencia del ambiente de ensayo sobre la degradación del material (oxidación de la resina).
- Correlación de pérdidas de propiedades mecánicas con la degradación del composite.
- Aplicación de ensayos de vida acelerada sobre componente estructural. Detección de potenciales puntos de fallo de la estructura durante su vida en servicio.
- Análisis numérico del proceso de agrietamiento por fatiga térmica.

2. ANTECEDENTES

Durante las pasadas décadas, los materiales compuestos han ganado un peso importante en campos como la industria aeroespacial, transporte y cualquier aplicación donde sus propiedades específicas sean de utilidad [BEU1998].

En los próximos 20 años, la previsión del tráfico aéreo se verá duplicada respecto a la actualidad (Figura 1), siendo el número de aviones necesarios para cumplir con esta demanda entre 13500 y 17000 unidades según [CAN2001]. La industria aeronáutica está experimentando actualmente un proceso de renovación y cambio con el fin de alcanzar los niveles exigentes de eficiencia y productividad, impuestos por la alta competitividad en el mercado.

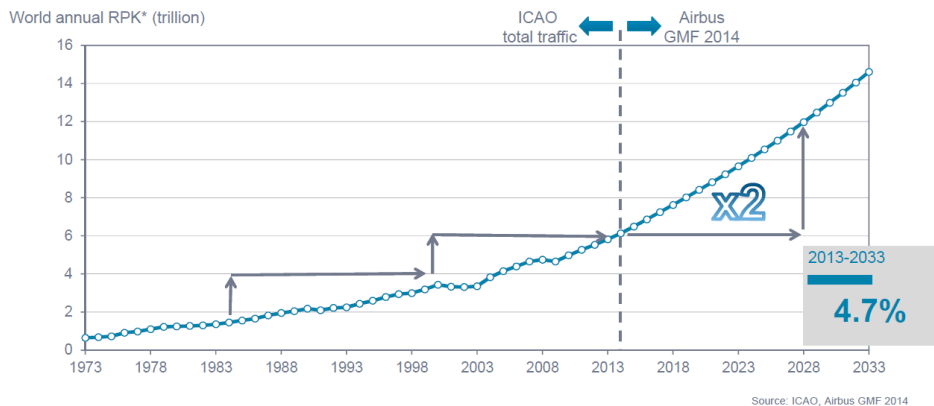


Figura 1. Evolución y previsión de tráfico aéreo. [LEA2014]

La incorporación de los materiales compuestos al diseño y construcción de estructuras aeronáuticas ha supuesto uno de los mayores avances en las últimas décadas dentro de dicho sector, tanto en el ámbito civil como militar. Entre sus numerosas ventajas destacan sus altas características mecánicas específicas, comportamiento a cargas cíclicas, posibilidad de diseño a medida, alta resistencia ante agentes químicos, buen comportamiento frente al fuego, resistencia a la corrosión y lo que es más importante, el ahorro en peso que supone su uso.

A comienzo de la década de 1980, las grandes compañías del sector aeronáutico deciden apostar por el desarrollo e incorporación de piezas de material compuesto a sus aviones (Figura 2). Su uso ha aumentado, existiendo en la actualidad prototipos con un peso estructural de este tipo de material cercano al 50%, (Figura 3).

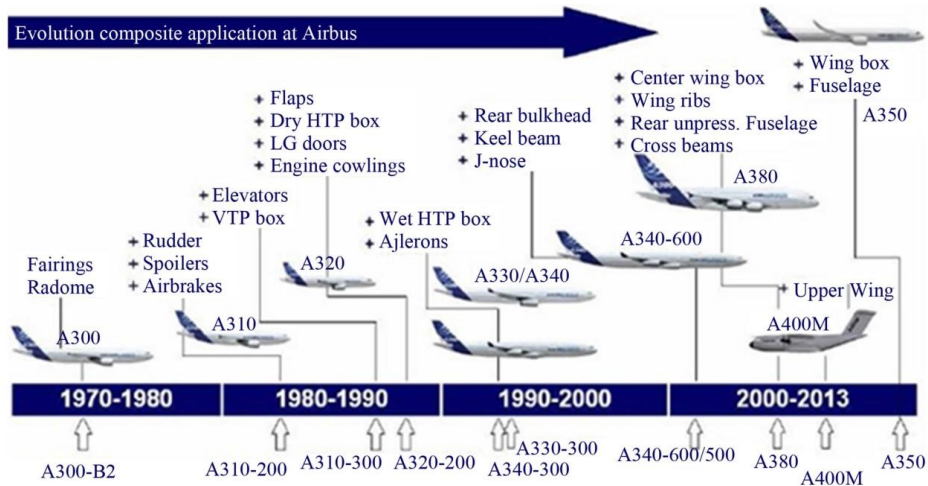


Figura 2. Introducción de material compuesto en aeronaves Airbus. [BOL2007]

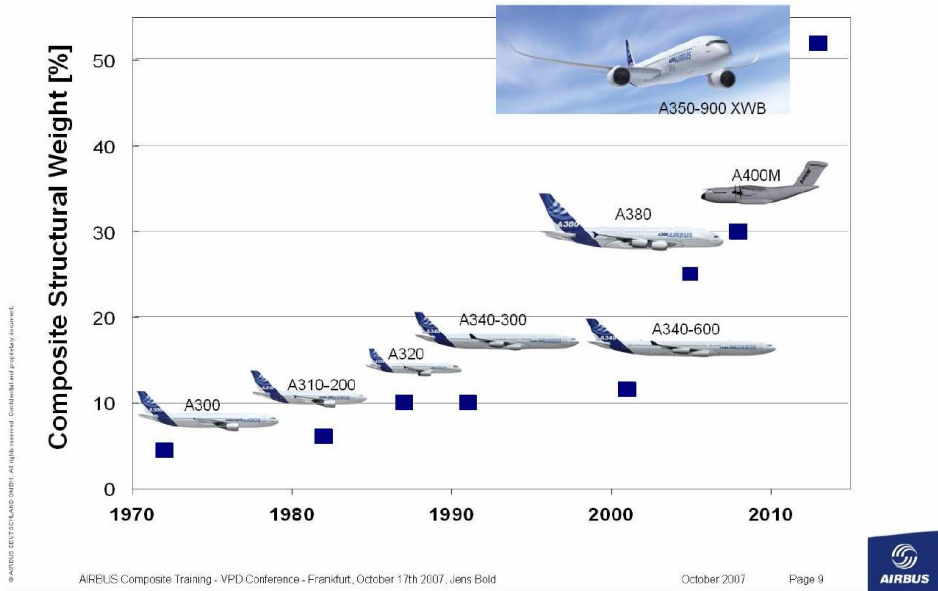


Figura 3. Porcentaje de peso de aerestructuras fabricadas en material compuesto en aeronaves Airbus. [BOL2007]

Sin embargo el uso de estos materiales también conlleva ciertas penalizaciones, tales como: alto coste de material base, problemas de almacenamiento y caducidad, procesos de fabricación complejos y poco automatizados, necesidad de inspecciones y ensayos para evaluar sus propiedades mecánicas y por último, el desconocimiento a largo plazo de la pérdida o degradación de propiedades.

Existen diversas tipologías de ensayos aplicados a materiales compuestos (tanto destructivos como no destructivos). Típicamente los ensayos mecánicos han sido empleados para conocer el comportamiento tanto del material en sí, como de elementos estructurales. En la Figura 4 se muestra la pirámide de ensayos empleada para la certificación aeronáutica de los componentes fabricados en CFRP.

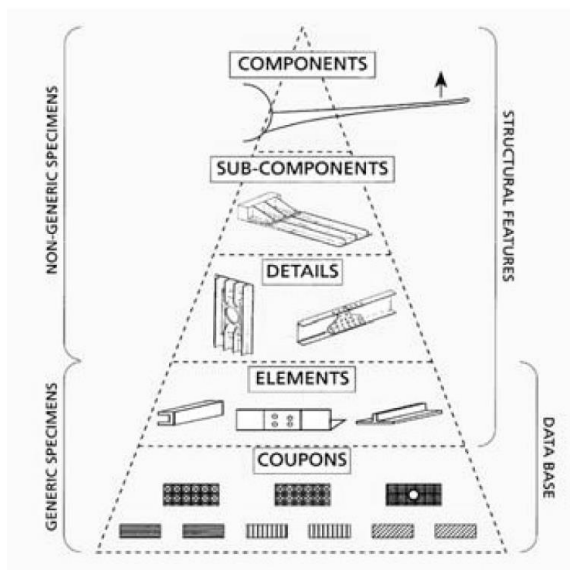


Figura 4. Pirámide de ensayos para certificación de componentes fabricados en material compuesto. [EOI2014]

En este ámbito de ensayos aparece una nueva metodología denominada Highly Accelerated Life Test (HALT), mediante la cual se pretende detectar aquellos defectos que pudieran ocasionar, de forma prematura, un fallo del componente durante su vida en servicio. Los ensayos HALT tienen por tanto la finalidad de aumentar la fiabilidad de los productos, ahorrando así costes de mantenimiento y reparación posteriores. Se basan en la aplicación de diversas condiciones de estrés ambiental, de forma aislada o combinada, como por ejemplo: variaciones de temperatura, vibración, humedad, picos de voltaje, etc. De esta forma es posible conocer los límites de supervivencia y operación del producto, así como mejorar la calidad del mismo a la salida de la fabricación [MCL2000].

Su uso sobre componentes aún en etapa de diseño y desarrollo permite obtener información sobre defectos, bien inherentes del propio diseño, o bien del proceso de fabricación. De esta forma es posible modificar y corregir el proceso correspondiente [HOB2002; WAN2002].

La metodología HALT ha sido aplicada común y exitosamente a dispositivos electrónicos [PAU2002; KAR2010; JUN2010]. Sin embargo en el proyecto aquí presentado se adapta dicha metodología a la búsqueda de defectos de fabricación y/o diseño de componentes aeronáuticos fabricados en material compuesto CFRP.

En la actualidad existe un amplio conocimiento del material compuesto cuando este se ve sometido a carga mecánica, ya sea estática o dinámica. Sin embargo, dado que la metodología de ensayos HALT se basa en parte en la aplicación de variaciones térmicas, es importante conocer el comportamiento de este tipo de material frente a dichas sollicitaciones ambientales [FLO2016].

Los materiales compuestos se pueden clasificar en función de la naturaleza de sus componentes y de la longitud de las fibras empleadas como refuerzo [MAZ2002]. Cuando los CFRP laminados (fibras largas y continuas) son sometidos a variaciones de temperatura, las diferencias de los coeficientes de expansión térmica (CET), entre fibra-matriz, y fibra-fibra de distinta orientación, produce tensiones localizadas. Si dichas variaciones térmicas son cíclicas, conlleva al fenómeno de fatiga térmica del material. Diversas formas de deterioro del compuesto coinciden entre la fatiga térmica y mecánica: agrietamiento transversal de la matriz; desunión fibra-matriz; y delaminación [HEN1995] y [HEN1999].

La atmósfera en la que se lleva a cabo dicha fatiga térmica influye en el grado de deterioro. De tal forma que, si se produce en un ambiente corrosivo, otro modo de daño se suma, la oxidación de la matriz, la cual conlleva una reducción de la masa y del volumen de la resina. Este último efecto implica una contracción permanente de la matriz respecto a la fibra (efecto conocido en la literatura inglesa como *shrinkage*) [GIG2016a].

Estudios llevados a cabo en resinas poliméricas [COL2000a], [DEC2003] y [GIG2016b] enfatizan el carácter superficial de la oxidación: creación de una capa delgada oxidada en los bordes libres de la probeta sometida a envejecimiento. Durante este proceso, el espesor de dicha capa crece hasta un valor asintótico, dependiendo del material ensayado y del tiempo de envejecimiento. La oxidación depende principalmente de la temperatura máxima de exposición y presión del oxígeno en el ambiente [TSO2001], geometría de la probeta, anisotropía [BOW1986], [NAM1992] y [SAL1993], y de la unión matriz-fibra [BOW1997].

2.1. Mecanismos de deterioro

La degradación sufrida en materiales compuestos de matriz orgánica por ciclado térmico es una de las debilidades de este tipo de materiales. Es por tanto de interés científico conocer los mecanismos de deterioro asociados [GHA2016] y [GHA2017]. A continuación se detallan dichos mecanismos, observados en diversas investigaciones, cuyo nexo común es la aplicación de ciclos térmicos a material compuesto CFRP. Muchos de los resultados mostrados en este capítulo corresponden a ensayos realizados sobre probetas con secuencia de laminación $[0_3/90_3]_s$ [PAR2008] y temperatura máxima de curado de 210°C . En la Figura 5 se observa un esquema de dicho laminado. En las vistas A y B se detalla la microestructura del material en sus dos orientaciones. Las grietas creadas a consecuencia del deterioro se observarán con mayor nitidez en los cortes perpendiculares a la dirección longitudinal de la fibra. El crecimiento de dichas grietas hacia el resto del material se producirá en dirección paralela a la fibra.

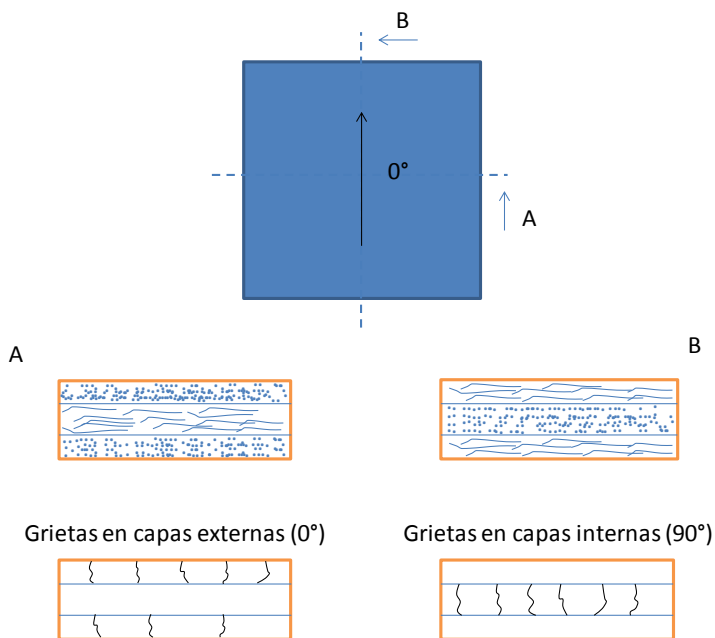


Figura 5. Esquema laminado y tipologías de grietas.

Los diferentes mecanismos de deterioro observados son:

- ***Shrinkage*, o contracción de la matriz debido al proceso de oxidación.**

Este fenómeno se produce en los bordes libres de la probeta como una diferencia de nivel entre la matriz y la fibra [GIG2011]. Se trata de una contracción permanente de la matriz debido al proceso de oxidación de la misma a alta temperatura (Figura 6).

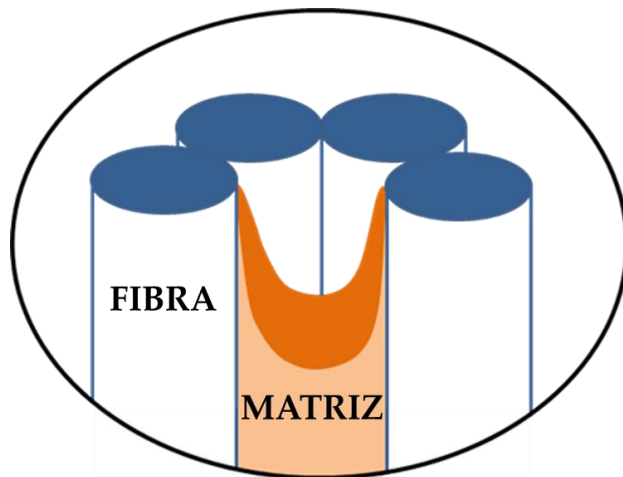


Figura 6. Esquema explicativo del fenómeno *Shrinkage*.

Se observa como sombras y huecos profundos en el plano inicial del borde pulido. En la Figura 7 se muestran imágenes capturadas mediante SEM de una probeta de CFRP $[0_3/90_3]_s$ carbono-epoxi tras 500 ciclos térmicos entre temperaturas de $-50/180^{\circ}\text{C}$, [LAF2006c]. Dichas deformaciones pueden producir el fallo de la unión matriz-fibra, dando lugar a microgrietas.

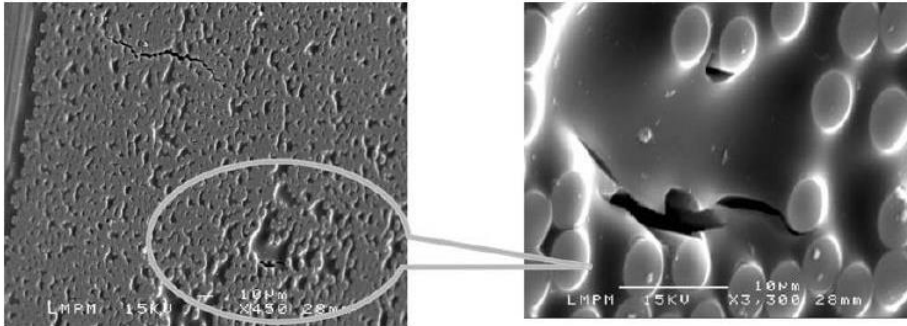


Figura 7. SEM probeta ciclada. [LAF2006c]

Este efecto no se observa tan claramente en ambientes no corrosivos (como podría tratarse de atmósfera de nitrógeno puro), en la Figura 8 se puede observar una comparación entre muestras cicladas en atmósferas de nitrógeno, aire y oxígeno respectivamente (a las mismas temperaturas extremas).

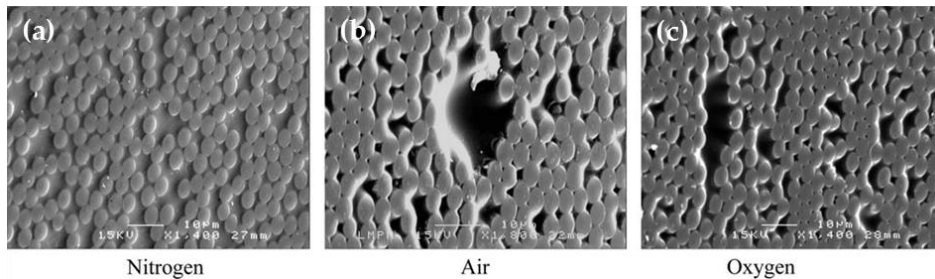


Figura 8. SEM de muestras cicladas en (a) Nitrógeno, (b) Aire y (c) Oxígeno. [LAF2006c]

La Tabla 1 muestra un resumen de la distribución estadística de las profundidades obtenidas en los diferentes ensayos realizados.

Tabla 1. Distribución estadística de las profundidades según atmósfera. [LAF2006c]

Nº Ciclos Térmicos	Nitrógeno		Aire		Oxígeno		
	500	100	300	500	100	300	500
Media (μm)	0,18	1,15	1,75	2,2	1,6	1,87	2,25
Desviación estándar (μm)	0,08	0,57	1,04	1,11	1,06	1,11	1,43

Los resultados obtenidos demuestran que la contracción media de la resina es superior en ensayos con ambientes oxidativos ($2,25 \pm 1,43 \mu\text{m}$, en atmósfera de oxígeno) frente la obtenida en ambientes neutros ($0,18 \pm 0,08 \mu\text{m}$, en nitrógeno).

Cuando se produce dicha contracción en la matriz, el alto gradiente de deformación presente en zonas cercanas a las fibras induce tensiones locales elevadas que pueden favorecer la desunión entre las fibras y la matriz, o una iniciación de grieta [LAF2004].

En ambientes oxidativos (Figura 9), se observa cómo, incluso en los 100 primeros ciclos, existe *shrinkage* bien desarrollado. Parece que la desunión fibra-matriz y por tanto el agrietamiento, están unidos a este fenómeno.

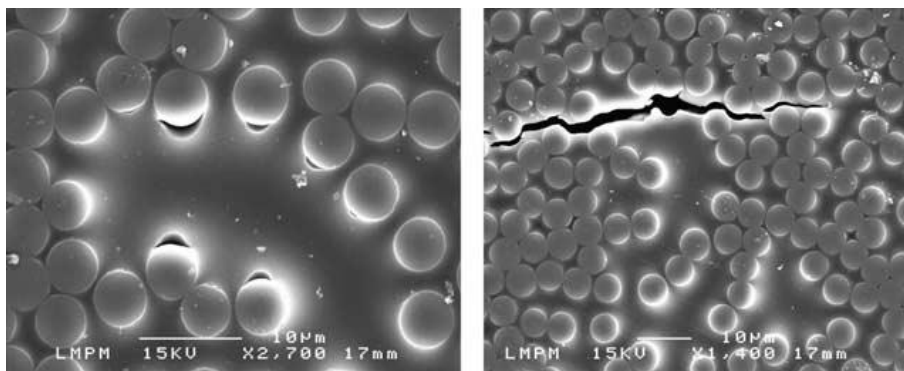


Figura 9. SEM de muestras $[0_3/90_3]_s$ sometidas a 100 ciclos térmicos en Aire. [LAF2004]

- **Agrietamiento de la matriz.**

Conforme la duración del ciclado térmico aumenta, se puede observar el crecimiento de grietas transversales a través del espesor de la lámina. En la Figura 10 se muestran imágenes obtenidas por SEM de muestras $[0_3/90_3]_s$ carbono-epoxi tras 500 ciclos térmicos, en distintas atmósferas, entre temperaturas de $-50/180^\circ\text{C}$. En ambientes inertes la dirección de propagación de la grieta es siempre caótica y aleatoria. Sin embargo en atmósferas corrosivas de alto contenido en oxígeno (bajo idénticas condiciones de temperatura) las grietas transversales son más numerosas, y de mayor longitud y anchura, llegándose en algunas ocasiones a observar la superficie de rotura. Cuando la atmósfera empleada en la realización de los ciclos térmicos es aire, se observa un comportamiento intermedio, siempre con un aspecto de grieta más parecido al realizado en oxígeno que al de nitrógeno [LAF2006c].

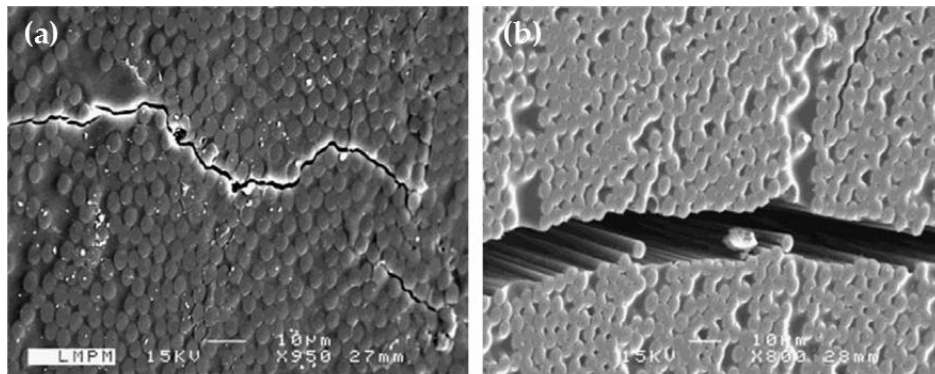


Figura 10. SEM de especímenes 500 ciclos térmicos en (a) Nitrógeno y (b) Oxígeno. [LAF2006c]

Por otro lado, es posible detectar grietas de pequeño tamaño que llegan a alcanzar hasta la mitad del espesor de la lámina. Aparecen inclinadas a través del microscopio [LAF2004], en la Figura 11 se muestra tanto las grietas transversales como las de pequeño tamaño.

Adicionalmente, existe una saturación del número de grietas creadas respecto al número de ciclos térmicos aplicados. Dicho comportamiento es prácticamente instantáneo en el caso del ciclado en oxígeno, y más progresivo en el caso de aire durante los primeros ciclos.

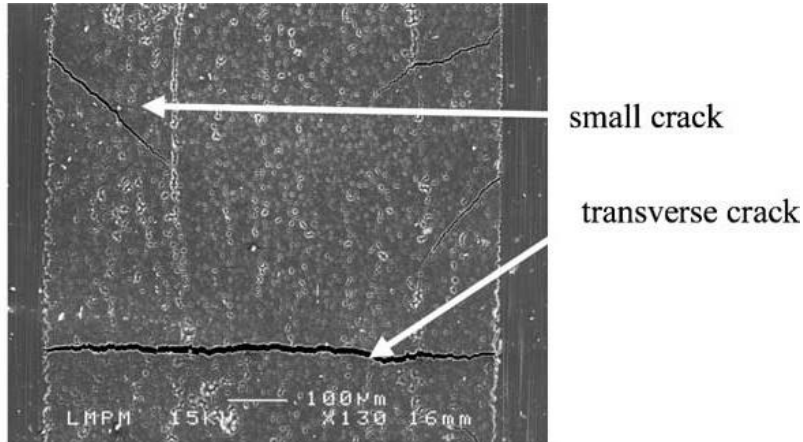


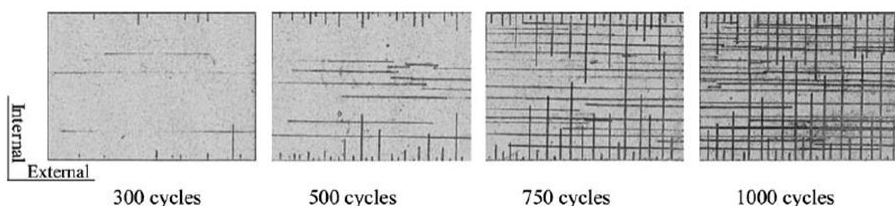
Figura 11. Diferentes tipos de grietas aparecidas durante el ciclado térmico.
[LAF2004]

En relación al efecto de la máxima temperatura de ciclado sobre el proceso de agrietamiento, Lafaire-Frenot [LAF2006c] realiza ensayos comparativos de 500 ciclos térmicos entre temperaturas de $-50/180^{\circ}\text{C}$ y 1000 ciclos entre temperaturas de $-50/150^{\circ}\text{C}$, ambos en atmósfera corrosiva de oxígeno. Mientras que en los primeros, el proceso de agrietamiento alcanza la estabilización del número de grietas tras los primeros 300 ciclos aplicados, en los segundos la degradación es progresiva, alcanzándose la saturación de grietas tras los 900 ciclos térmicos y únicamente en las capas internas del material. Este efecto queda recogido en la Tabla 2.

Tabla 2. Comparación agrietamiento ensayos -50/180°C y -50/150°C. [LAF2006c]

Oxígeno	(-50/180°C)	(-50/150°C)
Número de ciclos térmicos	500	1000
Grietas transversales láminas centrales (%)	0,58±0,03	0,56±0,03
Grietas transversales láminas externas (%)	0,36±0,02	0,21±0,02

Un aspecto importante estudiado por Lafarie-Frenot [LAF2006c] es la propagación de las grietas en las distintas capas (en ensayos con oxígeno y temperaturas de -50/180°C). A los 100 ciclos, aparecen grietas pequeñas únicamente en las capas interiores, posteriormente, a los 300 ciclos, esas grietas se propagan y crecen en número en las capas interiores y exteriores. Al final del test, las grietas transversales están bien distribuidas a lo largo y ancho de la probeta. Dicho efecto puede ser apreciado mediante radiografías (Figura 12). En estas, en las últimas etapas del ensayo, se pueden observar zonas grisáceas alrededor de las grietas que indican delaminación parcial del material entre las capas internas y externas.

**Figura 12.** Desarrollo y crecimiento de grietas en probetas $[0_3/90_3]_s$. [LAF2006c]

El efecto ambiente del ensayo queda también reflejado en la Figura 13 obtenida por [LAF2006c]. En ella se puede apreciar dos muestras $[0_3/90_3]_s$ cicladas entre temperaturas de -50/180°C (500 ciclos) y -50/150°C (1000 ciclos), tanto en atmósfera de nitrógeno, Figura 13a, como de oxígeno, Figura 13b. En este último, al final del test se puede observar delaminación parcial del material entre las capas internas y externas. El daño alcanzado en oxígeno tras 500 ciclos en -50/180°C es similar al obtenido tras 1000 ciclos a -50/150°C.

En cuanto al ensayo en atmósfera de nitrógeno se observa cómo en ambos ensayos las grietas en capas internas se encuentran en su inicio, sin embargo las grietas en capas externas aparecen más desarrolladas en el ensayo de 1000 ciclos.

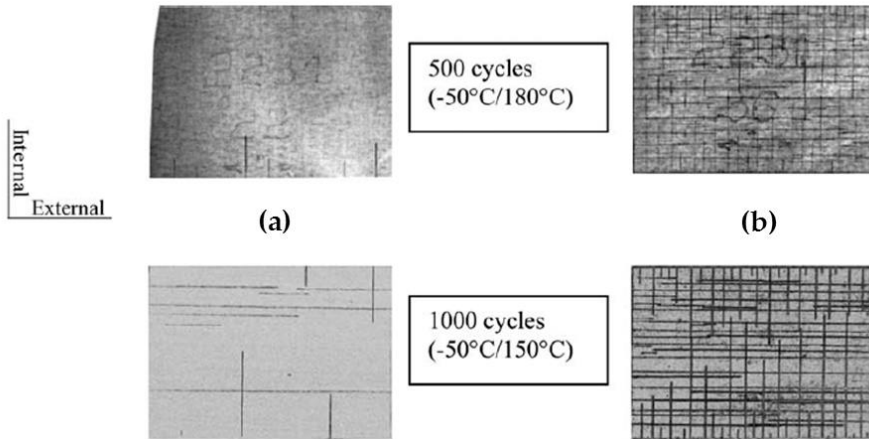


Figura 13. Efecto ambiente en los ensayos de fatiga térmica (a) Nitrógeno y (b) Oxígeno. [LAF2006c]

- **Pérdida de peso del componente.**

El fenómeno de termo-oxidación afecta principalmente a las superficies externas e induce una pérdida de peso. Esta pérdida de masa se puede entender como un indicador de la degradación del material.

En el estudio realizado por Lafarie-Frenot [LAF2006c] se muestran los resultados obtenidos de cuatro tipologías de ensayos cíclicos, a temperaturas de $-50/180^{\circ}\text{C}$ (500 ciclos) y $-50/150^{\circ}\text{C}$ (1000 ciclos), tanto en atmósfera de nitrógeno como en oxígeno. La degradación de la matriz es mayor en los ensayos $-50/180^{\circ}\text{C}$. Esto se debe básicamente a que el fenómeno de oxidación se produce en la parte de alta temperatura de los ciclos térmicos (Figura 14).

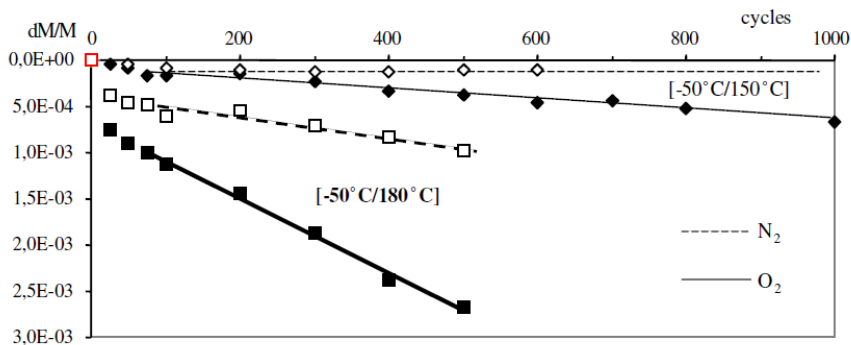


Figura 14. Pérdida de peso en probetas $[0_3/90_3]_s$ cicladas en oxígeno y nitrógeno. [LAF2006c]

Por otro lado, cabe destacar la influencia de la atmósfera donde se realice el ensayo, en la masa perdida de las muestras. En el caso de atmósfera corrosiva (oxígeno) la pérdida de peso es muy superior (2,5 veces aproximadamente) a la obtenida en el ciclado en nitrógeno cuando se consideran condiciones de ensayos entre $-50/180^\circ\text{C}$ (500 ciclos).

En concordancia con Buch [BUC2000] y Colin [COL2000b], la continua pérdida de peso cuando el material es ciclado en nitrógeno, pudiera deberse al proceso de termolisis de la matriz a alta temperatura (por encima de 150°C).

2.2. Ensayo isoterma vs cíclico

Para evaluar de forma separada el deterioro del compuesto debido a la oxidación, y debido a las tensiones mecánicas por dilatación-contracción, Lafarie-Frenot [LAF2006a] propone un ciclo isotérmico equivalente al cíclico (en cuanto a pérdida de masa por oxidación se refiere). Esto se consigue mediante un modelo numérico de oxidación numérico, basado en las ecuaciones de oxidación de la resina polimérica [BEL2004].

Se diseña un ensayo isotérmico a temperatura de 150°C con una duración tal que la pérdida de masa del material sea la misma que en caso cíclico entre temperaturas de 180°C y -50°C. La equivalencia es: 500 ciclos térmicos (1000 horas de ensayo) corresponden con 500 horas de test isotérmico a la temperatura antes especificada.

En el caso de pérdida de peso (Figura 15), eliminando los efectos de secado inicial de la probeta y termólisis a alta temperatura, se demuestra que: (i) los gradientes de masa perdida frente a horas de ensayo consideradas, son similares en el caso isoterma y cíclico (rectas de regresión paralelas); y (ii) la diferencia de pérdida de masa obtenida tras 500 ciclos térmicos (500 horas de isotérmico) es la misma que observada al comienzo del ensayo; comprobándose así que el fenómeno de oxidación de la matriz tiene lugar a alta temperatura principalmente (eliminando efectos de comienzo de ensayo).

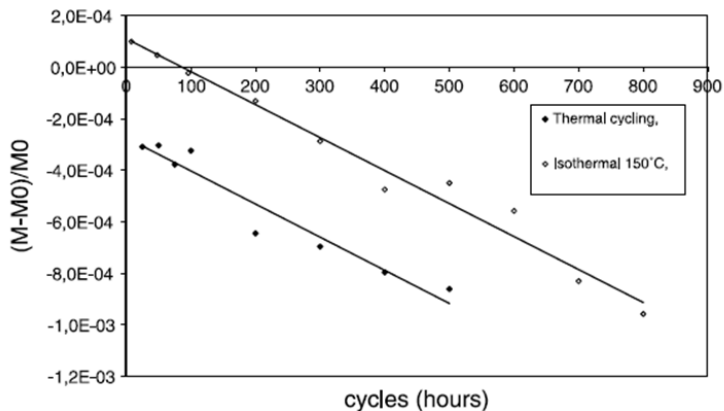


Figura 15. Pérdida de peso asociado a ciclado térmico -50/180°C e isoterma 150°C. [LAF2006c]

En relación al fenómeno de contracción permanente de la matriz, se observa en el anteriormente mencionado estudio, que dicho fenómeno es producido por ambientes corrosivos, tanto en ensayos isotérmicos como en cíclicos, siendo mucho más pronunciado en los últimos.

La profundidad media alcanzada por la contracción de la resina es de 1,58 μm tras 600 horas de ensayo isoterma, frente a 2,2 μm en ensayo de 500 ciclos térmicos (según lo mostrado en la Tabla 3). Es por tanto que se puede concluir que, dado

que los tests isotérmicos y cíclicos se han diseñado para ser equivalentes en pérdida de peso, las profundidades mayores en el test ciclado se deben al efecto de fatiga térmica (o a una combinación de temperatura máxima y de fatiga térmica).

Tabla 3. Distribución estadística de profundidades. [LAF2006c]

Aire	Isotermo 400 h/150°C	Ciclado 500 ciclos (-50 C/180°C)	Isotermo 600 h/150°C
Media (μm)	1,34	2,2	1,58
Desviación estándar (μm)	0,89	1,11	1,15

Por otro lado, para los ensayos a temperatura constante, el valor medio de profundidad aumenta con el número de horas de ensayo (1,34 μm con un ensayo de 400 horas de duración, frente a 1,58 μm con 600 horas, a 150°C en ambos casos).

Existe por tanto otro mecanismo, aparte de la oxidación a alta temperatura, que favorece este fenómeno de envejecimiento. Posiblemente debido a las tensiones producidas por el ciclado térmico a nivel microscópico (fibra-matriz) que favorecen la difusión del oxígeno a través del material. En la Figura 16 se muestran imágenes obtenidas mediante SEM sobre probetas ensayadas durante 500 ciclos térmicos (-50/180°C) en nitrógeno (Figura 16a), 500 ciclos térmicos (-50/180°C) en aire (Figura 16b) y 600 horas a temperatura constante (150°C) en aire (Figura 16c).

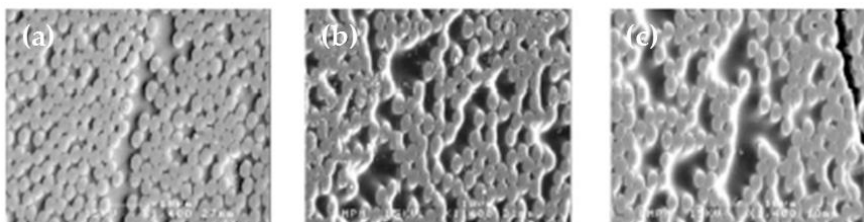


Figura 16. SEM (a) 500 ciclos (-50/180°C) en nitrógeno, (b) 500 ciclos (-50/180°C) en aire, (c) 600 horas isotermo (150°C) en aire. [LAF2006a]

Se observa que este fenómeno de contracción de la matriz no se produce cuando el ambiente de ensayo es neutro (Nitrógeno), el leve cambio de profundidad entre fibra y matriz detectado en la Figura 16a, se debe a la propia preparación superficial de la muestra. Sin embargo en los ensayos con atmósferas corrosivas, ya sea ciclado o isoterma, si se detecta contracción de la matriz respecto a la fibra observadas como sombras en las imágenes, Figura 16b y Figura 16c.

Atendiendo ahora al proceso de agrietamiento del material debido a la fatiga térmica producida por los ensayos cíclicos, propuestos por Lafarie-Frenot [LAF2006a], se puede observar que tanto la iniciación como el crecimiento de grietas transversales (contenidas en capas a 90° del laminado, ver Figura 17) son mayores en los ensayos cíclicos.

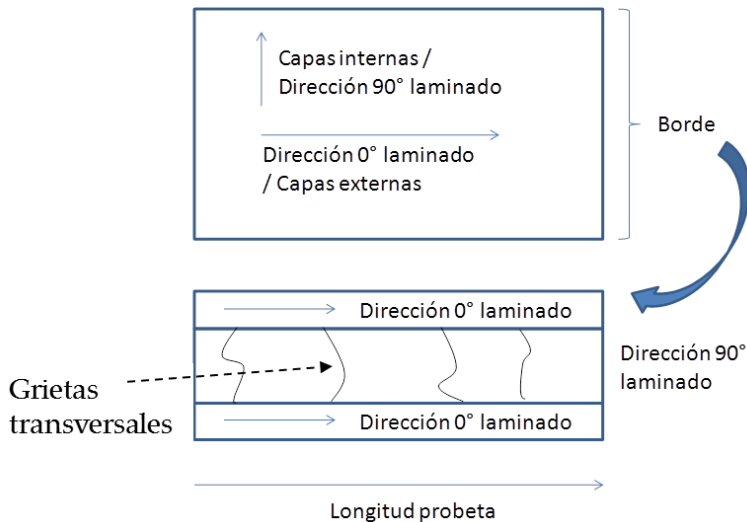


Figura 17. Esquema de localización de grietas transversales en el laminado $[0_3/90_3]_s$.

Analizando la densidad de grietas (entendida esta como número de grietas contabilizadas por centímetro longitudinal del canto de probeta inspeccionada) y según se muestra en la Figura 18, es posible detectar que, en el test isotérmico, (sin variaciones de temperatura), aparecen transcurridas las 300 primeras horas de ensayo, mientras que para el ensayo ciclado, en los 300 primeros ciclos ya existen

numerosas grietas en las muestras (se recuerda que los ensayos comparativos son de 500 horas a 150°C en isoterma y 500 ciclos en ciclado entre temperaturas de -50/180°C). Conforme avanzan los ensayos, en el caso isotérmico se alcanzan 5,5 grietas/cm a las 500 horas, en cambio en el ciclado se produce la saturación de las probetas en 7,4 grietas/cm a partir de 300 ciclos.

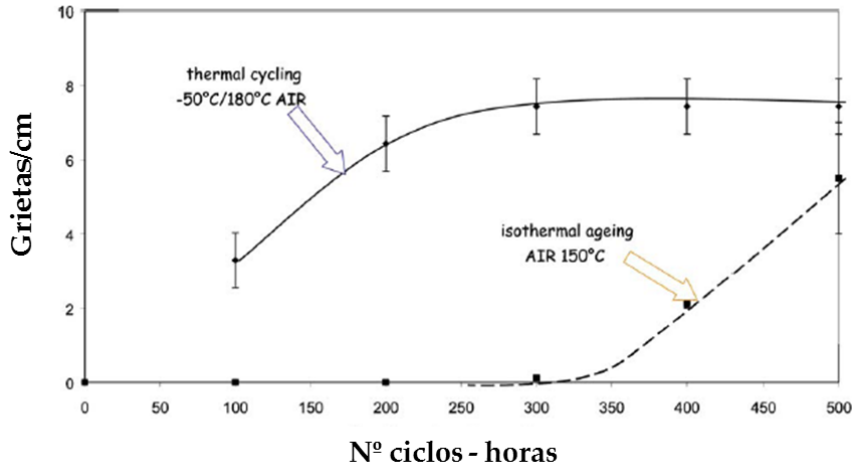


Figura 18. Grietas transversales en ensayos -50/180°C e isoterma 150°C (ambos en Aire). [LAF2006c]

Las imágenes mostradas por la Figura 19 se toman mediante tecnología de Rayos-X. En ellas se puede apreciar que, tras 500 ciclos de test de muestras (-50/180°C) en nitrógeno, Figura 19a, existe un bajo número de grietas y de corta longitud, únicamente en las capas internas.

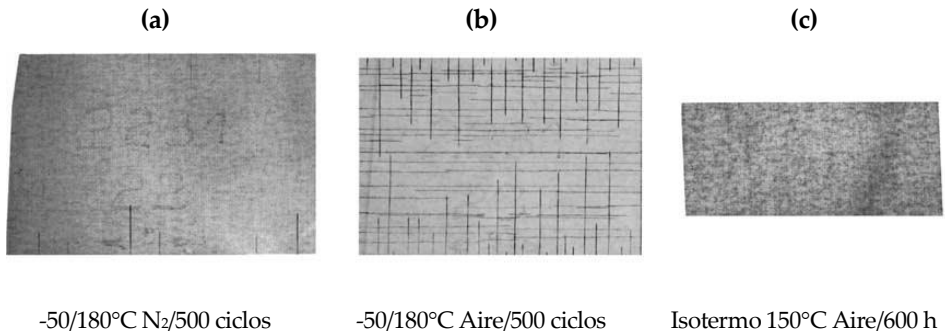


Figura 19. Muestras [0₃/90₃]_s imágenes obtenidas por Rayos-X al final de los ensayos. [LAF2006a]

Por el contrario, en la Figura 19b, correspondiente a 500 ciclos térmicos en aire entre temperaturas de -50/180°C, se puede observar numerosas grietas presentes en ambas láminas y bien desarrolladas en el centro de la muestra. Finalmente, la Figura 19c, correspondiente a 600 horas a 150°C en aire, muestra un daño muy superficial (iniciaciones de grieta en bordes). En este último caso la longitud de grieta es menor que la resolución del equipo de Rayos-X, por lo que es difícil observarlas.

Los resultados demuestran que, teniendo en cuenta que los ensayos isotérmicos y cíclicos han sido diseñados para ser equivalentes en pérdida de peso del material, existe una combinación de efectos (oxidación y fatiga) en el envejecimiento por ciclado térmico, el cual produce agrietamiento del material de forma más rápida. El envejecimiento en ensayos isotérmicos se reduce a una oxidación de las superficies expuestas a la atmósfera. Por lo tanto, la grieta aparecerá cuando las tensiones inducidas por *shrinkage* excedan un determinado valor, aquel que permita el fallo de la unión fibra-matriz y por lo tanto produzca un concentrador de tensiones e inicio de grieta.

2.3. Efecto de la orientación de la fibra en el borde

Los compuestos laminados desarrollan concentradores de tensiones interlaminares en zonas próximas a los bordes. Esto induce varios mecanismos de fallo en el material. Entre ellos se pueden destacar dos:

- Modo de delaminación abierto causado por excesivas tensiones normales interlaminares σ_{zz} (siendo z el eje perpendicular a la superficie de la lámina).
- Modo de delaminación por cizallamiento interlaminar debido a tensiones σ_{xz} y σ_{yz} .

Estas tensiones en los bordes pueden motivar la aparición y crecimiento de grietas. Dado que el mecanismo de daño debido a fatiga térmica en láminas internas a 90° es el de aparición de grietas en el borde libre, es importante conocer el efecto que el ciclado térmico ejerce sobre dichas tensiones.

Para ello Lafarie-Frenot, en su estudio [LAF2006b] analiza el efecto de la orientación de la fibra en el borde libre de la probeta. Esto lo consigue mecanizando las muestras a partir de una plancha de CFRP con secuencia de laminado $[0_3/90_3]_S$ en distintas orientaciones tal y como se observa en la Figura 20. De esta forma es posible obtener muestras con las siguientes secuencias de laminación (según aparecen en la figura superior de izquierda a derecha): $[0_3/90_3]_S$, y $[+45_3/-45_3]_S$. Por tanto la dirección de la fibra en el borde será de: 90° ; 0° ; ó $\pm 45^\circ$.

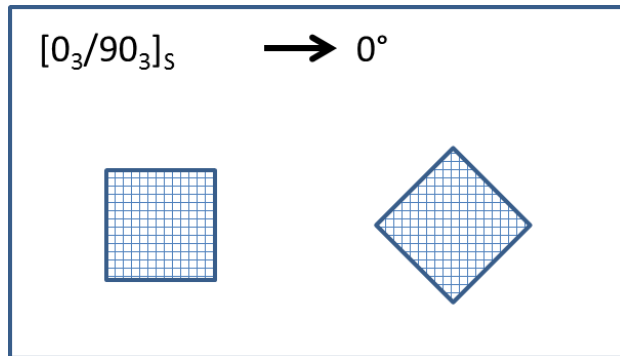


Figura 20. Cortes plancha $[0_3/90_3]_S$ en distintas orientaciones.

Las probetas (de material AS4/8552) son sometidas a 1000 ciclos térmicos $-50/150^{\circ}\text{C}$ con rampas de $4^{\circ}\text{C}/\text{min}$, tanto en oxígeno como en nitrógeno.

En atmósfera de nitrógeno (Figura 21), aquellas muestras con ángulo de inclinación de $\pm 45^{\circ}$ presentan únicamente grietas en las capas externas (debido básicamente a efectos de superficie expuesta). Sin embargo cuando la orientación de las fibras es ortogonal en el borde, aparecen también grietas en las capas internas debido a las tensiones locales.

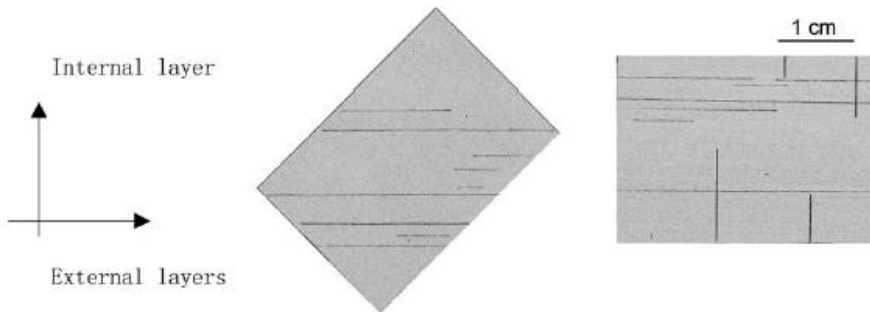


Figura 21. Imágenes Rayos-X, 1000 ciclos térmicos, Nitrógeno $-50/150^{\circ}\text{C}$.
[LAF2006b]

De manera similar, en ensayos realizados en atmósfera de oxígeno, en muestras con fibras perpendiculares al borde, se presentan grietas largas y bien definidas en el centro de las capas externas y en los márgenes de las internas. Sin embargo, en muestras cortadas a 45° , únicamente a parecen grietas en las capas externas y son muchos menos abiertas y sinuosas (Figura 22). En la Tabla 4 se detallan los datos resultantes de la medición del ancho de grieta (realizado en 7 puntos de las mismas). Grietas correspondientes a cortes de 90° en capas internas, presentan un ancho medio de $18\ \mu\text{m}$, más amplias que en las capas externas cuyo ancho medio es de $13\ \mu\text{m}$. Por otra parte, las grietas situadas en cortes a 45° presentan un ancho medio mucho menor (menos de $5\ \mu\text{m}$), y únicamente en capas externas.

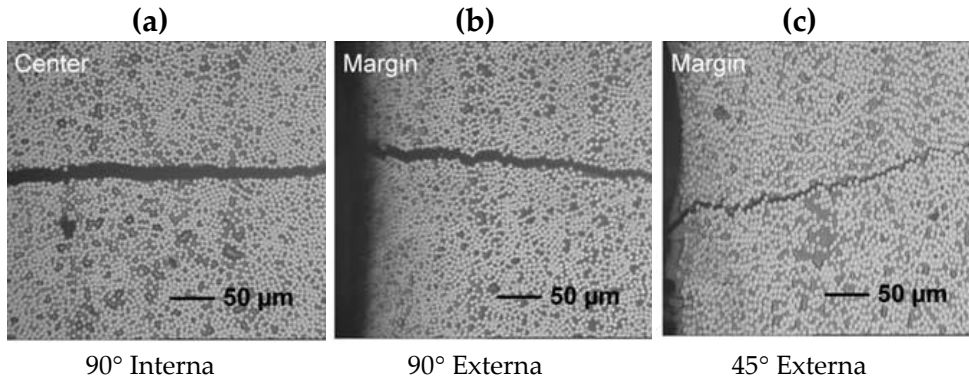


Figura 22. Muestras borde (a) 90° Interno, (b) 90° Externo, (c) 45° Externo. [LAF2006b]

Tabla 4. Apertura media de grieta según orientación. [LAF2006b]

Posición	Apertura (μm)
90° Interna	$18 \pm 0,6$
90° Externa	$13 \pm 0,5$
45° Externa	≤ 5

Según Lafarie-Frenot [LAF2006b], la ausencia de grietas en capas internas cuando la dirección del corte respecto a la fibra es de $\pm 45^\circ$ se debe a menores tensiones producidas por el ciclado térmico en el borde libre así como a una mayor complicación en la difusión del oxígeno en la muestra.

2.4. Modelado numérico de fatiga térmica (Micro escala)

- En relación al modelado numérico de la micro estructura (generación de la geometría y condiciones de contorno)

A pesar de que en materiales compuestos la distribución de las fibras en el interior de cada capa (y orientación de la lámina) es aleatoria, para la definición del modelo se proponen dos idealizaciones de celda unitaria: cuadrada y hexagonal [HYE2000] (Figura 23).

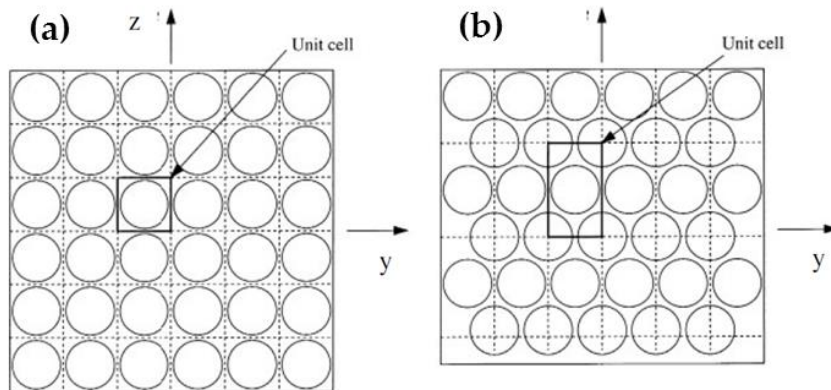


Figura 23. Ejemplos de celdas unidad (a) cuadrada y (b) hexagonal. [HYE2000]

Es posible realizar otro tipo de aproximaciones, tales como la denominada *Moving Window technique* [BAX2005], que permite describir una celda unidad con distribución aleatoria de fibra, aunque es necesario equipos adicionales de adquisición y tratamiento de imagen.

Por ello, la simplificación de una celda unitaria con patrón de distribución homogéneo, sigue siendo la opción más aceptada en las investigaciones. Por otro lado, una distribución aleatoria de fibra en la matriz (en un plano perpendicular a la dirección de la fibra) es transversalmente isótropa, propiedad que puede ser reproducida mediante una celda con configuración hexagonal, aunque no se debe considerar así de forma genérica con la configuración cuadrada [LI2000]. La

propiedad de isotropía transversal es especialmente importante cuando se consideran condiciones de contorno con aplicación de carga térmica.

Sun [SUN1996] considera un método sistemático para la determinación de las condiciones de contorno sobre la celda unitaria para distintos casos de carga mecánica. Se analizan diferentes combinaciones de simetría y periodicidad en los bordes, alcanzándose buenas predicciones de las propiedades en distintos materiales compuestos (aunque en el caso de sistemas carbono/epoxy los resultados presentan mayor desviación debido probablemente a la mayor dispersión en los datos experimentales aportados).

Li [LI1999] discute una aproximación de la micro estructura mediante una celda trapezoidal, basada en la simetría de la cuadrada. A menudo las condiciones de contorno, en análisis micro estructurales, se aplican a través de ecuaciones de restricción entre pares de nodos ubicados en diferentes partes de los bordes de la geometría. Aunque esto puede suponer restricciones adicionales en el modelo (por ejemplo, que en los bordes asociados, el número de elementos creados sea el mismo). Como alternativa se proponen las denominadas condiciones de contorno naturales (*natural boundary conditions* o NBC). Estas están basadas en el principio variacional, en el cual también suelen estar basados los métodos de cálculo de elementos finitos, por lo que dichas condiciones quedan automáticamente satisfechas en el proceso de cálculo de variaciones. De este modo, las condiciones de contorno naturales se deducen de la micro estructura del material y de sus simetrías de translación y reflexión.

Por otro lado, según describe Li [LI2008], las celdas unitarias presentan tres tipos de simetría: translación, rotación y reflexión. Mediante la aplicación de simetría de translación, de forma aislada, se imponen ecuaciones de restricción de desplazamiento de relación entre nodos de contornos opuestos geoméricamente. Añadiendo la simetría de reflexión, en caso de que esta exista, es posible evitar dichas ecuaciones, simplificando las condiciones de contorno en el modelo. La Figura 24 muestra cómo es posible considerar dos celdas unitarias distintas partiendo de la misma microestructura. La de menor tamaño es únicamente válida si se imponen restricciones de desplazamiento en el contorno, mientras que la de mayor tamaño no necesita dichas ecuaciones.

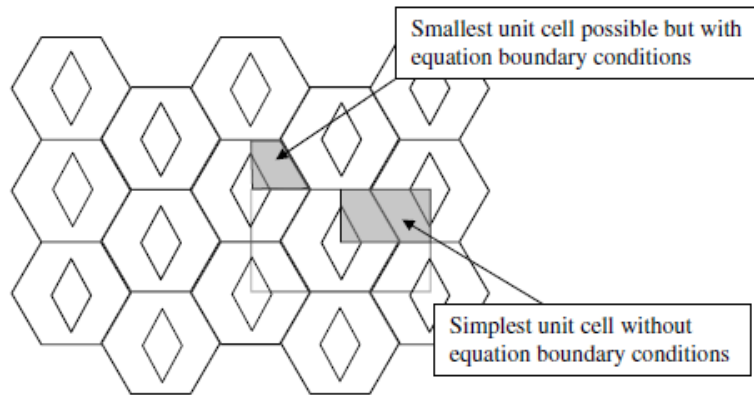


Figura 24. Ejemplos de celda hexagonal con simetría de reflexión. [LI2008]

Una gran ventaja de modelar microestructuras con este tipo de geometrías es su capacidad de soportar imperfecciones locales (tales como micro grietas y desuniones fibra-matriz), siempre que estas sigan un patrón regular [LI2000]. En la Figura 25 se muestra un ejemplo de celda hexagonal con imperfecciones locales (en este caso desuniones) pero homogéneas en todas las fibras.

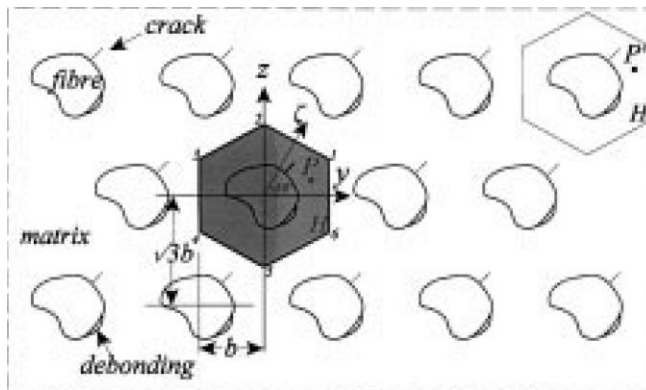


Figura 25. Celda hexagonal con imperfecciones locales. [LI2000]

- **Sobre criterios de resistencia**

Tal y como confirman diversos resultados experimentales, el daño causado por fatiga térmica en material compuesto se transmite básicamente a través de la matriz polimérica. Por tanto, es importante establecer un criterio de fallo para esta fase del material en el análisis numérico de este fenómeno.

Dada su naturaleza, los polímeros muestran una respuesta compleja a la carga mecánica, incluyendo el comportamiento de los mismos frente a sollicitación térmica. Tal y como describe Altenbach [ALT2001], el estado tensional, deformaciones, y temperatura son variables que influyen notablemente en el mecanismo de fallo de los polímeros. De especial relevancia en este tipo de materiales es la parte hidrostática del tensor de tensiones en la iniciación del daño: a diferencia de los materiales metálicos, en polímeros el comportamiento bajo cargas uniaxiales de tensión y compresión es distinto, lo cual puede ser explicado por la influencia de la presión en el movimiento de moléculas a nivel microestructural. Por lo tanto, según el autor, los modelos de Tresca y Von Mises clásicos pueden no representar adecuadamente el comportamiento real del material.

Asp [ASP1996a; ASP1996c] plantea criterios de fallo en el que se tiene en cuenta dicho efecto hidrostático. Se analiza, mediante elementos finitos, la microestructura del material mediante diferentes modelos de iniciación de daño para la matriz (en celdas unitarias cuadrada y hexagonal). Dichos criterios de fallo se pueden dividir en dos grupos: basados en la densidad de energía de cambio de volumen (asociados a la componente del tensor esférico), y basados en la densidad de energía de distorsión o cambio de forma (asociado al tensor desviador, y en el que está fundado el criterio de Von Mises). Este último grupo de criterios también puede ser conocidos por criterios de fluencia (o *yield criteria* en inglés).

- En relación al criterio basado en la componente de densidad de energía de cambio de volumen, se concluye que, para aquellos casos en los que el estado tensional suponga pequeñas variaciones de deformación (estados tensionales cercanos a los puramente hidrostáticos), este criterio debería predominar.

- Para aquellos casos en los que la densidad de energía de deformación esté básicamente influenciada por su parte de distorsión, es posible aplicar criterios de fluencia. El primero de ellos se basa en una modificación del criterio de Von Mises, propuesto por Raghava [RAG1973]:

$$2(\sigma_{y,c} - \sigma_{y,t})(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) + [(\sigma_1 - \sigma_2) + (\sigma_2 - \sigma_3) + (\sigma_3 - \sigma_1)] = 2\sigma_{y,c}\sigma_{y,t} \quad (2.1)$$

Dónde $\sigma_{y,c}$ y $\sigma_{y,t}$ son, respectivamente, el límite elástico en compresión y tracción. Si $\sigma_{y,c} = \sigma_{y,t}$ el criterio de Raghava se reduce al criterio de Von Mises tradicional.

Mediante un Segundo modelo, se modifica el criterio de Tresca, definiendo la tensión de cortante crítica como una función de la presión hidrostática.

$$\sigma_s = \sigma_s^0 - \mu \cdot (\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3) \quad (2.2)$$

Dónde σ_s^0 es la tensión de cortante crítica en ausencia de presión hidrostática, y μ es una constante que depende del material analizado. Esos coeficientes pueden ser determinados a través de ensayos uniaxiales de tracción y compresión.

$$\sigma_s^0 = \frac{\sigma_{y,c}\sigma_{y,t}}{\sigma_{y,c} + \sigma_{y,t}} \quad (2.3)$$

$$\mu = \frac{\sigma_{y,c} - \sigma_{y,t}}{2 \cdot (\sigma_{y,c} + \sigma_{y,t})} \quad (2.4)$$

En el sistema de ejes de tensiones principales, se puede entender el criterio de Raghava como un elipsoide en el que queda inscrito el prisma de Tresca modificado con base hexagonal (Figura 26).

Tal y como se describe anteriormente, el criterio de Von Mises clásico no tiene en cuenta el efecto hidrostático de la presión en la matriz. Como consecuencia el establecimiento de la fluencia del material (tensión de fluencia) se verá sobreestimada en el primer cuadrante del plano principal de tensiones, e infravalorada en el resto [ASP1996b].

La correcta elección de un criterio de fallo apropiado al modelo desarrollado es por tanto una labor necesaria con el fin de obtener resultados numéricos representativos del comportamiento del material analizado.

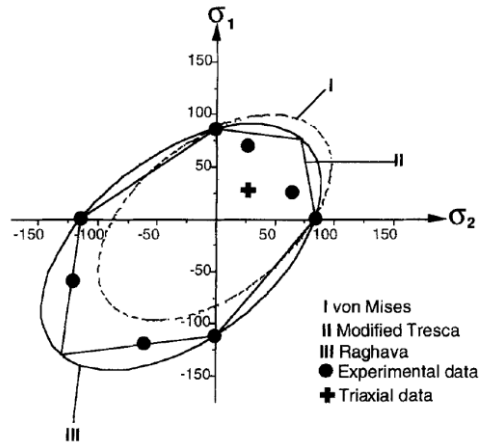


Figura 26. Distintos criterios de fallo visualizados en el espacio de tensiones principales. [ASP1996c]

- **Sobre la importancia de la interfase fibra matriz**

Las propiedades mecánicas de un material compuesto dependen, en gran medida, de los fenómenos producidos en la micro escala. En particular la resistencia del laminado está muy afectada por las tensiones locales en la interfase fibra-matriz. La resina polimérica sufre modificaciones físico-químicas en las proximidades de la fibra, dependiendo fundamentalmente del estado superficial de esta [BRO2010]. Dicha región modificada (denominada en adelante interfase) puede ser, en comportamiento, sustancialmente distinta al resto de la resina, y debido al gran número de variables que influyen en la creación de la misma, difícil de caracterizar. En la actualidad existen múltiples estudios cuyo objetivo es la caracterización de esta región [JIN2014].

Cooper [COO1969] establece una primera relación entre la resistencia transversal de los elementos que conforman el material, y la de la interfase, para aquellos casos en los que la resistencia de la interfase no sea nula, pero menor que la de la matriz:

$$\sigma_t = \sigma_m \cdot \left(1 - \sqrt{\frac{4V_f}{\pi}}\right) + \sigma_i \cdot \sqrt{\frac{4V_f}{\pi}} \quad (2.5)$$

Dónde σ_f , σ_m y σ_i se definen como la resistencia de la fibra, matriz e interfase, respectivamente. Por otro lado V_f representa el volumen de fibra en el material.

Sin embargo, este modelo no incluye el efecto de la microestructura (y por tanto las concentraciones de tensión/deformación, estado de la interfase, etc.), por lo que no puede describir apropiadamente el comportamiento real del compuesto.

Asp [ASP1996b] lleva a cabo un estudio paramétrico de celda unidad de material compuesto mediante elementos finitos, con el fin de determinar la relación entre las propiedades de la interfase y la resistencia transversal del material. En el mismo se analizan tres tipos distintos de interfase: altamente flexible, termoplástica y semirígida, cada una de ellas relacionada con un espesor de interfase distinto (1, 5 y 10% del diámetro típico de la fibra). El estudio se lleva a cabo mediante dos criterios de fallo distintos: Von Mises y criterio de densidad de energía de deformación (en el que el daño se inicia en la matriz debido a un estado de tensiones triaxial inducido). En dicha investigación se concluye que la rigidez de la fibra presenta un papel importante en el proceso de iniciación de daño según el segundo criterio de daño antes nombrado. Así mismo las propiedades de la interfase son la clave para la localización y el modo en que se inicia la degradación del composite. En particular, una interfase de rigidez baja (altamente flexible) redistribuye el campo tensional de la matriz, mejorando la resistencia de la celda unidad analizada.

Numerosas investigaciones se han llevado a cabo con el fin de caracterizar la denominada interfase fibra-matriz. Tandon [TAN2001] diseña un dispositivo de ensayos específico para tal efecto (Figura 27). Se basa en el análisis de la resistencia de la unión de fibra de vidrio y matriz epoxy. Se demuestra que las tensiones cortantes, así como la capacidad de absorción de energía de la interfase, afectan directamente al comportamiento del compuesto (siendo una interfase de baja resistencia la que mejora la absorción de energía del material compuesto). La aplicación de las conclusiones extraídas de dicha investigación son especialmente de interés para aplicaciones en el campo de la balística.

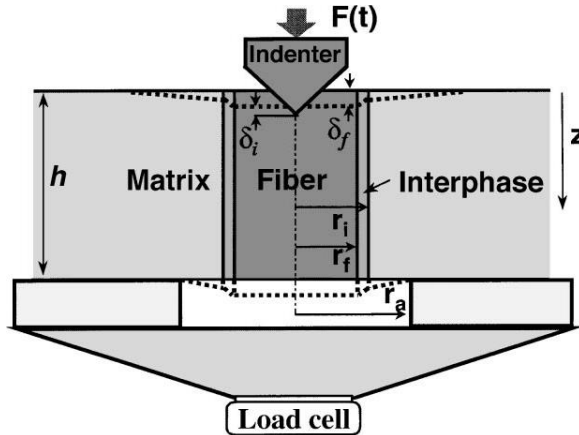


Figura 27. Dispositivo de ensayo para análisis experimental de la interfase.
[TAN2001]

Benzarti [BEN2001] analiza la influencia del tratamiento superficial de la fibra en la resistencia transversal del compuesto. Se lleva a cabo mediante ensayos de resistencia transversal, ensayos de microindentación, y análisis numérico mediante elementos finitos. Se demuestra que, impregnando las fibras con una resina epoxy de elevadas características, se obtiene como resultado una interfase que mejora la resistencia transversal del compuesto.

Por otro lado, impregnando la fibra con siliconas gomosas no se consigue mejorar las propiedades del composite (aunque este efecto se podría deber a la silicona seleccionada, la cual podría no ser la que mejor se adapte para el tipo de material empleado). En todos los ejemplos, el daño comienza como desunión entre fibra y matriz.

De todo lo anterior se deduce la importancia de las propiedades de la interfase sobre el comportamiento del material compuesto. Teniendo en cuenta el desconocimiento que existe actualmente sobre dichas propiedades, un modelo de análisis paramétrico como el propuesto por Asp [ASP1996b] parece ser la mejor opción a la hora de estudiar el comportamiento del conjunto fibra-matriz.

3. MÉTODOS EXPERIMENTALES

La parte experimental del proyecto de investigación presentado se puede dividir en dos fases:

- Fase I: Ensayos a nivel probeta, con dimensiones según la normativa aplicable.
- Fase II: Ensayos sobre un componente aeroestructural, además de sobre probetas estándar.

En ambas se pretende evaluar el daño generado mediante fatiga térmica (Fase I) o mediante combinación de ciclos térmicos y carga mecánica (Fase II). Dichas fases serán descritas detalladamente en los siguientes capítulos.

3.1. Materiales

El material compuesto y ciclo de curado son comunes en las dos fases del proyecto antes mencionadas. Se trata de pre-impregnado (prepreg) de fibra de carbono y matriz epoxy AS4/8552, habitualmente usado en aero-estructuras primarias. El ciclo de curado consiste en mantener el laminado en autoclave durante 180 minutos (min) a 185°C, aplicando al mismo tiempo una presión homogénea de 7 bar. Los paneles se colocan en una bolsa de vacío donde se aplica 0,7 bar de presión.

Las propiedades físicas y mecánicas del fabricante para pre-impregnado unidireccional (U. D) de este tipo se detallan en la Tabla 5 [HEX2013].

Tanto las secuencias de laminación de los paneles, como sus geometrías y dimensiones, son distintas para las Fases I y II.

Tabla 5. Propiedades de AS4-8552 medidas por el fabricante a 25°C.
[HEX2013]

Propiedades Prepreg - HexPly® AS4-8552 UD	Valor
Densidad de la fibra (g/cm ³)	1,79
Densidad de la resina (g/cm ³)	1,30
Volumen de fibra nominal (%)	57,42
Densidad nominal del laminado (g/cm ³)	1,58
Resistencia a tracción 0° (MPa)	2207
Resistencia a tracción 90° (MPa)	81
Rigidez a tracción 0° (GPa)	141
Rigidez a tracción 90° (GPa)	10

3.1.1. Configuración del material - Fase I

La secuencia de laminación en este caso es cross-ply simétrico $[0_3/90_3]_s$. Las dimensiones de los paneles para obtención de muestras son 1050 x 850 mm (con la mayor longitud orientada según la dirección de 0° de la fibra). El espesor nominal del laminado es de 2,21 mm.

De dichos paneles se obtienen tres tipos de geometrías de probetas, según su utilización en los distintos ensayos posteriores (Tabla 6).

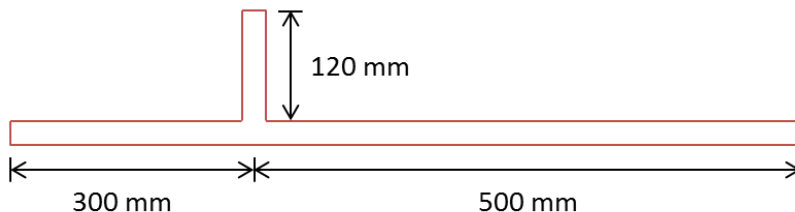
Tabla 6. Tipología y dimensiones de probetas empleadas en los ensayos de Fase I.

Tipo de probeta	Ensayo asociado	Dimensiones (mm)
Microscopía (M1)	Inspecciones microestructura	25 x 35
Tracción (T1)	Ensayos mecánicos estáticos	180 x 18
Fatiga (F)	Ensayos mecánicos de fatiga	160 x 12

Todas las probetas se han cortado con su mayor dimensión coincidente con la dirección a 0° del panel, excepto las de tipo M1 que se cortaron con la menor dirección coincidente con esta.

3.1.2. Configuración del material - Fase II

Se han fabricado dos elementos con secuencia de laminación [+45/-45/0/90]_{2s}. Un panel plano de dimensiones 1000 x 800 mm; y un panel con un perfil en forma de T, de idénticas dimensiones en su perímetro y cuyo perfil se muestra en la Figura 28. El espesor nominal del laminado es de 3,20 mm.

**Figura 28.** Dimensiones del perfil en T.

La Figura 29 muestra el esquema de la secuencia de apilado de láminas en los paneles de la Fase II del proyecto.

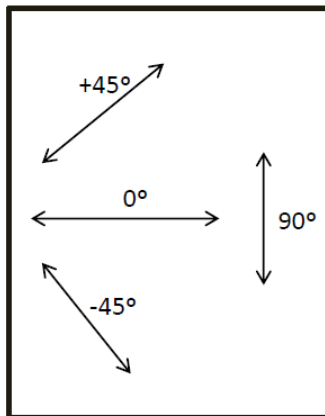


Figura 29. Orientaciones de láminas en los paneles planos y T.

Del panel plano se obtienen tres tipos de geometrías de probetas, según su utilización en los distintos ensayos posteriores (Tabla 7).

Tabla 7. Tipología y dimensiones de probetas empleadas en los ensayos de Fase II.

Tipo de probeta	Ensayo asociado	Dimensiones (mm)
Microscopía (M2)	Inspecciones microestructura	25 x 25
Tracción (T2)	Ensayos mecánicos estáticos	250 x 25
Flexión (Fx)	Ensayos mecánicos de flexión	122 x 13

Todas las probetas se cortaron de manera que su mayor dimensión coincida con la dirección a 0° del panel.

Adicionalmente se cortaron especímenes del panel rigidizado según la geometría mostrada en la Figura 30. Este tipo de probetas se denominarán en adelante con las siglas PT.

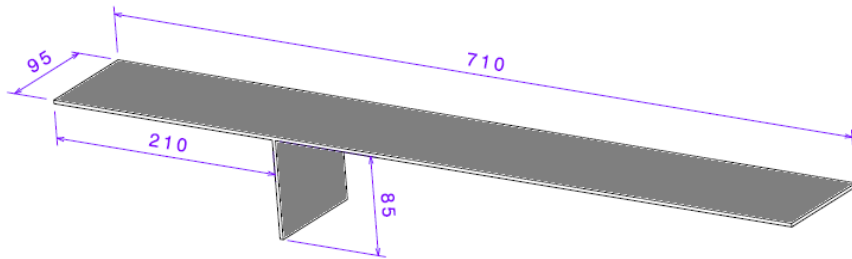


Figura 30. Dimensiones (en mm) de especímenes en T, empleadas en los ensayos de Fase II.

3.2. Métodos de ensayo

A continuación se describen los métodos de ensayo e inspección empleados para la caracterización del comportamiento del material a lo largo de toda la fase experimental del proyecto.

3.2.1. Secado y pesado de probetas

Dado el comportamiento hidrófilo del material compuesto de fibra de carbono, y puesto que se pretende analizar la cantidad de masa pérdida debido a la oxidación del mismo, es necesario realizar secados de las probetas antes y después de cada ensayo que pudiera implicar absorción de humedad (o bien por el tiempo transcurrido entre los distintos ensayos).

Para la realización de los ciclos de secado de probeta se hace uso de la normativa aplicable ASTM-D5229 [D5229-10]. Para el pesado de probetas se emplea una balanza de precisión marca Ohaus, modelo Adventure Pro AV264, la cual presenta precisión hasta 0,1 mg, tal y como se exige en la citada normativa.

El secado de las muestras se realiza a través de una cámara climática marca ACS, modelo UD1000C (Figura 31), capaz de aplicar condiciones de temperatura, presión (vacío) y humedad.



Figura 31. Cámara climática empleada para el secado de probetas.

El control de la cámara climática se realiza en temperatura y presión, teniendo monitorizada la variable humedad en todo instante del ensayo. El ciclo de secado se inicia con estabilización durante 30 minutos a 21°C y 800 mbar, posteriormente se aplica una rampa de subida de temperatura (0,5°C/min) hasta 80°C, y de presión (5,1 mbar/min) hasta 200 mbar. En este punto se mantiene presión y temperatura durante 22 horas. Transcurrido este tiempo se vuelve a las condiciones iniciales con las mismas rampas de temperatura y presión, con una estabilización final de 42 minutos a 21°C y 800 mbar.

El pesado de muestras se realizó antes y después de cada ciclo de secado. Dicha pérdida de peso (%) es evaluada como:

$$\frac{\Delta M}{M_0} \cdot 100 \quad (3.1)$$

Dónde M_0 , es la masa inicial de la probeta. Se considerará masa inicial a aquella resultante tras el primer secado de homogenización en el estado de referencia.

Una vez llevado a cabo proceso de secado y pesado, las muestras fueron envasadas y termoselladas en gel de sílice para evitar la posible absorción de humedad.

3.2.2. Materialografía

El equipamiento empleado para la preparación y posterior análisis de probetas se detalla a continuación:

- Para la preparación materialográfica se empleó una máquina de lijado/pulido, marca ATM, modelo SAPHIR 320 con rango de velocidades permitidas de 0 a 600 rpm.
- Empleando una resina acrílica (en este caso de la marca Struers) se consigue el empastillado de las muestras sin necesidad de aplicación de temperatura ni presión.
- Para el análisis se utiliza un microscopio óptico OLYMPUS modelo BX41RF-LED con una resolución máxima de 1596 x 1196 pixeles.

En cuanto a la preparación de las muestras para su análisis, y teniendo en cuenta la metodología descrita por Ellsner [ELS1999], se realizan dos cortes por cada probeta tipo M1 y M2. En la Figura 32 se han detallado los cortes A y B, los cuales serán referenciados en el capítulo de resultados.

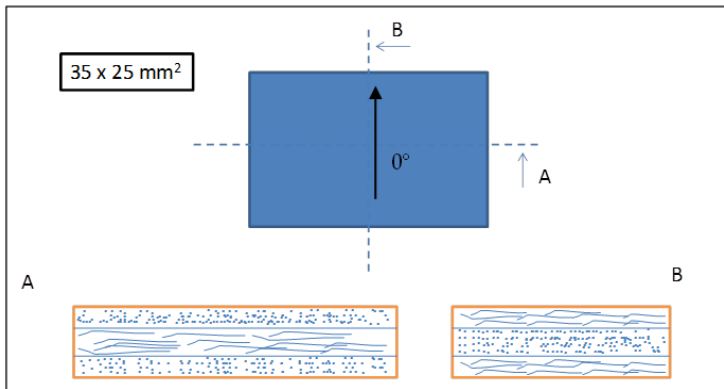


Figura 32. Esquema del corte de probetas para análisis por microscopio óptico en Fase I.

Seguidamente se lleva a cabo el empastillado de cada una de ellas para su correcta materialografía. En la Figura 33 se puede observar una muestra una vez empastillada.



Figura 33. Probeta Microscopía empastillado en frío.

Seguidamente se procede al lijado y pulido de las mismas. Las lijas y paños de pulido empleados quedan descritas a continuación:

- Discos de lija de carburo de silicio, con agua como lubricante. La secuencia del lijado comienza con grano grueso (120), seguidas por 400 y 1500, y finalizando con 2500.
- Para el pulido se emplea un paño de neopreno con alúmina $0,06 \mu\text{m}$ diluida en agua como lubricante. Finalmente, los restos de alúmina se eliminan con agua destilada, secando la superficie de la probeta con algodón para evitar posibles daños superficiales.

Una vez llevada a cabo la preparación superficial de las muestras, se analizan mediante el microscopio óptico, adquiriendo imágenes de cada una de las grietas y defectos. En aquellas probetas analizadas en su estado de referencia, se miden los tamaños de las capas y de la fibra.

El barrido de cada grieta se realiza a zoom 5x, cada 2 mm, hasta cubrir toda la probeta (Figura 34). Posteriormente, con el fin de comparar los efectos producidos por los distintos ambientes de ensayo y las variaciones durante todo el proceso de envejecimiento, se clasifican las imágenes tomadas.

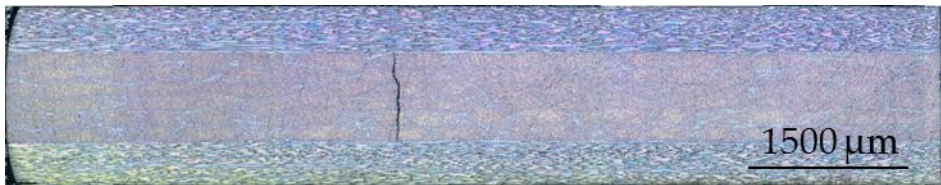


Figura 34. Muestra del montaje del corte A. Probeta 5 ciclos en aire seco.

Para cada probeta y grieta se analizan los siguientes datos (en media y desviación típica):

- Longitud recta de la grieta: longitud de la línea recta que une principio y fin de la grieta (Figura 35).

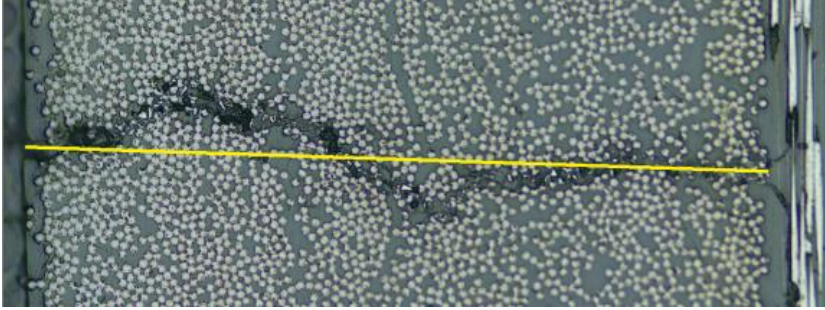


Figura 35. Longitud recta.

- Longitud de su recorrido errático: se calcula como el sumatorio de las longitudes de cada tramo recto (Figura 36).

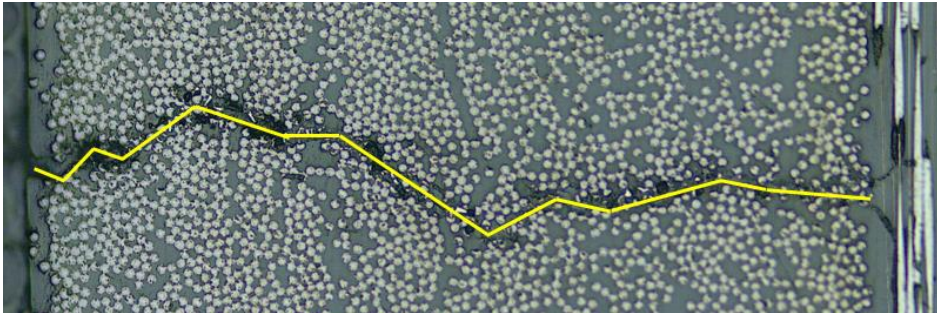


Figura 36. Longitud de recorrido errático.

- Nivel de recorrido errático (β): para su cálculo se aplica la siguiente formula,

$$\beta = \frac{L_T}{\sum[l_i]} \quad (3.2)$$

Siendo L_T la longitud recta de la grieta y l_i la longitud de cada tramo recto.

- Medida de las aperturas: valores de las aperturas de las grietas en distintos tramos. Estos tramos se corresponden con cada segmento recto seleccionado en la medición de recorrido errático, dado que en cada parte recta las aperturas de las grietas se mantienen aproximadamente constantes (Figura 37).

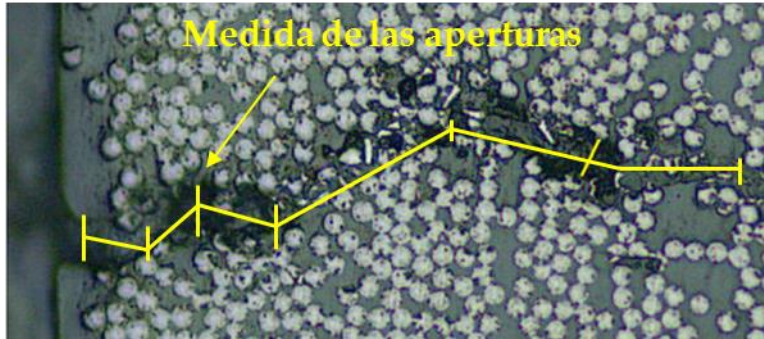


Figura 37. Medida de la apertura de grieta.

3.2.3. Ensayos Estáticos - Tracción

Los ensayos de tracción estándar se realizaron según ASTM D3039-07 [D3039-07]. Es importante recordar que las dimensiones de los especímenes ensayados varían en función de la Fase del proyecto (ver sección 3.1 del documento, probetas tipo T1 y T2).

Todas las pruebas se realizaron a una velocidad de 2 mm/min, controladas mediante la elongación del extensómetro durante el periodo de evaluación del módulo de Young; y posteriormente mediante posición del travesaño de la máquina posteriormente hasta rotura del espécimen.

Se calculó el módulo de Young entre los puntos de 1000 y 3000 $\mu\epsilon$, medidos con el extensómetro (con $L_0=50$ mm). No se pudo obtener la deformación de rotura dado que el ensayo no se finalizó con el extensómetro colocado sobre la probeta. Las fórmulas según la normativa aplicable para el cálculo de las propiedades antes descritas son:

$$E = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon} = \frac{\sigma_{3000} - \sigma_{1000}}{\varepsilon_{3000} - \varepsilon_{1000}} \quad (3.3)$$

$$X_t = \frac{F_{rot}}{S} \quad (3.4)$$

Siendo:

E , el módulo de Young del material.

σ , tensión aplicada durante el ensayo de tracción, en cada instante del mismo.

ε , deformación experimentada por el material en cada instante del ensayo.

X_t , Resistencia a tracción del material.

F_{rot} , Valor máximo de fuerza registrada durante el ensayo de tracción.

S , sección de la probeta.

En la Figura 38 se muestra la máquina de ensayos empleada para los ensayos de tracción estática (Figura 38a) así como el extensómetro (Figura 38b). Se trata de una máquina de ensayos universal electromecánica de 100 kN de la marca ZWICK, modelo BT1-FB100TN.

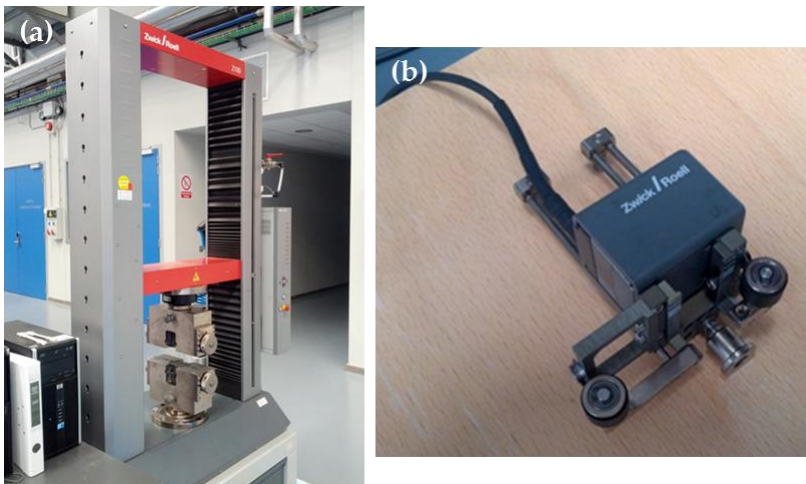


Figura 38. Imágenes de (a) Máquina de ensayos Universal, y (b) extensómetro empleado.

3.2.4. Ensayos Estáticos - Flexión

Los ensayos de flexión se realizan según la norma ASTM D7264-07 [D7264-07] (en configuración de 3 puntos). Las dimensiones de las probetas quedan recogidas en el capítulo 3.1 (probetas tipo Fx).

En la Figura 39 se detalla un esquema de ensayo de flexión en tres puntos. En el mismo se define el parámetro L_{span} como la distancia entre apoyos inferiores. Se selecciona dicha distancia de 80 mm para todos los ensayos realizados. La velocidad del test es de 1 mm/min (medida y controlada por el travesaño de la máquina) en todos los casos. No se emplean dispositivos de medida de flexión salvo la propia lectura del desplazamiento de la máquina de ensayos.

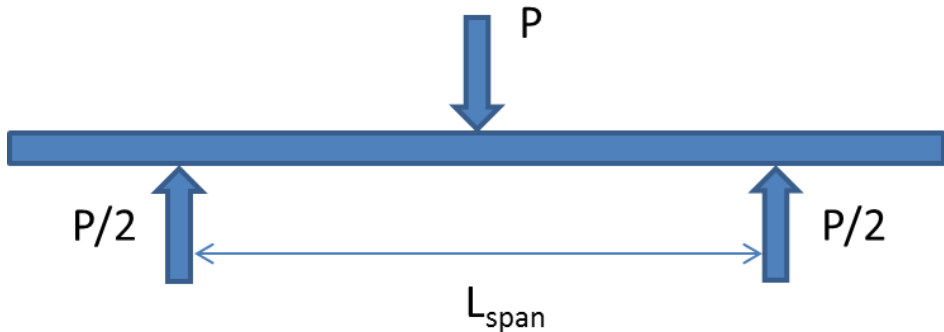


Figura 39. Esquema ensayo flexión en tres puntos.

Tal y como describe la norma aplicable al ensayo de flexión, las tensiones (en MPa) en la cara externa (según dirección y sentido de la carga aplicada) del punto medio de la probeta se definen como:

$$\sigma = \frac{3 \cdot P \cdot L_{span}}{2 \cdot b \cdot h^2} \quad (3.5)$$

Siendo:

P , la fuerza aplicada.

L_{span} la distancia entre apoyos inferiores durante el ensayo.

b y h , ancho y espesor de la probeta respectivamente.

De igual forma, es posible calcular las deformaciones sufridas en el punto medio del espécimen por su cara externa (opuesta al punto de aplicación de la carga) mediante la fórmula:

$$\varepsilon = \frac{6 \cdot \delta \cdot h}{L_{span}^2} \quad (3.6)$$

Dónde:

δ , es la flecha sufrida por el espécimen en el punto medio. En este caso, al emplear como medida de flecha la posición del travesaño, es una medida aproximada de la flecha real alcanzada por el espécimen.

El cálculo de la rigidez del material a flexión se evalúa entre los puntos correspondientes a 1000 y 3000 $\mu\epsilon$:

$$E = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\varepsilon} \quad (3.7)$$

En la Figura 40 se muestra el útil empleado en el ensayo a flexión en tres puntos (con una muestra ya insertada). La máquina empleada para la ejecución de los ensayos de flexión es de la marca Instron, modelo 5866 de 10 kN de fuerza.

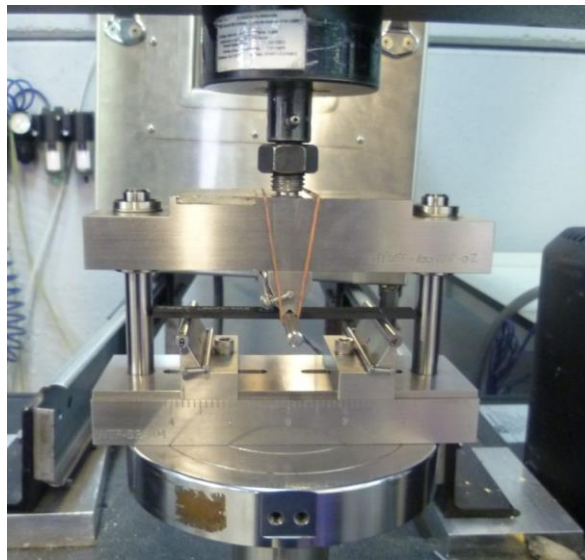


Figura 40. Útil de flexión en tres puntos empleado para la ejecución de los ensayos.

3.2.5. Ensayos Estáticos - Uniones T

A continuación se recoge información relativa a la definición del utillaje, parámetros principales y monitorización de las pruebas para la realización del test mecánico sobre probetas extraídas del panel reforzado (Fase II del proyecto). Las dimensiones de los especímenes se pueden observar en el capítulo 3.1 del documento (Figura 30).

En la Figura 41 se muestra un esquema de la configuración de la prueba, donde se establecen las condiciones de contorno y dirección y sentido de fuerza a aplicar.

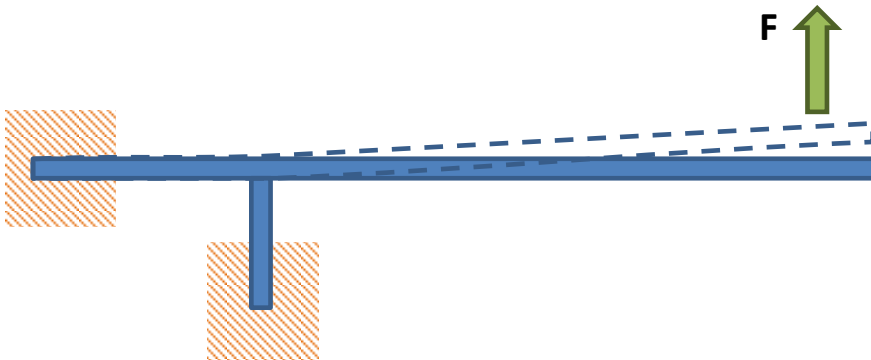


Figura 41. Configuración del ensayo estático de la unión del panel rigidizado.

La máquina empleada es de la marca Instron, modelo 5866 de 10 kN (mismo equipo que el empleado para los ensayos de flexión mencionados en el capítulo anterior).

El modelo 3D del útil diseñado para la realización del ensayo, y el útil una vez fabricado se muestran en la Figura 42a y Figura 42b respectivamente.

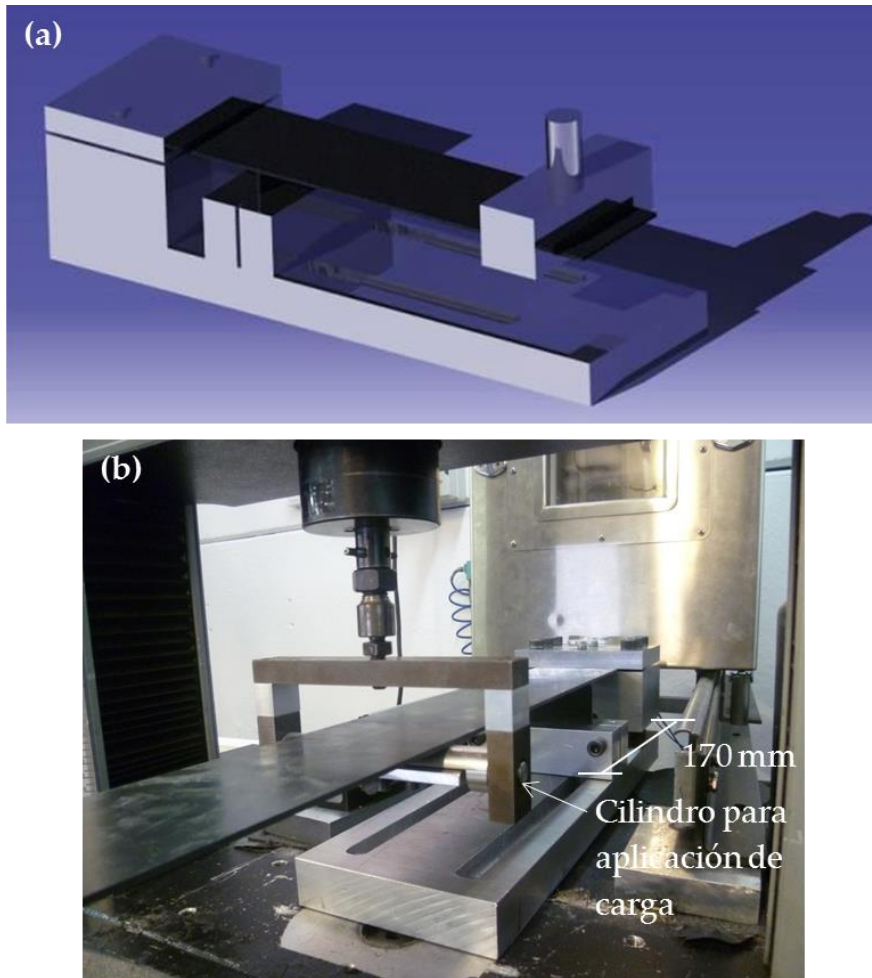


Figura 42. (a) Diseño utillaje empleado y (b) útil fabricado para ensayo estático.

Para la monitorización del ensayo, se elabora un cálculo básico estático lineal mediante elementos finitos con el fin de detectar la localización de los puntos de máxima deformación sobre el espécimen y colocar galgas extensométricas sobre éstos. El programa de cálculo usado es Abaqus [BAR2013], en la Figura 43 se muestra el resultado de dicho estudio. Se puede apreciar que el análisis se realiza

aplicando simetría sobre el plano YX (según ejes del modelo), ya que las condiciones de contorno y cargas aplicadas así lo permiten (Figura 43a). Se aplica una carga en la punta del voladizo de 139,5 N (aunque dicho valor no es determinante para conocer los puntos donde se originan las máximas deformaciones).

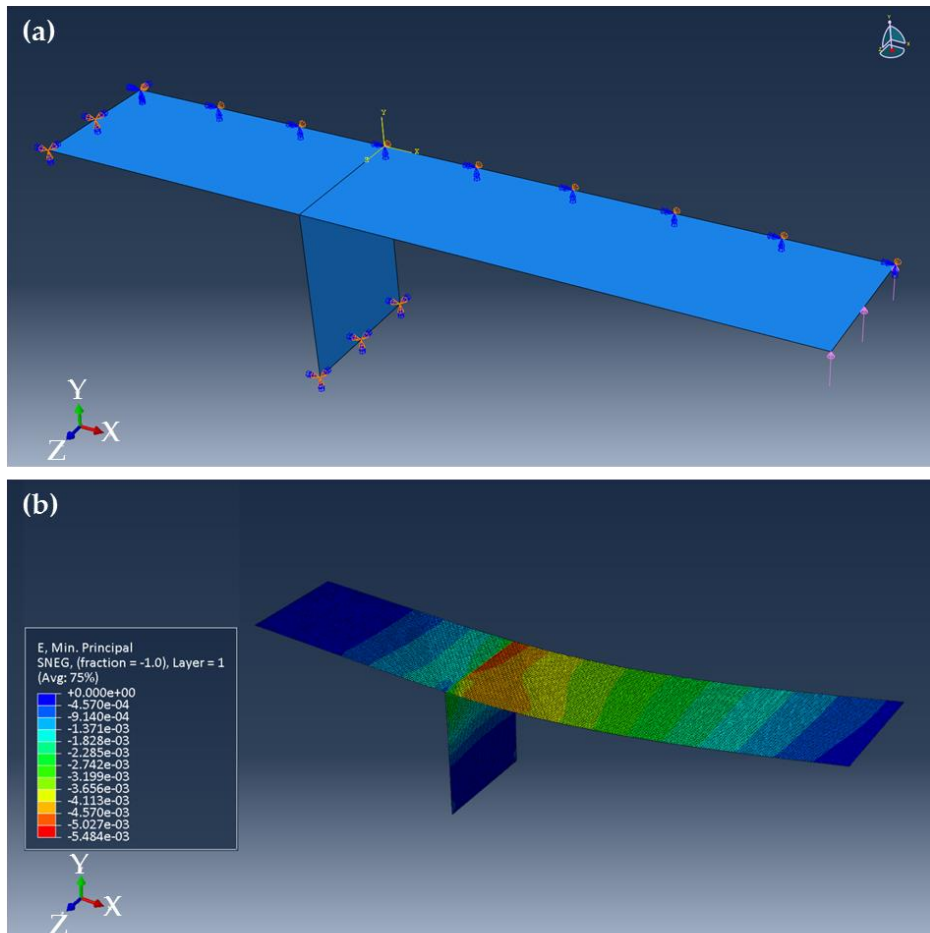


Figura 43. Cálculo mediante elementos finitos del ensayo sobre panel rigidizado, (a) condiciones de contorno aplicadas y (b) deformaciones alcanzadas al aplicar una carga en punta de 139,5 N.

Por lo tanto, según el resultado mostrado en la Figura 43b, las deformaciones máximas se producirán en el eje de simetría de la probeta, en la zona del refuerzo. Se opta por tanto por colocar galgas extensométricas según se muestra en la Figura 44.

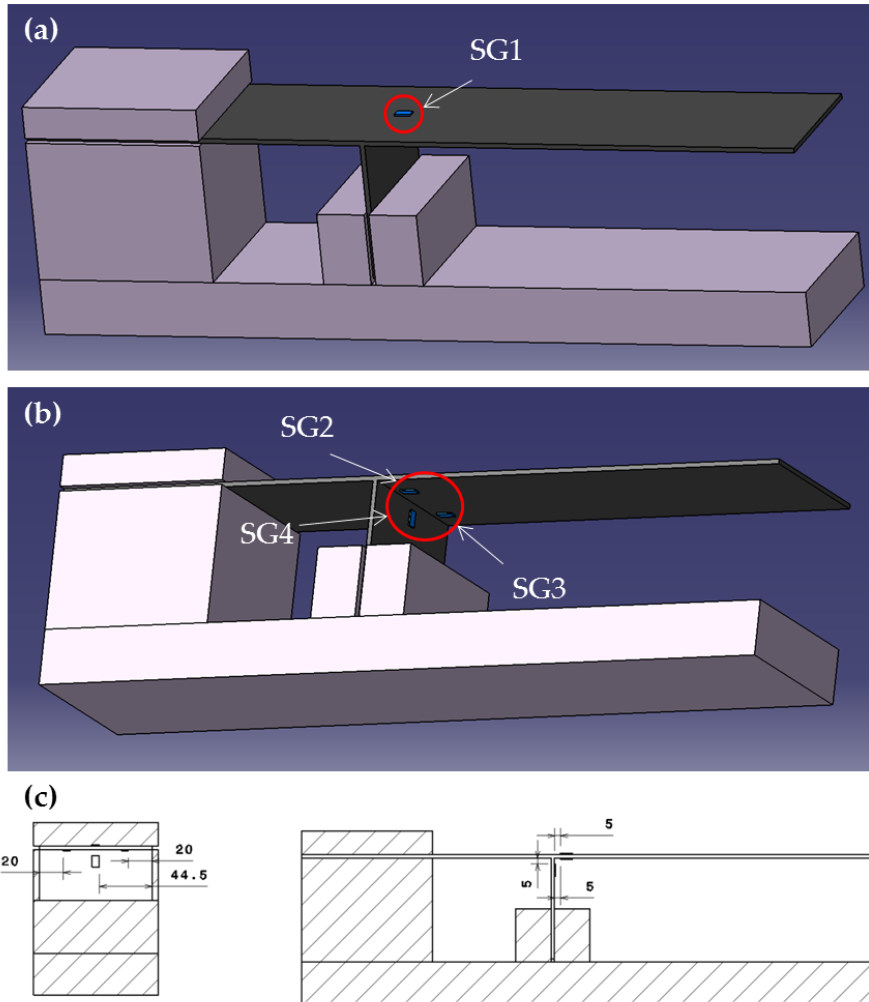


Figura 44. Esquema colocación galgas sobre probetas en T, (a) vista superior, (b) vista inferior, y (c) cotas para colocación (en mm).

Adicionalmente, a los resultados de deformación se ha de añadir las señales de: fuerza y desplazamiento, aportadas por la propia máquina de ensayos, y valores de desplazamiento en puntos discretos de la probeta, aportados por el equipo de medición de desplazamiento mediante video-correlación PONTOS-5M (Figura 45).



Figura 45. Equipo PONTOS-5M para medición de desplazamientos.

En la Figura 46 se muestra un ejemplo de la distribución de los puntos de medida de PONTOS (marcas blancas sobre la probeta). Para el cálculo de desplazamientos se tomará la media de las medidas de tres puntos, distribuidos en líneas (L) según se muestran en la misma figura. El código de colores asignado a cada línea, será el utilizado en los gráficos para cada probeta.

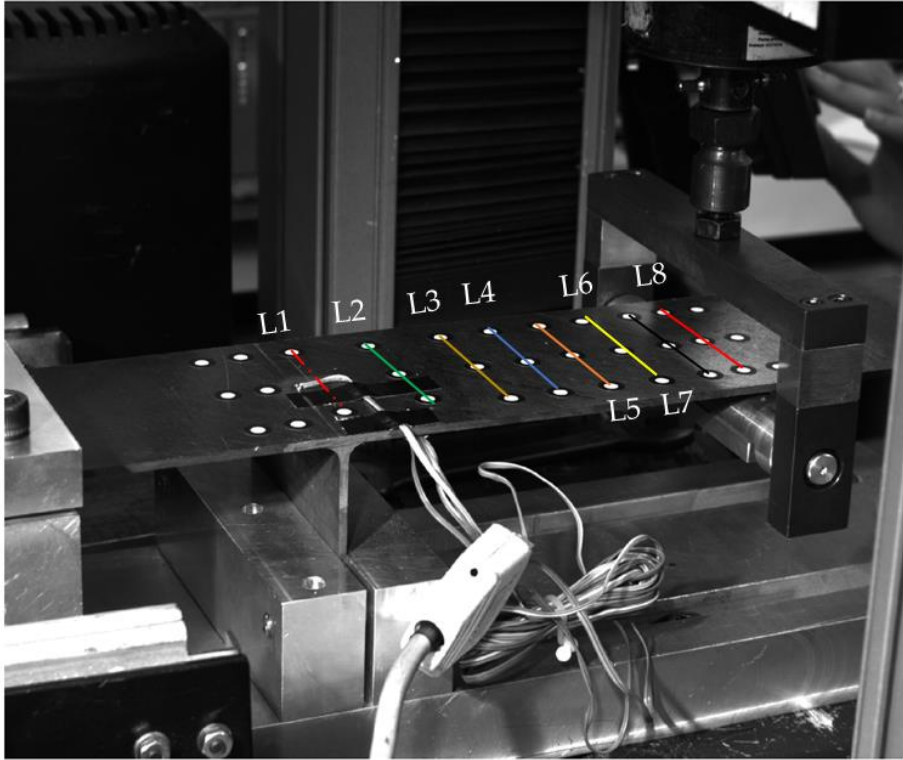


Figura 46. Definición de líneas de medida en PONTOS. Ensayos estado referencia.

La medición de desplazamiento mediante PONTOS, a diferencia de la del sensor de la propia máquina de ensayos, no tiene en cuenta el efecto del posible deslizamiento relativo entre el cilindro empleado para la aplicación de la carga, y la probeta bajo prueba. Este deslizamiento puede producir una medida superior a la flecha real alcanzada en el componente.

Todos los ensayos son controlados en desplazamiento del travesaño de la máquina, a una velocidad de 15 mm/min hasta la rotura del espécimen. La carga se aplica a una distancia desde la unión de 170 mm en todos los casos (Figura 42b).

3.2.6. Ensayos Dinámicos

Los ensayos de fatiga se realizan según norma ASTM D3479-07 [D3479-07] bajo cargas de tracción-tracción. Las dimensiones de los especímenes ensayados quedan descritas en el capítulo 3.1 del documento (probetas tipo F).

Tras un análisis previo, llevado a cabo sobre probetas de idéntica geometría, se concluye la necesidad de colocación de protecciones (comúnmente denominados tabs de su nombre Inglés) en los bordes de agarre de los especímenes. Estos tienen la función de proteger el material de fibra de carbono en las zonas de agarre de las mordazas de la máquina de ensayos.

El adhesivo empleado para el pegado de tabs es Z-15429 (adhesivo en base epoxy), cuya resistencia a cortante es de 26 MPa. Los propios tabs son laminados de fibra de vidrio (Z-19115) fabricados apilando 5 capas de tejido $\pm 45^\circ$.

Normalmente la colocación de tabs en probetas se realiza previa al corte individual de estas (en un subpanel), de esta forma, con una mayor superficie de colocación, existe mayor control sobre el ciclo de curado de la resina que se emplea para adherir ambas piezas. Dadas las necesidades impuestas por el ciclado térmico del proyecto, teniendo en cuenta que el material debe estar expuesto a la atmósfera de ensayo por todas las superficies de igual forma, resulta inviable colocar las protecciones en un subpanel y posteriormente cortar las muestras. Por tanto se ha de realizar probeta por probeta de manera individual.

En cuanto al diseño de la geometría del tacón, se emplea el ancho de la probeta taconada, es decir de 12 mm. La longitud a emplear se calcula según indica la normativa de ensayos, esto es mediante la siguiente ecuación:

$$L_{min} = \frac{F^{tu} \cdot h}{2 \cdot F^{su}} \quad (3.8)$$

Donde L_{min} , es la longitud mínima requerida para el tab (en mm). F^{tu} es la tensión de rotura del material a taconar (en MPa), h es el espesor de la probeta (en mm), y F^{su} es la resistencia a cortante del adhesivo, del material del tab, o de la probeta en sí (el de menor valor, en MPa). Aplicando la fórmula al caso bajo estudio se obtiene una longitud mínima de 40 mm.

Otro parámetro a tener en cuenta en un diseño correcto del tab es el ángulo de terminación de este respecto a la probeta. Adams recomienda que este ángulo se diseñe entre 12° y 15° [ADA2002]. En la Figura 47 se muestra el esquema final de la probeta taconada.

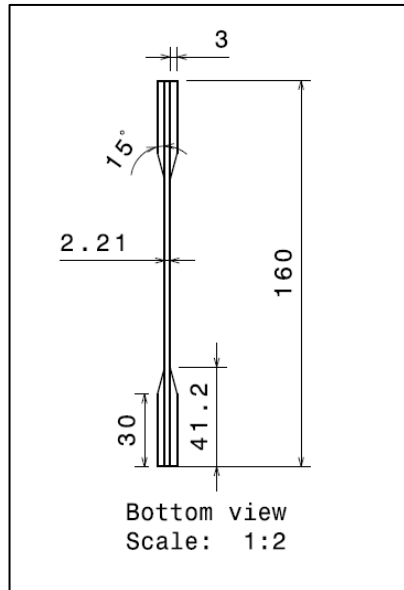


Figura 47. Diseño tab probeta Fatiga.

El equipo empleado es una máquina de ensayos servo-hidráulica marca MTS, modelo 810 (con capacidad de carga hasta 100 kN y mordazas hidráulicas). Permite ensayos a frecuencias de 10 Hz, e incluso superiores. El recorrido máximo del pistón es 160 mm. Dispone de un puente móvil para adaptar dicha máquina al tamaño de probeta a ensayar (Figura 48).



Figura 48. Máquina universal de ensayos MTS-810.

En cuanto a las condiciones a imponer durante los ensayos, se distinguen dos fases:

- En la primera (sobre material no envejecido) se realiza una curva S-N para evaluar el comportamiento del material en su estado de referencia frente a cargas dinámicas.
- En la segunda (sobre probetas cicladas térmicamente y envejecidas), se selecciona una de las configuraciones de ensayos aplicadas en la fase anterior. Esto se hace dado el limitado número de muestras y por tanto inviabilidad de obtener curvas S-N para cada estado de envejecimiento.

En todos los casos de ensayo se mantienen los siguientes parámetros: apriete hidráulico de mordazas de 6,5-7 MPa; control en fuerza de la máquina de ensayos; Onda Seno; frecuencia de 7 Hz; R ($\sigma_{min}/\sigma_{max}$) de 0,1. La finalización del ensayo se produce con la rotura del material, o bien alcanzados los 2.500.000 ciclos acumulados. Para el inicio de las pruebas se opta por aplicar una rampa de fuerza hasta la fuerza media del ensayo y comenzar a aplicar la onda seno (con apertura manual del span).

3.2.7. Radiografías y Tomografías

Las inspecciones de rayos-X han sido llevadas a cabo mediante un tomógrafo VJT-225 μ -CT fabricado por VJ Technologies (Figura 49). El objetivo de dichas inspecciones es la caracterización de la estructura interna del material, defectos/inclusiones, y la evolución del agrietamiento de la matriz.



Figura 49. Tomógrafo computarizado Rayos-X.

Los parámetros de inspección seleccionados están detallados en la Tabla 8. Las inspecciones se llevan a cabo en apilado de muestras tipo M1 (ver dimensiones en el capítulo 3.1, Fase I del proyecto) para mejorar la relación de aspecto del elemento tomografiado (Figura 50a).

Tabla 8. Parámetros de inspección para las tomografías sobre probetas tipo M1.

Parámetro	Valor
Voltaje (kV)	60
Amperaje (μ A)	400
Resolución del voxel (μ m)	17,1

Los parámetros de inspección para las uniones rigidizadas en forma de T (Fase II del proyecto) están detallados en la Tabla 9.

Tabla 9. Parámetros de inspección para las tomografías sobre uniones en T en la Fase II del proyecto.

Parámetro	Valor
Voltaje (kV)	120
Amperaje (μ A)	280
Resolución del voxel (μ m)	58

Adicionalmente, para el caso de inspecciones sobre probetas tipo M1 se hace uso de un elemento de contraste para definir con mayor resolución las grietas y delaminaciones producidas por el ciclado térmico del material. Dicho líquido de contraste consiste en una solución de yoduro de zinc en agua y etanol [JAN2001].

Posteriormente, dado que se detecta falta de líquido de contraste en ciertas regiones internas del material agrietado (a causa de un gran porcentaje de volumen dañado, generado por el proceso de envejecimiento), se desarrolla un código en Matlab para completar mediante análisis de imagen dichos huecos. A continuación se describe el proceso que sigue el código programado.

El primer paso es exportar las distintas proyecciones tomadas por el tomógrafo (en este caso formato binario). Para ello se han de aislar cada una de las muestras (Figura 50b) en el software, y mediante la selección del rango de histograma adecuado (para cada muestra analizada) es posible aislar las grietas del material (Figura 50c). Finalmente se puede llevar a cabo la exportación de las proyecciones, únicamente de las grietas a analizar.

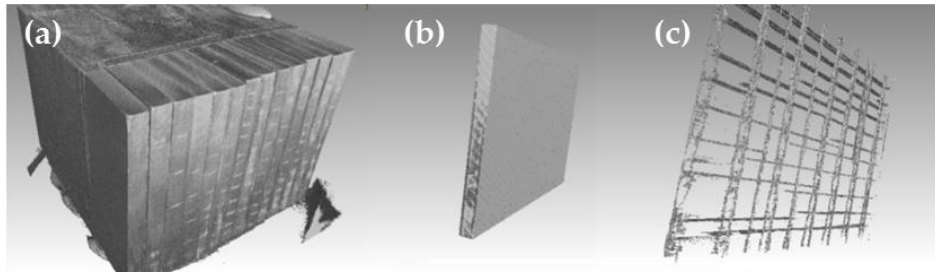


Figura 50. Proceso de exportación de imágenes, (a) apilado de muestras, (b) muestra aislada y (c) visualización de grietas.

El segundo paso consiste en procesar las imágenes mediante el código de Matlab. Cada imagen se entiende como una matriz de datos, donde cada celda es el valor del pixel (entre 0 y 255, negro y blanco, respectivamente). La columna y fila corresponden con la posición del pixel en la imagen. Una vez la imagen se ha importado como matriz de datos, se llevan a cabo los siguientes pasos:

- Contraste de la imagen. Se incrementa los valores del pixel para todos aquellos cuyo valor no sea 0 con el fin de evitar pérdida de información de las grietas en la muestra (Figura 51b).
- Filtro Gaussiano ($\sigma=2$). Este filtro elimina casi la totalidad de los pequeños restos del líquido penetrante (sin relación con las grietas), así como ruido en la imagen. De esta forma solo se obtendrá información relevante del volumen de material dañado (Figura 51c).
- Segundo contraste de la imagen. Se realiza un segundo proceso de realce del contraste de la imagen. De nuevo cada valor de pixel, distinto de cero, se incrementa (Figura 51d).

- Paso de integración. Se recorre la imagen en ambas direcciones (x e y) buscando intervalos de píxeles puramente negros, rodeados por píxeles blancos. Si el intervalo de píxeles oscuros es menor que el parámetro de integración (λ), entonces este se toma como parte de la grieta y se modifica por píxeles blancos (Figura 51e). Del proceso de exportación de la imagen, solo las grietas permanecen en color blanco. Dependiendo del valor de λ , se rellenarán intervalos de mayor o menor tamaño. Por este motivo, dicho parámetro deberá seleccionarse lo suficientemente grande como para rellenar huecos, pero no demasiado como para crear grietas ficticias en la imagen. El valor de λ se selecciona manualmente para cada caso de muestra envejecida.

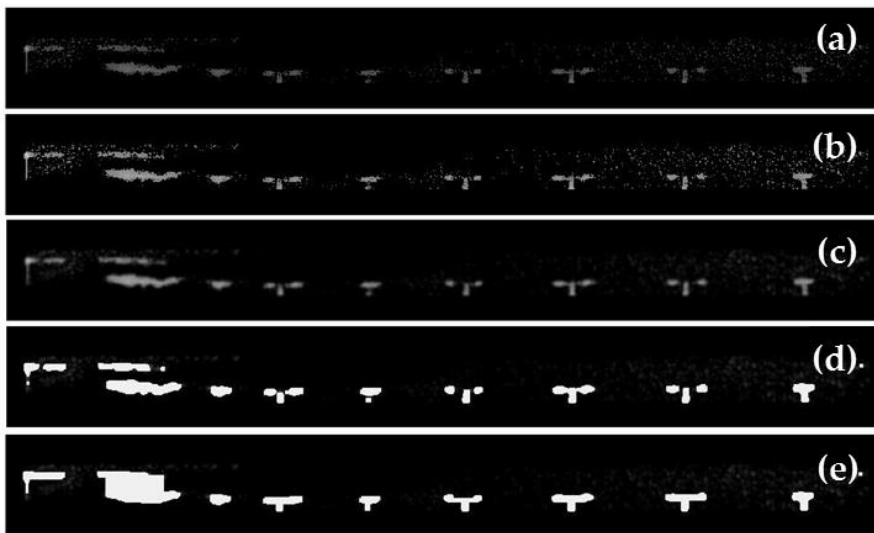


Figura 51. Procesamiento de imágenes en Matlab. (a) Imagen original, (b) contraste de la imagen, (c) filtro gaussiano, (d) segundo contraste y (e) integración.

Mediante este proceso el contorno de las imágenes no se ve modificado, por lo que el volumen de material dañado puede ser reconstruido mediante el software del propio tomógrafo.

3.2.8. Inspecciones Ultrasonidos

Se empleó la tecnología UT-PA (Ultrasonics Phased-Array) para las inspecciones de control del material bajo estudio. Este tipo de técnica se utiliza habitualmente para caracterizar defectos en materiales, especialmente en materiales compuestos.

Un sistema de inspección convencional por ultrasonidos consiste en un único transductor piezoeléctrico emisor/receptor. Este genera un pulso ultrasónico que se propaga en el material, produciendo una reflexión en todos los puntos donde encuentre una discontinuidad. El tiempo, entre el pulso de entrada y la reflexión producida por la indicación, está directamente relacionado con la distancia recorrida según la velocidad de propagación de las ondas acústicas en el material. De esta forma, es posible obtener información acerca de la posición de la discontinuidad detectada (Figura 52).

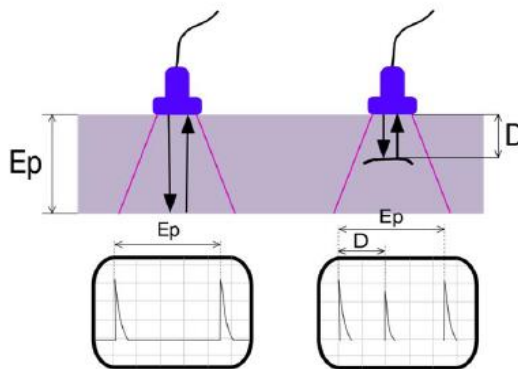


Figura 52. Principio de inspección mediante ultrasonidos.

La técnica phased array presenta una serie de ventajas frente a la inspección ultrasónica convencional. La sonda está constituida por múltiples elementos piezoeléctricos idénticos que son excitados de manera individual, generando así un frente de ondas. La excitación individual de cada elemento puede controlarse modificando su amplitud y retardo, dando lugar a distintas leyes focales, en las que se puede configurar el tamaño del foco, el ángulo de barrido y la distancia focal.

Entre las principales ventajas de esta técnica se puede destacar: la mayor velocidad y cobertura de inspección de la pieza; la posibilidad de inspección de geometrías complejas y de difícil acceso; la mayor fiabilidad en la detección de defectos mediante la utilización de haces focalizados; y nuevas representaciones S-scans, que permiten identificar tanto el tamaño como la posición de los defectos en una imagen 2D en tiempo real, facilitando la interpretación y el análisis.

En la Figura 53 se puede observar la diferencia entre un sistema convencional de ultrasonidos, y la tecnología US-PA. La Figura 53a muestra un sistema de sonda convencional mono elemento mientras que la Figura 53b muestra un sistema multielemento PA, donde únicamente se necesita una pasada de inspección para obtener igual (o mayor) información que en múltiples pasadas de mono elemento.

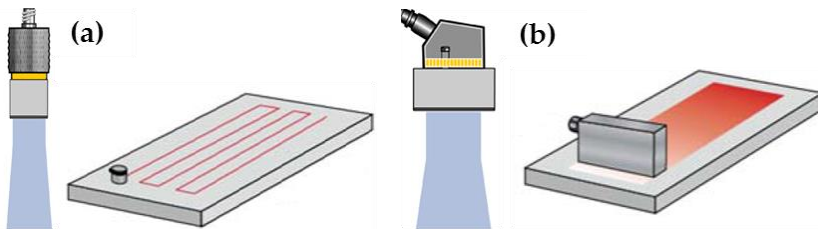


Figura 53. Inspección (a) convencional y (b) phased array.

El equipamiento necesario para la realización de las inspecciones mediante US-PA consta de un sistema de adquisición y procesado portátil compatible con la tecnología PA (Omniscan MX), una sonda phased array (multi elemento), una zapata utilizada para confinar la energía ultrasónica y proteger la superficie del transductor, y un encoder para registrar la posición de la superficie inspeccionada en tiempo real. Además, es necesario un medio de acoplamiento entre la sonda, la zapata y la pieza inspeccionada.

Se realizan diversos tipos de inspección mediante esta técnica. A continuación se detallan los parámetros de ensayo seleccionados, así como características básicas en cada uno de los casos.

- UT sobre superficies planas de grandes dimensiones (paneles para extracción de probetas). El set up de la inspección queda representado en la Figura 54. La sonda empleada es de 64 elementos y 5 MHz. Los parámetros seleccionados para la inspección quedan recogidos en la Tabla 10.

Tabla 10. Parámetros de ensayo US-PA sobre paneles de grandes dimensiones.

Emisor	Receptor		Ley Focal			TCG
Voltaje	Filtro	Config.	Apertura	Paso	Focalización	TCG
40	N/A	Lineal 0°	7 Elemt.	1 Elemt.	1000 mm	No

**Figura 54.** Montaje para la inspección mediante ultrasonidos phased array sobre paneles planos.

- UT sobre superficies planas de especímenes en T. El set up de la inspección queda representado en la Figura 55.

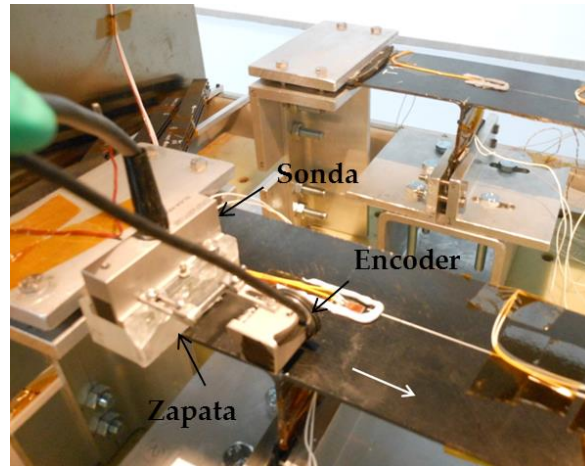


Figura 55. Montaje para la inspección UT-PA sobre especímenes en T.

Los parámetros seleccionados para la inspección quedan recogidos en la Tabla 11.

Tabla 11. Parámetros de ensayo US-PA sobre especímenes en T (partes planas).

General					
	Ganancia [dB].	Velocidad [m/s]	<i>Sum Gain</i> [dB]		
	0,2-0,3	3.108,8.	17		
Puertas	Inicio [mm]	Ancho [mm]	Altura [%]	Sincro	Medida
I	-1,13	2,11	20	No	Flanco
B	0,70	1,94	30	I	Pico
A	2,64	1,68	40	I	Pico

- UT sobre radios del rigidizador de especímenes con geometría en T. Realizadas en inmersión mediante una sonda curva de 5 MHz y 32 elementos. El montaje para dicha inspección se muestra en la Figura 56.

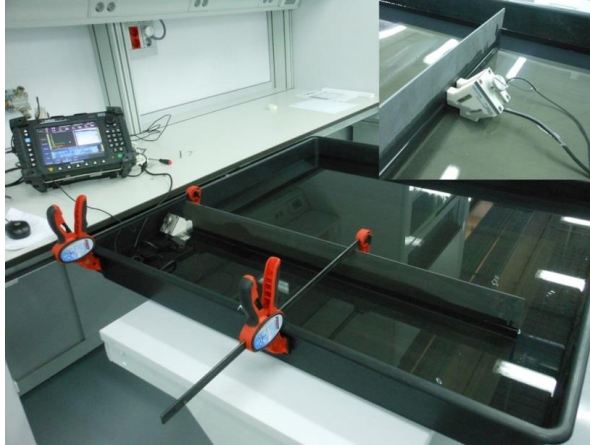


Figura 56. Montaje para la inspección de radios del panel reforzado.

En la Figura 57 se detalla la dirección y el sentido de la inspección, así como la numeración de los elementos y la colocación de la sonda curva sobre el radio. Esta inspección se realiza previa al corte del panel.

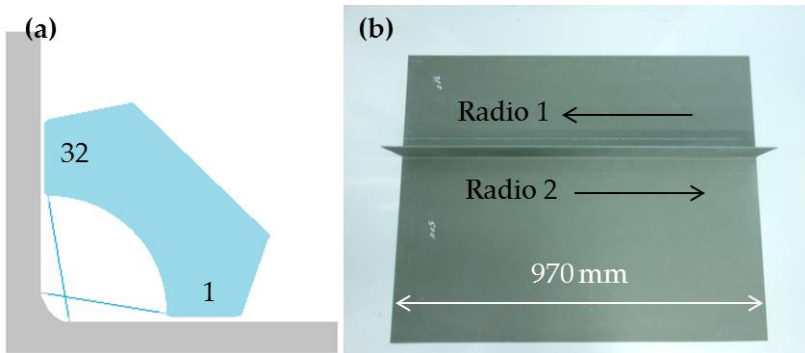


Figura 57. (a) Numeración y orden de los elementos de la sonda de inspección, (b) sentidos de las inspecciones para cada radio.

Los parámetros seleccionados para llevar a cabo el registro se detallan en la Tabla 12.

Tabla 12. Parámetros inspecciones UT radios especímenes en T.

General					
	Ganancia [dB].	Velocidad [m/s]	<i>Sum Gain</i> [dB]		
	2,5	3.045,7.	16		
Puertas	Inicio [mm]	Ancho [mm]	Altura [%]	Sincro	Medida
I	-2,05	4	15	No	Flanco
B	0,81	4	30	I	Pico

Se consideran indicaciones relevantes aquellas procedentes de las discontinuidades del material (no producidas por cambios de geometría o configuración de la pieza) en las que la amplitud del eco de fondo disminuye del 80% al 40% respecto a las zonas similares adyacentes, y/o el eco intermedio de la indicación detectada alcanza un valor igual al 50% de su amplitud máxima (o igual a la amplitud del eco de fondo en esa zona), según norma [I+D-E-280; AITM6-4005; AITM6-4010].

Con el objetivo de detectar las indicaciones presentes en los radios, se ha reglado la amplitud del eco de fondo (percibido en los bordes superior e inferior del C-Scan) al 80%, colocando la puerta correspondiente al 40% para detectar la atenuación del mismo. En el C-Scan en amplitud se registran todos los ecos, sin embargo, en el C-Scan en posición, sólo se representan aquéllos cuya amplitud superan el umbral establecido para la puerta.

3.2.9. Envejecimiento - Fase I

Se describen a continuación las condiciones ambientales impuestas para el estudio de envejecimiento durante la primera fase del proyecto (Fase I). Se aplicaron 500 ciclos térmicos sobre probetas tipo T1, M1 y F con las condiciones mostradas en la Tabla 13.

Tabla 13. Condiciones de ensayo Fase I del proyecto.

Atmósfera Ensayo	T_{min} [°C]	T_{max} [°C]	Tiempo estabilización [min]	Código Identificación
Nitrógeno	-50	150	5	Inerte
Nitrógeno	-50	160	10	Inerte+
Aire Seco	-50	150	5	Oxidativa

Las rampas de enfriamiento y calentamiento son de 15°C/min en todos los casos. Es admisible una desviación de las temperaturas impuestas en un rango de $\pm 4^\circ\text{C}$. El proceso de envejecimiento es interrumpido para la extracción de muestras a los 5, 30, 100, 200, 300, 400 y 500 ciclos térmicos acumulados.

La cámara de ensayos empleada para la realización del ciclado térmico de material compuesto es una máquina de ciclado rápido HALT/HASS, marca Angelantoni, modelo UHS-1400 (Figura 58). Sus principales características técnicas térmicas son: Rango de temperaturas entre -90 y 195°C; altas rampas térmicas de hasta 60 K/min; posibilidad de control en cascada mediante termopar de control en el interior de la cámara.

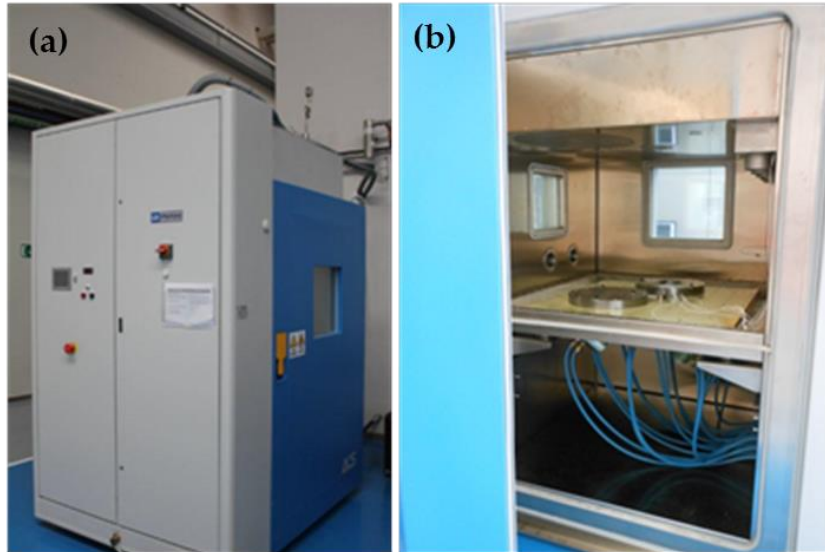


Figura 58. Cámara de ensayo HALT/HASS, (a) exterior y (b) interior.

Para el control de temperatura y composición de los gases de la atmósfera de ensayo se diseña un dispositivo, en adelante denominado sistema de atmósfera controlada (SAC). Utiliza la carga térmica disponible por la cámara HALT/HASS y la transfiere a su volumen de trabajo (donde se ubican las muestras a ciclar).

La idea que se tuvo presente durante el diseño del dispositivo fue la de un intercambiador de calor tubular. En este se hace pasar los gases de calentamiento a través de múltiples tubos de pequeño diámetro transfiriendo la carga térmica al fluido deseado (fluido de trabajo). En el caso del dispositivo de atmósfera controlada ambos fluidos son gases.

Con el fin de alcanzar el mayor grado de homogeneidad posible en la degradación de las probetas se optó por un diseño cilíndrico del dispositivo. A su vez se buscó toda simetría posible en la colocación de los tubos de intercambio en la cámara útil (cámara donde serán ubicadas las muestras a ciclar).

Las distintas piezas (y su finalidad) que componen el SAC se enumeran a continuación (Figura 59):

- Cilindro colector (1). Su finalidad es la unión de los caudales de aire provenientes de los cinco inyectores de la cámara HALT/HASS, se trata de una adaptación entre estos inyectores y los tubos de intercambio térmico.
- Tubos de conexión al colector (2). Su objetivo es la conexión de los cinco tubos flexibles provenientes de los inyectores de aire de la cámara HALT. Su diámetro debe ser igual al de dichos inyectores.
- Cilindro cámara útil (3). Se trata de la cámara donde se colocarán las muestras a ciclar. En ella se inyecta el gas (fluido de trabajo) con el que se pretende realizar el ensayo, los tubos de intercambio la atraviesan de un extremo a otro. Sus dimensiones deben ser tales que permitan la introducción del número de muestras deseadas.
- Tubos de intercambio térmico (4). Responsables de la transferencia de calor al interior de la cámara útil del SAC. El diámetro de dichos tubos ha de ser tal que la pérdida de carga producida por el paso de aire a su través no sea excesiva, de lo contrario los ventiladores de la cámara HALT/HASS podrían trabajar fuera del punto óptimo durante el ciclado térmico.
- Tapa colector (5). La tapa del colector es aquella que cierra el colector por la parte trasera, impidiendo por tanto la salida del aire de los inyectores, y forzándolos a pasar por los tubos de intercambio.
- Tapa intermedia (6). La tapa intermedia es una pieza clave en el diseño del dispositivo. En ella están anclados los tubos de intercambio, al mismo tiempo sirve de elemento de ensamblaje entre el colector y la cámara útil. Deberá disponer de tantos taladros pasantes como tubos de intercambio se estimen oportunos.
- Tapa móvil (7). La tapa móvil es la pieza de mayor complejidad en cuanto a diseño se refiere. Esta tapa cierra la cámara útil por su parte anterior y debe ser móvil, permitiendo la apertura y cierre de la misma para el acceso y extracción de las muestras.
- Bandejas soporte (8). Su función no es más que la de soportar las muestras a ciclar en el interior del SAC. Debe presentar poca masa e inercia térmica.

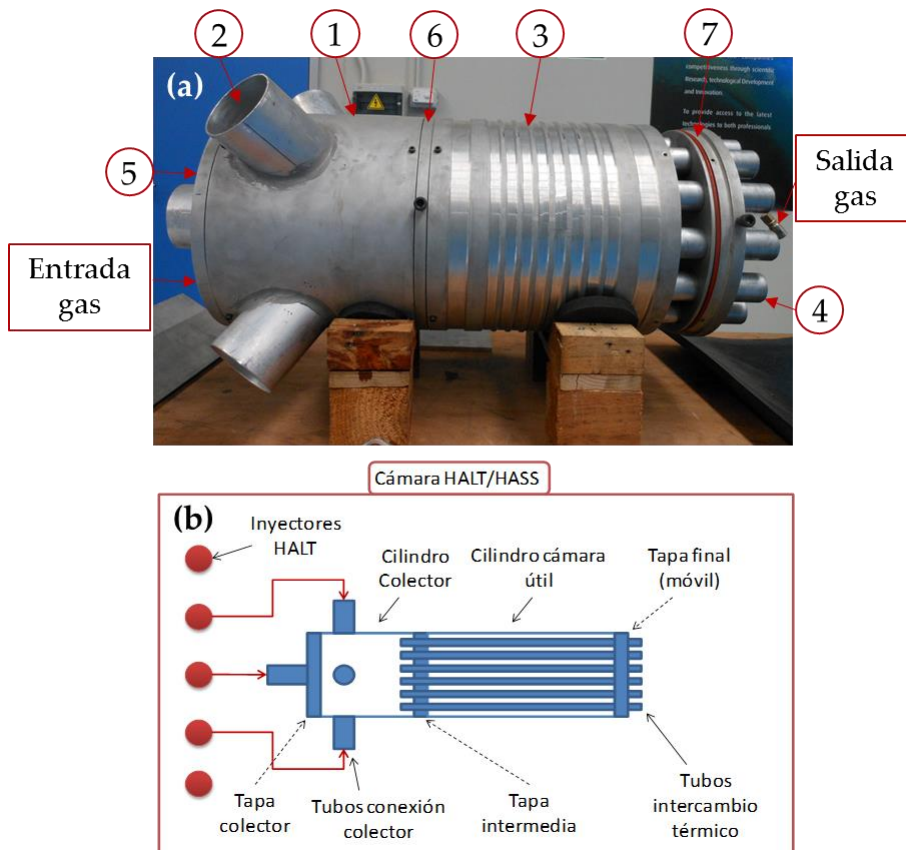


Figura 59. (a) Conjunto SAC ensamblado (etiquetas según referencias mostradas en el texto) y (b) Esquema explicativo del SAC situado en el interior de la cámara HALT/HASS.

A su vez, todo el conjunto debe ser estanco (en particular la cámara útil) de manera que no se permita la salida de gas de ensayo de forma incontrolada, ni la entrada de aire de la cámara HALT/HASS. Es este punto el que aporta especial dificultad en el diseño, en concreto para la tapa móvil (tapa mediante la cual se accede al interior de la cámara útil donde se encuentran las muestras) ya que debe cumplir con estos dos requisitos, posibilidad de fácil apertura y estanqueidad en el cierre.

Dado que el ciclo térmico no está controlado en humedad en la cámara HALT/HASS, y teniendo en cuenta las temperaturas extremas previstas durante los ensayos, se decide utilizar aluminio como material principal para la fabricación del SAC. Respecto al resto de materiales necesarios (adhesivos, juntas de estanqueidad, etc.) han de cumplir el requisito de soportar las temperaturas impuestas por la cámara HALT/HASS, es decir desde -90 a 190°C .

Tal y como se observa en la figura, se ranuró la superficie del cilindro de la cámara útil para eliminar material, reducir espesor y así ganar mayor capacidad de transferencia térmica a través de la superficie externa. Para la introducción del gas de ensayo (ya sea nitrógeno o aire seco) se mecanizan taladros pasantes roscados en todas las tapas. A través de racores metálicos pasa tabiques se conectan tubos de teflón (por su resistencia a alta temperatura) de 8 mm de diámetro (Figura 60).

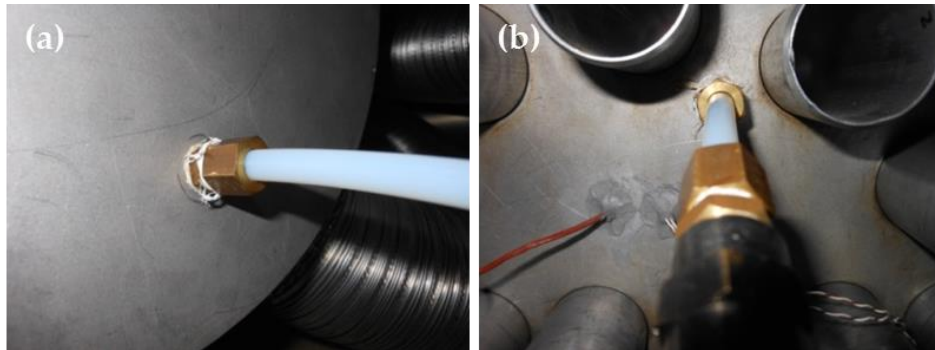


Figura 60. Racores pasa tabique (a) entrada y (b) salida de gas de trabajo.

Además, se practica un taladro sobre la tapa móvil para la introducción de termopares al interior del SAC. Se decide realizarlo sobre dicha tapa ya que es la única superficie plana accesible una vez montado el dispositivo. El hecho de ser plana facilitará posteriormente el sellado.

La Figura 61 muestra una imagen del dispositivo en el interior de la cámara de ensayos HALT/HASS.



Figura 61. Dispositivo SAC en el interior de la cámara de ensayos HALT/HASS.

Para conocer la temperatura alcanzada en distintos puntos del dispositivo se introducen 4 termopares adicionales al termopar de control de la máquina de ensayos HALT/HASS (denominado en adelante como TDUT). Estos se colocan sobre las superficies de las probetas, mientras que el TDUT ha de medir la temperatura del gas en el interior de la cámara, por lo que no puede estar en contacto con ninguna superficie. La colocación de los especímenes y los termopares en el interior del SAC se realiza según se indica en la Figura 62.

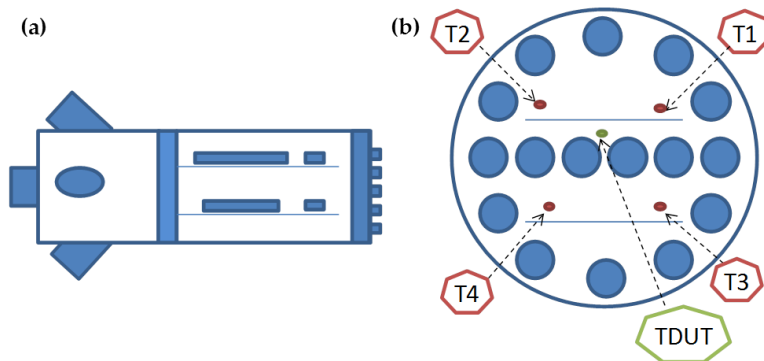


Figura 62. (a) Esquema colocación muestras en SAC, (b) vista frontal colocación termopares.

Por otro lado, la exposición del material bajo estudio debe ser homogénea en todas las superficies de la misma probeta. Como el espesor nominal de las mismas es de 2,21 mm, se decide realizar pequeños empaquetamientos de 2-3 probetas para evitar su vuelco en el interior del SAC, colocando pequeñas piezas de neopreno como separación entre una y otra muestra. En la Figura 63 se adjunta un esquema de los empaquetamientos realizados.

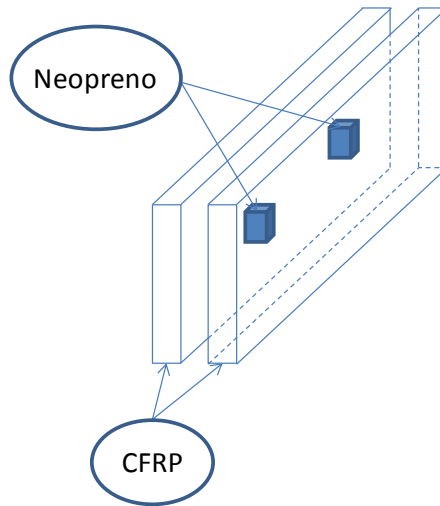


Figura 63. Colocación de probetas con neopreno de separación.

En la Figura 64 se observa la colocación real de las probetas en el interior del dispositivo.



Figura 64. Colocación de probetas en el interior del SAC.

3.2.10. Envejecimiento - Fase II

Tal y como se menciona anteriormente, la aplicación de la metodología de ensayos de envejecimiento HALT, sobre componentes estructurales, pretenden detectar y eliminar errores de fabricación que pudieran causar fallos prematuros durante su vida en servicio. Se basan en la aplicación de solicitaciones térmicas, mecánicas y ambientales (humedad, atmósferas corrosivas, etc.) durante un corto periodo de tiempo, de manera que, caso de producirse el fallo, o deterioro inadmisibles del espécimen bajo estudio, se pueda detectar su origen durante su etapa de diseño. En este caso, se plantea la aplicación de una combinación de solicitación térmica y mecánica combinada.

En esta fase del proyecto se emplean tres especímenes con unión en T (de dimensiones y geometrías especificadas en el capítulo 3.1.2 del documento), extraídas del panel rigidizado. Además se utilizan muestras para ensayos de tracción (T2) flexión (Fx), y microestructura (M2) del material durante el ciclado térmico.

A continuación se resumen las condiciones de ensayo:

- Ciclos térmicos: Variaciones de temperatura entre -50°C y 150°C , con rampas de $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$ durante 140 ciclos térmicos. Todas las probetas mencionadas en el párrafo anterior se ven sometidas a dichas solicitaciones de tipo térmico.
- Carga estática: Se consigue mediante la colocación de peso (definida más adelante en este mismo capítulo) en el voladizo de las probetas con perfil en T, ensayadas según se muestra en el esquema de la Figura 65. Únicamente los especímenes con perfil en T se ven sometidos a dicha carga mecánica.

Por otro lado, todas las probetas están sometidas al número máximo de ciclos térmicos, excepto las de microscopia, que se extraen de la cámara de ensayos con 25, 50, 75, 100 y 140 ciclos acumulados.

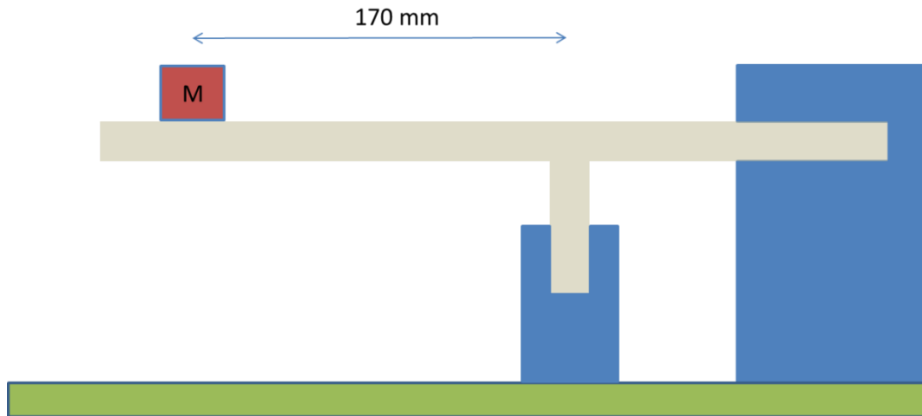


Figura 65. Esquema montaje de especímenes en T durante envejecimiento en cámara HALT.

En el caso de las probetas rigidizadas (perfil en T), la monitorización durante la prueba se consigue: mediante termopares colocados sobre los especímenes; y mediante galgas extensométricas para las deformaciones. Dado que la medida de la galga depende de la temperatura de ensayo, se decide colocar, sobre una muestra del mismo material (solicitado solo térmicamente), una galga para compensación de medida por temperatura. Así, restando el valor medido por dicha galga al resto de sensores de deformación, se puede obtener el valor de deformación alcanzada de origen exclusivamente mecánico (por la colocación de la masa en el voladizo).

En la Figura 66 se muestra un esquema de una de las probetas con todos los sensores incluidos. En dicha figura se utiliza la nomenclatura $SG_{i1,...,6}$ para las galgas colocadas sobre la probeta "i"; y análogamente, $T_{i1,...,4}$ para los termopares colocados en el espécimen "i".

Para la posterior caracterización mecánica de los perfiles, se sustituirán estas galgas (expuestas a ciclos térmicos que pudieran degradarlas o alterar su medición) por otras de nuevo uso. Con ello se consideran garantizadas las medidas de deformación en todo momento.

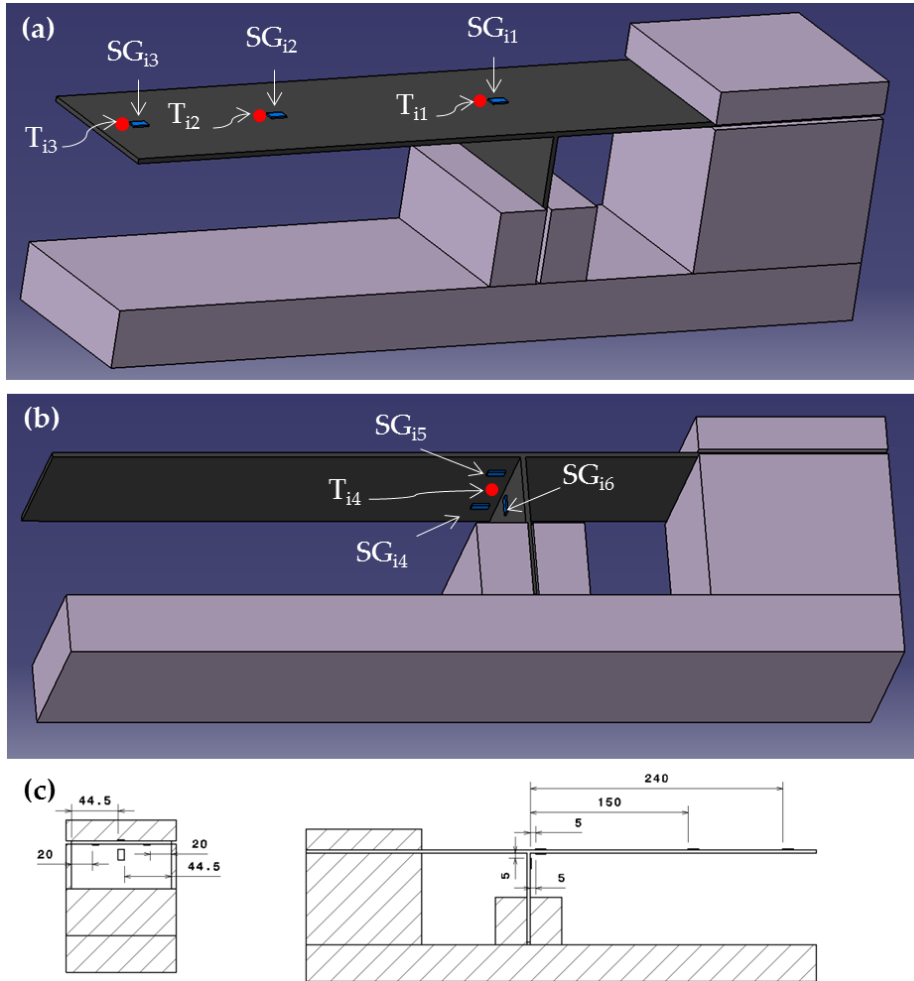


Figura 66. Esquema colocación galgas y termopares sobre probetas en T, (a) vista superior, (b) vista inferior, y (c) cotas para colocación de galgas (en mm).

Adicionalmente a los termopares y galgas colocados sobre las probetas, hay que añadir el termopar de control de la máquina HALT/HASS (TDUT, ya mencionado en el capítulo 3.2.9).

Las masas colocadas sobre los especímenes de unión en T se calculan para obtener una deformación nominal en la unión, medida en las galgas SG11, SG21 y SG31 de: 1.800 $\mu\epsilon$, 2.700 $\mu\epsilon$ y 3.500 $\mu\epsilon$, respectivamente. Estos puntos de medida, corresponden con los valores de deformación máxima alcanzada (según se demuestra en el capítulo 3.2.5 mediante el modelo de elementos finitos). Los valores de las masas colocadas se obtienen del ensayo mecánico estático llevado a cabo en el material en su estado de referencia (ver sección 5.6.4), donde el punto de aplicación de la carga coincide con el punto de colocación de las masas. Dichos valores se calculan para corresponder (aproximadamente) con el 25, 35 y 45% del valor máximo de SG_{ii} , alcanzado en los ensayos experimentales. En la Tabla 14 se detallan las masas colocadas así como las deformaciones medias durante los ensayos en cada una de ellas.

Tabla 14. Masas colocadas en las probetas rigidizadas durante los ensayos HALT.

ID probeta	Masa [Kg]	SG_{ii} [$\mu\epsilon$]
EVAPT01	4,8	1.861
EVAPT02	7,4	2.732
EVAPT03	10	3.577

En la Figura 67a se puede observar el montaje del ensayo completo. En la Figura 67b se muestra la ubicación de las probetas destinadas a ensayos de caracterización del material post-envejecimiento, la probeta de compensación de temperatura se coloca en la misma bandeja que las anteriores. En la Figura 67c se detalla la flexión sufrida por las muestras rigidizadas al colocar las masas.

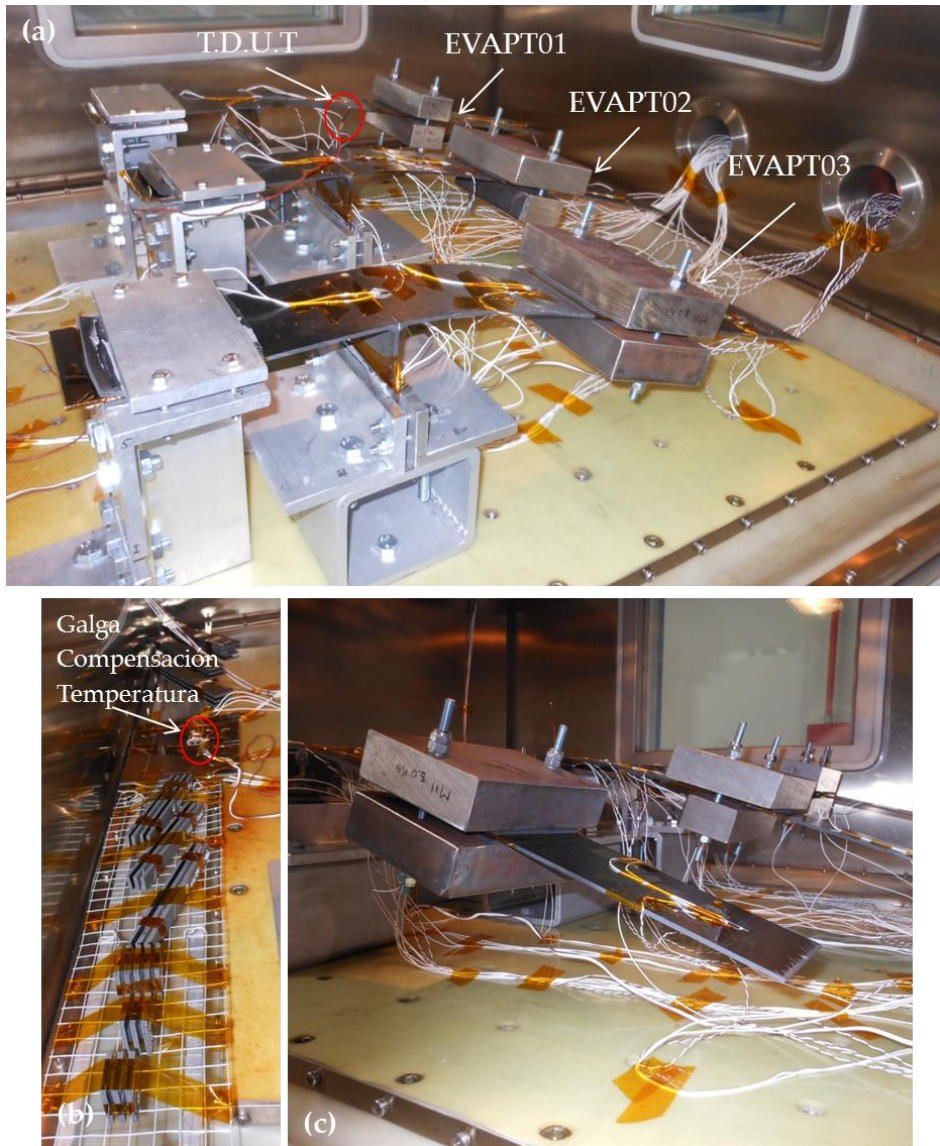


Figura 67. Montaje final para el ensayo HALT, (a) masas colocadas, (b) probetas de flexión, microscopía y tracción, y (c) imagen lateral de la flexión sufrida por las probetas rigidizadas.

3.3. Metodología

A continuación se describe la cronología seguida para la realización de los distintos ensayos, tanto en la Fase I, como en la Fase II del proyecto. También se detalla el número de probetas empleadas para las distintas condiciones mostradas en los anteriores capítulos.

3.3.1. Metodología - Fase I

Tras la recepción del material compuesto se ejecutan los pasos:

1. Inspección mediante ultrasonidos sobre paneles (para el corte de probetas), con el fin de detectar posibles defectos en el interior del material.
2. Corte de los especímenes a ensayar.
3. Pesado de probetas en una balanza de precisión 0,1 mg.
4. Secado según se indica en el capítulo 3.2.1 del documento.
5. Nuevo pesado de probetas para evaluar la pérdida de peso durante el secado del punto anterior.
6. Introducción de los especímenes en bolsas con gel de sílice y termosellado, con el fin de mantener su conservación y evitar la absorción de humedad.

Posteriormente se llevan a cabo los ensayos de tracción, fatiga, microscopía y radiografía (según se muestra en el capítulo 3.2), sobre el material en su estado de fabricación. Con ello se pretende conocer la estructura interna del material, así como sus propiedades mecánicas en el estado de referencia: resistencia a tracción, deformaciones y vida del material, y curvas de comportamiento resultantes de los distintos ensayos.

Se colocan tabs en probetas destinadas a ensayos de fatiga, con el fin de proteger las muestras frente a una degradación excesiva (y rotura prematura) en la zona de mordaza. Los tabs se colocan de tal manera que no se vean sometidos en ningún momento a las condiciones de los tests de ciclado térmico. Es decir, post-envejecimiento de manera individual en cada probeta.

A continuación se ejecutan los ensayos de envejecimiento según se indica en el capítulo 3.2.9 del documento. Dichos test son interrumpidos para la extracción de

muestras. De esta forma es posible evaluar la degradación del material en distintos estadios intermedios. De nuevo, se deben secar (para garantizar un estado homogéneo de humedad) y pesar para evaluar la pérdida de peso por oxidación.

A través de ensayos destructivos (tracción y fatiga mecánica) se evalúa la pérdida de propiedades mecánicas en el material. También se llevan a cabo inspecciones mediante radiografías, tomografías y mediante microscopio óptico.

Desde el momento de la extracción de las probetas y una vez secadas, hasta su utilización en el ensayo mecánico pertinente, se introducen en bolsas con gel de sílice termoselladas de para evitar posible absorción de humedad.

Las probetas para microscopía se cortan y empastillan después del pesado en balanza. De manera análoga, aquellas previstas para inspección por Rayos-X se introducen en una solución de contraste, al menos durante 24 horas previas a la inspección.

Los datos obtenidos al comienzo, durante y al finalizar los test cíclicos serán correlacionados con el estado de envejecimiento del material. Teniendo así la evolución de las propiedades mecánicas del compuesto en función del tiempo de envejecimiento (o ciclos térmicos aplicados).

El número de muestras necesarias para caracterizar el material en su estado de referencia (tal y como se recibe) queda recogido por tipo de prueba en la Tabla 15.

Tabla 15. Número de Probetas necesarias estado de referencia. Fase I

Ensayo/Inspección	Estado Referencia
Tracción	18
Fatiga	30
Inspección Óptica	2
Inspección Rayos-X	
TOTAL	50

Las Tablas 16, 17 y 18 recogen el número de muestras empleadas por tipología de ensayo y números de ciclos aplicados hasta su extracción.

Tabla 16. Probetas necesarias para envejecimiento en atmósfera Inerte.

Atmósfera Inerte							
Ensayo	5	30	100	200	300	400	500
Inspección	Ciclos	Ciclos	Ciclos	Ciclos	Ciclos	Ciclos	Ciclos
Tracción	4	4	3	3	3	3	3
Fatiga	4	4	4	4	4	4	4
Inspección Óptica				14			
Inspección Rayos-X				14			
TOTAL				65			

Tabla 17. Probetas necesarias para envejecimiento en atmósfera Oxidativa.

Atmósfera Oxidativa							
Ensayo	5	30	100	200	300	400	500
Inspección	Ciclos	Ciclos	Ciclos	Ciclos	Ciclos	Ciclos	Ciclos
Tracción	4	4	4	4	4	4	5
Fatiga	5	5	5	5	5	5	6
Inspección Óptica				14			
Inspección Rayos-X				14			
TOTAL				79			

Tabla 18. Probetas necesarias para envejecimiento en atmósfera Inerte+.

Atmósfera Inerte+							
Ensayo	5	30	100	200	300	400	500
Inspección	Ciclos	Ciclos	Ciclos	Ciclos	Ciclos	Ciclos	Ciclos
Tracción	4	4	3	3	3	3	3
Fatiga	4	4	4	4	4	4	5
Inspección Óptica				14			
Inspección Rayos-X							
TOTAL				66			

El número total de probetas, y su distribución por tipo, necesarias para los ensayos programados durante la Fase I del proyecto queda detallado en la Tabla 19.

Tabla 19. Número total de probetas por tipología de ensayo para la Fase I.

Tipo Probeta	Número
Tracción	93
Fatiga	123
Inspección Óptica	44
Inspección Rayos-X	
Total	260

3.3.2. Metodología - Fase II

Para la ejecución de los ensayos durante la segunda fase del proyecto se sigue la siguiente secuencia de pasos:

1. Inspección visual de los paneles, observando posibles defectos en ambos, prestando especial atención a la unión en T. El objetivo es detectar anomalías tales como falta de resina, falta de homogeneidad superficial, etc. Otro punto a tener en cuenta en la inspección visual es el estado de los bordes del panel tras el recanteo y corte de muestras, dado que pequeñas delaminaciones en estos pueden provocar iniciaciones de grietas en posteriores ensayos.
2. Inspección mediante ultrasonidos con el fin de detectar posibles defectos en el interior del material. Prestando especial atención a la unión del rigidizador en T, para ello se utiliza una sonda curva de inspección. La inspección mediante ultrasonidos también se realiza en el panel plano (llevada a cabo por parte del proveedor del material).
3. Corte del panel plano para probetas estándar de caracterización, tanto en el estado de referencia, como en el envejecido por ciclado térmico (Tabla 20). El panel tiene unas dimensiones nominales de 1.000 mm x 800 mm x 3,20 mm. El corte de los especímenes se realiza de manera que la mayor dimensión de las probetas siempre coincida con la dirección a 0° del panel.

Tabla 20. Tipología de probetas, número y dimensiones.

Ensayo Previsto	Número de probetas
Tracción	20
Flexión	20
Microscopía Óptica	15

4. Corte del panel rigidizado para especímenes de unión en "T". De dicho panel se extraen 9 probetas de las cuales se emplean 7 para ensayos mecánicos.

Estos quedan distribuidos de la siguiente manera: 1 espécimen para la realización de pruebas y configuración de ensayos estáticos; 3 especímenes para caracterización de la unión en estado de referencia; 3 probetas para ensayos de vida altamente acelerada; y 2 probetas para repositorio. En la Figura 68 se muestra una vista del corte del panel rigidizado.



Figura 68. Puzzle corte probetas panel rigidizado en "T".

5. Ejecución de ensayos mecánicos de probetas extraídas de los paneles en su estado de referencia. Se programan ensayos de tracción estándar, flexión, y microscopía sobre muestras, así como ensayos estáticos de las uniones en T. Todas las pruebas se realizan según se indica en el capítulo 3.2 del documento.
6. Realización de ensayos de degradación térmica y termomecánica del material, según el capítulo 3.2.10 del documento.
7. Por último, tras la realización de ensayos según la metodología HALT, se llevan a cabo pruebas mecánicas e inspecciones con los mismos parámetros y configuraciones que los aplicados en los test de caracterización de referencia. De esta forma se pretende evaluar las pérdidas de prestaciones del componente en T en términos de propiedades del material. Adicionalmente se llevarán a cabo inspecciones de las uniones en "T" mediante tomografía computarizada y UT-PA en su estado post-envejecimiento.

Para una mayor aclaración del proceso de ensayos de esta fase, se plantea el siguiente diagrama de flujo de la Figura 69, en el que se detallan los principales puntos a tener en cuenta.

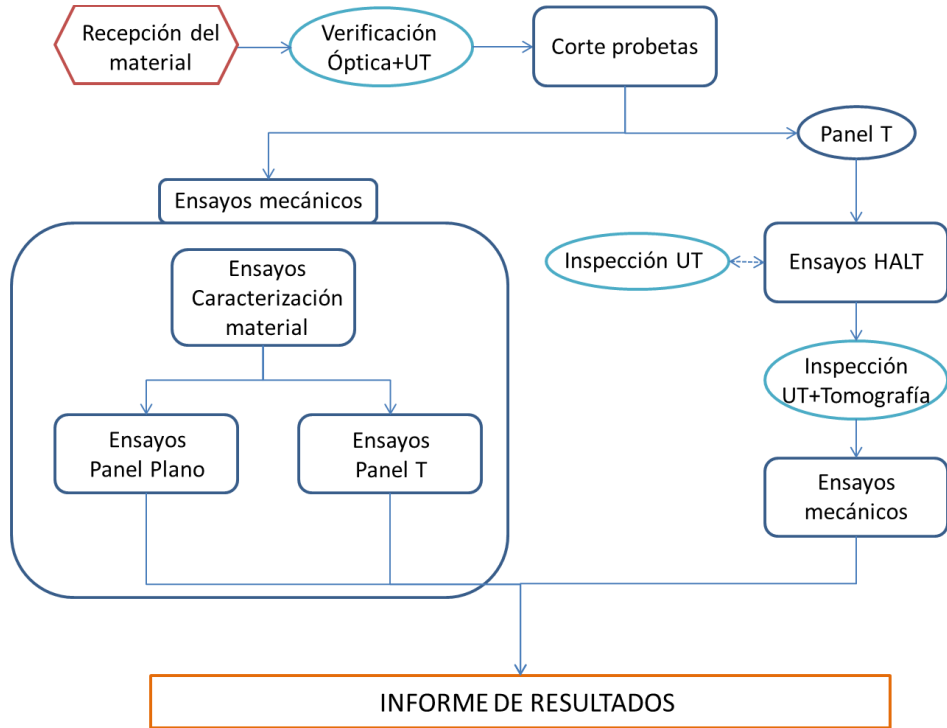


Figura 69. Diagrama Flujo principales trabajos de la Fase II.

4. MODELO NUMÉRICO

Se pretende simular el mecanismo de daño a micro escala resultante de la aplicación de fatiga térmica sobre material compuesto. En este capítulo se definirá la geometría y condiciones de contorno. Se generará el modelo de iniciación de grieta para, posteriormente, ampliar la simulación al crecimiento de la misma mediante la aplicación de ciclos térmicos. Por último, se introduce en el modelo de análisis el efecto oxidativo a alta temperatura sobre el composite.

4.1. Geometría y condiciones de contorno

Las cargas y condiciones de contorno aplicadas al modelo deben ser representativas del problema de fatiga térmica. Se selecciona una celda unitaria con configuración hexagonal (Figura 70). Este tipo de configuración presenta dos grados de simetría en el plano (x e y), por lo tanto, imponiendo las adecuadas condiciones de contorno, es posible analizar tan solo un cuarto de la celda. Así, se impide el desplazamiento en la dirección x (según la misma figura) de los nodos colocados en el borde izquierdo, y el desplazamiento en dirección y para aquellos situados en el borde inferior. Además, con el fin de garantizar la periodicidad de la celda en todas las direcciones, se impone paralelismo entre los bordes inferior, superior, y laterales (dos a dos). Por último, para introducir el efecto de la composición del material en las condiciones de contorno, se impone que los valores de desplazamiento de los nodos situados en los bordes derecho y superior, dependen del volumen de fibra y matriz definidas en el material (Figura 71).

La carga térmica a considerar son ciclos entre 150°C y -50°C (comenzando y finalizando en una temperatura de referencia T_{ref} de 20°C).

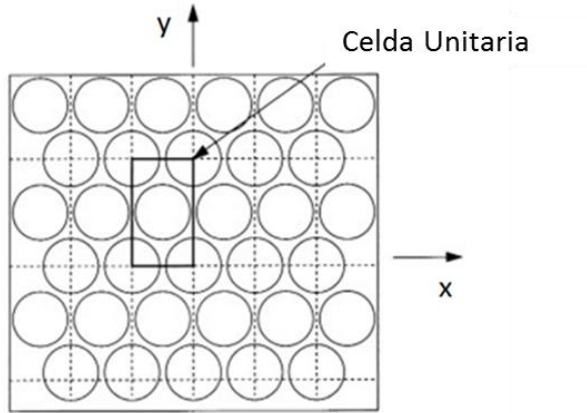


Figura 70. Configuración de celda unitaria hexagonal.

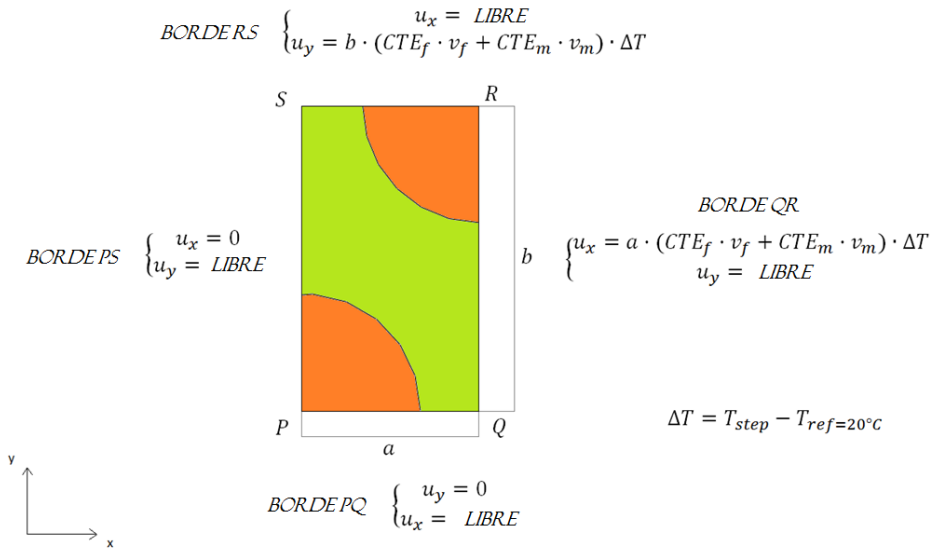


Figura 71. Condiciones de contorno aplicadas en el modelo analizado.

4.2. Modelo de iniciación de daño (nucleación de grietas)

El material analizado es el mismo que el empleado en las fases experimentales (AS4/8552). Las propiedades mecánicas consideradas para la realización del modelo son (a 20°C) las mostradas en Tabla 21.

Tabla 21. Propiedades de los materiales modelados.

Propiedad (a 20°C)	Unidad	Resina	Fibra
Módulo transversal (E_t)	[GPa]	4,667	20
Coef. Expansión Térmica (CTE)	[m/m·K]	$58 \cdot 10^{-6}$	$18 \cdot 10^{-6}$
Conductividad	[W/m·K]	0,148	2,4
(Resistencia tracción; Resistencia cortante)	[MPa]	(120; 80)	-
Coef. Poisson		0,37	0,2
G_{IC}	[J/m ²]	679	-

Las propiedades de la fibra se consideran independientes de la temperatura en el rango térmico modelado (-50°C/+150°C). Sin embargo, el módulo de Young de la matriz, así como el coeficiente de expansión térmica (CTE), se modelan dependientes de la temperatura según indica Zhang en [ZHA2004] para resinas epoxídicas. Dichas ecuaciones son válidas para temperaturas de hasta 35°C inferiores a la temperatura de transición vítrea (T_g) del material.

La resina considerada presenta una T_g de 200°C en condiciones de no humedad; y de 153°C en condiciones húmedas. Para el objetivo del presente análisis, se considera un contenido de humedad intermedio con una T_g de 180°C. Aunque la temperatura máxima del ensayo de fatiga térmica supera en 5°C la diferencia entre la T_g y los 35°C de límite de utilización de las ecuaciones, se consideran válidas dado que los especímenes ensayados experimentalmente son previamente secados para reducir la humedad de los mismos (por tanto se puede considerar una T_g

superior). El resto de propiedades mecánicas se consideran constantes con la temperatura, en el rango de las mismas antes indicado.

Así, el módulo de Young de la resina variará con la temperatura según la siguiente ley:

$$E(T) = E(T_r) e^{\left(-k_1 \frac{T-T_r}{T_g-\Delta T-T_r}\right)} \quad (4.1)$$

Dónde:

$$E(T_r)=4,667 \text{ GPa}; \quad T_g=180^\circ\text{C}; \quad \Delta T=35^\circ\text{C}; \quad k_1=0,35667$$

Por otro lado, se considera una variación lineal del coeficiente de expansión térmica (CTE) de la resina con la temperatura, de la forma:

$$CTE(T) = K(T - T_{ref}) + CTE(T_{ref}) \quad (4.2)$$

Con:

$$K = \frac{CTE_l - CTE(T_{ref})}{T_g - T_{ref}} \quad (4.3)$$

$$CTE(T_{ref})=58 \cdot 10^{-6} \text{ m/mK}; \quad CTE_l=139 \cdot 10^{-6} \text{ m/mK}$$

Las variaciones del módulo elástico y del coeficiente de expansión térmica de la resina, como función de la temperatura, quedan representadas en las Figuras 72 y 73, respectivamente.

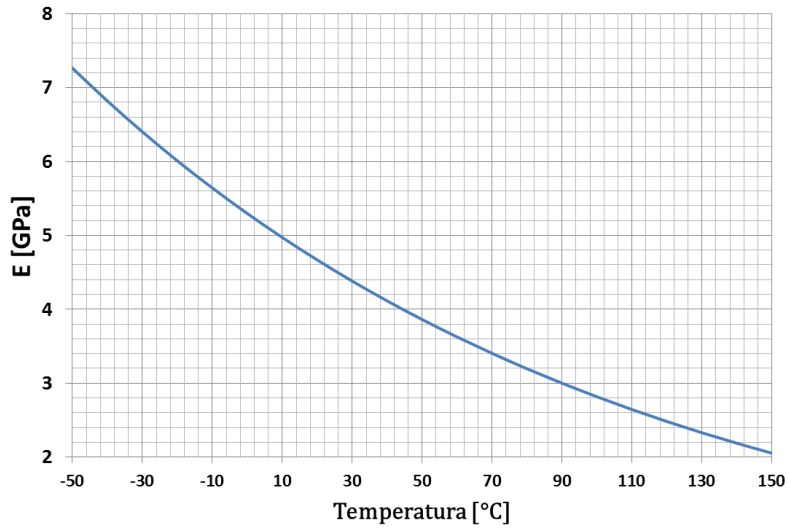


Figura 72. Módulo de Young de la matriz como función de la temperatura.

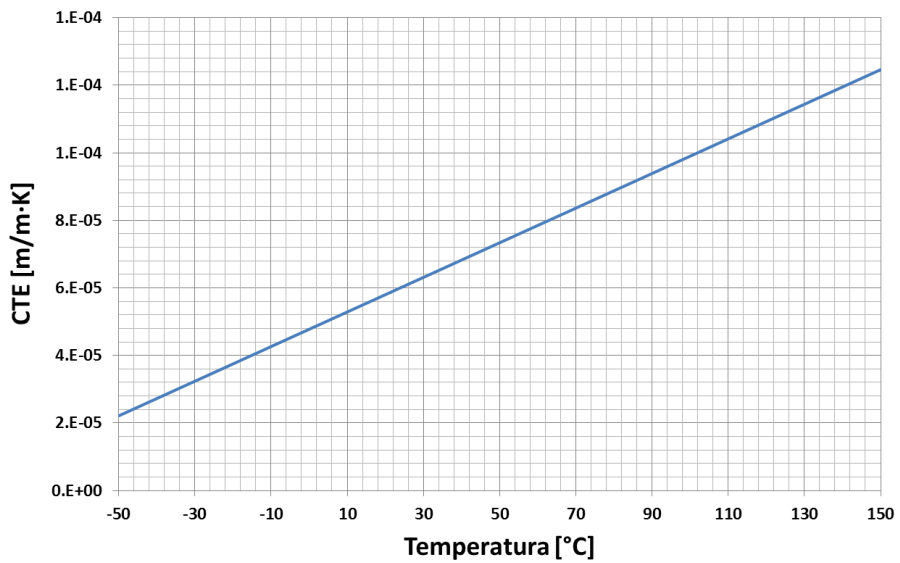


Figura 73. CTE de la matriz como función de la temperatura.

El material compuesto analizado presenta una fracción de volumen de fibra de 0,58. De las opciones de celda unitaria detalladas en la bibliografía, se selecciona la celda hexagonal para el modelo, dado que su simetría transversal cumple con los requisitos de las condiciones de contorno térmicas a imponer en el problema.

En el modelo de iniciación de daño se definen dos tipos de problema: uno en el que se evalúa el estado tensional sin modelar la interfase fibra-matriz; y otro teniendo en cuenta su efecto. En el último caso se consideran tres espesores de interfase: 1%, 2,5% y 5% del radio de la fibra, de manera similar a lo analizado por Asp en [ASP1996b]. A su vez se consideran tres valores de rigidez distintos para dicha interfase (Tabla 22).

Tabla 22. Propiedades de las interfaces modeladas.

CASO	Espesor [% radio fibra]	Módulo Transversal (E_t) [GPa]
A	1%	12
B	1%	6
C	1%	0,01
D	2,5%	12
E	2,5%	6
F	2,5%	0,01
G	5%	12
H	5%	6
I	5%	0,01

Tal y como establece Asp en [ASP1996b], el coeficiente de poisson no es crítico para la predicción de inicio de daño, y por tanto se establece este, para la interfase, de valor similar al de la matriz. El coeficiente térmico de dilatación de la interfase se considera igual que el de la matriz. Sin embargo, con el fin de tener en cuenta los defectos microscópicos que se presentan en la superficie de separación fibra/matriz, se minora la resistencia de la interfase con respecto a la considerada en la propia matriz. Así se analizará el modelo teniendo en cuenta una resistencia a tracción de 80 MPa y una a cortante de 25 MPa (en lugar de 120 y 80 MPa, respectivamente consideradas para la resina).

Se emplean elementos de 4 nodos con integración reducida (CPE4R en Abaqus) para problemas de deformación plana. El tamaño medio del elemento es de $1,73 \cdot 10^{-2} \mu\text{m}$. Se realiza el mallado de la geometría, de manera que se colocan aquellos elementos de mayor tamaño en la fibra (donde no se prevé aparición de daño), mientras que se realiza un refinado de la malla en la interfase y matriz. En la Figura 74 se muestra un ejemplo de mallado para el caso de interfase con espesor del 5% del radio de la fibra.

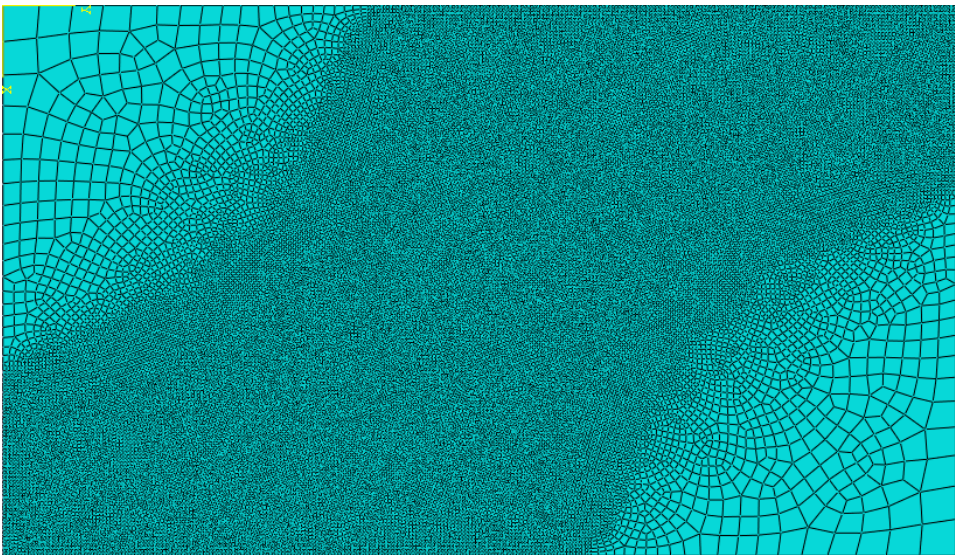


Figura 74. Mallado de un cuarto de celda modelado.

Modelar discontinuidades de tipo estacionarias, como puedan ser grietas, mediante elementos finitos convencionales requiere que la malla se adapte a dichas discontinuidades. Por lo tanto es necesario un alto grado de refinamiento de malla en el entorno del frente de grieta para poder simular adecuadamente la singularidad asintótica de los campos en este punto. Modelar una grieta creciente es incluso más exigente dado que la malla debe adaptarse al cambio de geometría en cada paso (remallado). El método de los elementos finitos extendidos (XFEM) logra relajar la condición de remallado. Los XFEM fueron introducidos por primera vez por Belytschko y Black en 1999 [BEL1999], añaden una función de enriquecimiento al método FEM tradicional junto con grados de libertad adicionales a los nodos. Los elementos circundantes al borde de grieta están adicionalmente enriquecidos con grados de libertad que modelan la discontinuidad en el elemento.

Para el propósito del análisis de la fractura, las funciones de enriquecimiento consisten en funciones asintóticas que captan la singularidad en el entorno del borde de grieta, y funciones discontinuas que representan el salto en los desplazamientos a través de las superficies de la grieta. La Figura 75 representa un mallado con elementos de cuatro nodos enriquecidos. Los nodos azules presentan dos grados de libertad adicionales, mientras que los verdes poseen ocho. La función de Heaviside $H(x)$ representa la discontinuidad de la superficie de rotura de la grieta a través de los elementos. Toma el valor de +1 por la zona superior de la grieta y -1 por la zona inferior, según la normal en el borde de grieta (n). Dicha función se emplea más adelante para el cálculo del campo de desplazamientos, multiplicando esta a la función de forma en cada nodo azul. Por otro lado, los grados de libertad adicionales de los nodos verdes (respecto a los azules) se emplean para el cálculo de la función de borde de grieta F_α :

$$F_\alpha(r, \theta) = \left[\sqrt{r} \sin \frac{\theta}{2}, \sqrt{r} \cos \frac{\theta}{2}, \sqrt{r} \sin \frac{\theta}{2} \sin \theta, \sqrt{r} \cos \frac{\theta}{2} \sin \theta \right] \quad (4.4)$$

Con $\alpha=1-4$; y r y θ coordenadas polares locales en el borde de grieta.

Como destaca Giner [GIN2008], esas funciones pueden reproducir los modos de apertura I y II de la grieta de la mecánica de la fractura lineal, así como la singularidad en el borde de grieta.

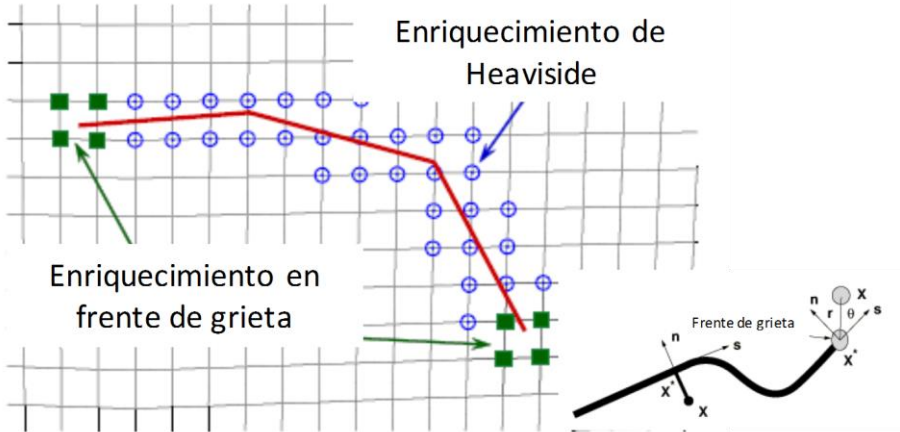


Figura 75. Representación de una grieta con XFEM. [GIN2008].

La aproximación del campo de desplazamiento en XFEM queda determinado mediante:

$$\mathbf{u}_{\text{xfem}}(\mathbf{x}) = \sum_{i \in I} N_i(\mathbf{x}) \mathbf{u}_i + \sum_{i \in J} N_i(\mathbf{x}) H(\mathbf{x}) \mathbf{a}_i + \sum_{i \in K} [N_i(\mathbf{x}) \sum_{\alpha=1}^4 F_{\alpha}(\mathbf{x}) \mathbf{b}_{i\alpha}] \quad (4.5)$$

Con:

I = conjunto de todos los nodos de la malla.

$N_i(\mathbf{x})$ = Función de forma asociada al nodo i .

\mathbf{u}_i = gdl de un nodo común i (no enriquecido).

J = subconjunto de nodos enriquecidos mediante XFEM con la función de Heaviside (y su correspondiente gdl \mathbf{a}_i)

K = subconjunto de nodos enriquecidos con la función de borde de grieta F_{α} (y sus correspondientes gdl $\mathbf{b}_{i\alpha}$)

En el caso de no existir enriquecimiento, la ecuación anterior queda reducida a la del método de elementos finitos clásico para la aproximación del desplazamiento. Los grados de libertad adicionales se aplican únicamente en aquellos nodos enriquecidos.

El modelado de grieta mediante las funciones de Heaviside $H(x)$ y de borde de grieta F_α no queda restringido a materiales isótropos únicamente. La misma formulación, en diferentes formatos [SUK2004, SUK2003, ELG2006], puede emplearse para representar una grieta a lo largo de una interface entre dos materiales.

Aunque para hacerlo de forma precisa se requiere mantener trazada la posición de la grieta, dado que el grado de singularidad depende de la localización de esta en un medio no isótropo.

En el entorno de Abaqus, únicamente se modelan grietas estacionarias mediante funciones asintóticas. Para grietas en movimiento es posible emplear distintas alternativas. Entre las más usadas están: el método de los elementos cohesivos y nodos fantasmas; y el método basado en los principios de la mecánica de la fractura lineal (LEFM) y nodos fantasmas. En este caso, para la iniciación de la grieta, se emplea el modelado mediante elementos cohesivos y nodos fantasmas, ya que puede ser empleado tanto para materiales frágiles como para dúctiles y no requiere de una pregrieta en el modelo.

El método basado en elementos cohesivos puede modelar iniciación y propagación de grietas a lo largo de un camino arbitrario dado que no está limitado por los contornos de los elementos que forman la malla. Por otro lado el concepto de nodo fantasma se basa en la existencia de nodos auxiliares superpuestos a los reales. Cuando el elemento está intacto cada nodo fantasma se encuentra asociado al nodo real correspondiente. Cuando el elemento se ve afectado por una grieta, este se divide en dos partes. Cada una formada por una combinación de nodos reales y fantasma, dependiendo de la orientación de la grieta. Cada nodo fantasma deja de estar asociado a su real y el movimiento se independiza [GIG2012].

La magnitud de la separación queda gobernada por la ley de los elementos cohesivos hasta que la resistencia cohesiva es nula, momento en el que los nodos reales y fantasmas se mueven independientemente. La parte del elemento agrietado que pertenece al dominio real (Ω_0 en la Figura 76) se extiende hasta el dominio fantasma Ω_p . Entonces el campo de desplazamientos en el dominio real puede ser interpolado usando los grados de libertad de los nodos del dominio fantasma. El salto en los desplazamientos se calcula por simple integración sobre los nodos del dominio real hasta la grieta (Ω^- y Ω^+).

Este método proporciona una aproximación ingenieril efectiva y se emplea comúnmente en la simulación de iniciación y crecimiento de grietas en sólidos [SON2006, REM2008]. Ha demostrado no tener dependencia de la malla, si esta está lo suficientemente refinada.

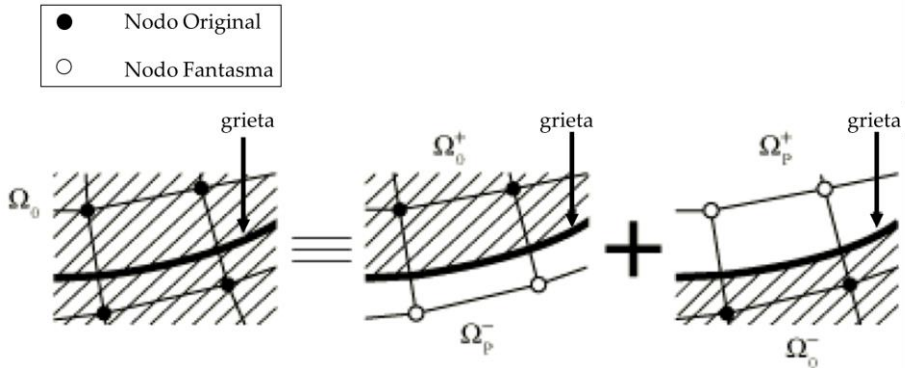


Figura 76. Elementos divididos en dos partes debido a la aparición de una grieta.

La iniciación de la grieta se refiere al comienzo de la degradación del comportamiento cohesivo en un elemento enriquecido. Este proceso comienza cuando las tensiones o deformaciones satisfacen cierto criterio de iniciación. El criterio de resistencia seleccionado para el presente análisis es el de tensiones nominales cuadráticas [EST2016], cuya ecuación es:

$$f = \left\{ \frac{t_n}{t_n^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{t_s}{t_s^0} \right\}^2 + \left\{ \frac{t_t}{t_t^0} \right\}^2 \quad (4.6)$$

En la ecuación anterior, el vector de tensión nominal de tracción está compuesto por tres componentes (dos en este caso, dado que se trata un problema bidimensional). t_n es la componente normal a la superficie de grieta; t_s y t_t son las componentes tangenciales, la última es nula en el análisis presentado en este desarrollo por ser problema bidimensional. t_n^0 , t_s^0 y t_t^0 representan los valores críticos de las tensiones nominales. Se asume que el daño se inicia cuando la función definida en la ecuación alcanza el valor de uno. Entonces el comportamiento queda descrito por la ley de comportamiento tracción-separación (definida en este caso de forma lineal a través de la energía de fractura),

describiendo como se produce la degradación de la rigidez de la unión cohesiva. El símbolo $\langle \rangle$ indica que tensiones puramente de compresión no inician daño.

Se requiere de un cálculo preciso de los campos de tensiones/deformaciones en el entorno del borde de grieta para poder obtener de forma correcta el criterio de iniciación y computar la dirección de propagación. Abaqus cuenta con varias opciones de cálculo de dichos campos:

- El primero es el método de los valores de tensión en el punto centroeide (opción por defecto). Este método es preciso si el modelo cuenta con el suficiente grado de refinamiento de malla. En la Figura 77 se muestra donde se calculan las tensiones (punto centroeide) respecto a la localización de la grieta.

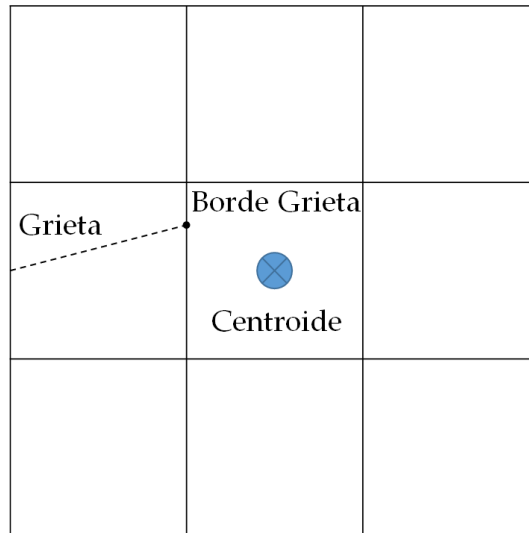


Figura 77. Localización de grieta, borde de grieta y centroide.

- Si la aproximación del método del centroide no es suficiente, es posible usar una extrapolación del campo de tensiones/deformaciones al borde de grieta para calcular si se cumple el criterio de iniciación de daño y la dirección de propagación en ese caso.

- El tercer método, y el empleado en este caso, es una combinación de los anteriores. Se emplea la extrapolación del campo de tensiones para el cálculo del criterio de iniciación de daño, y el método del centroide para evaluar la dirección de propagación.

Dado que se ha seleccionado un criterio de resistencia cuadrático, es necesario establecer la dirección en la que se forman nuevas grietas entre las direcciones locales 1 y 2 (según se definen en la Figura 78). En este análisis de nucleación de grieta se mantiene el valor por defecto en el software (grieta ortogonal a la dirección 1). Como se observará posteriormente en el capítulo 4.3, para la propagación por ciclado térmico, este criterio será modificado para incluir un comportamiento más realista respecto a las evidencias experimentales.

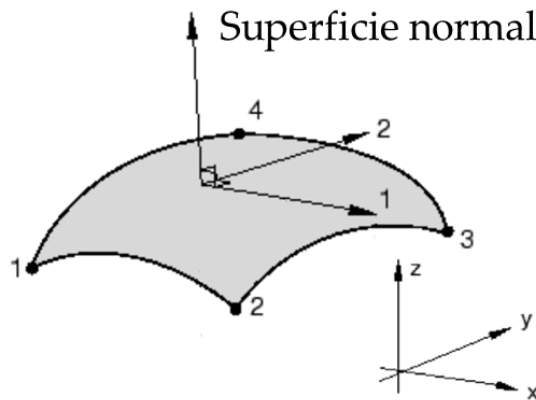


Figura 78. Direcciones locales en el elemento según se definen en Abaqus.

Por otro lado, aquellos modelos que impliquen en cierta manera cambios de comportamientos de la matriz de rigidez del medio, como por ejemplo degradación en este caso, implican importantes dificultades de convergencia de cálculo. En estos casos se puede emplear el concepto de regularización viscosa de las ecuaciones constitutivas que modelan el comportamiento cohesivo en los elementos enriquecidos. Su efecto es causar una amortiguación del conjunto de ecuaciones de manera que la matriz de rigidez tangencial es definida positiva para un incremento de tiempo suficientemente pequeño. En este caso se selecciona un

coeficiente de viscosidad de 0,1. Según las recomendaciones del propio software utilizado, la selección de un coeficiente de viscosidad del material bajo no modifica la solución, pero mejora (reduce) sustancialmente el tiempo de computación.

Con el fin de localizar el borde y superficie de grieta, y así poder computar el campo de tensiones y dirección de propagación, se emplea en Abaqus el denominado “*level set method*”. Las discontinuidades se representan como un cero en la función de nivel. Se emplean dos tipos de funciones con el fin de describir y seguir una grieta: una normal $\varphi(x)$ y otra tangencial $\psi(x)$. Se definen como sigue: sea $x(x,y)$ un punto en el sólido deformable Ω ; considerando una curva continua Γ (representando una grieta en el interior del sólido). Considérese $\bar{x}(\bar{x},\bar{y})$ un punto en Γ , y n el vector normal a Γ en dicho punto (Figura 79).

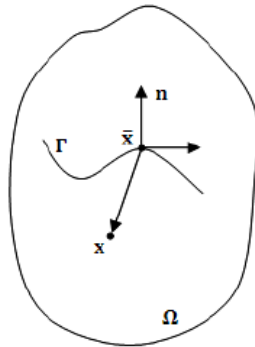


Figura 79. Evaluación de las funciones de nivel. [GIG2012].

La función $\varphi(x)$ representa la distancia entre el punto x , y la superficie de grieta. Se define como:

$$\varphi(x) = (x - \bar{x}) \cdot n \quad (4.7)$$

La función $\psi(x)$ representa la mínima distancia a la normal en el borde de grieta (Figura 80). En caso de una grieta interna se pueden definir dos funciones tangenciales, en este caso se define $\psi(x)$ como:

$$\psi(x) = \max\{\psi_1(x), \psi_2(x)\} \quad (4.8)$$

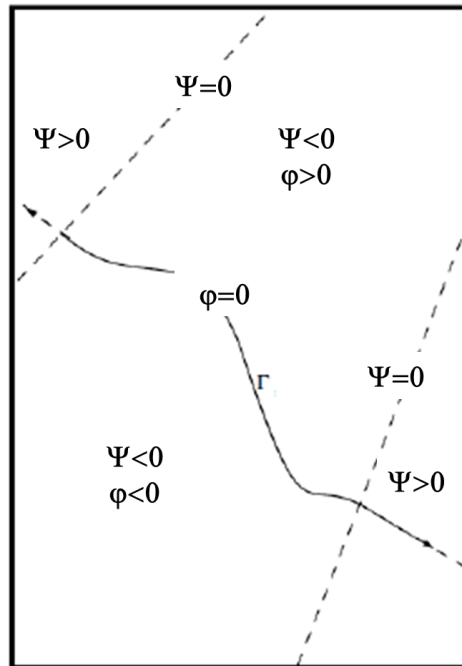


Figura 80. Funciones de nivel. [GIG2012].

En Abaqus, este tipo de ecuaciones son implementadas de la siguiente forma: cada nodo se caracteriza por sus tres coordenadas (con respecto al sistema global de coordenadas) y dos parámetros (llamados PHILSM y PSILSM). Esos parámetros representan las coordenadas locales de un nodo enriquecido en un sistema de referencia centrado en el borde de grieta, y cuyos ejes son, respectivamente, tangente y normal a la superficie de grieta, por lo que esta queda definida por información en los nodos. La Figura 81 muestra un ejemplo del cálculo de dichas funciones en una simulación de grieta (línea roja en la figura).

		1	2
1	2	$\varphi_1=0,25$	$\varphi_2=0,25$
		$\psi_1=-1,5$	$\psi_2=-1,0$
3	4	3	4
		$\varphi_1=-0,25$	$\varphi_1=-0,25$
		$\psi_1=-1,5$	$\psi_1=-1,0$

Figura 81. Ejemplo de cálculo de las funciones de nivel (el lado de cada cuadrado es 0,5). $\varphi=0$ en la línea roja; $\psi=0$ en la línea amarilla.

Para el análisis del crecimiento de grieta se lleva a cabo un estudio paramétrico en el que se varían las propiedades de la interfase de la misma manera que en los modelos de iniciación. Para cada uno de los tres espesores de fibra considerados, se establecen tres valores de rigidez de interfase. Un módulo de Young de 12 GPa representa una interfase con el 60% de la rigidez transversal de la fibra, 6 GPa representan el 30% de dicha rigidez, y 0,01 GPa simula una interfase altamente flexible.

4.3. Modelo de propagación de daño

Para la simulación de la propagación de daño a través de ciclado térmico se emplean archivos distintos a los generados por los modelos de nucleación de grietas. En estos archivos se importa la situación última del archivo de nucleación: geometría, condiciones de contorno, materiales, cargas y mallado (incluyendo grieta en caso de existir). Aunque en este caso método de cálculo definido es distinto, y los criterios de propagación cambian.

Además, se añade un caso de fatiga para el estudio de propagación de daño, sometiendo el modelo a 500 ciclos térmicos de características idénticas al descrito en el caso de nucleación de grietas.

Para la simulación de ciclos de fatiga, Abaqus posee el denominado análisis denominado “Low cycle fatigue”, el cual está basado en los mecanismos de fractura elástica lineal, y usa la ley de Paris para caracterizar el crecimiento de grietas por fatiga. Emplea el procedimiento de ciclo directo (*direct cyclic procedure*, en inglés), el cual permite la simulación de crecimiento y propagación de grietas bajo cargas de tipo cíclico.

La aproximación clásica para obtener la respuesta de un modelo sometido a carga cíclica consiste en aplicar dicha carga repetidas veces hasta alcanzar un estado estable en la simulación. Conforme el problema bajo estudio se vuelve más complejo, la solución de estas ecuaciones (no lineales) puede llegar a agotar toda la capacidad computacional del sistema de cálculo, dado que es posible necesitar varios ciclos de aplicación de carga para obtener una respuesta estabilizada. Para evitar este sobrecoste computacional se implementa el algoritmo de ciclo directo [MAI2002]. Este emplea una modificación del método de Newton, en el cual la solución buscada (campo de desplazamientos) y el vector de residuos se formula como una serie de Fourier truncada. El algoritmo matemático queda definido de forma detallada en el manual del usuario de Abaqus [ABA2012]. La convergencia del problema iterativo puede ser tan exhaustiva como el tiempo de computación lo permita, incrementando el número de términos de las series de Fourier de cada ciclo.

Un aspecto importante a remarcar es el hecho de que mediante dicho procedimiento no se tienen en cuenta no linealidades del modelo de grietas, tales como contacto entre superficies de las mismas. Ello puede afectar al cálculo de tensiones en los casos en los que la grieta se pueda ver cerrada. Sin embargo, esto solo afecta localmente al modelo, mientras que el mecanismo de crecimiento de grieta (gobernado por la tasa de liberación de energía de fractura) permanece inalterado.

Continuando con la definición del modelado del problema de fatiga, el daño en el material está modelado a través de los principios de la mecánica de la fractura elástica lineal. El crecimiento de grietas está gobernado por la ley de Paris (Figura 82), que relaciona la tasa de liberación de energía de fractura con la tasa de crecimiento de grieta. No existe propagación de grieta si no se alcanza el umbral G_{thresh} y, por otro lado, crecerá a una tasa acelerada por encima del valor G_{pl} (región de Paris).

La tasa de liberación de energía de fractura en el borde de grieta se calcula a través de la técnica “*Virtual Crack Closure Technique (VCCT)*” aplicada a XFEM. La discontinuidad se modela a través de los ya explicados nodos ficticios (o fantasmas), los cuales se separan (y por tanto la grieta crece) cuando la tasa de energía de fractura liberada alcanza el valor crítico, esto es el criterio de fractura alcanza la unidad:

$$f = \frac{G_{eq}}{G_{eq,c}} \geq 1 \quad (4.9)$$

Donde G_{eq} es la energía de deformación equivalente calculada en el nodo i (borde de grieta) y $G_{eq,c}$ es el valor crítico de la misma. Dicho valor crítico, equivalente de tasa de liberación de energía de deformación, se calcula a través de la ecuación dada por Benzeggagh-Kenane originalmente en [BEN1996], y recientemente empleada por Grogan en [GRO2015]:

$$G_{eq,c} = G_{IC} + (G_{IIC} - G_{IC}) \left(\frac{G_{II} + G_{III}}{G_I + G_{II} + G_{III}} \right)^\eta \quad (4.10)$$

Donde G_I , G_{II} , y G_{III} son los valores de la tasa de liberación de energía de fractura asociadas a los modos I, II y III, respectivamente. Los datos de resistencia a fractura para la resina epoxy modelada (considerándose también el mismo valor para la interfase) están detallados en la Tabla 23.

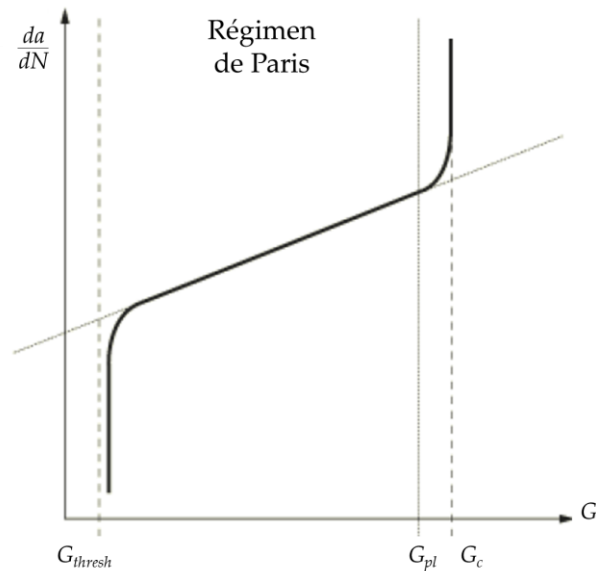


Figura 82. Ley de Paris [ABA2012].

Tabla 23. Parámetros de resistencia a fractura de la resina epoxy.

Datos de resistencia a fractura (Epoxy)			
$G_{IC} = 679 \text{ J/m}^2$	$G_{IIC} = G_{IIIC} = 1100 \text{ J/m}^2$	$\eta = 1,75$	$G_{eq,c} = 941 \text{ J/m}^2$
Hexcel data	(*)	(*)	

() Los valores mostrados no corresponden a los de la resina bajo análisis. Se toman los valores de materiales similares de [REE].*

Por definición, con el fin de modelar el mecanismo de propagación de daño, se requiere de una pre grieta en el modelo, es por ello que este paso de propagación está precedido de un paso estático en el cual se nuclean grietas [ZHE].

Por otro lado, los valores de G_{thresh} y G_{pl} se calculan como un porcentaje de $G_{eq,c}$ siendo este del 1% y del 85%, respectivamente (por defecto en Abaqus).

Definiendo G_{max} como el máximo de tasa de liberación de energía, calculada cuando la estructura está cargada a su máximo nivel, si se cumple que: $G_{thresh} < G_{max} < G_{pl}$ entonces la velocidad de crecimiento de grieta vendrá determinado por la ley de Paris:

$$\frac{da}{dN} = c_3 \Delta G^{c_4} \quad (4.11)$$

Después de cada ciclo, la longitud de grieta a_N crece hasta $a_{N+\Delta N}$ fracturando al menos un elemento enriquecido (con la dirección de propagación definida más adelante). El número de ciclos ΔN necesarios para agrietar cada elemento enriquecido alrededor del borde de grieta se calcula mediante las constantes c_3 y c_4 , así como mediante la longitud del elemento y la dirección de propagación. La elección del elemento fracturado se define por un criterio de mínimo número de ciclos necesarios (y por tanto mínima longitud de grieta por ciclo).

Una vez se fractura un elemento, las tensiones se redistribuyen, la rigidez del elemento se establece como nula y se evalúa de nuevo la tasa de liberación de energía de fractura máxima para el próximo ciclo.

Si $G_{max} > G_{pl}$, entonces se fracturarán los elementos enriquecidos delante del borde de grieta en tan solo un ciclo.

Los valores de los coeficientes c_3 y c_4 , y de los ratios G_{thresh}/G_C y G_{pl}/G_C están detallados en la Tabla 24, y son sugeridos en [LIU2012] para resinas epoxy.

Tabla 24. Parámetros de fatiga para resinas epoxy.

Parámetros de fatiga			
$c_3 = 1E-8$	$c_4 = 2,5$	$\frac{G_{thresh}}{G_C} = 0,01$	$\frac{G_{pl}}{G_C} = 0,85$

Como ya se define en el proceso de nucleación de grieta, Abaqus permite la selección de la dirección de propagación de la grieta, entre: (i) ortogonal a la dirección local 1 (Figura 78); (ii) ortogonal a la dirección local 2 del elemento; o (iii) ortogonal a la dirección de máxima tensión tangencial (criterio MTS) [ERD1963].

Según esta última, dado el campo tensional en el borde de grieta, bajo un modo mixto I/II, en coordenadas polares en un sistema local de referencia:

$$\sigma_{\theta\theta} = \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{1}{2}\theta \left(K_I \cos^2 \frac{1}{2}\theta - \frac{3}{2} K_{II} \sin \theta \right) \quad (4.12)$$

$$\tau_{r\theta} = \frac{1}{2\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{1}{2}\theta \left[K_I \sin \theta + K_{II} (3 \cos \theta - 1) \right] \quad (4.13)$$

La grieta se propagará en una dirección $\hat{\theta}$ que cumpla con cualquiera de las condiciones $\partial\sigma_{\theta\theta}/\partial\theta=0$; ó $\partial\tau_{r\theta}/\partial\theta=0$.

Según los resultados experimentales mostrados en [GON2014], la grieta comienza como una desunión entre la matriz y la interfase y se propaga en el material bordeando a las distintas fibras en su trayectoria (Figura 83).

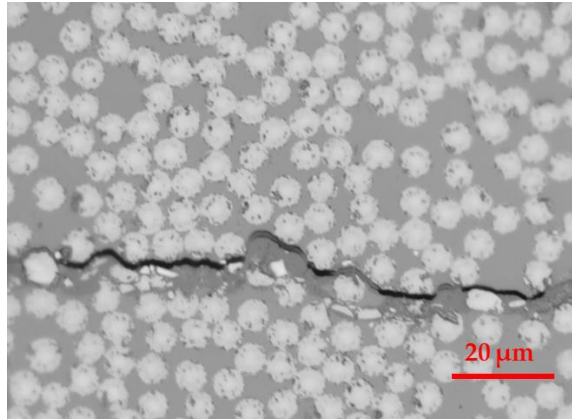


Figura 83. Grieta detectada tras la aplicación de ciclos térmicos en CFRP.

En análisis preliminares se observa que el camino de grieta simulado aplicando el criterio de máxima tensión tangencial proporciona un camino de grieta realista (de acuerdo a los resultados experimentales). Mientras que cualquiera de los otros dos criterios, independientemente de la dirección 1 ó 2 de propagación no modelan el camino de grieta real (Figura 84).

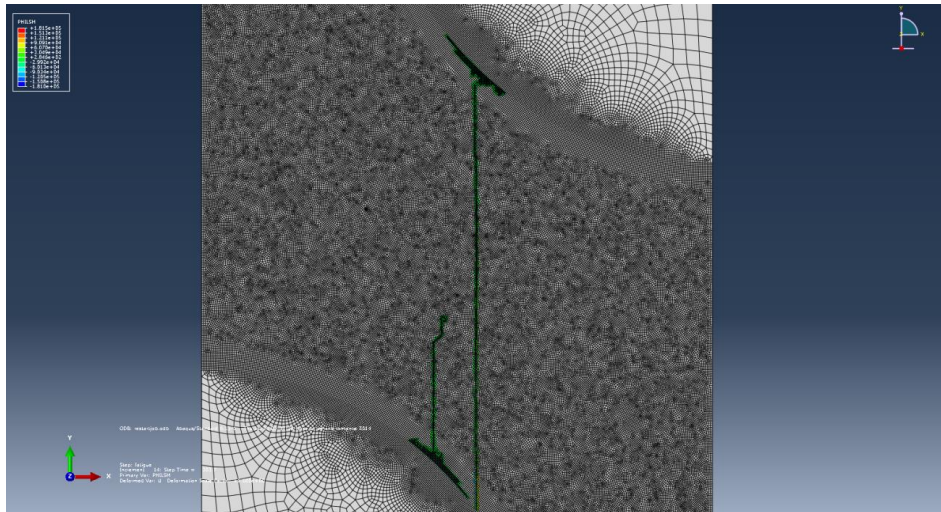


Figura 84. Camino de grieta obtenido aplicando la dirección de propagación 1.

Como se puede observar, aplicando la dirección 1 de propagación, la grieta (originada como una desunión de la fibra/matriz), se propaga de forma paralela hasta alcanzar la superficie de fibra más cercana. Este modo de propagación no representa los resultados obtenidos de forma experimental. Es por ello por lo que se selecciona el criterio MTS para el crecimiento de grietas.

4.4. Introducción del efecto oxidativo

Como se describe en la revisión bibliográfica, el acoplamiento entre la fatiga térmica (debido principalmente a diferencia entre coeficientes térmicos de expansión) y la oxidación de la resina polimérica a alta temperatura, produce un envejecimiento acelerado del material. Por lo tanto es importante poder modelar dicho efecto oxidativo. El objetivo es relacionar el número de ciclos térmicos aplicados con la pérdida de propiedades mecánicas del composite.

4.4.1. Antecedentes

Colin [COL2001] desarrolló un modelo cinético para resinas poliméricas en el que se tiene en cuenta tanto el efecto de oxidación de las mismas, como el efecto de difusión del oxígeno en el material. Mediante dicho modelo es posible predecir la variación de la masa del material en función de las horas de envejecimiento (siendo este a temperatura constante). Posteriormente, Colin [COL2002] mejoró dicho modelo introduciendo una ecuación para tener en cuenta el consumo de sustrato en el proceso. Esta modificación permite una correcta estimación de la pérdida de peso del material (en el rango entre el 0 y 12% de la pérdida de peso inicial del material). Olivier [OLI2008; OLI2009] utilizó estos resultados como una base para un modelo numérico de termo oxidación, capaz de predecir la concentración de productos de la oxidación en cualquier instante de tiempo. Estas predicciones se relacionan con valores experimentales de rigidez del material de ensayos de indentación, encontrando una relación entre el módulo de la resina y la concentración de oxígeno.

La concentración de productos de oxidación, $Q(x,y,z)$ describe la evolución de la reacción desde el instante inicial (t_0) al instante final (t_f).

$$Q(x, y, z, t) = \int_{t_0}^{t_f} -\frac{dO_2}{dt} d\tau \quad (4.14)$$

Por otro lado, la degradación de las propiedades mecánicas se refleja principalmente en el aumento de la rigidez de la resina polimérica analizada. Olivier describe a dependencia del módulo de Young en el proceso oxidativo (para una resina Cytec 977-2) como [OLI2009]:

$$E(Q) = 5479 - 1460 \cdot e^{-0.79Q} \quad (4.15)$$

Tandon [TAN2006] desarrolló el modelo presentado por Colin [COL2002] aplicándolo a una probeta de resina PMR-15. Según este, y suponiendo que el cambio del peso del material es proporcional a los productos de oxidación del mismo, se puede establecer la siguiente relación:

$$\frac{dw}{dt} \propto -R(C) \quad (4.16)$$

Donde $R(C)$ representa el consumo de oxígeno, y el signo negativo implica pérdida de peso cuando existe consumo de oxígeno de la atmósfera de ensayo.

Por otro lado se puede definir el parámetro (o ratio) de oxidación (Φ), en función del peso en un instante determinado $W(t)$, y del peso inicial W_0 como:

$$\Phi = \frac{W(t)}{W_0} \quad (4.17)$$

$$\frac{d\Phi}{dt} = \frac{1}{W_0} \frac{dW}{dt} \quad (4.18)$$

Combinando las dos anteriores se obtiene que:

$$\frac{d\Phi}{dt} = -\alpha R(C) \quad (4.19)$$

Siendo α un número real positivo, que puede ser evaluado mediante el dato de pérdida de peso en especímenes de geometría conocida y mediciones del espesor de la capa oxidada. En la bibliografía se demuestra que un alto valor de α predice bien el comportamiento del proceso oxidativo en cortos tiempos de envejecimiento; sin embargo sobreestima la oxidación para largos tiempos de envejecimiento (y viceversa). Dado que en el presente documento se pretende modelar periodos de envejecimiento de 500 ciclos térmicos, se toma un valor de $\alpha = 0,1$, en el rango mostrado por Tandon [TAN2006].

Teniendo en cuenta la definición de Q y R , se puede establecer que:

$$Q(x, y, z, t) = \int_{t_0}^{t_f} R(C) d\tau = \int_{t_0}^{t_f} -\frac{dO_2}{dt} d\tau \quad (4.20)$$

$$\frac{\partial Q}{\partial t} = [R(C)]_{t=0}^{t=t_f} \quad (4.21)$$

Por tanto:

$$\frac{1}{W_0} \frac{dW}{dt} = -\alpha \frac{\partial Q}{\partial t} \quad (4.22)$$

Así:

$$Q(t) = -\frac{1}{\alpha W_0} W(t) + Q_0 \quad (4.23)$$

Suponiendo nula la concentración inicial de productos de oxidación, y denominando k a la tasa de pérdida de peso con el tiempo:

$$\frac{1}{W_0} \frac{dW}{dt} = k \left(\frac{1}{h} \right) \quad (4.24)$$

$$\frac{\partial Q}{\partial t} = -\frac{1}{\alpha} k \quad (4.25)$$

Integrando:

$$Q = -\frac{k}{\alpha} t + Q_0 \quad (4.26)$$

De nuevo, suponiendo nulo Q_0

$$Q = -\frac{k}{\alpha} t \quad (4.27)$$

Se puede obtener la expresión que relaciona el módulo de Young con el tiempo en un ensayo isoterma:

$$E = 5479 - 1460 \cdot e^{0.79\frac{k}{\alpha} t} \quad (4.28)$$

Dado que se pretende analizar el efecto de la termo oxidación en ensayos de temperatura no constante, es necesaria una relación entre ambos tipos de envejecimiento (isoterma y ciclado térmico).

Como se describe en el capítulo 2.2, Lafaire-Frenot [LAF2006a] estableció una equivalencia entre ensayos isotérmicos y ciclos de temperatura mediante una comparación de las variaciones de masa sufrida. La equivalencia es: 500 ciclos térmicos entre -50°C y 180°C en aire equivalen a 500 horas de ensayo isoterma a 150°C .

El ratio de pérdida de masa en ciclos isotérmicos (a 150°C) es según Decelle de $k=4,5 \cdot 10^{-5} \text{ h}^{-1}$ [DEC2003]. Dicho valor es válido para muestras de resina de espesor inferior a $93 \mu\text{m}$ (o en el borde libre de muestras con mayor espesor).

Mediante la constante anterior y aplicando un coeficiente $\alpha = 0,1$, es posible evaluar el módulo de Young del material en función del tiempo de ensayo.

$$E(t) = 5479 - 1460 \cdot e^{-5.859 \cdot 10^{-6} t} \quad (4.29)$$

La ecuación anterior es válida para la resina Cytec 977-2 [OLI2009]. Con el fin de adaptar la misma a la resina bajo estudio (HexPly 8552) se sigue el siguiente procedimiento:

- (i) Cálculo del módulo modificado por oxidación para cada ciclo aplicado.
- (ii) Cálculo de la diferencia entre el módulo corregido y el que resultaría de un proceso sin presencia de oxígeno (en términos porcentuales).
- (iii) Aplicación de ese porcentaje de reducción sobre el valor de la rigidez de referencia de la resina bajo análisis obteniendo así el valor del módulo de Young de esta, para cada instante de tiempo de ciclo.

4.4.2. Metodología

Para el presente análisis, el número total de ciclos a aplicar se divide en 10 bloques de 50 ciclos cada uno. El valor del módulo de Young se evalúa en el primer ciclo de cada bloque y se considera constante en el resto, hasta el ciclo 49, donde se vuelve a evaluar para el siguiente bloque. Cada bloque corresponde con un paso de ciclo directo, donde cada uno se aplica en el siguiente para evaluar los términos de la serie de Fourier. Dicha división en bloques es necesaria para no penalizar en exceso el tiempo de computación del análisis. Además, el módulo de Young de la resina se sigue considerando dependiente de la temperatura en cada paso (de manera idéntica a lo explicado en el capítulo 4.2). De esta forma, el valor del módulo de Young es dependiente de la temperatura (en cada ciclo), y del número de ciclos aplicados, a través de una variable de estado creada FV1 (Figura 85), cuya función es relacionar el valor de la rigidez con el número de ciclos aplicados.

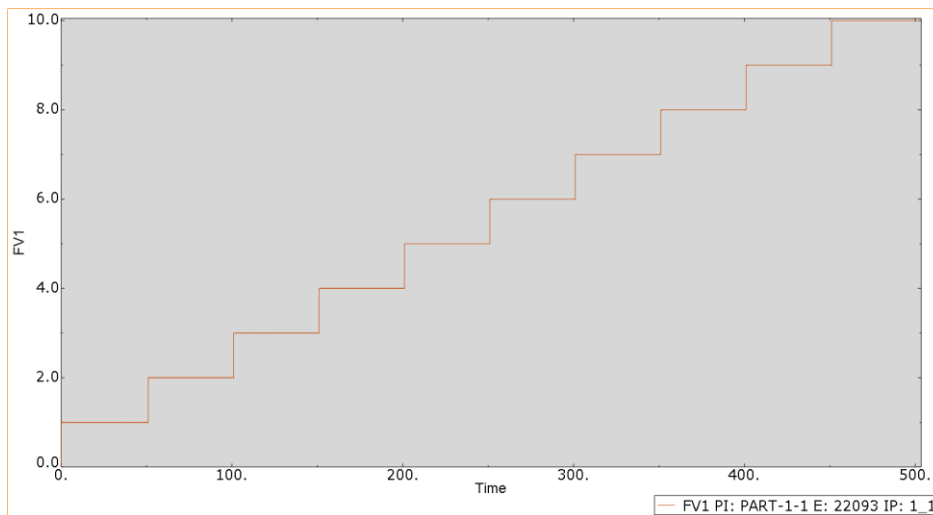


Figura 85. Cambio en el campo de variable FV1 creado en Abaqus (índice de oxidación).

5. RESULTADOS

A continuación se presentan los resultados obtenidos mediante la realización de los distintos ensayos e inspecciones detallados en el capítulo 3 del documento, y obtenidos del modelo numérico descrito en el capítulo 4.

5.1. Ensayos envejecimiento

Durante la fase de envejecimiento se registran principalmente dos variables: temperaturas y/o deformaciones, en función de la fase de ensayos analizada.

5.1.1. Registros Fase I

Durante la primera fase de ensayos, únicamente se adquieren datos de temperatura en el interior del sistema de atmósfera controlada (SAC), tal y como se describe en el capítulo 3.2.9 del documento. El ciclado térmico realizado es el resultado de un ajuste del conjunto SAC-Máquina HALT/HASS para alcanzar las condiciones de temperatura deseadas en el interior de dispositivo SAC (implicando esto una fase de pruebas de puesta a punto).

Como se menciona en la descripción de los ensayos (Tabla 13), se aplican tres condiciones de envejecimiento. La atmósfera puede estar compuesta por nitrógeno puro o bien aire seco (ambiente oxidativo). En cualquier caso, a temperatura ambiente, la presión en el interior del SAC es de 1,5 bar medidos mediante un

manómetro colocado a la entrada del mismo. Durante el ensayo la alimentación de gas nitrógeno es ininterrumpida por lo que se puede considerar que en todo momento el gas en el interior del dispositivo no se ve alterado.

En la Figura 86 se puede observar un ejemplo del perfil de temperaturas alcanzadas durante el ciclado térmico en ambiente inerte. Los termopares T1-T4 se ubican en el interior del SAC según se muestra en la Figura 62.

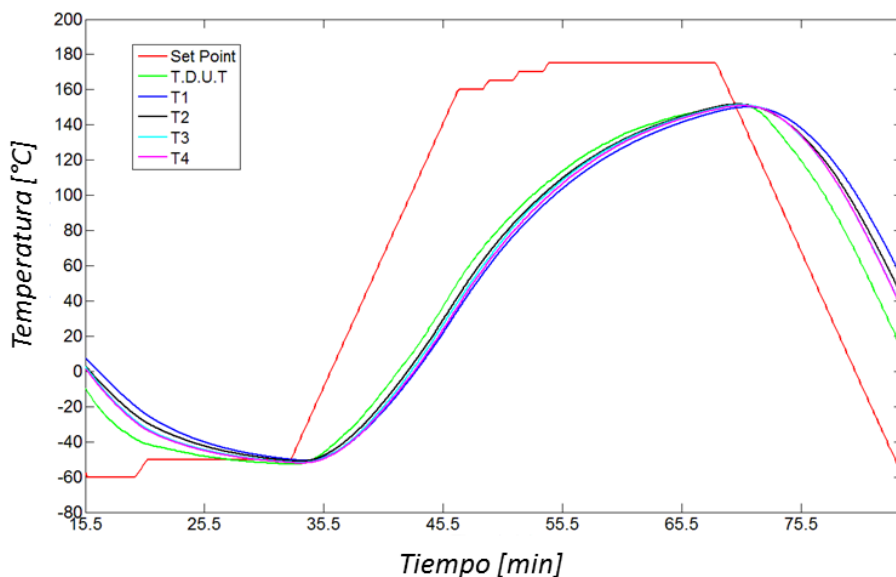


Figura 86. Ejemplo de registro de termopares durante el ciclado térmico en condiciones de atmósfera inerte.

En la Tabla 25 se recogen los valores promedios de las temperaturas máximas y mínimas (para los 500 ciclos térmicos aplicados) así como sus desviaciones, para el caso de atmósfera inerte. Estos valores sirven para comprobar la homogeneidad en las condiciones térmicas en el interior del SAC durante la totalidad del ensayo. Dado que el sistema empleado para la ejecución de las pruebas en atmósferas Inerte+ y Aire es el mismo, estos resultados de homogeneidad pueden ser extrapolados para las otras dos condiciones de ensayos (Inerte+ y Aire).

Tabla 25. Valores extremos registro Termopares.

Termopar	Pico Temperatura	Media (°C)	DS (°C)
T1	Mín	-49,42	0,68
T1	Máx	151,40	0,66
T2	Mín	-49,89	0,51
T2	Máx	152,25	0,41
T3	Mín	-51,43	0,54
T3	Máx	151,74	0,57
T4	Mín	-51,55	0,35
T4	Máx	151,76	0,40

Teniendo en cuenta que la incertidumbre de medida del termopar es de 0,6 °C la homogeneidad de temperaturas en el interior de la cámara del SAC se considera suficiente en los ensayos llevados a cabo.

5.1.2. Registros Fase II

En la Figura 87 se muestra el perfil de temperaturas programado (TSET) en el ensayo de la Fase II del proyecto, así como el registro adquirido por el termopar de control en uno de los test realizados (TDUT).

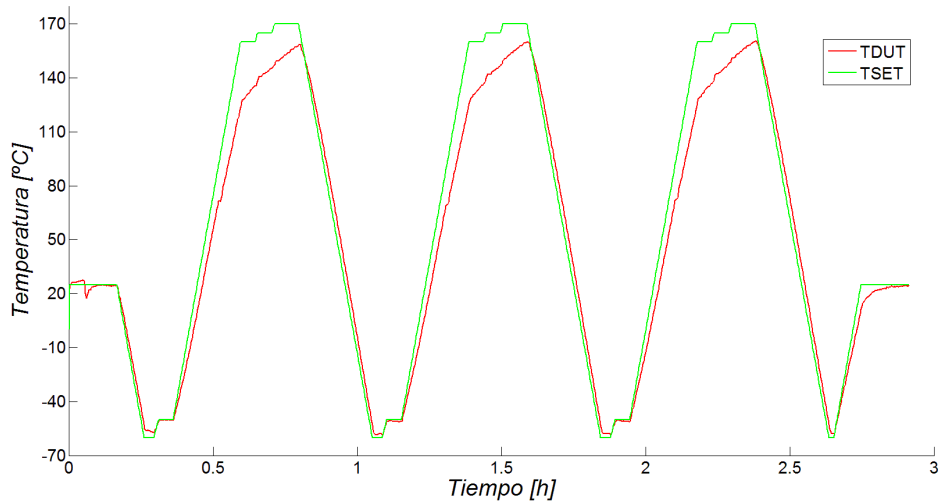


Figura 87. Perfil y registro de termopar de control de la máquina de ensayos HALT.

Se puede apreciar que, en la zona de alta temperatura, se ha incluido un escalonamiento del perfil térmico. Mediante dichos escalonamientos se consigue evitar las sobreoscilaciones térmicas por el control de la máquina.

En las Figuras 88 a 90 se detallan los registros de temperatura y deformación obtenidos mediante los distintos sensores colocados sobre las probetas (termopares y galgas extensométricas).

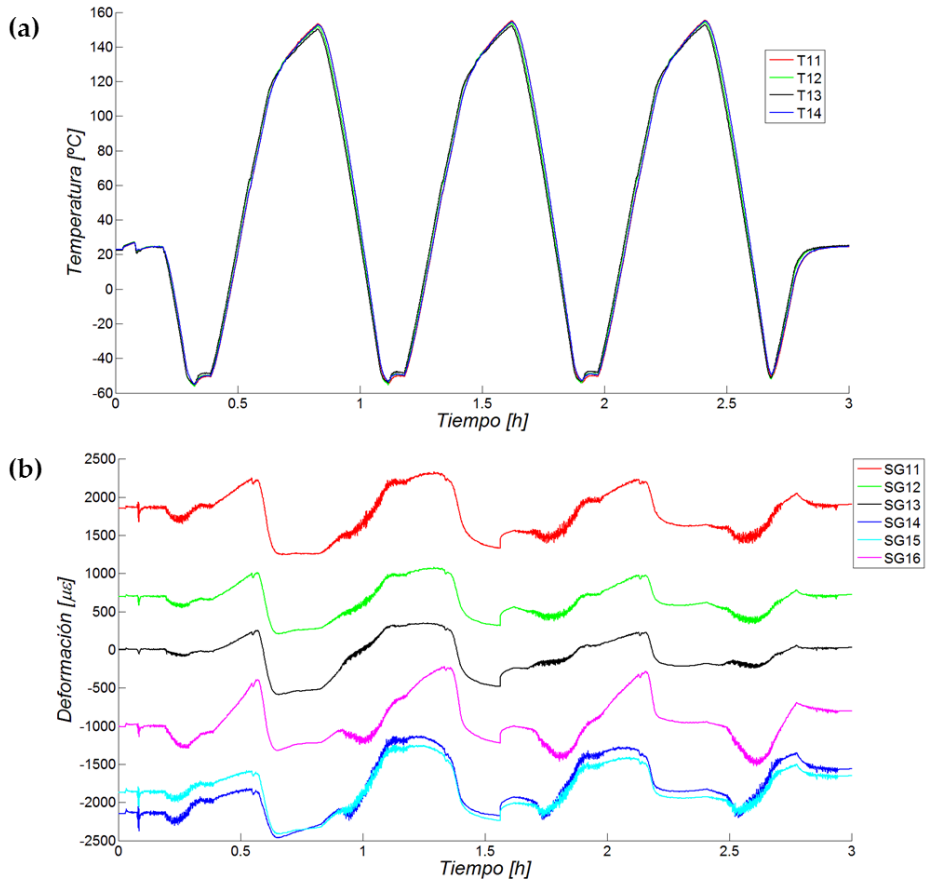


Figura 88. Registro de (a) termopares y (b) galgas extensométricas sobre EVAPT01.

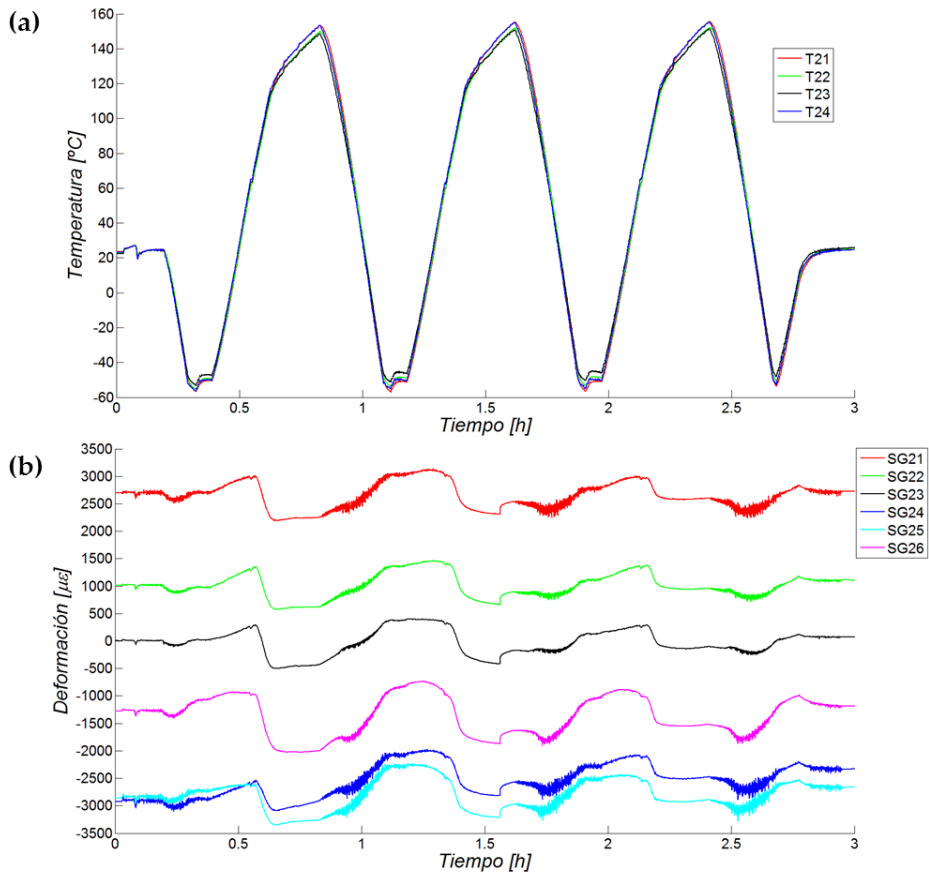


Figura 89. Registro de (a) termopares y (b) galgas extensométricas sobre EVAPT02.

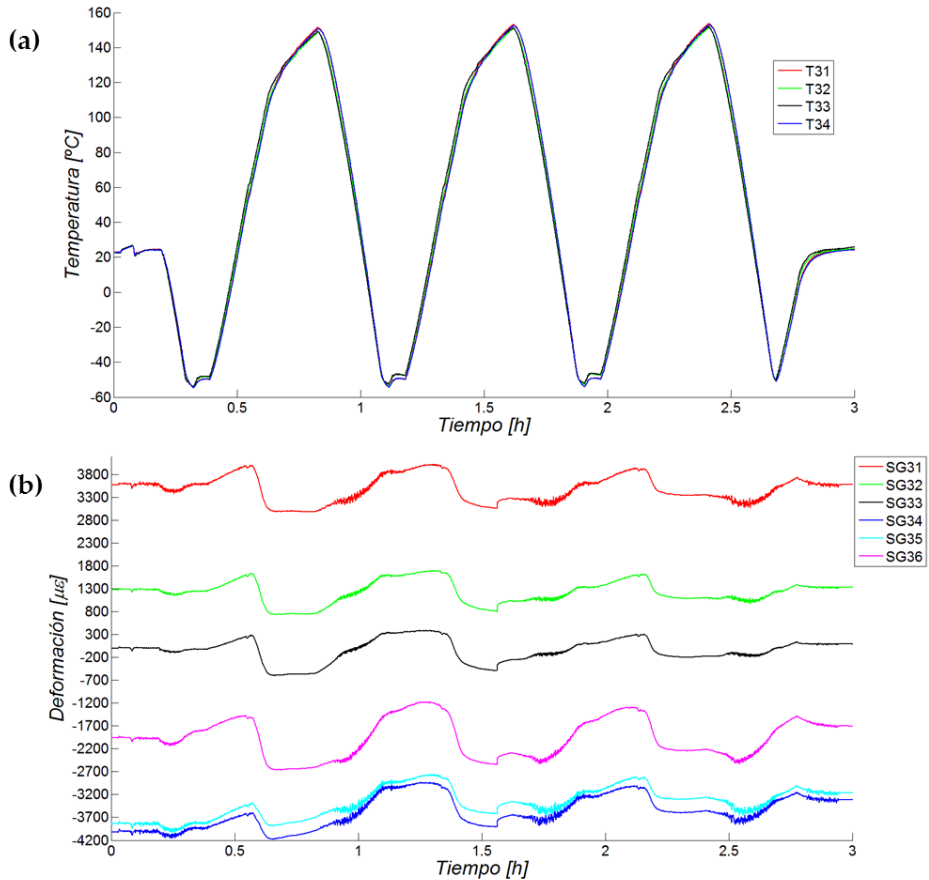


Figura 90. Registro de (a) termopares y (b) galgas extensométricas sobre EVAPT03.

Como se puede observar en las figuras anteriores, existe homogeneidad térmica en las diferentes zonas del interior de la cámara HALT/HASS (según se muestra en la Figura 67). La máxima variación (entendida por diferencia máxima de temperaturas) entre las mediciones de los diferentes termopares, para las distintas probetas es: ± 3 , ± 5 y $\pm 3^\circ\text{C}$ para las probetas EVAPT01, EVAPT02 y EVAPT03, respectivamente.

A pesar de la variación en las medidas de deformaciones captadas por las galgas extensométricas, aún habiendo compensado en temperatura, es importante notar que dichas lecturas son iguales al comienzo y final de cada prueba. Este hecho implica que la carga estática aplicada sobre las probetas (mediante los pesos), se mantiene a lo largo del tiempo, y que por tanto no es necesario modificar las condiciones de aplicación de dicha carga durante los test de envejecimiento (por ejemplo debido a que los componentes sufran pérdida de rigidez y los voladizos entraran en contacto con la mesa de la cámara de ensayos). El nivel de deformaciones, introducidos en los componentes mediante las masas en la punta del voladizo, es constante a lo largo de los distintos ciclos de temperatura.

5.2. Inspecciones UT

5.2.1. Inspecciones Fase I

En la primera fase se realizaron inspecciones mediante ultrasonidos como control de calidad de los paneles empleados para el corte de las probetas. Se realiza la inspección sobre 6 paneles, tres inspecciones con registro de C-Scan, y tres sin registro (empleando sonda mono elemento sin encoder), por lo que la defectología se marcó sobre el propio panel.

A continuación se muestra, de forma detallada y a modo de ejemplo, la inspección del panel referenciado como 15149. El resto de paneles con registro guardado (15150 y 15151) se adjuntan en el Anexo de Resultados (A1), incluyendo en este capítulo únicamente el C-Scan correspondiente y la posición de las indicaciones sobre el mismo.

Para la inspección se opta por la división de los mismos en cuatro cuadrantes. También se nombran los bordes del panel tal y como se muestra en la Figura 91.

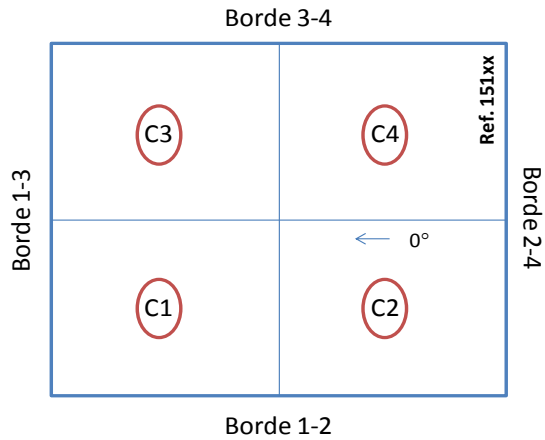


Figura 91. División de los paneles en cuadrantes.

En la Figura 92 se muestra la dirección y sentido de inspección en cada uno de los cuadrantes.

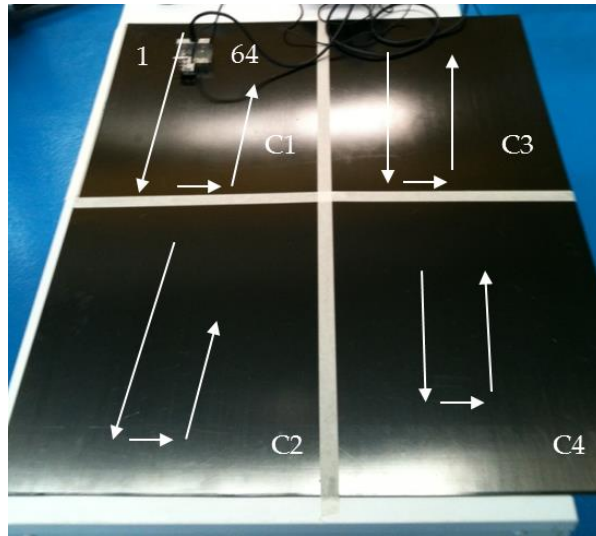


Figura 92. Dirección y sentido de la inspección.

A continuación se presentan los registros C-scan en amplitud y posición (seleccionando como medida la diferencia entre: $A^{\wedge}I^{\wedge}$, pico de señal de eco de entrada y salida, respectivamente). Para la localización de las indicaciones se utilizarán las referencias mostradas en la Figura 91.

Las escalas seleccionadas para las cartografías en amplitud y posición son de 0-100 % y de 2,0-2,4 mm, respectivamente.

- **Panel 15149.**

Se presenta a continuación el C-scan (amplitud y posición) obtenido de la inspección US-PA aplicada a dicho panel (Figura 93).

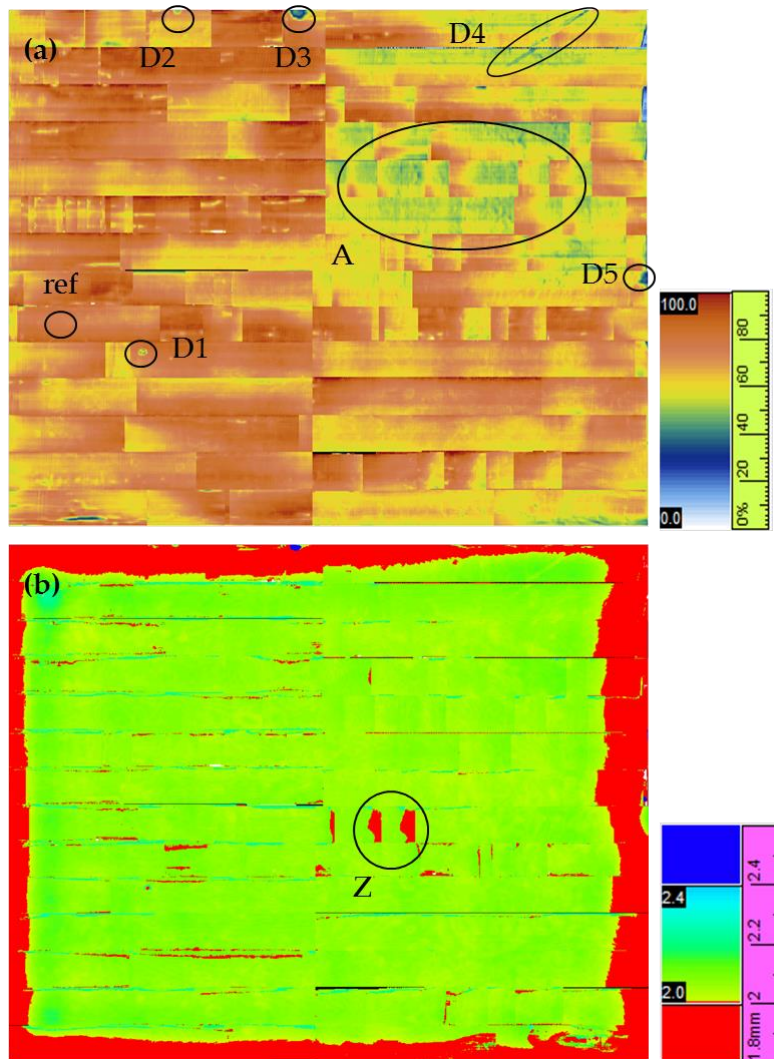


Figura 93. C-Scan en (a) amplitud y (b) posición del Panel 15149.

En primer lugar, se adjunta en la Figura 94 el A-scan de la señal obtenida en una zona sana, sin indicaciones detectadas, referenciada en el panel por la marca "ref" (Figura 93a). Dicha señal se tomará como referencia para analizar el resto de las distintas indicaciones presentes.

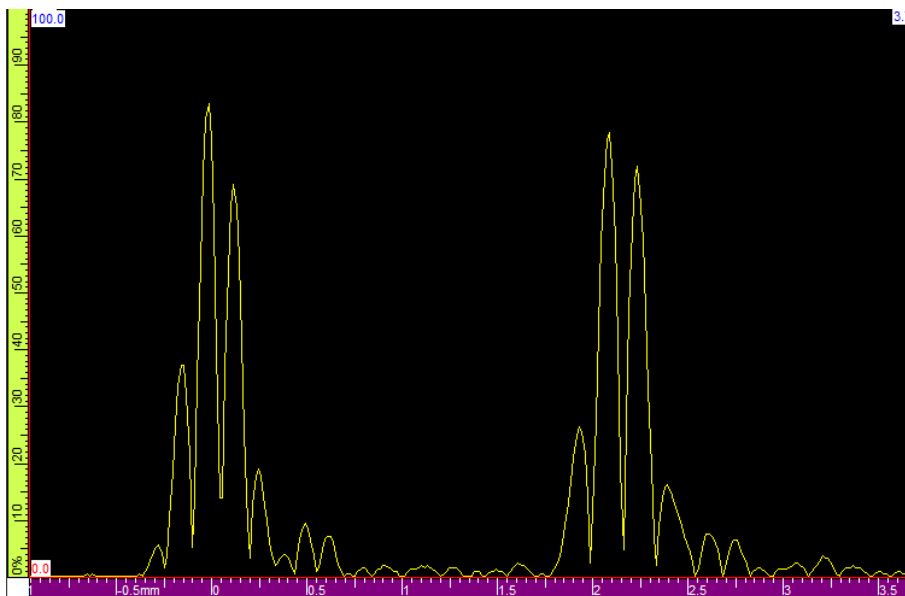


Figura 94. Señal de referencia del Panel 15149.

Del C-scan en amplitud mostrado en la Figura 93a, se detectan las siguientes indicaciones:

- D1: Indicación situada en el primer cuadrante (C1) a 243 mm del borde 1-3 (B1-3) y 279 mm del borde 1-2 (B1-2). El tamaño de la misma es de 10 mm de largo y 9 mm de ancho. Se caracteriza por la atenuación del eco de fondo y la presencia de un eco de indicación al 66%. Se adjunta A y D-scan de la indicación (Figuras 95 y 99). Como se observa en la Figura 96 se encuentra en la superficie inferior del panel. Se comprueba que la atenuación del eco de fondo no se debe a una falta de acoplamiento del eco de entrada.

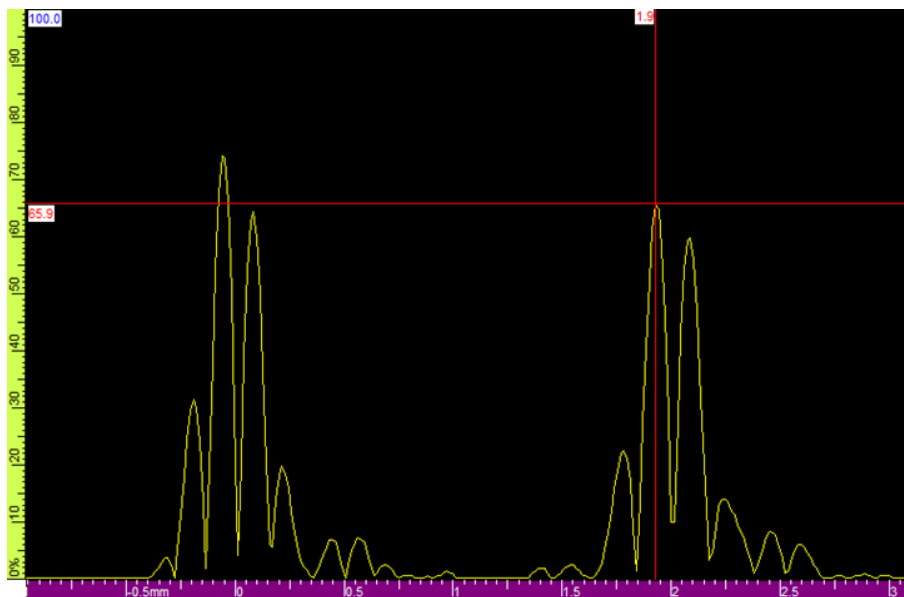


Figura 95. A-Scan de la indicación D1 del Panel 15149.

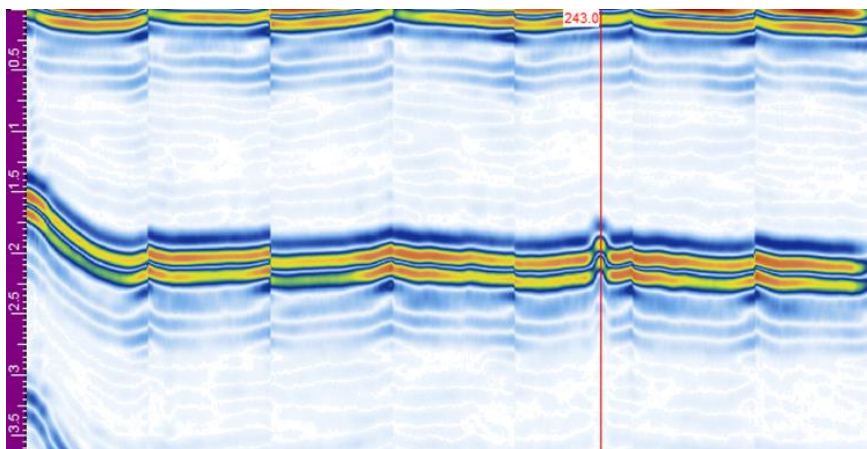


Figura 96. D-Scan de la indicación D1 del Panel 15149.

- D2: Indicación ubicada sobre el borde B3-4 a 258 mm de B1-3. Su tamaño es de 8 mm de largo y 4 mm de ancho. Se detecta por la atenuación del eco de fondo del 80 al 50% y la presencia de una indicación a mayor profundidad con una amplitud del 30%.
- D3: Indicación ubicada sobre el borde B3-4 a 442 mm de B1-3. Su tamaño es de 36 mm de largo y 14 mm de ancho. Se detecta por la atenuación del eco de fondo del 80 al 30% y la presencia de una indicación a mayor profundidad con una amplitud del 45%. Se adjunta A y D-scan de la indicación (Figuras 97 y 98).

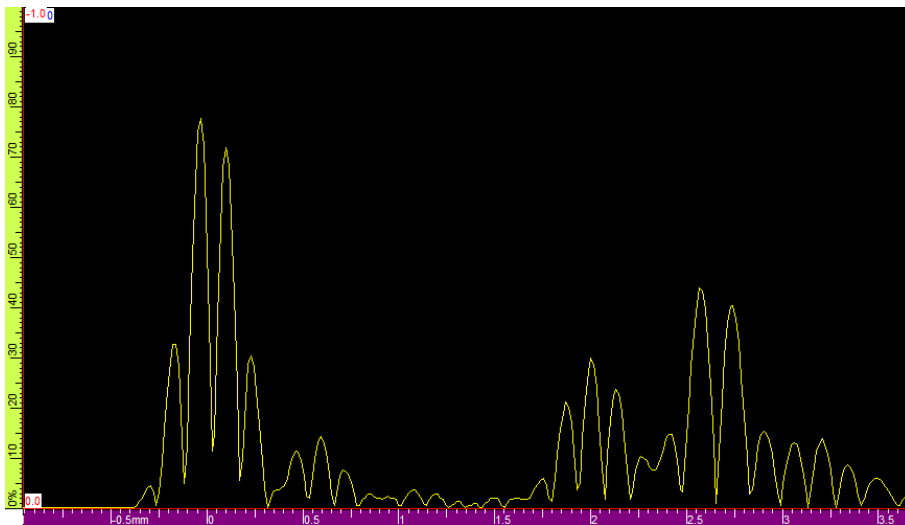


Figura 97. A-Scan de la indicación D3 del Panel 15149.

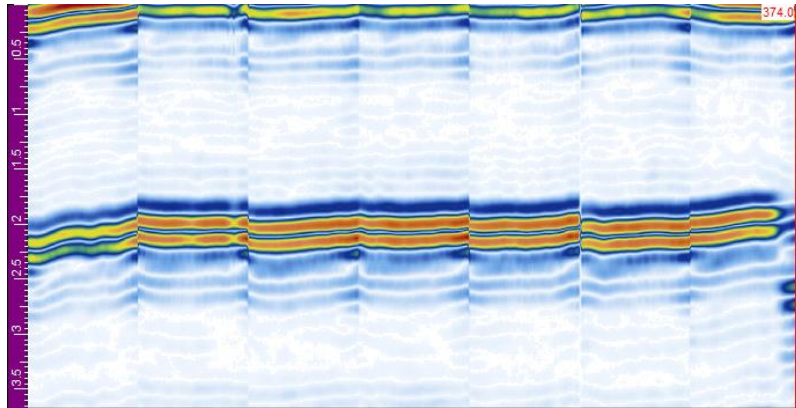


Figura 98. D-Scan de la indicación D3 del Panel 15149.

- D4: Indicación superficial sobre el cuadrante C4. Comienza en el borde B3-4 y se introduce en el panel hasta alcanzar una longitud de 210 mm, a una distancia del borde de 88 mm. El eco de fondo disminuye en esta línea del 80% al 40%. En la Figura 99 se observa dicha atenuación de la señal.

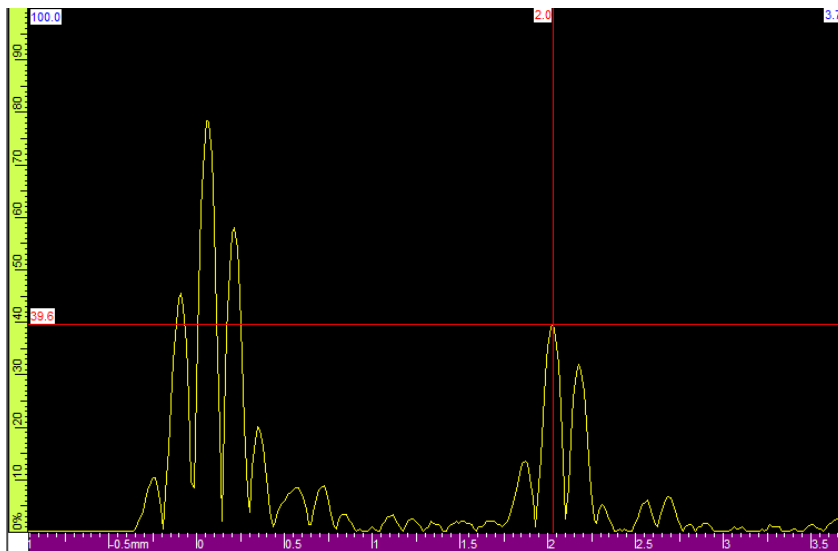


Figura 99. A-scan de la indicación D4 del Panel 15149.

- D5: Indicación ubicada sobre el borde B2-4 a 415 mm de B3-4. Su tamaño es de 30 mm de largo y 18 mm de ancho. Se caracteriza por la atenuación del eco de fondo del 80 al 30%.

Además, se detecta también una zona de atenuación generalizada (A) en el cuadrante C4 (Figura 93a). En la Figura 100 se muestra el esquema del panel con las indicaciones antes mencionadas, su localización y tamaño.

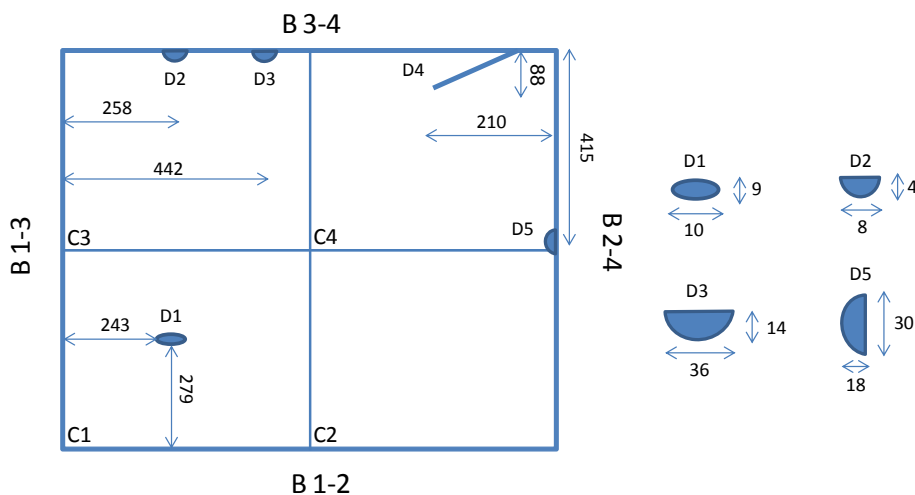


Figura 100. Localización y tamaño de las indicaciones presentes en el Panel 15149 (cotas en mm).

En cuanto al C-Scan en posición (Figura 93b) se aprecia de forma general cómo el espesor del panel estudiado disminuye notablemente en todos los bordes (color rojo), mientras que en el resto de la superficie permanece entre los valores acotados (2 y 2,4 mm de espesor).

Analizando los C-Scan y los realizados exclusivamente en los bordes del panel, se concluye que, para alcanzar un espesor de panel de $2,21 \pm 0,2$ mm se han de eliminar de los bordes las cantidades mostradas en la Tabla 26.

Tabla 26. Cantidad a eliminar de los bordes del Panel 15149.

Borde	Anchura (mm)
1-2	50
1-3	40
2-4	80
3-4	55

Teniendo en cuenta los datos mostrados en la anterior tabla y la posición de las indicaciones mostrada por la Figura 100, se consideran irrelevantes las indicaciones marcadas como D2, D3 y D5, ya que su situación sobre el panel las muestra fuera de la superficie útil del mismo. Sin embargo D1 y D4 se presentan parcial o totalmente (respectivamente) en la superficie útil del panel, por lo que se deberá tener en cuenta en el momento de realizar el corte del mismo para la fabricación de las probetas.

Con respecto a las zonas marcadas como (Z) sobre el C-Scan en posición (Figura 93b), según la escala representada en el mismo, existe una disminución del espesor del panel en su área útil. Sin embargo, esta indicación es falsa ya que se produce por un desplazamiento del eco de entrada en el material hacia la derecha (distancias superiores, ver Figura 101a y b), debido al mayor espesor del colchón de agua/gel existente entre la zapata y el panel. Esto produce la distinción de dos ecos, el que se encuentra a la salida de la zapata y el existente a la entrada del material. Dado que la medición del espesor se está realizando tomando la distancia entre picos máximos de la señal, se produce en esta zona una falsa disminución del espesor del panel.

En el resto de paneles inspeccionados, se incluye en este capítulo únicamente el C-Scan con las indicaciones marcadas sobre el mismo. El análisis de indicaciones se detalla en el Anexo de Resultados (A1).

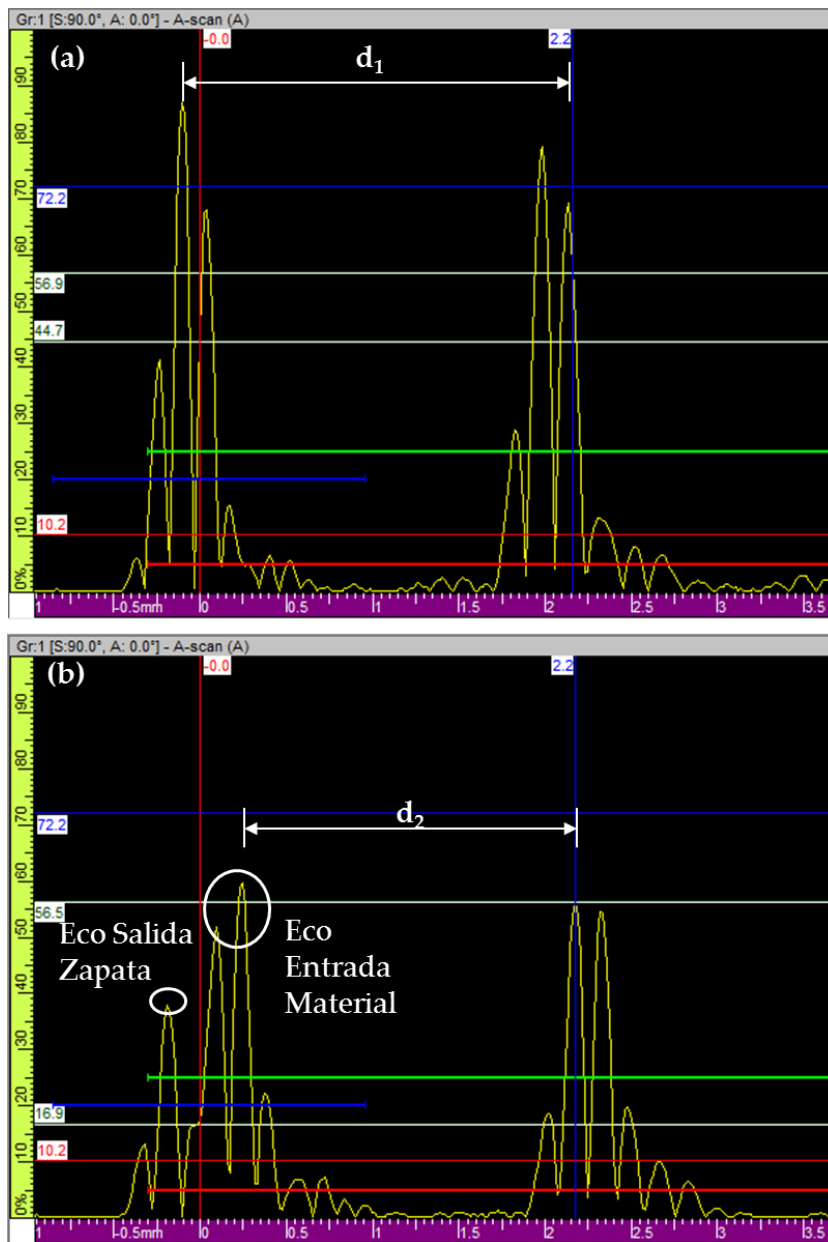


Figura 101. Desplazamiento de la señal en zonas Z sobre el C-Scan en posición.

- **Panel 15150.**

En la Figura 102 se presenta el C-scan (amplitud y posición). Escalas acotadas en 0-100% en amplitud y 2,0-2,4 mm en posición.

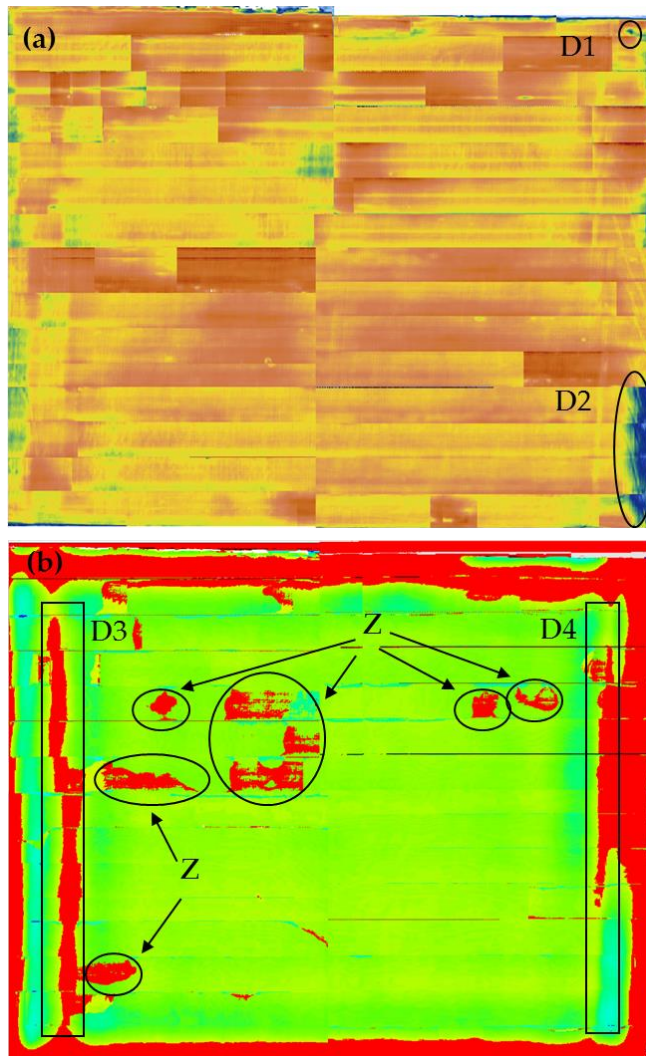


Figura 102. C-Scan en amplitud (a) y posición (b) del Panel 15150.

De las indicaciones presentadas para el panel 15150, las indicaciones D3 y D4 son las más relevantes debido a su probable inclusión en la superficie útil del panel. Como se detecta en la Figura 102b, las zonas marcadas D3 y D4 suponen una disminución del espesor del panel por debajo de 2 mm, lo cual está fuera de la tolerancia requerida. El resto de indicaciones quedan analizadas en el Anexo de Resultados (A1).

Para alcanzar un espesor de panel de $2,21 \pm 0,2$ mm se eliminaron de los bordes las siguientes cantidades (Tabla 27).

Tabla 27. Cantidad a eliminar de los bordes del Panel 15150.

Borde	Anchura (mm)
1-2	40
1-3	116
2-4	100
3-4	100

- **Panel 15151.**

En la Figura 103 se presenta el C-Scan (amplitud y posición) obtenido del panel 15151.

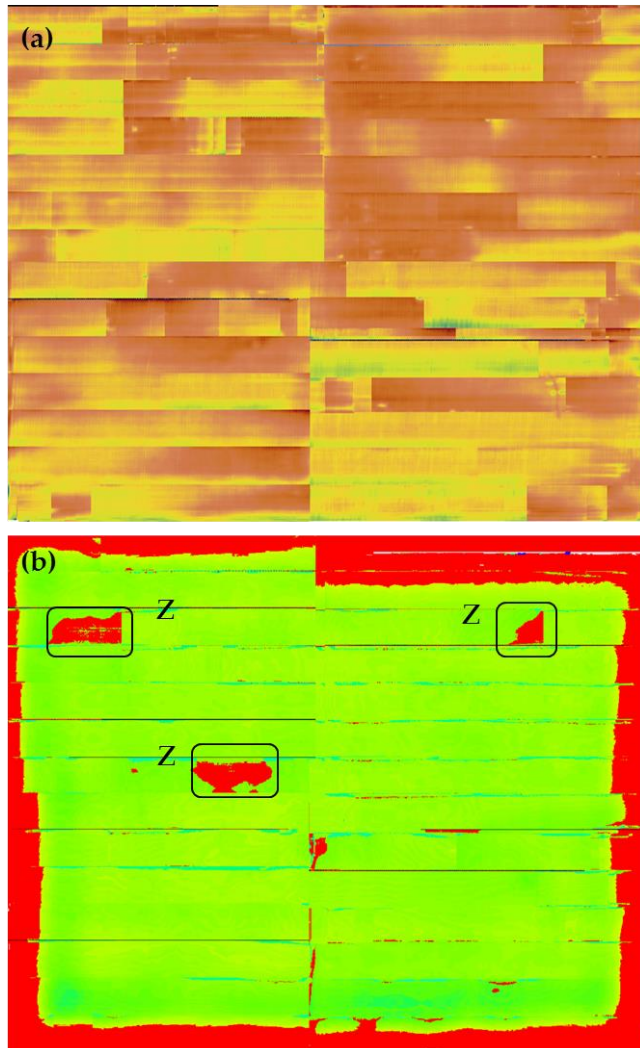


Figura 103. C-Scan en amplitud (a) y posición (b) del Panel 15151.

No se detectan indicaciones en el C-Scan en amplitud. En la cartografía en posición se pueden observar zonas de disminución de espesor por debajo de 2,0 mm en los bordes (al igual que en casos anteriores). También se han detectado franjas (Z), marcadas en la Figura 103b, asociadas a falsas disminuciones del espesor del panel que, como ya se analizó previamente en el panel 15149 (Figura 101a y b), se debe al desplazamiento de la señal completa hacia valores menores de posición.

Teniendo en cuenta la Figura 103 y los C-scans realizados exclusivamente en los bordes del panel, se concluye que, para alcanzar un espesor de panel de $2,21 \pm 0,2$ mm se han de eliminar de los bordes las siguientes cantidades (Tabla 28):

Tabla 28. Cantidad a eliminar de los bordes del Panel 15151.

Borde	Anchura (mm)
1-2	50
1-3	50
2-4	50
3-4	50

5.2.2. Inspecciones Fase II

Como se detalla en el capítulo 3.2.8, se realizan distintos tipos de inspecciones en distintos estadios de la Fase II. A continuación se detallan dichas inspecciones.

UT panel plano - estado referencia

A continuación se describe la inspección realizada mediante UT del panel plano para extracción de las probetas para ensayos de tracción (T2), flexión (Fx) y microscopía (M2).

En la Figura 104 se muestran los C-Scans en amplitud y posición del panel plano (sin refuerzo). En el primero (Figura 104a), se observa una amplitud del eco de fondo ligeramente inferior al 80%, alcanzando dicho valor en la esquina inferior derecha, según la escala de grises presentada en el lateral derecho de la imagen. En el mismo, se aprecia la dirección de las fibras colocadas a $\pm 45^\circ$. El espesor del panel se observa en el C-Scan en posición (Figura 104b) de 3 mm aproximadamente. Para la obtención de los C-Scans se ha configurado una puerta con un umbral del 40%. No se aprecian indicaciones relevantes a destacar en la inspección de este componente.

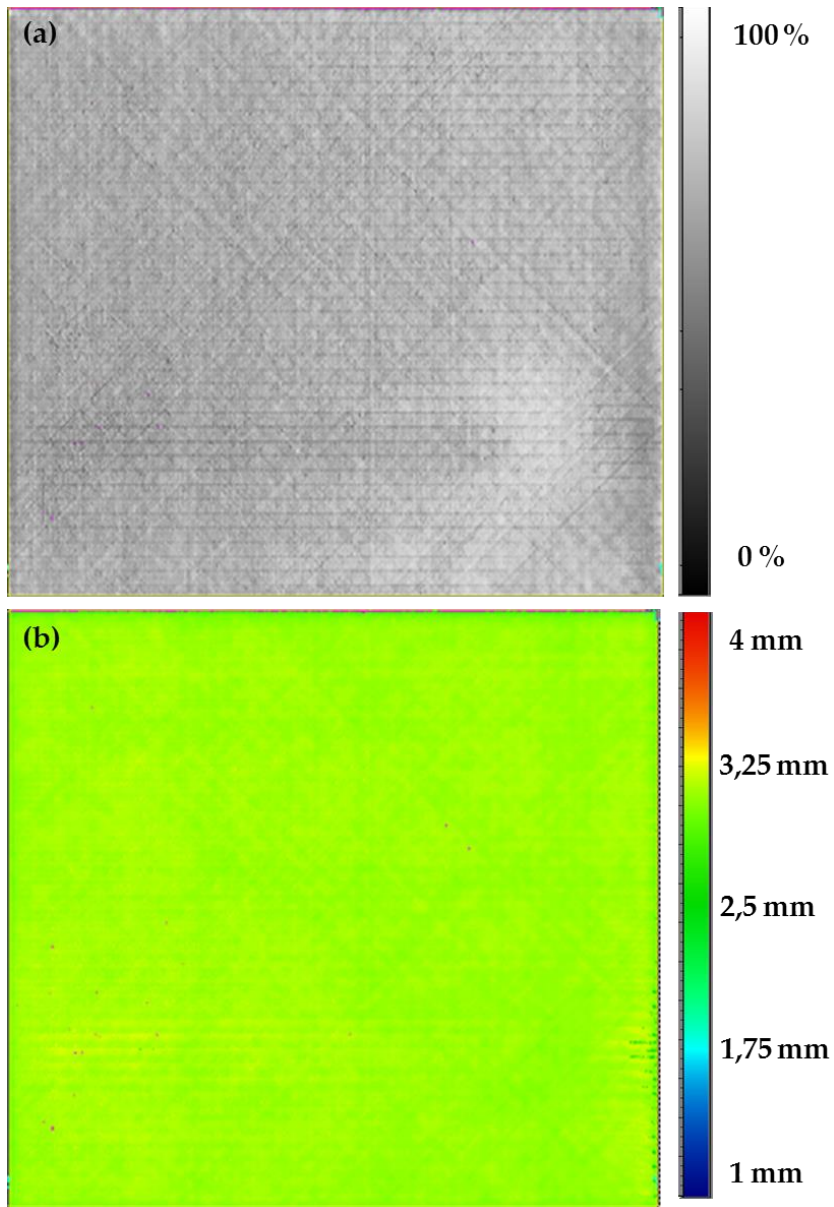


Figura 104. C-Scan panel plano (a) amplitud y (b) posición.

UT panel unión en "T" - estado referencia

- Superficie plana.

En la Figura 105 se muestran los C-Scan en amplitud y posición del panel reforzado. En amplitud (Figura 105a) se pueden observar numerosos puntos en color rosa, aquéllos que presentan una atenuación del eco de fondo del 40%, proporcionando por tanto indicaciones en las cartografías. Existe una mayor concentración de estas indicaciones en la zona del refuerzo, correspondiente a la línea vertical en color rosa situada en el centro derecha del panel. En esta línea, el eco de fondo de la señal ultrasónica se atenúa completamente debido a la geometría. Este mismo fenómeno se produce en la línea vertical del borde izquierdo del panel, correspondiente a un cambio de espesor del mismo, el cuál puede observarse con el cambio de color azul-verde en el C-Scan en posición (Figura 105b), según la escala de colores presentada en el lateral derecho de la imagen. El resto del panel se mantiene con un espesor en torno a los 3 mm. Sobre dichas figuras se han representado también los cortes de las distintas probetas y su identificación EVAPT01 a EVAPT09.

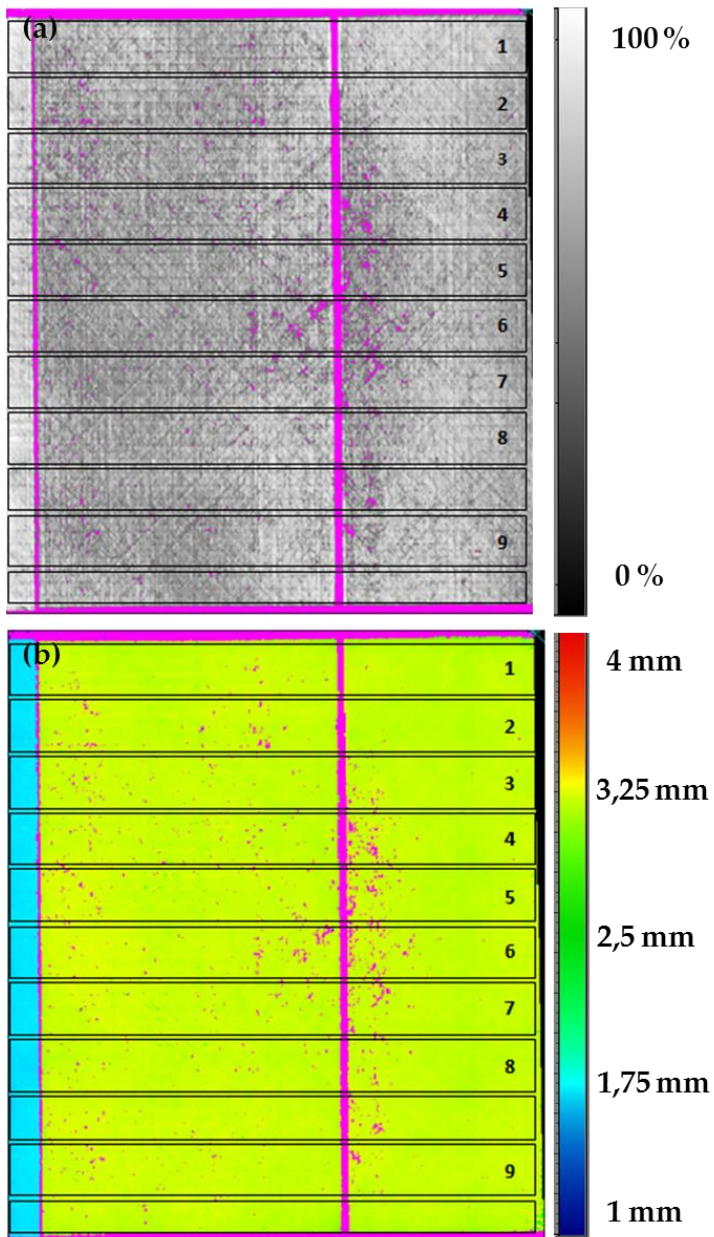


Figura 105. C-Scan, (a) en amplitud y (b) en posición del panel reforzado.

- Radios (superficies curvas).

La inspección de los radios del refuerzo se realiza según lo especificado en el capítulo 3.2.8. La Figura 106 muestra los resultados obtenidos de las inspecciones. Las escalas seleccionadas para las cartografías en amplitud y posición son de 0-100% y de 0-3,5 mm, respectivamente.

Tanto en los C-Scan en amplitud como en posición, se observa el eco de fondo únicamente en los bordes superior e inferior, correspondientes al espesor del panel y el refuerzo, respectivamente. En el resto del registro, únicamente se representan los ecos de las indicaciones, siendo estas mayores en el radio 1, algunas incluso superando la amplitud del 80%. En posición sólo se registran aquéllas que superan una amplitud del 40%.

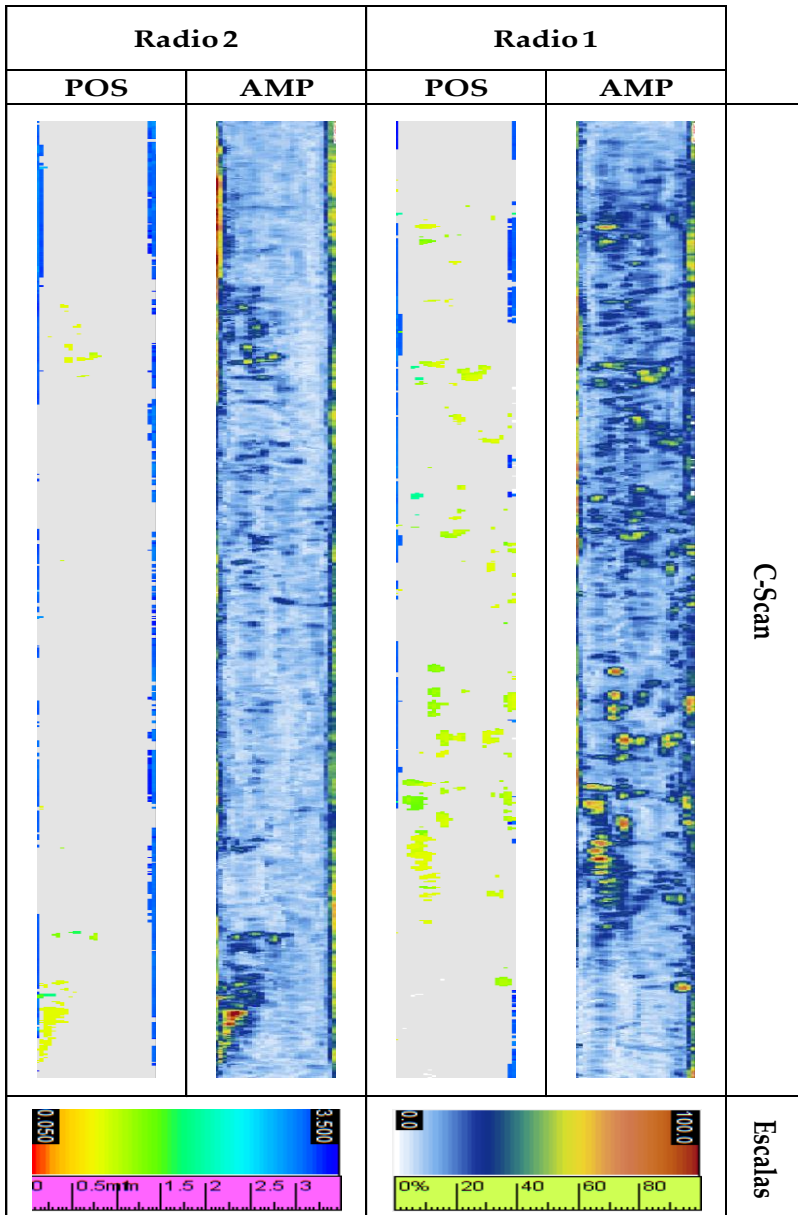


Figura 106. Resultados inspecciones radios panel (T).

UT panel "T" - estado envejecido

A continuación se muestran los resultados obtenidos de las inspecciones realizadas por ultrasonidos sobre las probetas rigidizadas tras envejecimiento (140 ciclos térmicos aplicados en combinación con carga mecánica estática). Se llevan a cabo inspecciones tanto en las superficies planas como en los radios de los especímenes con rigidizador (ver Figura 107).

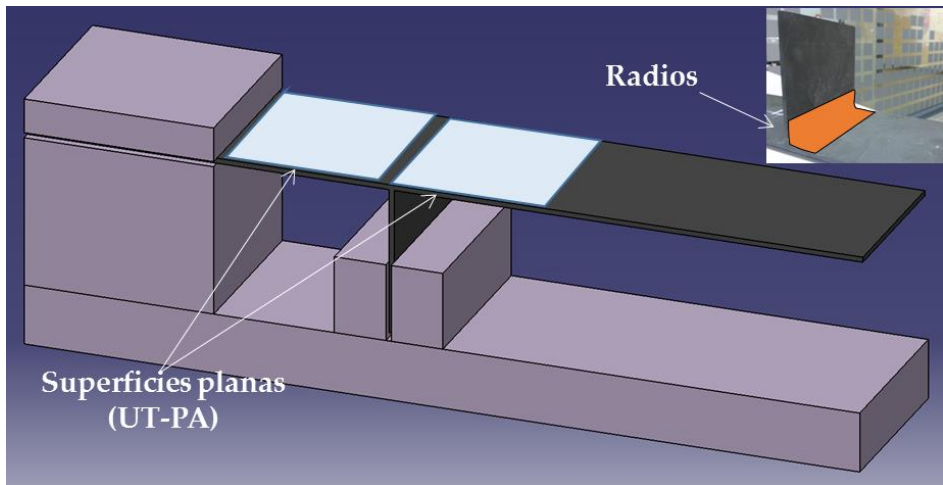


Figura 107. Definición de partes inspeccionadas por UT.

En la Figura 108 se muestra, a modo de ejemplo, el resultado de la probeta EVAPT01 sobre la parte plana. La inspección se lleva a cabo en toda la longitud de la probeta, exceptuando la zona de cogida de la misma. Se representa la amplitud del eco de fondo en el primer C-scan y la amplitud y la posición del eco de indicación en el segundo y en el tercero, respectivamente.

En el Anexo de Resultados (A2, Figuras 180 y 181) se incluyen los resultados de EVAPT02 y EVAPT03, respectivamente.

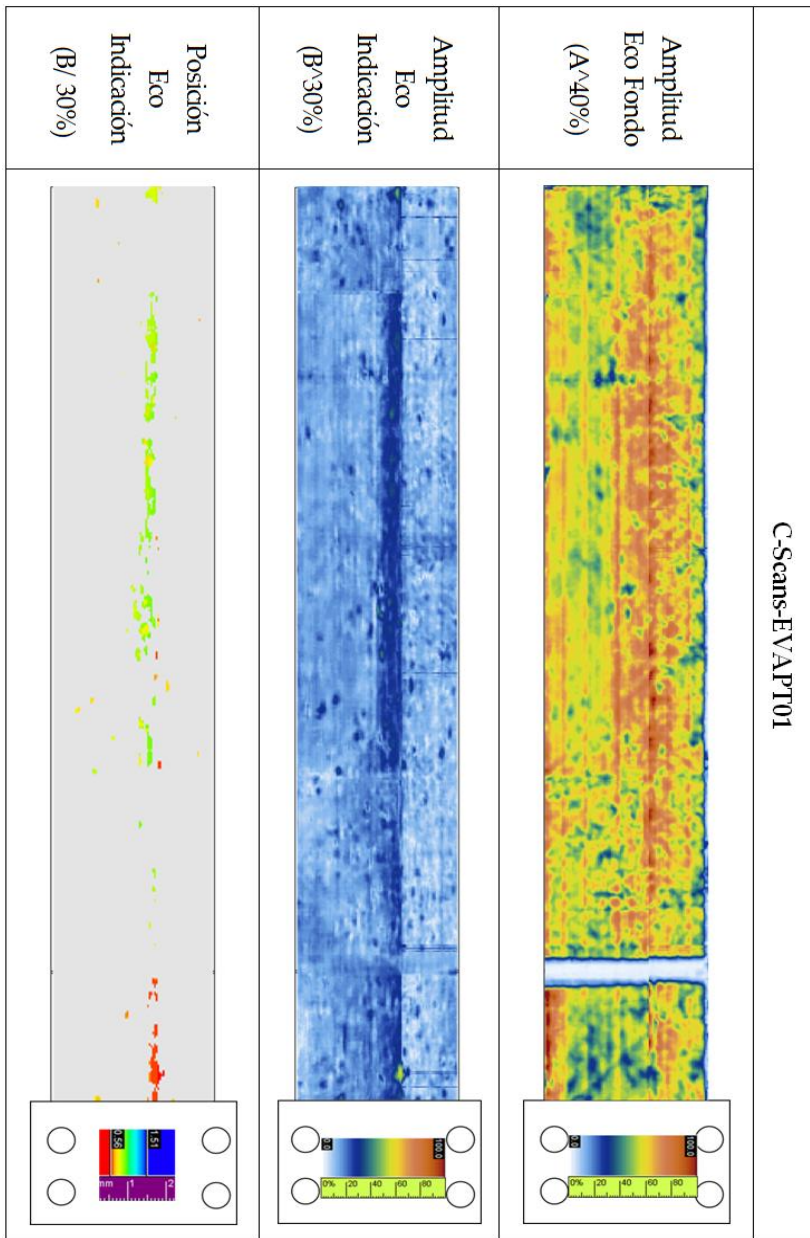


Figura 108. Resultados inspecciones UT-PA EVAPT01 post-envejecimiento.

De forma similar, la Figura 109 muestra, a modo de ejemplo, el resultado para cada uno de los radios de la probeta EVAPT01 (C-scans en amplitud y posición). En las Figuras 182 y 183 (ver Anexo de Resultados, A2) se incluyen los resultados para los especímenes EVAPT02 y EVAPT03, respectivamente. Las indicaciones registradas en la zona inferior de los C-scan se encuentran en las zonas correspondientes al alma, y aquéllas en las zonas superiores de los C-scan corresponden a las situadas en la base de la probeta.

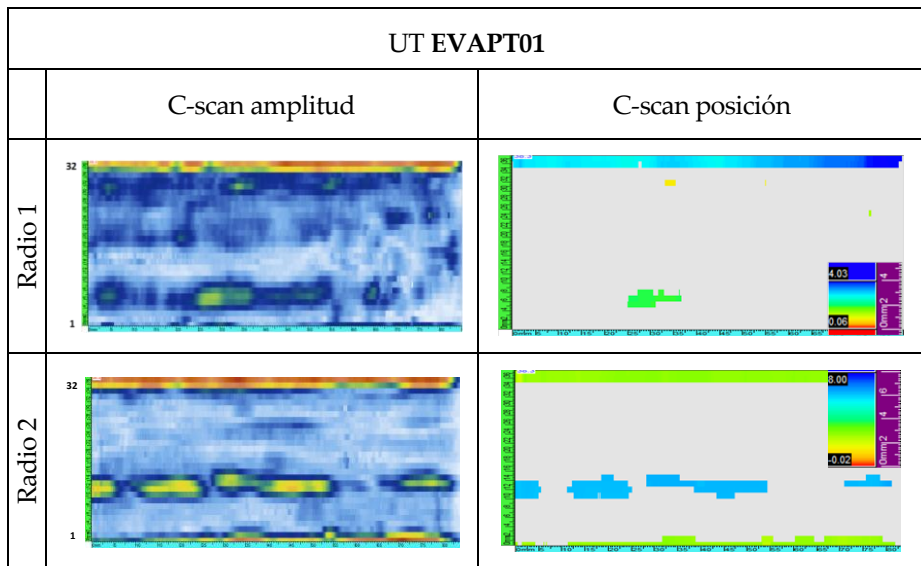


Figura 109. Resultados inspecciones UT radios EVAPT01 post-envejecimiento.

5.3. Pérdida de Peso

La pérdida de peso de material solo ha sido controlada en la Fase I del proyecto. En la Tabla 29 se detallan los datos promediados (calculados según se indica en el capítulo 3.2.1) y su desviación estándar, frente al número de ciclos térmicos aplicados en los distintos ambientes considerados. Para dicho cálculo se han considerado todas las tipologías de probetas ensayadas en la Fase I (T1, M1 y F).

Tabla 29. Pérdida de peso sufrida por el material durante los ensayos de ciclado térmico de la Fase I.

NºCiclos	- $\Delta M/M_0 \pm SD$ [%]		
	Inerte	Inerte+	Oxidativo
5	0,067±0,004	0,075±0,005	0,000
30	0,132±0,004	0,146±0,010	0,069±0,041
100	0,082±0,057	0,144±0,029	0,179±0,007
200	0,211±0,032	0,185±0,029	0,351±0,010
300	0,304±0,028	0,287±0,011	0,386±0,007
400	0,295±0,062	0,338±0,021	0,459±0,019
500	0,322±0,054	0,373±0,039	0,483±0,029

5.4. Radiografía Digital / Tomografía

5.4.1. Inspecciones Fase I

A continuación se muestran los resultados de las radiografías y tomografías sobre probetas tipo M1 ensayadas durante la primera Fase del proyecto (Fase I), en las tres condiciones ambientales consideradas, así como en el estado de referencia del material (Figura 110).

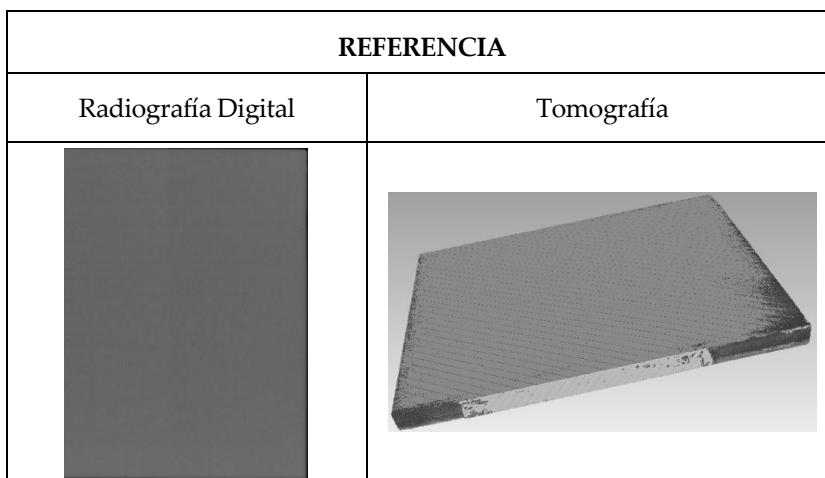


Figura 110. Radiografía y tomografía de probeta tipo M1 en estado de referencia.

Las Figuras 111 y 112 muestran las radiografías digitales y tomografías (respectivamente) obtenidas sobre probetas ensayadas en atmósfera Inerte, Inerte+ y Oxidativa. Se han incluido los correspondientes a 100 ciclos y 400 ciclos a modo de ejemplo. El resto de resultados quedan detallados en el Anexo de Resultados (A3, Figuras 184 a 186).

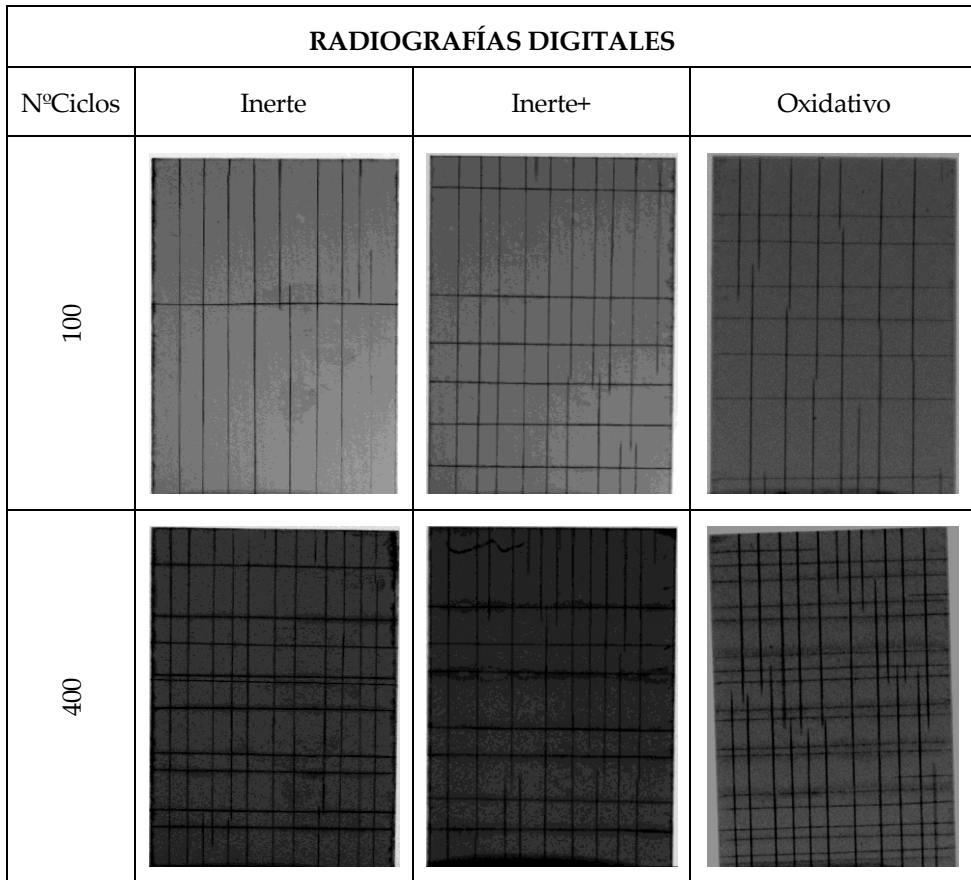


Figura 111. Radiografías de probetas M1 ensayadas en atmósferas Inerte, Inerte+ y Oxidativa durante 100 y 400 ciclos térmicos.

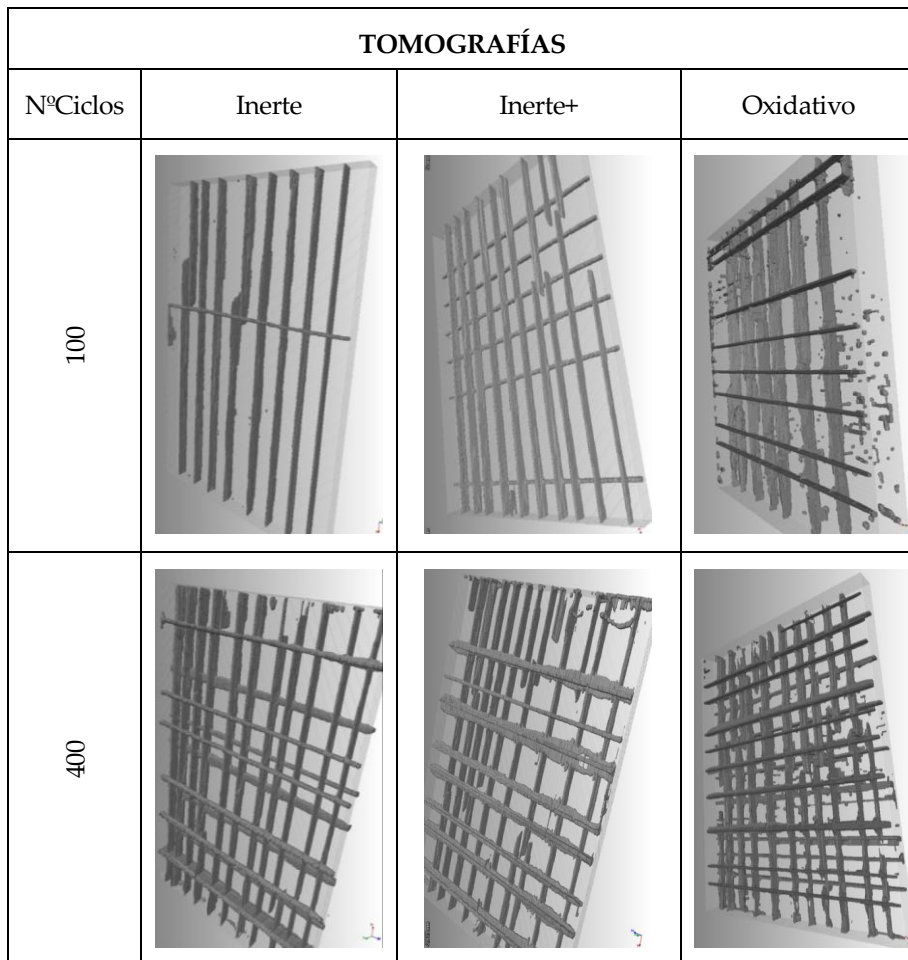


Figura 112. Tomografías de probetas M1 ensayadas en atmósferas Inerte, Inerte+ y Oxidativa durante 100 y 400 ciclos térmicos.

En la Tabla 30 se recogen los valores de volumen de material dañado en función del número de ciclos térmicos aplicados y del ambiente de ensayo considerado. Este volumen de material dañado se ha obtenido a través del software de tratamiento de datos del tomógrafo detallado en el capítulo 3.2.7, una vez se reconstruye de nuevo la probeta.

Tabla 30. Volumen de material dañado evaluado a través de las tomografías.

NºCiclos	Volumen de material dañado [mm ³]		
	Inerte	Oxidativo	Inerte+
5	2,81	4,18	0
30	32,67	41,36	36,87
100	76,37	103,57	83,04
200	109,7	110,1	120,4
300	151,2	166,37	140,6
400	167,6	237,13	188,6
500	188,6	276,49	208,2

5.4.2. Inspecciones Fase II

En la Figura 113 se presentan, a modo de ejemplo, los resultados obtenidos de las inspecciones tomográficas realizadas sobre la probeta EVAPT01, post envejecimiento. En ella se pueden apreciar las indicaciones marcadas, grietas, porosidad, y delaminaciones. En el Anexo de Resultados (A4) se incluyen las reconstrucciones e indicaciones más características detectadas durante la inspección de las probetas EVAPT02 y EVAPT03, Figuras 187 y 188, respectivamente.

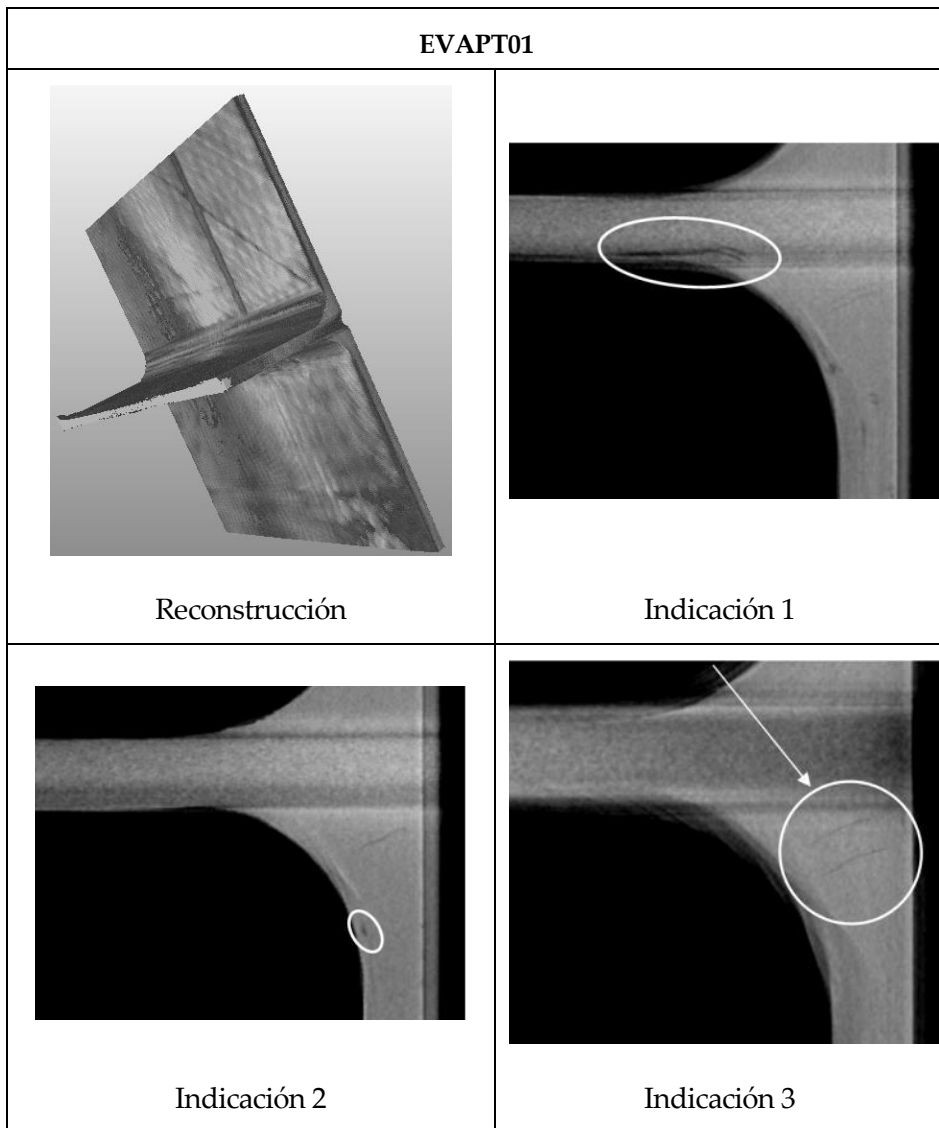


Figura 113. Inspección tomográfica de la probeta EVAPT01.

5.5. Materialografía

En este capítulo se presentarán los resultados obtenidos por microscopias realizadas a las distintas probetas ensayadas en ambas fases del proyecto.

5.5.1. Microscopias Fase I

En primer lugar, se presentan las medidas obtenidas de los especímenes en estado de referencia, incluyendo anchos medios de capas y tamaño medio de fibra. Posteriormente se detalla el número y tipología de grietas observadas en el conjunto de probetas envejecidas térmicamente. Por último, se incluyen los resultados del análisis de defectos. En las Figuras 189 y 190 (adjuntas en el Anexo de Resultados, A5) se observan las medias de los espesores de los conjuntos de capas para cada orientación, siendo este de $569\pm 11\ \mu\text{m}$ para aquellas orientadas en la dirección a 0° del panel (externas), y $1080\pm 13\ \mu\text{m}$ para las capas orientadas a 90° (internas). En el mismo Anexo, se incluye la Figura 191, donde es posible medir el diámetro de fibra. Tomando 10 medidas se obtiene un diámetro medio de fibra de $6,6\pm 0,4\ \mu\text{m}$.

En las probetas de referencia, no se observan defectos, porosidad o inclusiones. No se detectan por tanto puntos que puedan dar origen a inicios de grietas durante el ciclado térmico del material.

En la Figura 114 se muestra, a modo de ejemplo, los resultados del barrido mediante microscopio óptico, de los cortes considerados en el capítulo 3.2.2 (Figura 32), tanto para una probeta en estado de referencia, como para muestras ensayada en ambientes Inerte, Inerte+ y Oxidativo durante 500 ciclos térmicos. El resto de imágenes obtenidas mediante microscopio óptico en muestras tras ciclado térmico, se detalla en el Anexo de Resultados (A5, Figuras 192 a 194).




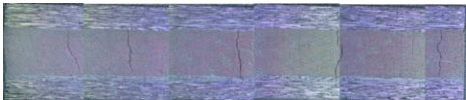

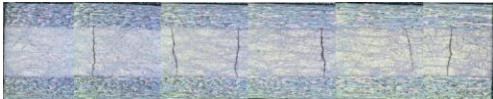

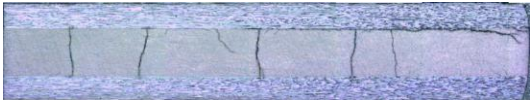
Imágenes de barrido mediante microscopio óptico		
Ciclos	Corte	Imagen
Estado Ref.	A	
	B	
500 ciclos Inerte	A	
	B	
500 ciclos Inerte+	A	
	B	
500 ciclos Oxidivo	A	
	B	

Figura 114. Imágenes de barrido mediante Microscopio Óptico (Fase I).

Las grietas detectadas en el análisis se pueden clasificar como rectas, erráticas, oblicuas y en árbol (o ramificadas). Las microscopías de dichas tipologías se incluyen en el Anexo de Resultados (A5, Figuras 195 y 196), para ambos cortes A y B. En las Tablas 31 a 33 se muestran el número de grietas clasificadas según su tipología, número de ciclos térmicos acumulados de la muestra, y el ambiente de ensayo (Inerte, Inerte+ y Oxidativo, respectivamente) empleado para el envejecimiento.

Además, en todas las muestras se observa una serie de defectos debidos al corte de las probetas. Dichos defectos son distinguibles dado que solo se aprecian en una de las capas externas del material. Las grietas resultantes de dichos defectos no serán considerados en el análisis de resultados. En la Figura 197 (incluida en el Anexo de Resultados, A5) se presentan ejemplos de estos defectos de corte.

Tabla 31. Número de grietas por ciclo en ambiente Inerte (Fase I).

Nº ciclos	Corte A			Corte B			Delaminaciones
	Inerte	Recta	Árbol	Errática	Recta	Errática	
5	1	0	0	0	0	0	0
30	0	0	0	2	0	0	0
100	0	0	0	5	3	2	0
200	4	0	2	4	5	1	0
300	5	0	0	8	0	0	0
400	7	0	0	7	1	1	0
500	8	0	0	3	5	2	0

Tabla 32. Número de grietas por ciclo en ambiente Inerte+ (Fase I).

Nº ciclos Inerte+	Corte A			Corte B			Delaminaciones
	Recta	Árbol	Errática	Recta	Errática	Oblicua	
5	0	0	0	0	0	0	0
30	0	0	1	2	1	0	0
100	0	0	0	5	4	0	0
200	6	0	1	7	4	2	0
300	7	1	1	7	6	1	0
400	8	0	0	5	17	4	2
500	12	0	0	3	5	1	1

Tabla 33. Número de grietas por ciclo en ambiente Oxidativo (Fase I).

Nº ciclos Oxidatvo	Corte A			Corte B			Delaminaciones
	Recta	Árbol	Errática	Recta	Errática	Oblicua	
5	0	0	0	2	0	0	0
30	4	0		3	0	0	0
100	7	0	2	5	5	1	0
200	8	1	2	7	5	0	4
300	10	0	7	7	13	3	4
400	15	0	2	6	12	17	26
500	16	2	5	7	5	5	26

En la Tabla 34 se muestran los resultados de mediciones en probetas (sin tener en cuenta posibles delaminaciones) con 100 ciclos térmicos en atmósfera inerte y 500 ciclos en atmósfera inerte+ y oxidativa. Con ello se pretende comparar: (i) muestras con baja degradación frente a probetas con máximo envejecimiento; (ii) dos estados con el máximo número de grietas alcanzado.

Tabla 34. Resultados análisis de defectos (Fase I).

Nº ciclos	100	500	500
Ambiente	Inerte	Inerte+	Oxidativo
Longitud recta media [μm]	856,37	732,85	760,72
Longitud recorrido media [μm]	917,64	891,14	795,68
Media del nivel de recorrido errático	0,93	0,82	0,96
Apertura media [μm]	6,02	6,21	9,85
Máx. apertura media [μm]	12,78	15,45	19,06
Mín. apertura media [μm]	3,03	2,51	6,12
Desviación estándar apertura [μm]	3,04	2,9	4,20

La longitud recta y la longitud de recorrido media resultan mayores en el caso de 100c-inerte respecto al resto de muestras. Este hecho se debe a que para el cálculo de dichas longitudes se tienen en cuenta todas las grietas detectadas en la muestra, incluyendo las parciales (iniciación). En el caso de 500c-oxidativo se observan un mayor número de iniciaciones de grietas, que afectan al cálculo final de la media de estas longitudes. Por ello la comparación a nivel de longitudes no es indicativa de la degradación sufrida en el material.

5.5.2. Microscopias Fase II

La Figura 115 muestra imágenes del barrido mediante microscopio óptico en el material en su estado de referencia. Es posible evaluar el diámetro medio de fibra ($6,9\pm 0,3 \mu\text{m}$) y el espesor medio por capa del laminado ($184\pm 11 \mu\text{m}$). También se incluyen las defectologías observadas: poros y concentraciones de resina.

Por otro lado, la Figura 198 (ver en Anexo de Resultados, A6) muestra la microscopía en probetas post-envejecidas. En esta segunda fase no se aprecia agrietamiento del compuesto en ninguno de los estadios (ciclos térmicos aplicados) del ciclado térmico.

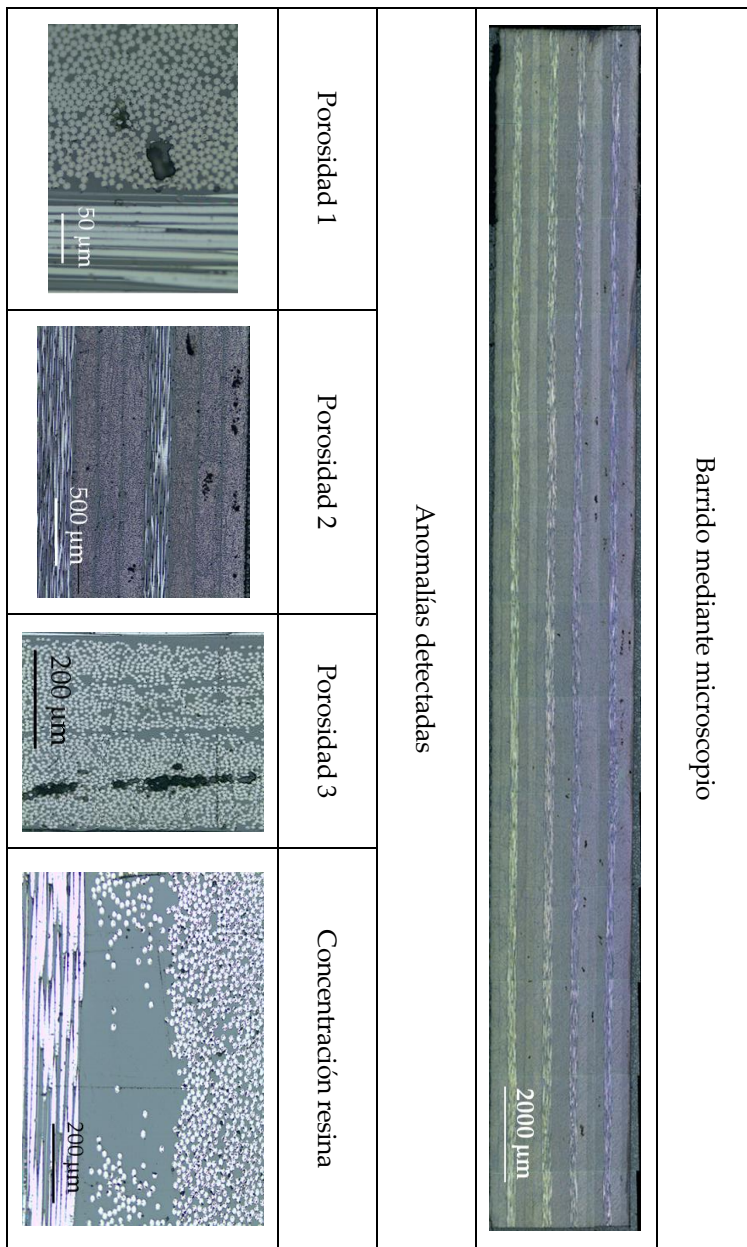


Figura 115. Microscopía y anomalías detectadas. Estado de referencia (Fase II).

5.6. Ensayos estáticos

A continuación se mostrarán los resultados de los ensayos de tracción llevados a cabo sobre probetas, tanto en la Fase I como en la Fase II de la tesis presentada.

5.6.1. Ensayos de Tracción Fase I

En esta sección se presentan los resultados de los ensayos a tracción sobre probetas durante la Fase I del proyecto.

- **Estado de Referencia.**

Dado el comportamiento lineal y rotura frágil de las probetas ensayadas a tracción, en la Tabla 42 (ver Anexo de Resultados, A7) se muestra únicamente información sobre la rigidez (E) y tensión de rotura (X_f) de las mismas. Calculando el valor medio de dichos datos, y aplicando el criterio de Chauvenet para descartar valores atípicos (outlayers), se obtiene la Tabla 35.

Tabla 35. Cálculos estadísticos para ensayos de tracción en estado de referencia.

Variable Estadística	E[GPa]	X_f [MPa]
Media	71,45	1025,42
Desviación Típica	0,36	61,84

En la Figura 116 se muestran ejemplos de los modos de roturas (según la norma ASTM D3039) detectados en los ensayos en estado de referencia.

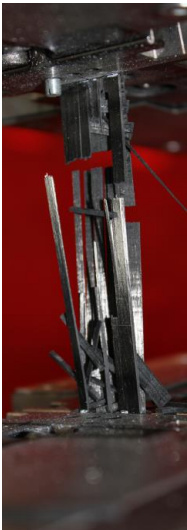
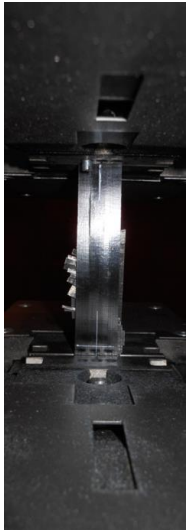


Modo (ASTM D3039)	XGM	LIB	LAT	LGM
Probeta	EVAT1045	EVAT1048	EVAT1060	EVAT1088
Imagen				

Figura 116. Ejemplos de modos de rotura de probetas en estado de referencia (según codificación en ASTM D3039).

- **Estado Envejecido.**

Las Tablas 43 a 45 (incluidas en el Anexo de Resultados, A7) muestran los resultados de los ensayos a tracción llevados a cabo sobre probetas en su estado envejecido. En las mismas se puede apreciar el número de ciclos térmicos acumulados así como el ambiente de ensayo. La Tabla 36 muestra los valores medios y desviaciones estándar calculadas para cada grupo de probetas (por ciclos térmicos y atmósfera de ensayo).

Tabla 36. Cálculos estadísticos de ensayos a tracción sobre probetas envejecidas (valores medios y desviaciones estándar).

Ambiente	Nº Ciclos	E[GPa]	S.D	X _f [MPa]	S.D
Inerte	5	68,40	1,32	1001,97	34,42
	30	69,15	0,68	989,85	36,50
	100	68,09	0,95	1010,61	25,92
	200	67,95	1,93	950,6	42,34
	300	68,67	0,49	940,32	30,90
	400	67,84	1,69	974,36	40,36
	500	67,81	2,04	968,21	51,87
Oxidativo	5	69,99	1,88	998,45	23,75
	30	68,95	1,38	967,20	32,73
	100	67,6	0,35	939,52	35,8
	200	66,48	0,42	987,74	28,86
	300	65,94	0,11	888,85	16,16
	400	65,65	4,07	969,72	21
	500	66,28	0,63	920,22	55,51

Tabla 36 (Continuación). Cálculos estadísticos de ensayos a tracción sobre probetas envejecidas (valores medios y desviaciones estándar).

Ambiente	Nº Ciclos	E[GPa]	S.D	X _f [MPa]	S.D
Inerte+	5	67,93	4,74	1010,31	11,72
	30	69,73	1,66	989,03	80,63
	100	67,76	0,43	984,5	24,09
	200	68,09	0,49	1008,77	29,28
	300	67,64	0,25	999,1	32,77
	400	67,9	0,81	969,34	35,19
	500	67,36	0,24	975,17	38,16

5.6.2. Ensayos de Tracción Fase II

- **Estado de Referencia.**

Se realiza un total de 10 ensayos de tracción según norma ASTM-D3039. Los resultados de dichas pruebas quedan recogidos en la Tabla 46 (ver Anexo de Resultados, A8). Al tratarse de un material con comportamiento lineal hasta la rotura, únicamente se evalúa la tensión máxima alcanzada y la rigidez del material. No se puede obtener la deformación de rotura dado que el ensayo no se finaliza con el extensómetro colocado sobre la probeta. Es importante recordar que la secuencia de laminación en la Fase II es distinta a la de la Fase I (tal y como se presenta en el capítulo 3.1.2).

El módulo de Young medio del material (E) es $47,2 \pm 1,1$ GPa; y la tensión de rotura media (X_t) 719 ± 30 MPa, en el estado de referencia de la Fase II.

- **Estado Post-Envejecimiento.**

De la misma forma que para la caracterización del material en su estado de referencia, se llevan a cabo un total de 10 ensayos de tracción tras el envejecimiento. Todos los ensayos se llevan a cabo en idénticas condiciones a las impuestas en el estado de referencia. Los resultados de dichas pruebas quedan recogidos en la Tabla 47 (incluida en el Anexo de Resultados, A8). Únicamente se evalúa la tensión máxima alcanzada y la rigidez del material, no pudiéndose obtener el valor de la deformación de rotura del mismo.

El módulo de Young medio del material (E) es $49,5 \pm 1,7$ GPa; y la tensión de rotura media (X_t) 675 ± 22 MPa, en el estado envejecido de la Fase II.

5.6.3. Ensayos de Flexión Fase II

- **Estado de Referencia.**

Se realiza un total de 10 ensayos de flexión según norma ASTM-D7264 (en configuración de 3 puntos). En el Anexo de Resultados (A9, Tabla 48) se recogen los datos de rigidez y tensión máxima para cada muestra ensayada en el estado de referencia. La rigidez media y tensión máxima media calculada resulta de $37,8 \pm 1,1$ GPa y 900 ± 27 MPa, respectivamente.

En la Figura 117 se muestra, a modo de ejemplo, el comportamiento fuerza vs desplazamiento, obtenidos del ensayo sobre la probeta EVAFx006. Es importante recordar que el valor de desplazamiento en este caso se evalúa a través de la posición del travesaño de la máquina de ensayos. Se observa como el comportamiento no es completamente lineal hasta la rotura, como si ocurre en el caso del ensayo de tracción.

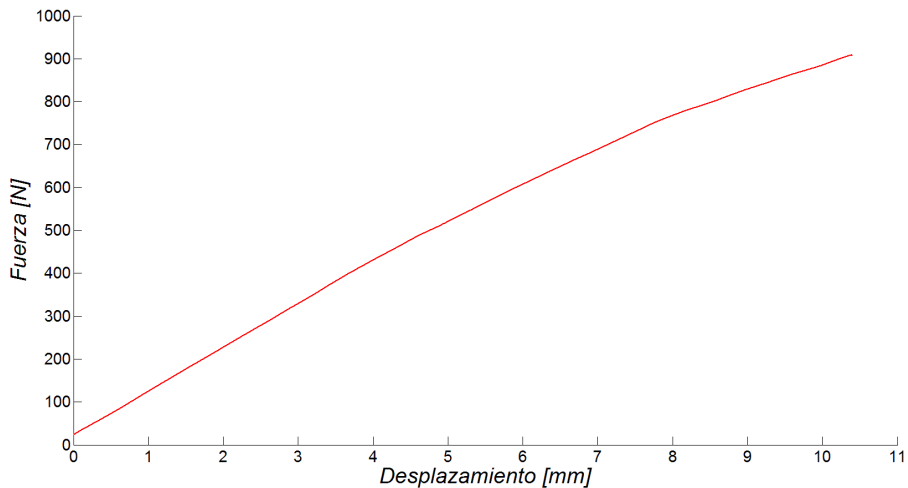


Figura 117. Curva fuerza vs deformación Ensayo de flexión sobre probeta EVAFx006.

En la Figura 118 se muestra las condiciones iniciales y finales de la probeta ejemplo ensayada.

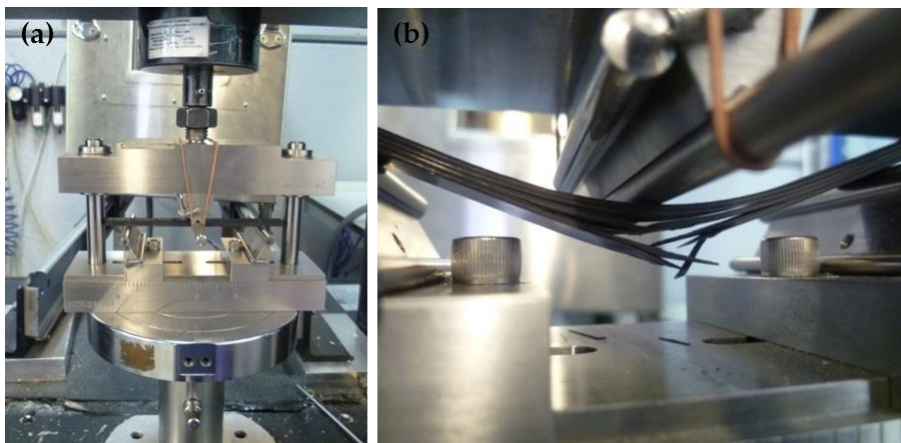


Figura 118. (a) Inicio y (b) fin del ensayo de flexión, probeta EVAFx006.

- **Estado Post-Envejecimiento.**

Todos los ensayos se llevan a cabo en idénticas condiciones a las expuestas en el capítulo anterior en el estado de referencia ($L_{span} = 80$ mm y velocidad del travesaño de 1 mm/min). De nuevo, no se emplean dispositivos de medida de flexión salvo la propia lectura del desplazamiento de la máquina de ensayos.

La expresión para el cálculo de las tensiones en la cara externa de la muestra, así como la fórmula para el cálculo de deformaciones, son las mostradas en el capítulo 3.2 del documento. De nuevo, el cálculo de la rigidez del material a flexión se evalúa entre los puntos correspondientes a 1000 y 3000 $\mu\epsilon$.

Y de la misma forma que el tratamiento realizado para los ensayos en estado de referencia, dado que no se emplea ningún dispositivo de medida para calcular la deflexión (δ), salvo la propia medida del recorrido de la máquina, los valores mostrados a continuación, en los que se requiere del dato de deformaciones para obtener las propiedades a flexión, son únicamente comparativos con respecto a los obtenidos en el estado de referencia.

En la Tabla 49 (ver en el Anexo de Resultados, A9) se detallan los resultados obtenidos para cada probeta. La rigidez media y tensión máxima media calculada es $38,2 \pm 0,8$ GPa y $890,7 \pm 22,6$ MPa, respectivamente.

5.6.4. Ensayos sobre uniones rigidizadas (T) Fase II

- **Estado de Referencia.**

A continuación se presentan los resultados para las probetas ensayadas en el estado de referencia del material (EVAPT04, EVAPT05 y EVAPT06). En este capítulo se mostrará, de forma detallada y a modo de ejemplo, los gráficos obtenidos para una de ellas (EVAPT04), y el resumen de los valores de la extensometría empleada para todas las muestras.

Las curvas y gráficos para los especímenes EVAPT05 y EVAPT06 se incluyen en el Anexo de Resultados (A10, Figuras 199 a 201, y Figuras 202 a 204, respectivamente).

Ensayo probeta EVAPT04

Los gráficos de fuerza frente a deformación (medidas en galgas ubicadas según se muestra en la Figura 44), y fuerza frente a desplazamiento (medidos por PONTOS y desplazamiento del travesaño según se detalla en el capítulo 3.2.5, Figura 46), se representan en las Figuras 119 y 120, respectivamente. Las galgas SG2 y SG3 están ubicadas de forma simétrica, de ahí su comportamiento, donde las líneas de gráfico se solapan prácticamente en la totalidad de la prueba. Dicho comportamiento se produce de igual manera en las probetas EVAPT05 y EVAPT06.

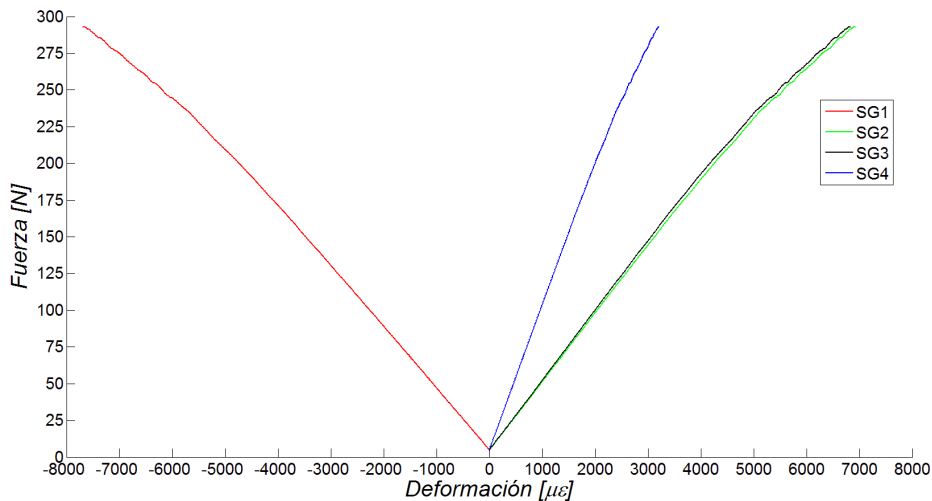


Figura 119. Resultado ensayo EVAPT04. Extensometría.

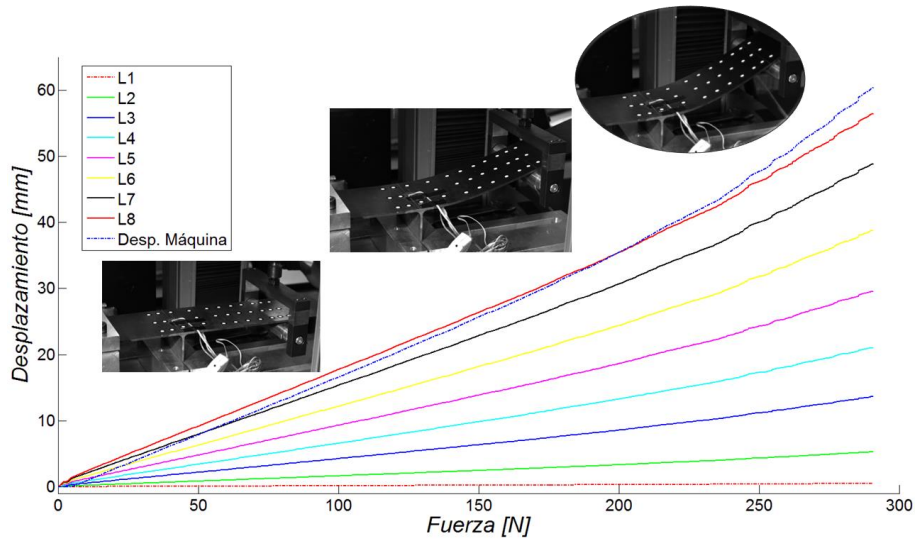


Figura 120. Resultado ensayo EVAPT04. Desplazamiento PONTOS.

En la Figura 121 se puede observar el estado de la unión en T tras la rotura.

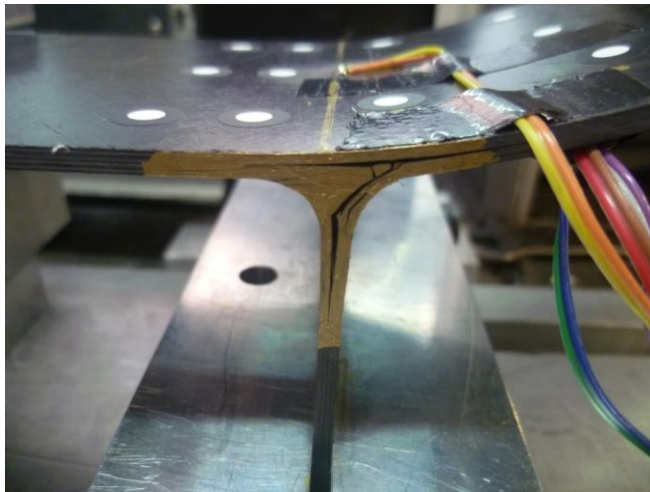


Figura 121. Rotura probeta EVAPT04.

La Tabla 37 muestra los valores de fuerza, desplazamiento, y deformación en el instante de rotura para cada una de las probetas ensayadas en el estado de referencia.

Tabla 37. Resumen de resultados en el momento de rotura para cada probeta ensayada en estado de referencia.

ID probeta	F_{rot} [N]	δ_{max} [mm]	ϵ_{SG1} [$\mu\epsilon$]	ϵ_{SG2} [$\mu\epsilon$]	ϵ_{SG3} [$\mu\epsilon$]	ϵ_{SG4} [$\mu\epsilon$]
EVAPT04	293,23	58,74	-7693	6.927	6.838	3.207
EVAPT05	287,02	54,53	-7503	6.842	6.933	2.936
EVAPT06	292,92	56,20	-7625	6.865	6.910	3.302
Media	291,1	56,5	-7607	6.878	6.894	3.148
S.D	3,5	2,1	96	44	50	190

- **Estado Post-Envejecimiento.**

De la misma forma que en los ensayos en estado de referencia, se registran los valores de fuerza y desplazamiento medidos por los sensores de la máquina de ensayos. Además se monitoriza la prueba con bandas extensométricas colocadas entorno a la unión en T, según se define en la Figura 44 del documento.

Por otro lado, la Figura 122 muestra la distribución de los puntos de medida (marcas blancas sobre la probeta), empleados para la monitorización de desplazamientos mediante PONTOS, en los ensayos post-envejecimiento. La ubicación de dichos puntos varía ligeramente respecto a los empleados en los ensayos de estado de referencia. El código de colores asignado a cada línea, será el utilizado en los gráficos para cada probeta.

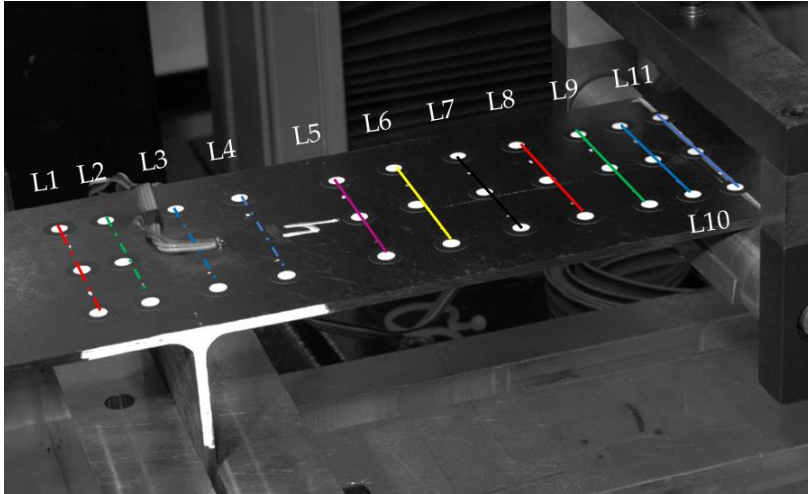


Figura 122. Definición de líneas de medida en PONTOS. Ensayos post-envejecimiento.

Se recoge en este capítulo, de forma detallada y a modo de ejemplo, los resultados para la probeta EVAPT01, así como una tabla resumen de los resultados para probetas en estado post-envejecimiento.

Las curvas, gráficos e imágenes correspondientes a las probetas EVAPT02 y EVAPT03 se detallan en el Anexo de Resultados (A10, Figuras 205 a 207, y Figuras 208 a 210, respectivamente).

Ensayo probeta EVAPT01

La relación fuerza vs deformación así como fuerza vs desplazamiento (medidos por PONTOS y travesaño de la máquina) se representan en las Figuras 123 y 124, respectivamente. Un aspecto a destacar es la desviación de las lecturas de SG2 y SG3, galgas colocadas de forma simétrica. Estas, en los ensayos sobre probetas en estado de referencia (Figura 119), presentaban un comportamiento similar entre ellas. Dicha desviación de comportamiento se puede deber a posibles daños ocasionados durante el ensayo de envejecimiento. Este comportamiento se repite para las probetas EVAPT02 y EVAPT03.

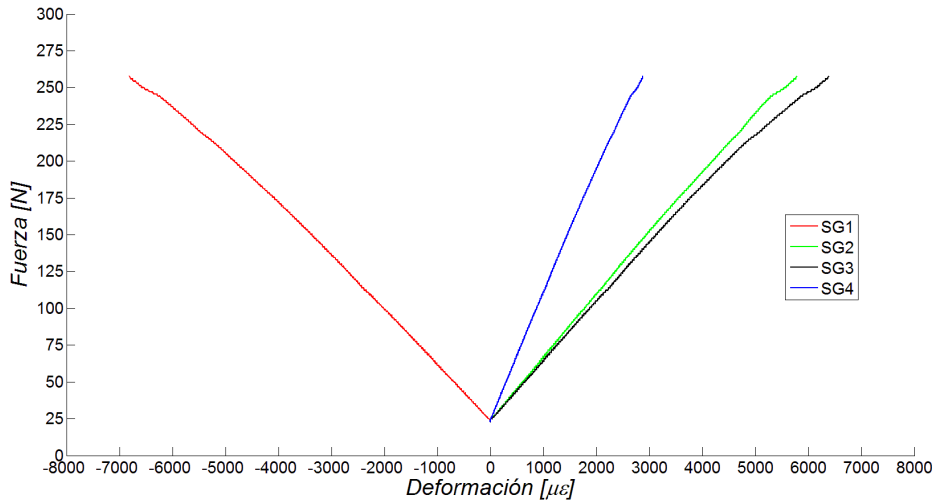


Figura 123. Resultado ensayo EVAPT01. Extensometría.

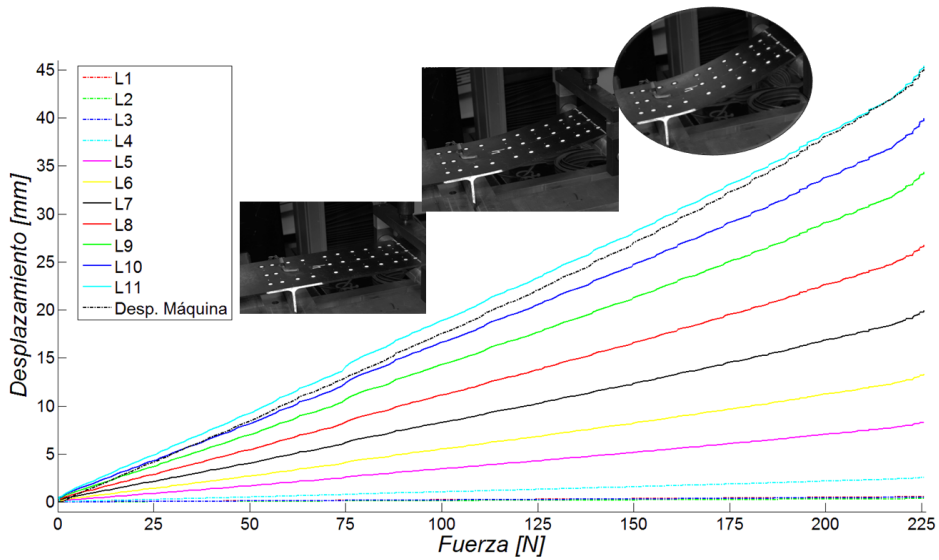


Figura 124. Resultado ensayo EVAPT01. PONTOS.

En la Figura 125 se puede observar el estado de la unión en T tras la rotura. El fallo es similar a los observados en las probetas con el material en estado de referencia.



Figura 125. Rotura probeta EVAPT01.

En la Tabla 38 se muestran los valores de fuerza, desplazamiento, y deformación en el instante de rotura para cada una de las probetas ensayadas post-envejecimiento.

Tabla 38. Resumen de resultados en el momento de rotura para cada probeta ensayada post-envejecimiento.

ID probeta	F_{rot} [N]	δ_{max} [mm]	ϵ_{SG1} [$\mu\epsilon$]	ϵ_{SG2} [$\mu\epsilon$]	ϵ_{SG3} [$\mu\epsilon$]	ϵ_{SG4} [$\mu\epsilon$]
EVAPT01	257,77 N	46,24 mm	-6.826 $\mu\epsilon$	6.400 $\mu\epsilon$	5.796 $\mu\epsilon$	2.885 $\mu\epsilon$
EVAPT02	245,77 N	45,89 mm	-6.834 $\mu\epsilon$	6.211 $\mu\epsilon$	5.955 $\mu\epsilon$	3.250 $\mu\epsilon$
EVAPT03	200,45 N	34,88 mm	-6.449 $\mu\epsilon$	5.431 $\mu\epsilon$	5.251 $\mu\epsilon$	2.271 $\mu\epsilon$

5.7. Ensayos de fatiga

Los ensayos de fatiga se llevan a cabo únicamente en la Fase I del proyecto. Tras el análisis de los resultados se observan tres motivos distintos de fin de los ensayos de fatiga:

- **Rotura en borde de mordaza:** Se considera que la muestra rompe en zona cercana a la mordaza por concentración de tensiones en ese punto. Tal y como se define en la normativa de ensayos a tracción [D3039-07] se corresponde con los fallos en el borde del tab (*At grip/tab 'A'* en el segundo carácter). Se caracteriza por la rotura del espécimen a ciclos anormalmente bajos para la carga aplicada. Este tipo de fallo está generalmente asociado a una elevada presión de apriete en las mordazas. Cuando se produce esta tipología de rotura se considera la prueba como no válida.
- **Fallo del tab:** Se considera cuando se produce el fallo de las protecciones de la probeta. Se asocia a la falta de presión de apriete en las mordazas para la fuerza de ensayo considerada. Tal y como se define en la normativa de ensayos a tracción [D3039-07] se corresponde con los fallos en el interior del tab (*grip/tab 'G'* en el primer carácter). Tras dicho fallo la muestra, a pesar de no producirse rotura en el material, queda inservible. Cuando se produce esta tipología de rotura se considera la prueba como no válida.
- **Sin rotura:** Se considera cuando el ensayo alcanza el límite de $2,5 \cdot 10^6$ ciclos. A pesar de que la norma aplicable indica que se pueden considerar hasta los $10 \cdot 10^6$ ciclos como límite de vida infinita del material, se reducen al número anterior dada la duración de cada prueba y el número de muestras a ensayar. Un ensayo de límite $2,5 \cdot 10^6$ ciclos tiene una duración aproximada de 100 horas (con la frecuencia de ensayo considerada). En estos casos las pruebas se consideran válidas.
- **Rotura del material:** Se considera cuando se alcanza la rotura del espécimen en zonas alejadas de la mordaza, o bien de forma explosiva (“Explosive” según denominación inglesa). En estos casos también se considera válida la prueba.

La Tabla 52 (incluida en el Anexo de Resultados, A11) muestra los resultados de las probetas ensayadas en estado de referencia. En la misma, teniendo en cuenta el modo de rotura, se indica cuando se considera válido el ensayo y cuando no. Se puede observar el alto índice de fallos no válidos de los especímenes. Se detalla también la tensión máxima a la que se realizaron los distintos ensayos. El valor de

Representando únicamente los datos considerados como válidos sobre un gráfico S-N, se puede observar la diferencia de comportamiento a larga vida del material en función de la atmósfera de ensayo considerada (Figura 127). En este gráfico se ha realizado una ampliación a partir de los 10000 ciclos, y entre 700 MPa y 900 MPa para mejor visualización de los resultados. Aquellos puntos con indicación de una flecha a la derecha, significa que no se alcanza la rotura del espécimen durante el ensayo.

En la Figura 128 se muestra una ampliación de la Figura 127, con el fin de indicar el número de ciclos térmicos/atmósfera de ensayo aplicado en cada caso ('ox', 'in' e 'in+' son abreviaturas de oxidativo, inerte e inerte+, respectivamente).

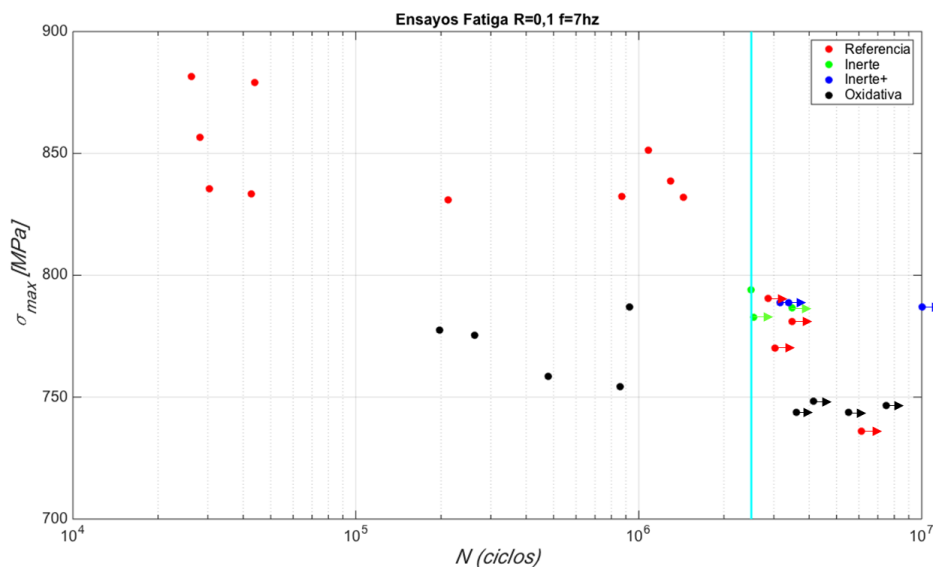


Figura 127. Curva S-N con resultados de ensayos de fatiga válidos sobre probetas envejecidas.

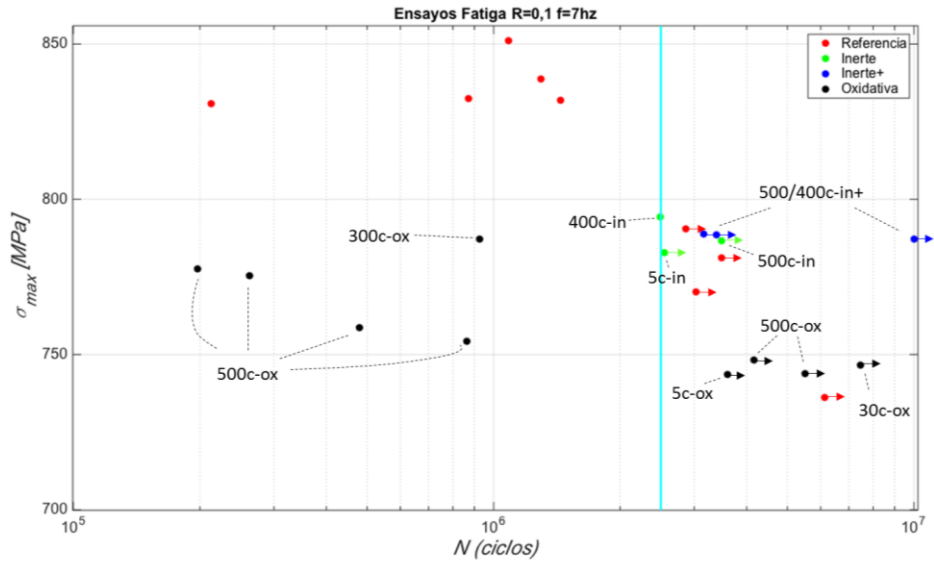


Figura 128. Ampliación Curva S-N con indicaciones de ciclos y atmósferas consideradas

5.8. Análisis mediante FEM

En este capítulo se recogerán los resultados obtenidos del modelo de elementos finitos de simulación del daño producido por la combinación de fatiga térmica y oxidación de la matriz (definido en el capítulo 4). Se comenzará reportando aquellos resultados obtenidos del proceso de iniciación de grietas (sección 5.8.1). Posteriormente se trasladará dicho estado de daño al proceso de fatiga térmica, sin tener en cuenta el efecto oxidativo (sección 5.8.2). Por último se incluirá en el proceso el efecto de la oxidación de la resina (sección 5.8.3).

5.8.1. Iniciación de daño

Debido a que la iniciación de grietas en el material (como desunión entre fibra y matriz) se produce en los primeros ciclos térmicos, no se consideran en estos cálculos los efectos oxidativos de la resina.

Se lleva a cabo el análisis paramétrico definido en la tesis, en el que se varía tanto la rigidez, como el espesor de la interfase entre fibra y matriz. Todos los modelos de iniciación de daño quedan definidos en los capítulos 4.1 y 4.2 del documento.

En los resultados presentados a continuación, se visualizan las grietas como una línea gruesa de color negro, rodeada por un color que varía en función del valor tomado por la función PHILSM de Abaqus. Estos colores varían de forma gradual entre rojo (PHILSM=+1 en nodos por encima de la grieta) y azul (PHILSM=-1 en nodos por debajo de la grieta).

Con el fin de comparar la severidad del daño en los distintos casos aplicados, se consideran dos parámetros representativos. El primero es la longitud de grieta; y el segundo es el ratio entre el número de elementos agrietados ($N_{agrietado}$) y el número total de elementos que conforman la interfase ($N_{totinterfase}$), este parámetro será denominado como: parámetro de daño (D) posteriormente. La necesidad de definir un parámetro de daño como el anterior nace dado que en ocasiones las grietas surgen de forma múltiple en el espesor de la interfase.

Por otro lado, en el análisis de casos en los que se consideren interfase, se evalúan las tensiones equivalentes de Von Mises (σ_{VM}) en ciertos elementos en las regiones de matriz y propia interfase. Estos elementos se sitúan en caminos (*path*) concéntricos con la separación entre interfase y matriz a $\pm 0,06 \mu\text{m}$ de dicha separación para los casos en los que la interfase posee un espesor de 2,5 y 5% del radio de la fibra; y un $\pm 0,015 \mu\text{m}$ en el caso de 1% (Figura 129a). Dichas distancias han sido seleccionadas para representar el estado tensional suficientemente cerca de la separación entre la interfase/matriz, sin llegar a introducirse en la zona de la fibra. Dichos paths se recorren mediante el parámetro s (Figura 129b), variando entre 0 (al inicio) y 1 (al final del path).

A modo comparativo, se evaluarán las tensiones en el path de la matriz a máxima (150°C) y mínima temperatura de ciclado (-50°C). Por último, se analizará la temperatura a la cuál aparece la grieta en cada uno de los casos.

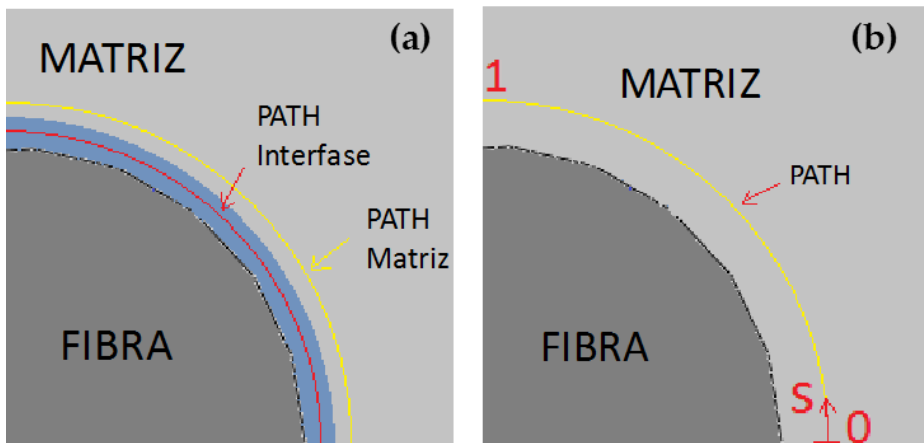


Figura 129. (a) Caminos considerados para la evaluación de tensiones en casos con interfase y (b) Parámetro (s) de recorrido del camino (*path*) con valores entre 0 y 1.

Modelo sin Interfase

En este caso de análisis no se introduce el efecto de la interfase fibra/matriz. En la Figura 130 se muestra el campo tensional en la celda unitaria a 150°C. Tal y como se observa, las tensiones máximas se producen en los elementos localizados en anillos concéntricos alrededor de la fibra.

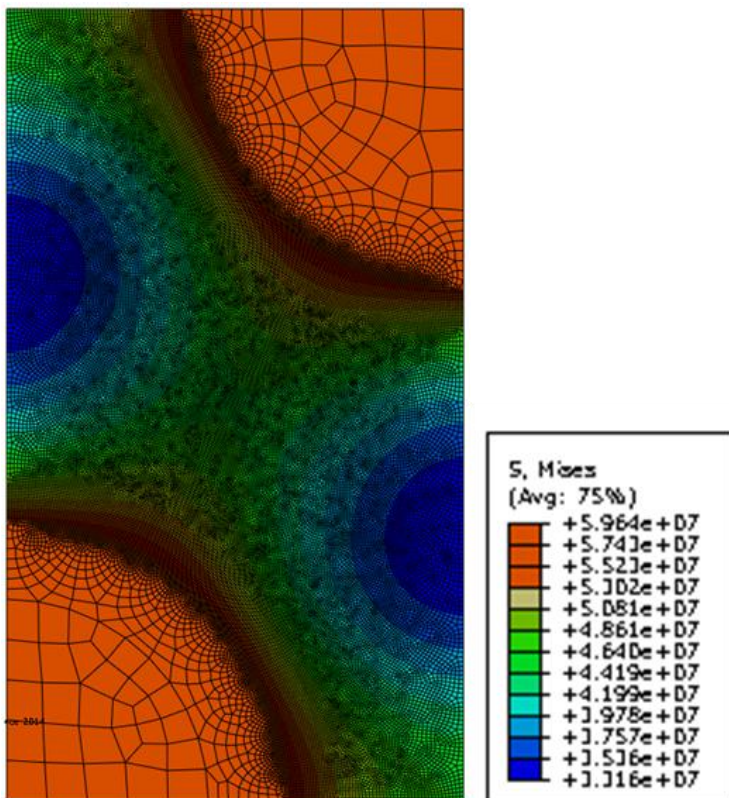


Figura 130. Distribución de tensiones de Von Mises (en Pa) a 150°C.

Las tensiones, evaluadas en el path de la matriz, son mayores a alta temperatura, alcanzándose una diferencia de 35-38 MPa entre la máxima y la mínima considerada (Figura 131). La tensión máxima es de 56,79 MPa, evaluada en la parte de máxima temperatura. El elemento en el que se produce se muestra en la Figura 132.

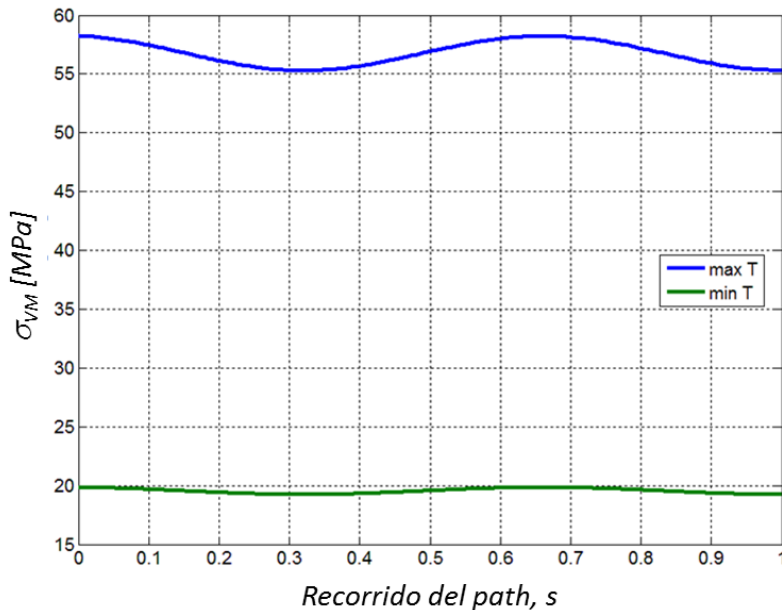


Figura 131. Tensiones evaluadas en los picos de máxima (150°C) y mínima (-50°C) temperatura del ciclo aplicado, en el path definido en la matriz.

En este caso, la tensión máxima alcanzada no produce la rotura en los elementos de la matriz. Tal y como se describe en el revisión bibliográfica presentada en el documento, se debe modelar una interfase y analizar su efecto en el proceso de inicio de grietas.

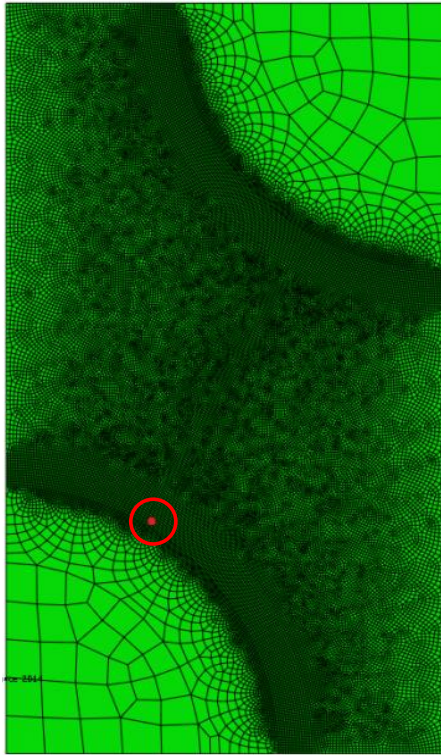


Figura 132. Elemento donde se produce el máximo de valor de σ_{VM} .

Interfase del 1%

En el primero de los casos se considera rigidez de la interfase de 12 GPa. Tras la aplicación de la carga térmica, se desarrollan dos grietas como desunión entre fibra/matriz, en la región donde se producen las máximas tensiones. Esta comienza en la interfase sin propagación. La temperatura a la cual se produce la iniciación del daño es de 57°C. En la Figura 133 se muestra la máxima extensión de la grieta, cuya longitud es de 0,99 μm . El valor de parámetro de daño 'D' en este caso ($N_{\text{grietado}}/N_{\text{totinterfase}}$) es 0,182.

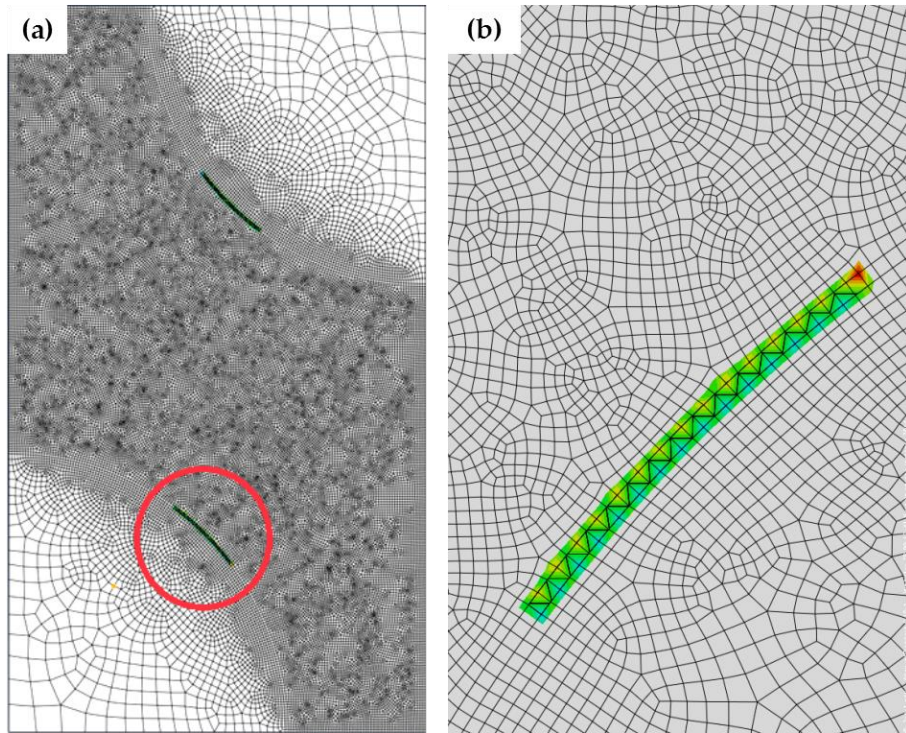


Figura 133. (a) Daño producido tras la aplicación del ciclo térmico y (b) ampliación de la grieta. [1%; 12 GPa].

La Figura 134 muestra la variable σ_{VM} el instante de tiempo justo antes, y justo después, de la iniciación del daño. El estado tensional a lo largo de los recorridos (paths de interfase y matriz) es mayor después de la aparición de la grieta (hecho que se aprecia más claramente en el path considerado de la interfase). Esto se debe a la distorsión producida por el frente de grieta. El daño se propaga en el interior de la región de la interfase, no alcanzando en ningún punto a la matriz.

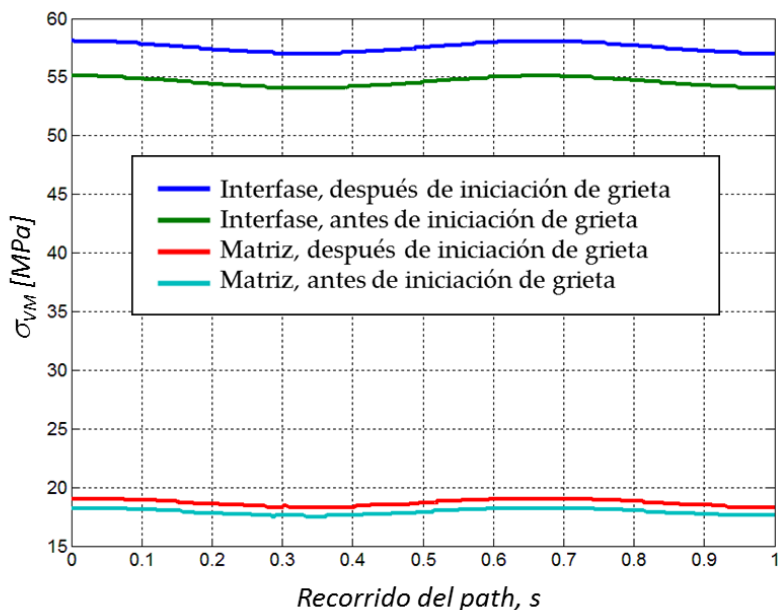


Figura 134. σ_{VM} en los paths de interfase y matriz antes y después del momento de iniciación del daño. [1%; 12 GPa].

Dado que σ_{VM} no aporta información sobre el signo las tensiones (positivo/negativo), en las Figuras 135 a 137 se muestran los valores de tensiones principales σ_{11} , σ_{22} y σ_{12} , respectivamente, en el momento posterior a la aparición de la grieta (temperatura de 58°C) y según el sistema de ejes cartesianos mostrado en cada figura. Se puede observar que los valores de σ_{11} y σ_{22} en zona de nucleación de la grieta (marcada en color negro en las figuras) son de signo negativo (compresión) y de valor similar 25-30 MPa. Los valores de σ_{12} son de signo positivo y del mismo rango de valores antes mencionado. Esta combinación introduce un estado tensional en dicha zona tal que produce el fallo de los elementos. Dichos signos se mantienen en el momento anterior al inicio del daño.

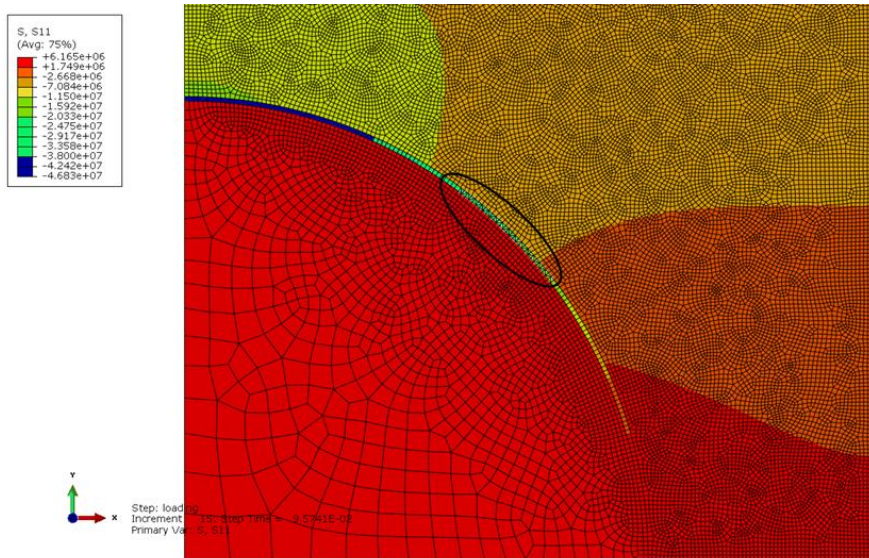


Figura 135. Distribución de tensiones principales σ_{11} (en Pa) a 58°C de temperatura.

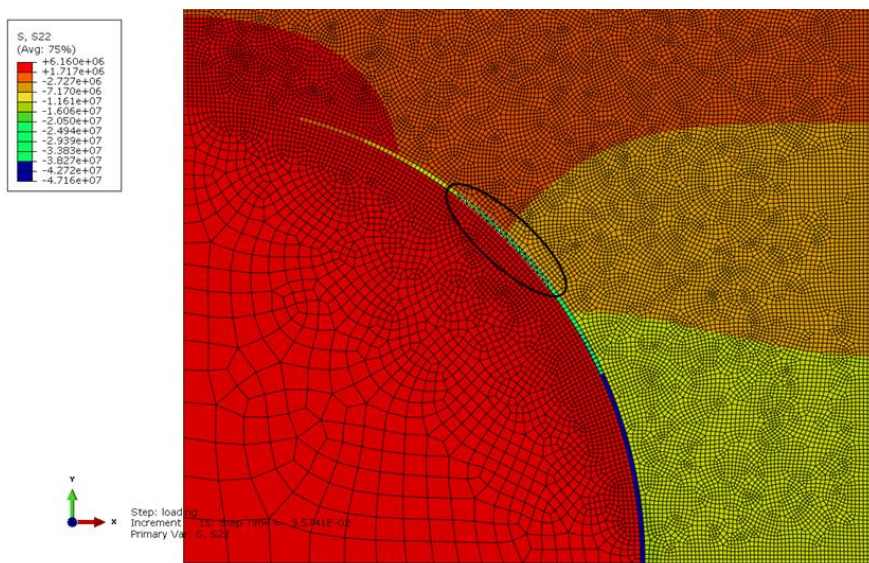


Figura 136. Distribución de tensiones principales σ_{22} (en Pa) a 58°C de temperatura.

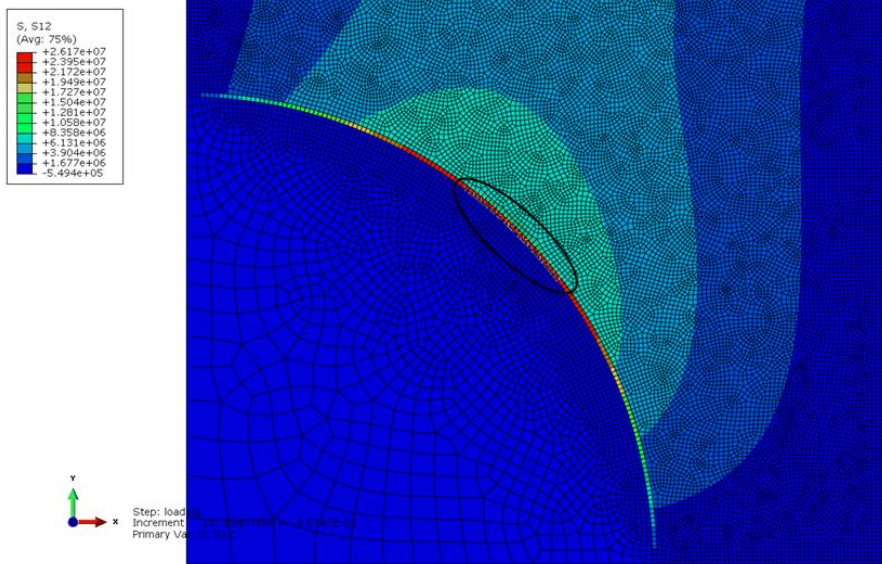


Figura 137. Distribución de tensiones principales σ_{12} (en Pa) a 58°C de temperatura.

A pesar de que las tensiones principales σ_{11} y σ_{22} son negativas el entorno de la grieta, las deformaciones asociadas, calculadas por el modelo, son de signo positivo en todas las componentes. En las Figuras 211 a 213 (ubicadas en el Anexo de Resultados, A12) se muestran los valores de deformación ε_{11} , ε_{22} y ε_{12} , respectivamente, para una temperatura de 58°C.

El hecho de que las tensiones principales σ_{11} y σ_{22} sean negativas se debe a que, según la siguiente ecuación (resultante de despejar el vector de tensiones de la ley de comportamiento del material), la componente debido a la temperatura supera a la de deformaciones principales.

$$\sigma_j = C_{ij}(\varepsilon_j - \alpha\Delta T) \quad (5.1)$$

Dónde C_{ij} es la matriz de propiedades del material.

Por otro lado, en la Figura 138 se observa la perturbación producida por la grieta en el campo de tensiones en los instantes de máxima (150°C) y mínima (-50°C) temperatura en el path considerado para la matriz. Los picos representados se corresponden con aquellos elementos ubicados cerca del borde de grieta. La tensión media en el camino considerado a máxima temperatura de ciclo es de 58 MPa.

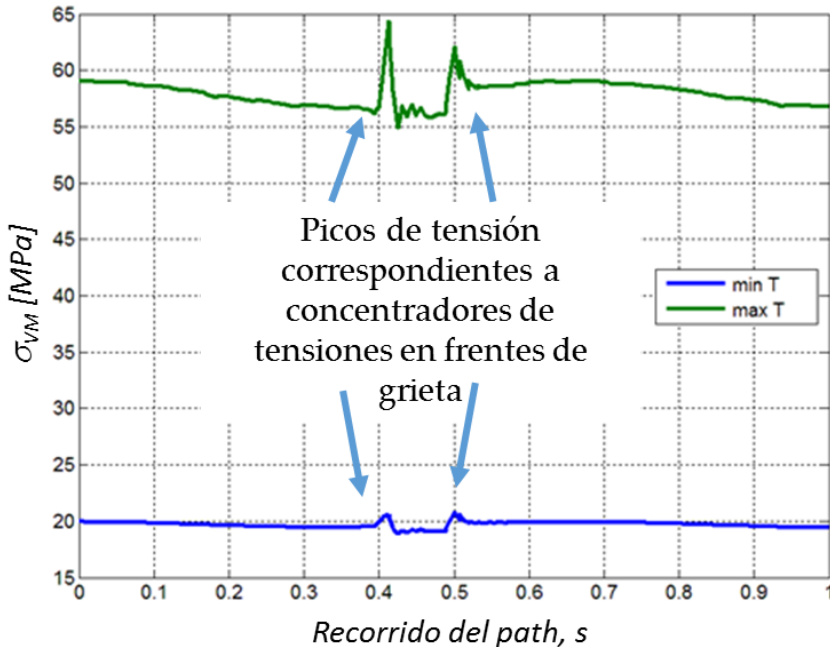


Figura 138. σ_{VM} en el path de la matriz a alta (150°C) y baja (-50°C) temperatura. [1%; 12 GPa].

Modelando a continuación una rigidez de interfase de 6 GPa, se obtiene una temperatura de iniciación de grieta de 85°C, aunque de nuevo esta no se propaga en la región de la matriz. Su longitud es de 1,44 μm (ver Figura 214, ubicada en el Anexo de Resultados, A12) y el parámetro de daño $D = 0,262$. El valor promedio de σ_{VM} , evaluado a 150°C, a lo largo del path de la matriz es de 56 MPa (ver Figura 216 en Anexo de Resultados, A12).

Por último se modela el caso de interfase de 1% de espesor y 0,01 GPa de rigidez. Este caso se introduce para simular el efecto de una interfase altamente flexible. Según los resultados obtenidos, este tipo de interfase actúa como un medio de amortiguación en las tensiones calculadas, absorbiendo las diferencias entre el estado tensional en matriz-interfase-fibra. Es por ello que no se observan iniciaciones de grietas en este caso.

La Figura 217 (incluida en el Anexo de Resultados, A12) muestra las tensiones evaluadas en el path correspondiente a la matriz en los instantes de máxima (150°C) y mínima (-50°C) temperatura. El valor medio de σ_{VM} evaluado a 150°C en el path de la matriz es de 36,50 MPa. Se puede comprobar que este tipo de interfase suaviza el campo tensional calculado en el modelo. Dicho comportamiento se repite en los siguientes casos de espesor de fibra considerados (2,5 y 5%), no desarrollándose grieta alguna en ellos.

Interfase del 2,5%

De forma similar al anterior, se consideran tres variantes de rigidez de dicho material: 12, 6 y 0,01 GPa. En adelante, las figuras obtenidas se ubican en el Anexo de Resultados (A12).

Comenzando con el caso de 12 GPa de rigidez, tras la aplicación del ciclo térmico se observa iniciación de daño a los 58,5°C, como desunión entre la fibra y la matriz en la región de la interfase, para posteriormente propagarse en la matriz (en la dirección de máxima tensión). En las Figuras 218 y 219 se puede observar la grieta resultante. La longitud de la grieta es de 1,75 μm y el parámetro de daño D es de 0,183.

La Figura 221 muestra el valor de las tensiones a lo largo del path correspondiente a la matriz, para la máxima y mínima temperatura aplicada. Las perturbaciones en el campo de tensiones de corresponden con la discontinuidad en el material generada por la grieta. La tensión media calculada en dicho path a 150°C es de 55,38 MPa.

Modificando la rigidez de la interfase a 6 GPa, se puede detectar el comienzo de grietas a los 80,7°C. Aunque en este caso la grieta no alcanza la fase matriz en su crecimiento (Figura 222), esto se debe a que esta interfase de menor rigidez es capaz de soportar las tensiones locales provocadas, tanto por la diferencia de propiedades térmicas de las fases involucradas, como por los bordes de grieta. La longitud de la grieta es de 2,13 μm y el valor del parámetro de daño D es de 0,342. El valor promedio de σ_{VM} en el path considerado para la matriz, a 150°C es de 54,50 MPa.

Por último y tal y como se detalla anteriormente, al disminuir la rigidez de la interfase hasta 0,01 GPa, no se observa daño tras la aplicación del ciclo térmico completo. El valor promedio de σ_{VM} en el path de la matriz a temperatura máxima del ciclo es de 35,80 MPa.

Interfase del 5%

Comenzando con el caso de 12 GPa de rigidez, se observa iniciación de daño a los 56,7°C, aunque en esta ocasión el crecimiento se produce en múltiples puntos, en dirección al centro de la fibra vecina a través de la matriz. En la Figura 139 se puede observar el estado de la grieta generada tras la aplicación del ciclo térmico completo. La longitud de la línea de desunión es de 1,24 μm y el parámetro de Daño 'D' es 0,111. Recordar que, en este caso, el número de elementos definidos en la interfase es aproximadamente el doble que el definido para el caso de 2,5% del radio de la fibra.

La Figura 226, incluida en el Anexo de Resultados (A12), muestra el valor de tensiones calculadas en los paths de interfase y matriz, antes y después de la aparición de daño. El hecho de que la grieta no produzca ningún efecto apreciable en las tensiones se debe a que dichos paths quedan lejos del punto de iniciación de la grieta. El efecto de perturbación en las tensiones calculadas se puede apreciar en la Figura 140, donde se representan las tensiones calculadas en dos paths alternativos, en el instante justo posterior a la aparición de la grieta. Uno de los paths es el de referencia para la interfase (azul en la Figura 139), y el otro se discurre justo por el elemento donde se produce la iniciación de dicha grieta (rojo en la Figura 139). Por otro lado los sucesivos picos mostrados en las tensiones calculadas en el path de iniciación de grieta pueden deberse a artefactos numéricos del modelo.

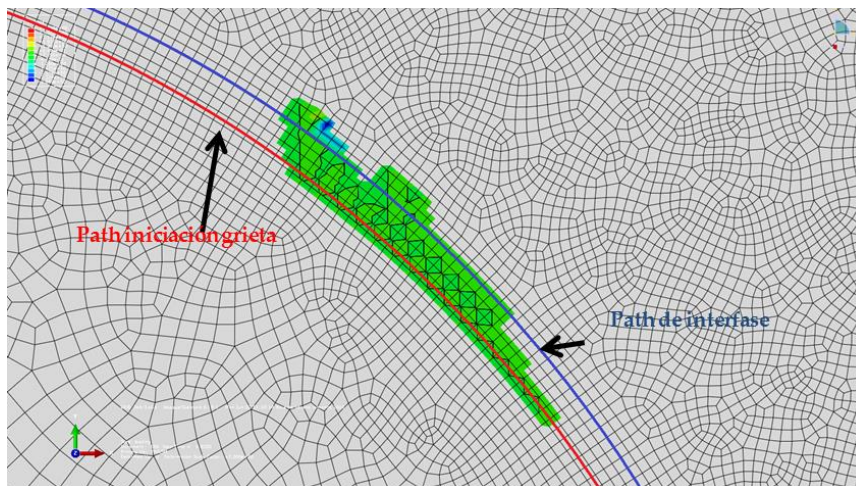


Figura 139. Detalle del daño producido tras la aplicación del ciclo térmico. [5%; 12 GPa].

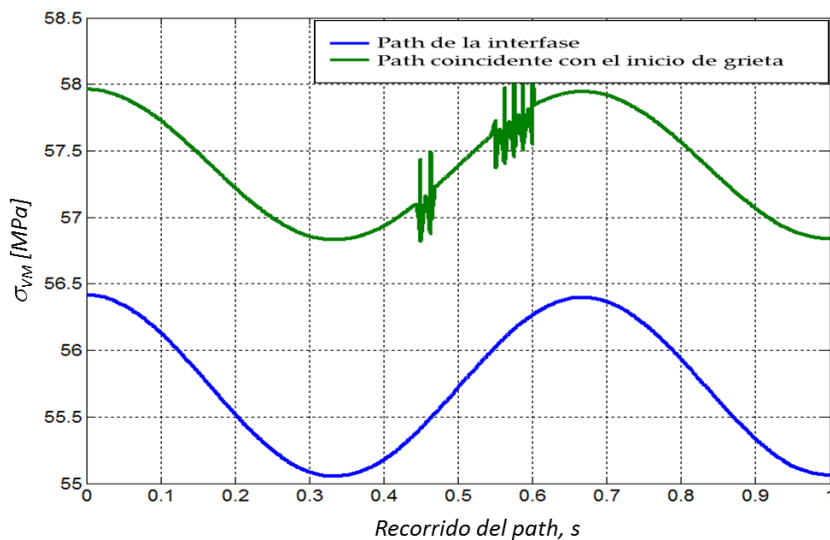


Figura 140. Comparación de σ_{VM} en path de referencia de la interfase y path coincidente con el punto de iniciación de grieta, en el momento de iniciación de daño. [5%; 12 GPa].

En la Figura 227 se puede apreciar el cálculo de σ_{VM} en el path de la matriz a mínima (-50°C) y máxima (150°C) temperatura del ciclo aplicado. El valor medio de las mismas a una temperatura de 150°C es de 52,30 MPa.

Con una rigidez de la interfase de 6 GPa se puede detectar el comienzo de grietas a los 84,8°C, sin propagación a la matriz (Figuras 228 y 229). La longitud de la línea de grieta es de 1,58 μm y el valor del parámetro de daño 'D' es de 0,1896. En este caso, el valor promedio de las tensiones en el path de la matriz a una temperatura de 150°C es de 54,30 MPa.

Por el mismo motivo que el explicado en el caso anterior, no es posible detectar el efecto de perturbación de la grieta sobre las tensiones evaluadas en los paths de interfase y matriz, debido a que dichos paths no discurren cerca de la zona de iniciación de daño, tal y como se observa en la Figura 230 del Anexo de Resultados (A12).

Finalmente, al disminuir la rigidez de la interfase hasta 0,01 GPa, no se observa daño tras la aplicación del ciclo térmico completo. La tensión media evaluada en el path considerado de la matriz a temperatura máxima del ciclo es de 35,80 MPa. Se confirma así el papel secundario que tiene el parámetro espesor de la interfase cuando se consideren propiedades altamente flexible para la misma.

5.8.2. Propagación de daño

Con el fin de comparar los distintos casos considerados para el análisis de propagación del daño, se realiza un estudio paramétrico como el mostrado en el capítulo de iniciación. En esta ocasión se elimina del estudio aquellos casos en los que se consideraban una interfase de alta flexibilidad, dado que, tal y como se detalla en el capítulo anterior, no se produce iniciación de grieta en ellos. Por tanto se estudiarán 6 opciones: tres espesores de interfase (1, 2,5 y 5% del radio de la fibra), modificando la rigidez de esta entre 12 y 6 GPa en cada caso.

Es importante recordar en este punto que la grieta generada en el modelo de iniciación será el comienzo del modelo de propagación. Todos los modelos de propagación quedan definidos en el capítulo 4.3 del documento.

El modelo de propagación o fatiga aplica un máximo de 500 ciclos térmicos entre -50 y 150°C. Las simulaciones presentadas en este capítulo pueden alcanzar una estabilización previa a la aplicación de ese número de ciclos. Dichas estabilizaciones se analizarán mediante:

- 1) Las tensiones calculadas en un elemento representativo del modelo. Dicho elemento está ubicado sobre la línea recta que conecta los centros de dos fibras contiguas, a una distancia de 0,2 μm desde la separación de la matriz y la interfase (Figura 141a).
- 2) El número de ciclos térmicos que transcurren en el modelo hasta que una de las grietas desarrolladas alcance la superficie de la fibra contigua, y la dirección o camino con el que la grieta se desarrolla. Es necesario recordar que en los modelos de propagación, el criterio de dirección de propagación es el denominado MTS. En las figuras mostradas en cada uno de los casos, los elementos agrietados se mostrarán en color rojo, mientras que el resto de elementos se representan de color azul. En lo que al estudio de propagación del daño se refiere, la unidad temporal considerada es un ciclo térmico aplicado.

Para visualizar mejor los resultados de propagación de daño, se modela la celda unitaria completa (Figura 141b). El daño inicial que aparece tras la aplicación del primer ciclo estático puede propagarse por tanto a lo largo de la interfase (entre fibra e interfase), o bien a través de la matriz.

En caso de haber modelado un cuarto de celda únicamente, sería complicado estudiar y visualizar el camino de la grieta, si por ejemplo esta alcanza uno de los bordes del modelo antes de terminar el proceso de ciclado.

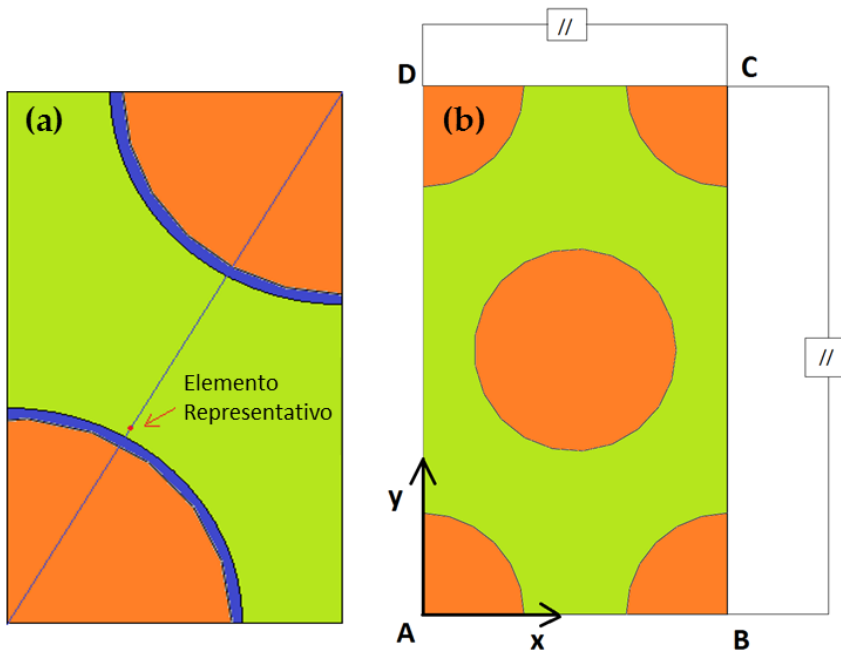


Figura 141. (a) Elemento representativo para el cálculo de σ_{VM} y (b) Celda unitaria completa considerada para el análisis de propagación de daño.

Interfase del 1%

Se comienza con el estudio sobre el modelo con una rigidez de interfase de 12 GPa. El fallo, producido en la interfase durante el primer ciclo, se propaga tanto en esta como en la matriz, alcanzándose la estabilización a los 14 ciclos aplicados sin mayor propagación de las grietas originadas. En la Figura 142 se muestra el estado de la celda analizada tras dicha estabilización.

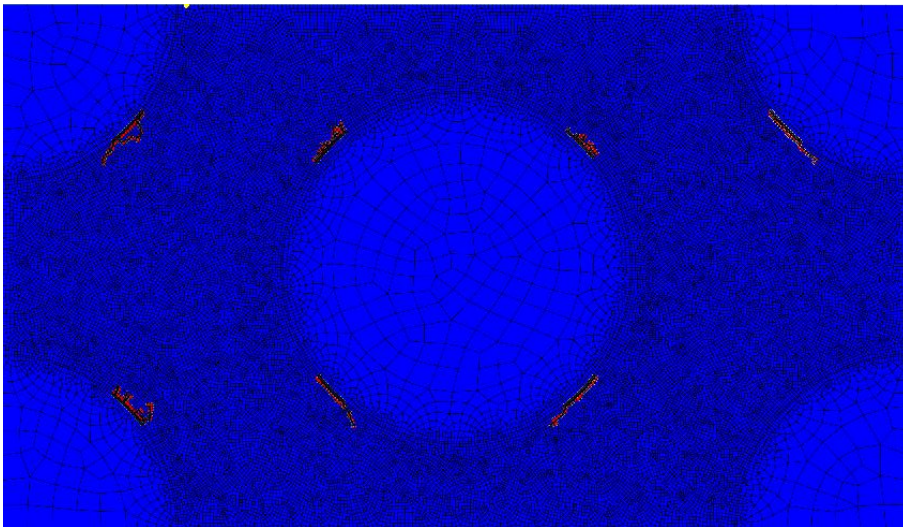


Figura 142. Modelo estabilizado tras 14 ciclos. Elementos agrietados en color rojo. [1%; 12 GPa].

La Figura 143 (obtenida directamente de Abaqus) muestra los valores de σ_{VM} en el elemento representativo mencionado anteriormente, durante los primeros 14 ciclos aplicados. Dichos valores no son estables, produciéndose oscilaciones entre ciclos aplicados. Esto se debe a que las grietas aún no están estabilizadas y crecen, cambiando la posición del frente de la misma y produciendo variaciones en el campo de tensiones.

Sin embargo, entre los ciclos 14 y 50, estos valores se estabilizan por lo que no hay mayor crecimiento del daño en el material. En la misma figura se puede observar que solo se evalúan completamente las tensiones en los primeros 50 ciclos (intervalo en el que se produce la estabilización), para el resto de ellos solo se calcularán en el primero y último de cada tramo (cada 50 ciclos térmicos). σ_{VM} toma el valor de 49,8 MPa en el elemento representativo, en el momento de la estabilización y a 150°C (y por tanto para el resto de los ciclos térmicos modelados).

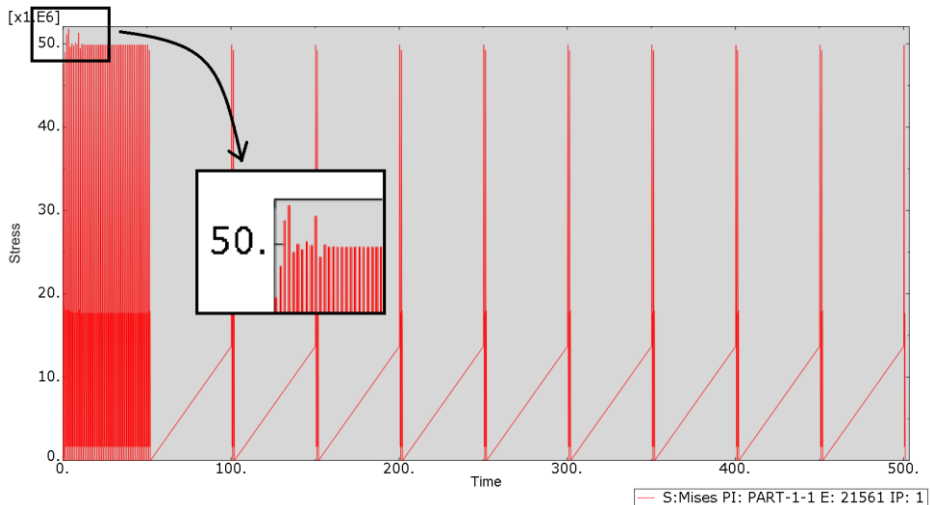


Figura 143. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados. [1%; 12 GPa].

Modificando la rigidez de la interfase a 6 GPa se alcanza la estabilización tras la aplicación de 18 ciclos térmicos (siendo el valor de σ_{VM} en el elemento representativo a 150°C de 48,5 MPa). En la Figura 144 se muestra el estado de la celda unitaria analizada tras la aplicación de 500 ciclos térmicos.

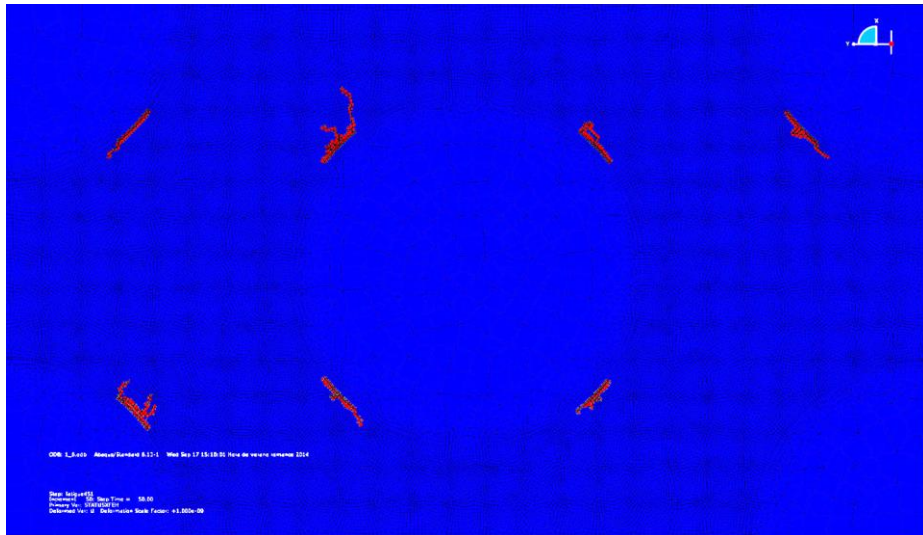


Figura 144. Modelo estabilizado tras 18 ciclos. Elementos agrietados en color rojo. [1%; 6 GPa].

Interfase del 2,5%

Con una interfase de rigidez de 12 GPa, se puede observar como todos los fallos se propagan en primer lugar en la propia interfase, para posteriormente extenderse en la fase matriz (Figura 145). Especial relevancia en este caso presentan las grietas marcadas como "A" y "B", las cuales crecen en busca de la fibra contigua (no mostrada en este modelo) hacia el borde de la celda unitaria analizada, alcanzando estos a los 88 ciclos y 142 ciclos térmicos aplicados para el primer y segundo caso, respectivamente.

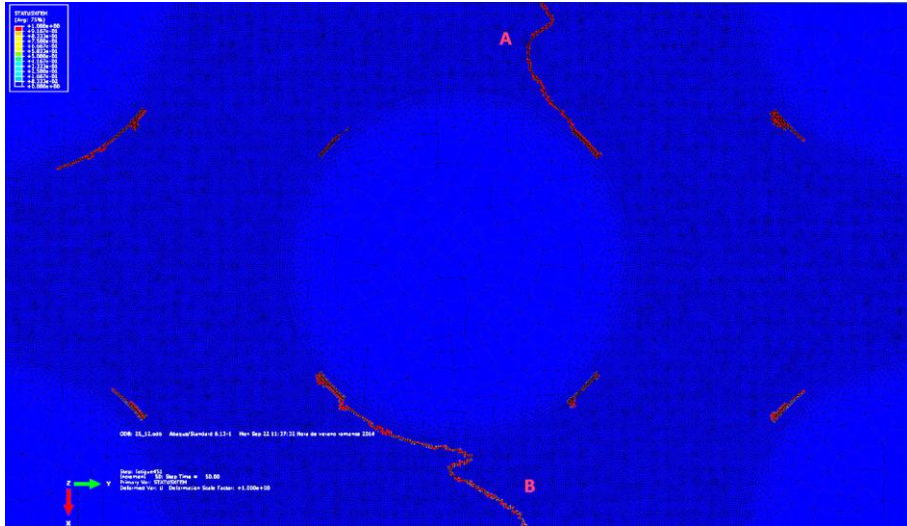


Figura 145. Modelo estabilizado tras 150 ciclos. Elementos agrietados en color rojo. [2,5%; 12 GPa].

En la Figura 233 (ubicada en el Anexo de Resultados, A13) se observa como las tensiones en el elemento representativo reducen su valor sustancialmente tras los 100 primeros ciclos térmicos aplicados. Esto se debe a que el estado de agrietamiento de la celda es tal que el estado tensional disminuye, produciéndose una pérdida de rigidez global de la celda modelada. La estabilización en este caso se produce a los 150 ciclos aplicados. El valor de σ_{VM} en el elemento representativo, y a 150°C, tras la estabilización es de 42 MPa.

La Figura 146 muestra el estado de la celda analizada cuando se considera una rigidez de 6 GPa, tras la aplicación de 150 ciclos térmicos (momento en el que se produce la estabilización del modelo). Como en el caso anterior, las grietas crecen desde la interfase al resto del material. Dos frentes de grieta (“A” y “B” en la figura) se abren en paralelo, intersectándose posteriormente.

El método de cálculo empleado no permite simular el comportamiento de grietas conectadas, por lo que cuando se produce un caso como el mostrado, se interrumpe el crecimiento de una de ellas, no influyendo al comportamiento de la otra. En este caso la grieta que es intersectada “A” continúa posteriormente hasta

Interfase de 5%

Por último se modela el efecto de una interfase con un espesor del 5% del radio de la fibra. En un primer lugar con una rigidez de dicha fase de 12 GPa. Después de la iniciación de grietas en distintas zonas de la unión fibra-matriz, donde se producen los valores máximos de tensiones, estas se propagan en la matriz, provocando una desunión local y un crecimiento hacia la superficie de la fibra contigua. En la Figura 147, las grietas nombradas como "A" y "B" alcanzan el límite de la celda analizada tras la aplicación de 96 y 65 ciclos térmicos, respectivamente. Las áreas dañadas "C" y "D" producen un aislamiento completo de parte del material en los 100 primeros ciclos aplicados. Este comportamiento se puede apreciar observando las tensiones calculadas en el elemento de control (Figura 148). El pico de tensiones evaluado en el ciclo número 75 se debe al avance de grietas que pasan cerca del elemento donde se evalúan dichas tensiones.

Tras 190 ciclos aplicados se decide parar el análisis debido a las altas no linealidades introducidas en el cálculo por las múltiples grietas creadas. Tras el ciclo número 150 no existen propagaciones adicionales y las tensiones de Von Mises evaluadas permanecen prácticamente constantes (39,5 MPa en la estabilización) después de la aplicación del ciclo número 100.

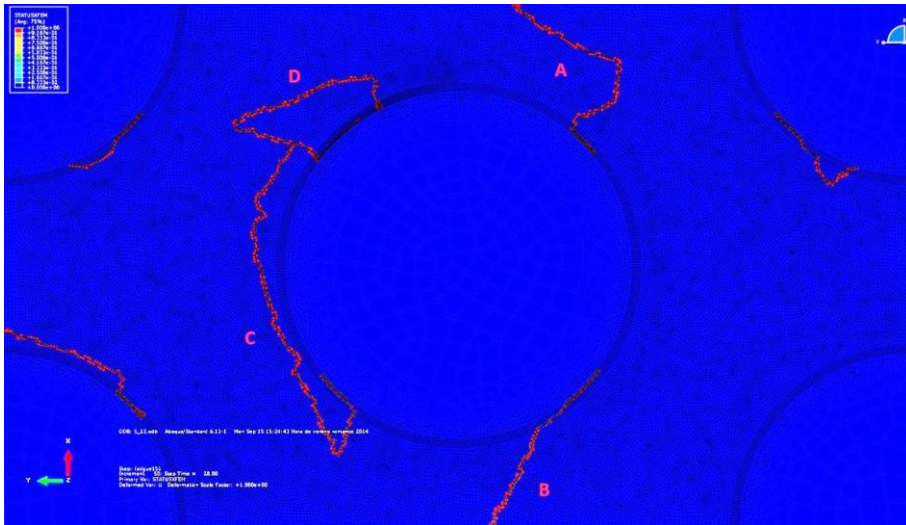


Figura 147. Modelo tras 190 ciclos. Grietas en color rojo. [5%; 12 GPa].

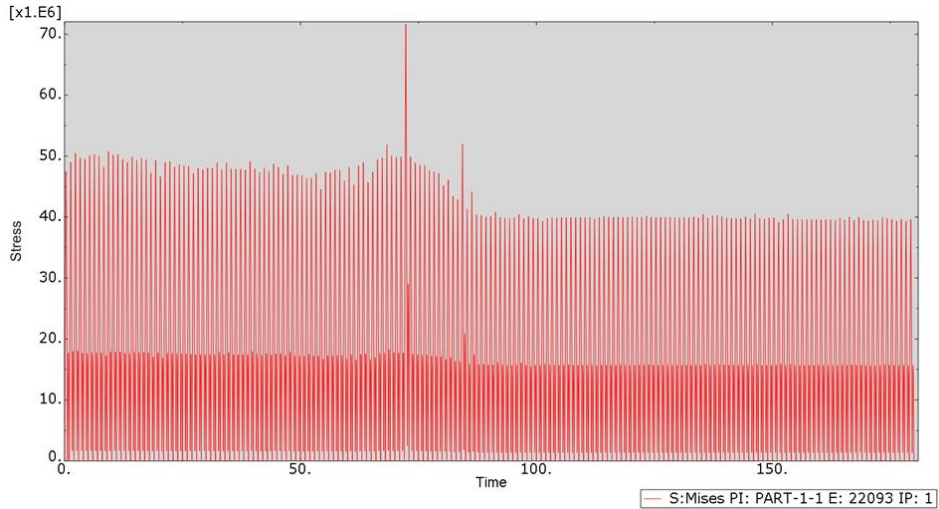


Figura 148. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados. [5%; 12 GPa].

Por último, disminuyendo la rigidez de la interfase hasta 6 GPa, las desuniones entre la fibra y la matriz no son tan numerosas como en el caso anterior. Las grietas tienden a propagarse rápidamente en la matriz dirigiéndose a la superficie de fibra contigua. La Figura 235 del Anexo de Resultados (A13) muestra el estado del modelo analizado con diferentes números de ciclos térmicos aplicados.

En la Figura 149, La grieta “A” alcanza el borde de la geometría a los 163 ciclos térmicos acumulados. Debido a idénticos motivos que los expresados en el caso de rigidez de fibra de 12 GPa, la simulación se interrumpe tras 190 ciclos aplicados. El valor de σ_{VM} en el elemento representativo tras dicha interrupción es de 48 MPa.

5.8.3. Efecto oxidativo

En este capítulo se añade el efecto oxidativo al modelo de elementos finitos, detallado en el capítulo 4.4. Los parámetros a analizar de los distintos casos modelados son, al igual que en el estudio en atmósfera inerte: estado de evolución de daño (agrietamiento) en la celda analizada tras la estabilización del modelo; y valor de las tensiones de Von Mises en el elemento de control mostrado en la Figura 141. Se presentan a continuación los distintos modelos analizados.

Interfase del 1%

Se comienza modelando una rigidez de interfase de 12 GPa. Tal y como ocurre en el caso del modelo sin condiciones de oxidación añadidas, el daño en la celda se estabiliza tras 14 ciclos térmicos aplicados (por lo que el estado de la celda es similar al mostrado en la Figura 142). Sin embargo, las tensiones en el elemento representativo aumentan cada 50 ciclos térmicos (ver Figura 237 del Anexo de Resultados, A14). Esto se debe a que los cambios que afectan a la rigidez de la resina por degradación oxidativa, se incluyen en el modelo cada 50 ciclos térmicos, afectando por tanto al campo de tensiones calculado.

En la Figura 150 se muestra la evolución de las tensiones a lo largo del path mostrado en la misma. La zona en la que se produce la desunión fibra-matriz provoca una perturbación en el campo de tensiones obteniéndose como resultado dos picos de tensión (en zonas cercanas al vértice de grieta), y una zona central de menores valores tensionales. Se puede observar como las tensiones calculadas para 101 ciclos térmicos son menores que para 451 ciclos. Esto se debe al efecto de rigidización de la matriz por oxidación.

Disminuyendo la rigidez del material de interfase a 6 GPa, no se producen crecimientos de grietas después de la aplicación de 50 ciclos térmicos. Aunque también en este caso las tensiones crezcan cada 50 ciclos térmicos hasta el final del periodo modelado, debido al aumento de la rigidez de la resina por oxidación.

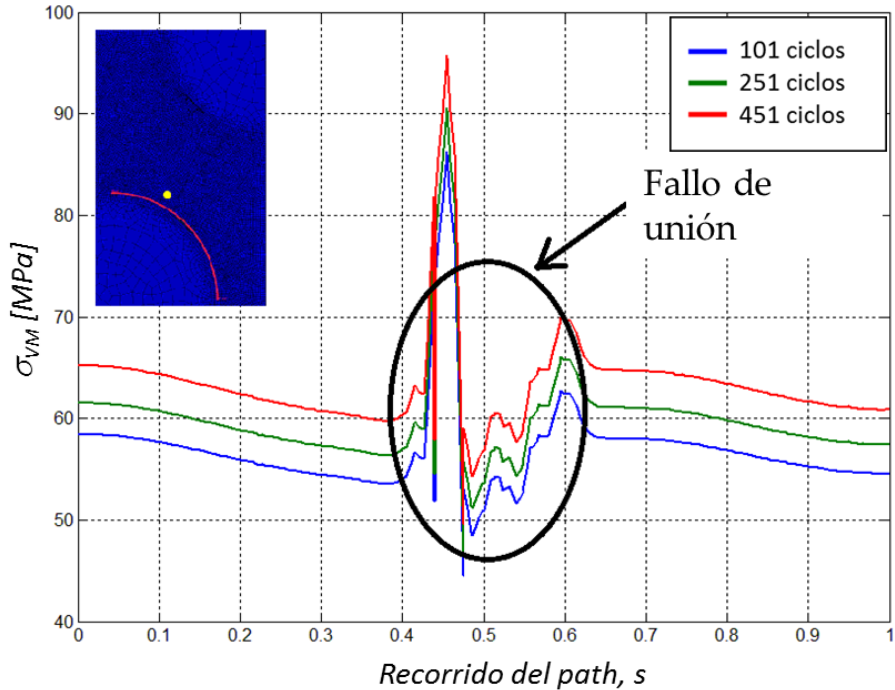


Figura 150. σ_{VM} (MPa) evaluada a lo largo del path mostrado en color rojo, a distintos números de ciclos aplicados: 101 (en azul); 251 (verde) y 451 (rojo).

Interfase del 2,5%

Comenzando con el caso de rigidez de 12 GPa, en la Figura 151 se observan dos grietas principales, la grieta "A" alcanza el borde de la celda tras 151 ciclos térmicos aplicados, mientras que la grieta "B", cambia su dirección de propagación y su crecimiento hacia la próxima fibra se ve interrumpido. El comportamiento poco realista de esta última se debe posiblemente a las condiciones de contorno consideradas en el modelo.

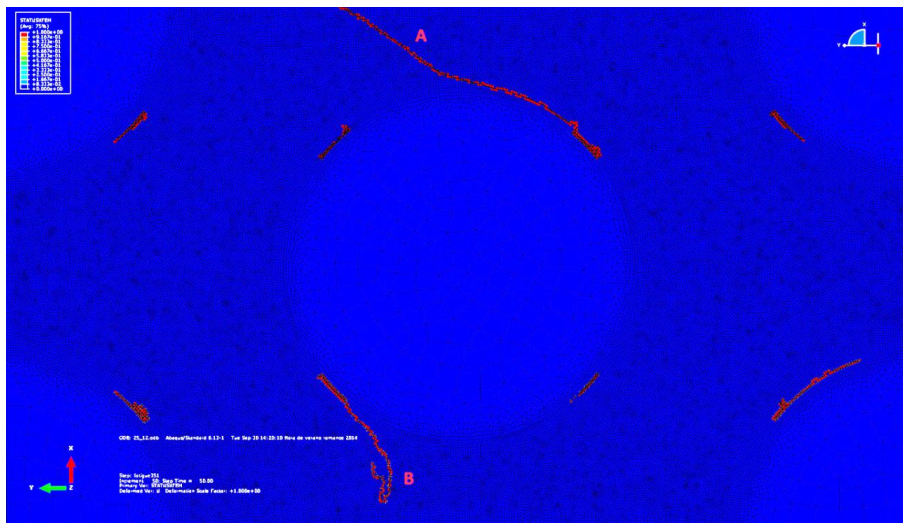


Figura 151. Modelo analizado con efecto oxidativo tras 100 ciclos. Elementos agrietados en rojo. [2,5%; 12 GPa].

Disminuyendo a continuación la rigidez de la interfase a 6 GPa (manteniendo su espesor en el modelo), y tras la aplicación de 150 ciclos térmicos, se obtiene la situación estabilizada mostrada por la Figura 152. La grieta mostrada como “A” alcanza el borde de la celda analizada a los 106 ciclos. El camino recorrido por la misma es sinuoso, comparándolo con otros casos.

La Figura 240 (incluida en el Anexo de Resultados, A14) muestra el valor de las tensiones en el elemento de referencia frente a los ciclos térmicos aplicados. Los valores disminuyen en los primeros ciclos de fatiga térmica. Tras el ciclo número 50 vuelve a aumentar debido al aumento de rigidez de la matriz considerado por oxidación. Durante los ciclos 50 – 100 vuelve a decrecer. Se estabilizan los valores después de la aplicación del ciclo 106, donde no se producen crecimientos de grietas adicionales.

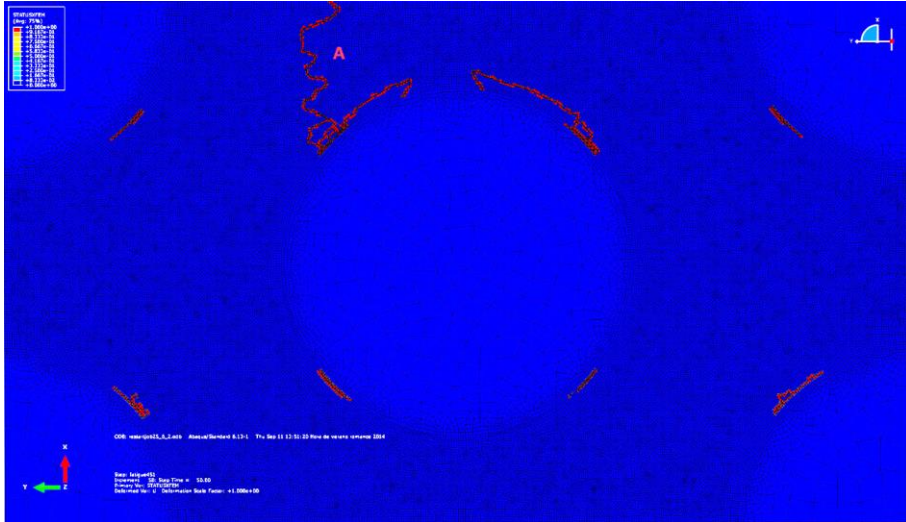


Figura 152. Modelo analizado con efecto oxidativo estabilizado tras 150 ciclos. Elementos agrietados en rojo. [2,5%; 6 GPa].

Modelo con Interfase de 5% del radio de la fibra

Por último, se modela la celda unidad teniendo en cuenta un espesor de interfase del 5% del radio de la fibra. Considerando en un primer momento una rigidez de 12 GPa. Se observa un comportamiento similar al mostrado en casos anteriores (con efecto oxidativo considerado). La grieta denominada “B” en la Figura 153 alcanza el límite inferior de la celda tras la aplicación de 68 ciclos. Mientras que en la parte superior, las grietas “A” y “D” tienden a crecer en dirección a la fibra contigua (no incluida en esta celda). Por otro lado la grieta “C” produce una desunión local entre la fibra y la matriz.

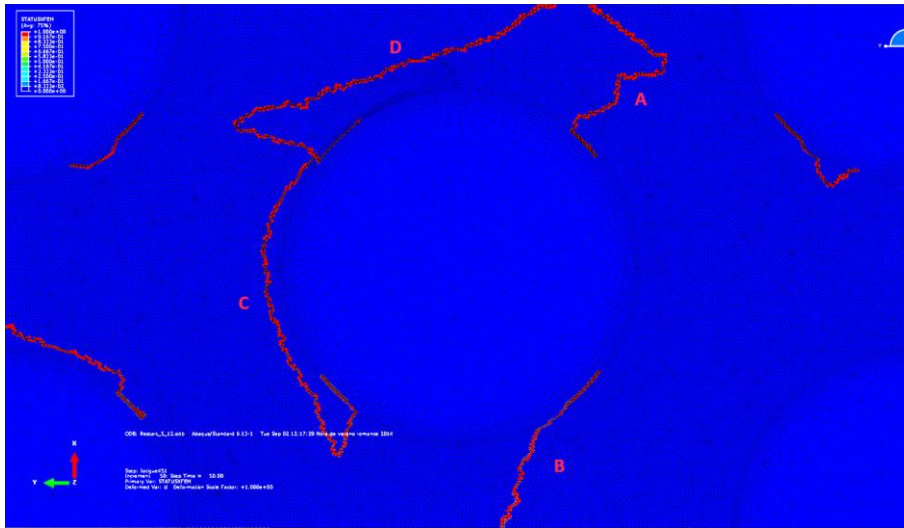


Figura 153. Modelo analizado con efecto oxidativo estabilizado tras 200 ciclos. Elementos agrietados en rojo. [5%; 12 GPa].

La Figura 154 (obtenida directamente de Abaqus) muestra los valores de las tensiones frente al número de ciclos aplicados en el elemento de control considerado. Los picos de tensión que se pueden observar alrededor del ciclo número 40 se deben a que el frente de grieta "C" pasa por los elementos vecinos a dicho elemento de control (Figura 155). Cuando el frente de grieta se aleja de nuevo, los niveles de tensión vuelven a disminuir. Tras la aplicación de 200 ciclos térmicos se alcanza la estabilización del daño. En la última parte de ciclos aplicados, los niveles aumentan de nuevo debido a los efectos oxidativos considerados en este modelo. En la Figura 154 también se muestra la variable de estado (FV1) tal y como se define en el capítulo 4.4.2, relacionando así el valor de la rigidez de la matriz, con el número de ciclos térmicos aplicados.

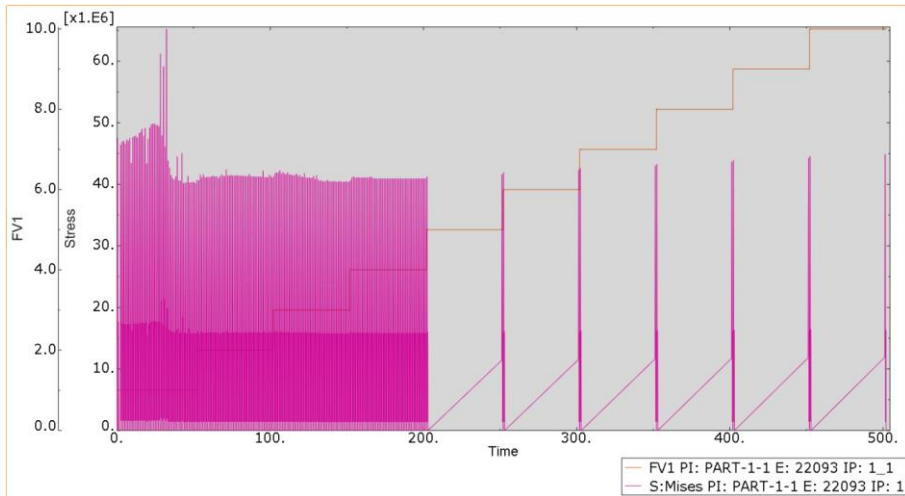


Figura 154. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados con efecto oxidativo. [5%; 12 GPa].

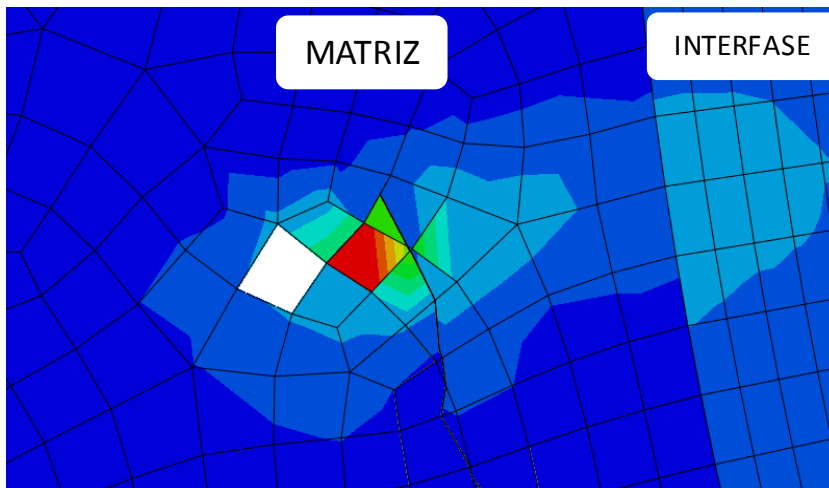


Figura 155. Elemento de referencia considerado (en blanco) mientras el frente de grieta transcurre por los elementos vecinos. Colores de rojo a azul indican un descenso de las tensiones calculadas.

Disminuyendo a continuación la rigidez de la interfase a 6 GPa, se detecta que el daño tras la aplicación de los 50 primeros ciclos es idéntico al obtenido en el caso sin considerar los efectos oxidativos. Tras incluir el aumento de rigidez del material por dicho efecto, en el ciclo número 51, las grietas desarrolladas siguen caminos distintos, debido al aumento de rigidez de la matriz. La grieta identificada como "C" en la Figura 156 alcanza el borde de la celda tras 107 ciclos aplicados, mientras que la "B" lo hace a los 85 ciclos. La grieta "A" alcanza el límite tras los 169 ciclos térmicos aplicados.

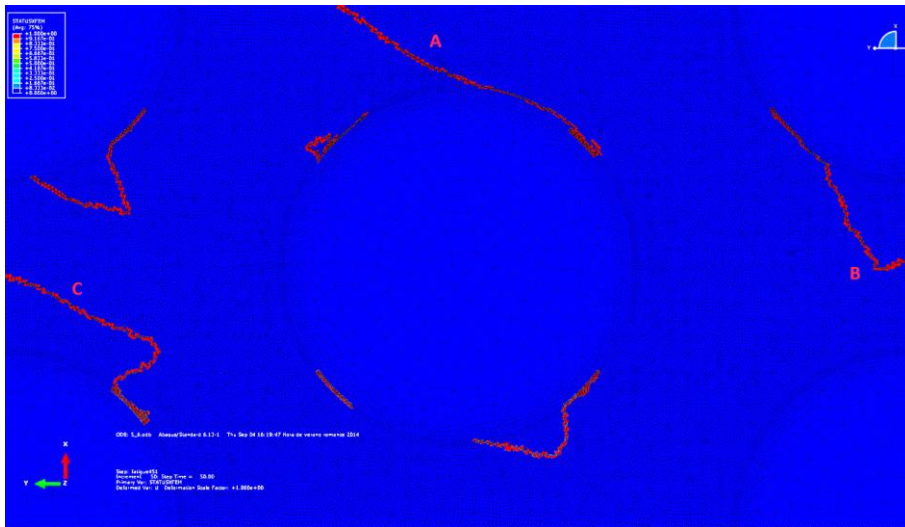


Figura 156. Modelo analizado con efecto oxidativo estabilizado tras 200 ciclos. Elementos agrietados en rojo. [5%; 6 GPa].

6. DISCUSIÓN

En el presente capítulo se discutirán los resultados mostrados en el capítulo 5, obtenidos según la metodología experimental y el modelo matemático detallados en los capítulos 3 y 4, respectivamente.

Dado que el documento se divide claramente en dos fases, se analizarán los resultados independientemente en las Fases I y II.

6.1. Fase I

- Pérdida de Peso

En la Figura 157 se grafican los datos de pérdida de peso del material frente al número de ciclos térmicos aplicados en los distintos ambientes considerados.

Se puede observar como el efecto oxidativo del ambiente de ensayo influye en la cantidad de masa perdida en las muestras analizadas. Se puede extraer que para un número de ciclos térmicos aplicados inferior a 100, la pérdida de peso media experimentada es similar para los casos de atmósfera de ensayo oxidativa e inerte+ (0,18% y 0,14%, respectivamente), siendo inferior en el caso de atmósfera inerte (0,08%).

A medida que se aumentan los ciclos térmicos aplicados, el comportamiento de aquellas muestras ensayadas en ambiente inerte, se asemeja al de las ensayadas en inerte+. Este hecho se observa a los 300 ciclos donde la pérdida de peso medio es de 0,30% en el primer caso y de 0,29% en el segundo. Sin embargo, para el mismo número de ciclos, dicha variable aumenta hasta 0,39% para el caso de muestras ensayadas en ambiente oxidativo.

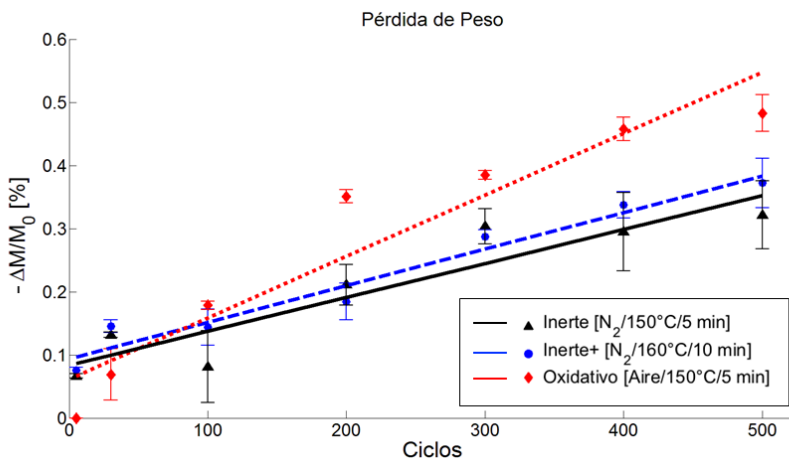


Figura 157. Pérdida de peso sufrida por el material durante los ensayos de ciclado térmico.

Por último, tras los 500 ciclos térmicos aplicados, la pérdida de peso para ambiente inerte e inerte+ es de 0,32% y 0,37%, respectivamente. Mientras que para ambiente oxidativo es de 0,48%.

- Volumen de material dañado

Los resultados mostrados anteriormente respecto a la pérdida de peso del material son congruentes con los obtenidos de volumen de material dañado (Figura 158). En dicha figura la densidad de material dañado se calcula como un ratio entre el volumen de material dañado (Tabla 30) y del volumen de la muestra.

Se puede observar que la densidad de material dañado depende tanto de los ciclos aplicados, como de la atmósfera de ensayo considerada. En concreto tras 100 ciclos térmicos aplicados, el porcentaje de material dañado, para las muestras ensayadas en ambiente inerte, inerte+ y oxidativo, es de 3,95%; 4,29%; y 5,36%, respectivamente. Dichos valores aumentan hasta 7,82%; 7,27%; y 8,60% respectivamente para 300 ciclos térmicos.

Por último el porcentaje de volumen de muestra dañado tras los 500 ciclos aplicados es de: 9,75% en ambiente inerte, 10,77% en atmósfera inerte+, y de 14,30% en ambiente oxidativo.

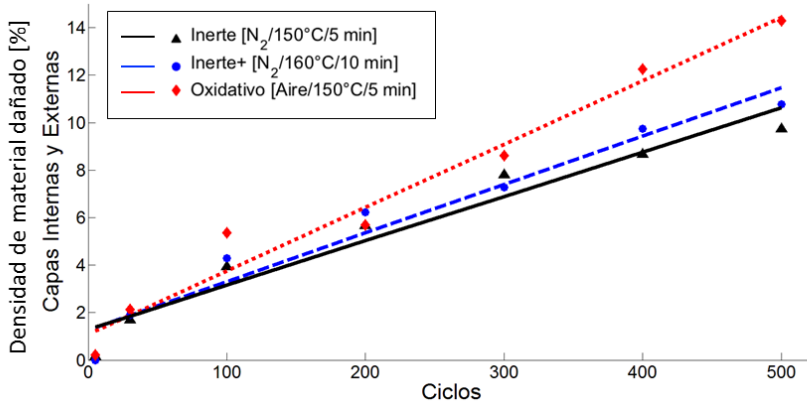


Figura 158. Densidad de material dañado por muestra frente a ciclos térmicos aplicados.

Tanto en los resultados obtenidos por pérdida de peso, como los de densidad de volumen dañado, evaluada en muestras inspeccionadas por tomografía computarizada, se observa la dependencia del proceso de degradación de dos factores: (i) mayor número de ciclos aplicados implica una mayor degradación y (ii) un ambiente de ensayo con alto contenido en oxígeno implica mayor degradación que un ambiente inerte (acelerando el proceso de daño).

- Radiografía Digital y Tomografía

En las imágenes mostradas en las Figuras 184 a 186 (incluidas en el Anexo de Resultados, A3), para altos números de ciclos térmicos aplicados (a partir de 300 en ambiente oxidativo y de 400 en Inerte e Inerte+) se puede observar, tanto en las radiografías como en las reconstrucciones tomográficas, delaminaciones en zonas cercanas a las grietas. En concreto en aquellas grietas que alcanzan el cambio de orientación de capas. En las radiografías, se observan estas como sombras

alrededor de las grietas generadas. Visualmente se puede apreciar que la mayor zona delaminada se alcanza en el caso de 500 ciclos térmicos aplicados en atmósfera oxidativa.

Otro aspecto importante a tener en cuenta es que, observando las imágenes radiográficas de probetas con bajo número de ciclos térmicos aplicados (no superior a 30), las primeras grietas generadas aparecen en las capas internas de material (aquellas con orientación a 90° del laminado), e independientemente del ambiente de ensayo considerado. Este hecho se debe a que el proceso de generación de grietas está principalmente asociado a las tensiones locales generadas por la diferencia de coeficiente de dilatación térmica, y no tanto al proceso de oxidación de la matriz, cuyo efecto a tan bajo número de ciclos es aún despreciable.

- Microscopías

Al mismo tiempo es posible analizar parámetros de las grietas observadas mediante microscopía óptica (cuyos resultados se encuentran en el capítulo 5.5.1 del documento).

En las inspecciones por microscopio óptico en el estado de referencia se ha podido observar, a nivel micro-estructural, las fases fibra y resina del material, así como cuantificar el tamaño (diámetro) medio de fibra del compuesto, siendo este de $6,6 \mu\text{m}$. Se ha comprobado la ausencia de poros, grietas o posibles desuniones fibra-resina que pudiesen dar lugar a evoluciones de grietas en posteriores ensayos. Ha sido posible medir el espesor medio de los conjuntos de capas según su orientación, obteniéndose $1080 \mu\text{m}$ para capas internas (a 90°), y de $568,9 \mu\text{m}$ para capas a 0° .

En las Tablas 31 a 33 del documento, se observa como el número de grietas aumenta con los ciclos térmicos aplicados para cualquier atmósfera de ensayo considerada. Se detectan diversos tipos de grieta en la microscopía realizada, clasificándose según su tipología en: grieta recta, errática, oblicua y en árbol. En la Figura 159 se detalla la densidad de grieta (evaluada como número de grieta por milímetro de probeta inspeccionada). En dicha figura solo se incluyen las grietas rectas y erráticas detectadas. Se observa una tendencia muy similar a la de densidad de material dañado y pérdida de peso, siendo aquellas muestras

ensayadas en ambiente oxidativo las que presentan mayor número de grietas (para todos los ciclos térmicos aplicados). Justo por debajo de la línea de regresión correspondiente a ambiente oxidativo se encuentra la de Inerte+, superando en número de grietas a las cicladas en atmósfera Inerte.

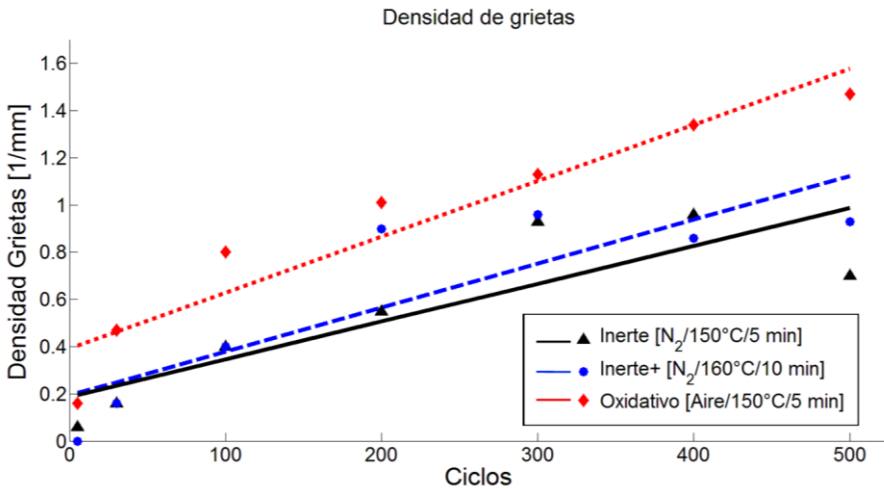


Figura 159. Densidad de grietas frente a número de ciclos térmicos.

Profundizando en el análisis anterior, se realiza una comparación adicional a dos niveles: primero entre una muestra con poco nivel de exposición a los ciclos térmicos (100 ciclos), y en la que se emplea atmósfera inerte; y el segundo en el que se comparan muestras con 500 ciclos térmicos aplicados, pero distinta atmósfera de ensayo (oxidativa e inerte+).

Comparando la muestra ensayada durante 100 ciclos térmicos en atmósfera inerte (en adelante 100c-inerte) con aquella que sufre máxima degradación (500 ciclos en atmósfera oxidativa, en adelante 500c-oxidativa), se observa que:

- El número de grietas es sustancialmente mayor en el caso de 500c-oxidativa.
- Aparecen delaminaciones en el caso de mayor envejecimiento (atmósfera oxidativa).

- La apertura media de grieta es mayor para el caso 500c-oxidativo, $9,85\pm 4,20$ μm frente a $6,02\pm 3,04$ μm para 100c-inerte.

Comparando las muestras ensayadas durante 500 ciclos térmicos en atmósfera inerte+ (en adelante 500c-inert+) y oxidativa, se observa:

- Un mayor número de grietas en 500c-oxidativo, incluyendo un gran número de delaminaciones, mientras que en atmósfera inerte se contabiliza 1 delaminación (siendo de tamaño despreciable frente a las detectadas en atmósfera oxidativa).
- Analizando la longitud de grieta recta se observa un mayor valor medio en 500c-oxidativo que en inerte+, $760,62$ μm frente a $732,85$ μm , respectivamente.
- El nivel de recorrido errático (cuyo cálculo se explica en el capítulo 3.2.2), cuanto más próximo a cero indica una mayor sinuosidad de la grieta, mientras que próximo a la unidad indica que la grieta es recta. En 500c-oxidativo se obtiene un nivel de 0,96 mientras que para atmósfera inerte+ se obtiene un nivel de 0,82.
- Atendiendo al promediado de la apertura media, se observan un valor de $9,85\pm 4,20$ μm en atmósfera oxidante, mientras que en el caso inerte+ resulta $6,21\pm 2,9$ μm . Tanto por el cálculo del nivel de recorrido errático como por el ancho de grieta se deduce que aquellas muestras ensayadas en atmósfera oxidativa presentan grietas más anchas y mejor definidas.

Por otro lado, para los ambientes inerte+ y oxidativo se aprecian la aparición de delaminaciones, siendo especialmente importantes en el último caso. Esto también concuerda con los datos obtenidos por tomografía, donde se observaban importantes delaminaciones en muestras ensayadas en atmósfera oxidativa.

Todo lo expuesto anteriormente, en relación a los resultados de pérdida de peso del material ensayado, análisis de volumen de material dañado, detectado por tomografía y radiografía, así como el estudio de microscopías, implican una degradación del material debido al envejecimiento térmico acelerado. Este es introducido por la combinación de fatiga térmica y efecto oxidativo en atmósfera de contenido en oxígeno, en buena concordancia con lo mostrado en la bibliografía presentada en el capítulo 2 del documento. Dado que el agrietamiento observado en las muestras analizadas implica cierto daño del material, cabe por tanto esperar que se produzca una pérdida de las propiedades mecánicas del mismo.

Entendiéndose dicha pérdida como disminución de las características mecánicas del compuesto. Por ello se debe analizar los resultados de ensayos de tracción y fatiga mecánica.

- Ensayos de tracción

De los ensayos a tracción estática realizados en el estado de referencia del material (presentados en el capítulo 5.6.1), se obtuvieron las dos propiedades mecánicas estáticas empleadas para el estudio comparativo entre dicho estado y el estado envejecido mediante ciclos térmicos. Al tratarse de un material con comportamiento lineal hasta el fallo, dichas propiedades fueron: rigidez del compuesto (módulo de Young, E), y resistencia a rotura (σ_r). En el caso del material en su estado de referencia, estas propiedades toman el valor de: $E=71,45\pm 0,36$ GPa; y $\sigma_r=1025,42\pm 61,84$ MPa.

En relación al módulo de Young del material, en la Figura 160 se presentan gráficamente los resultados obtenidos de los ensayos a tracción de todas las probetas envejecidas. En el mismo, se ha incluido el punto de estado de referencia del material asociado a un número nulo de ciclos térmicos aplicados. El gráfico muestra los valores rigidez en función de los ciclos térmicos aplicados y del ambiente de envejecimiento considerado (inerte, inerte+ y oxidativo). Los datos numéricos están detallados en la Tabla 36 del capítulo 5.6.1.

Se puede observar que existe una caída de la rigidez inicial media de las probetas, y que dicha variación es prácticamente independiente del ambiente de ensayo considerado (y por tanto independiente del proceso oxidativo de la resina). Dicha disminución, aun siendo visible en los 5 primeros ciclos térmicos aplicados, es más cuantificable tras 30 ciclos térmicos de envejecimiento. Para este punto las rigideces medias en los casos de ambiente inerte, inerte+ y oxidativo disminuyen aproximadamente un 3% respecto a la rigidez de referencia del laminado (Figura 161).

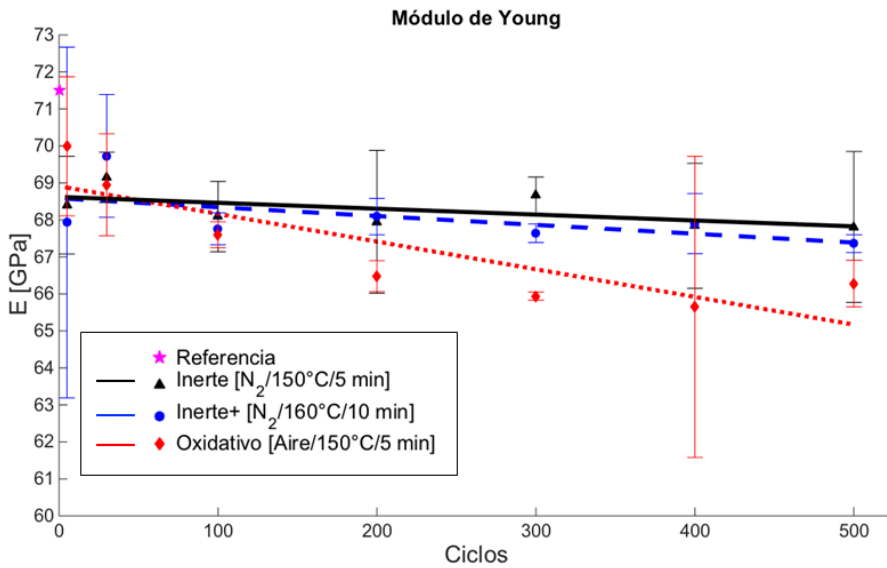


Figura 160. Módulo de Young del material vs Ciclos térmicos aplicados (Fase I).

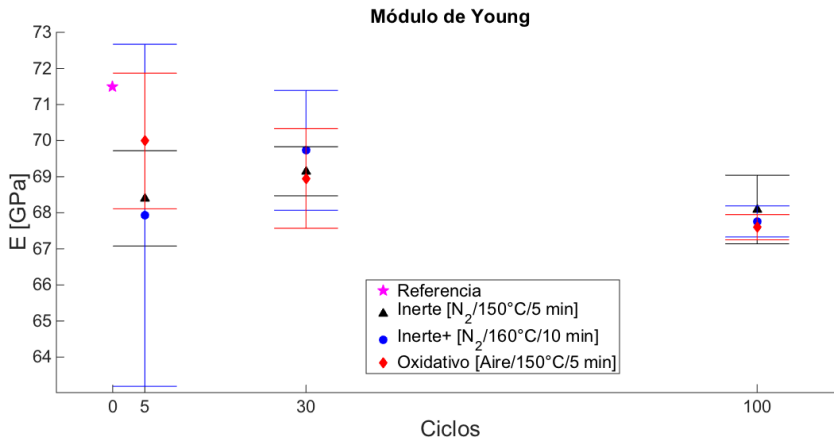


Figura 161. Ampliación entre 0 y 100 ciclos de la variación del Módulo de Young vs Ciclos térmicos aplicados (Fase I).

Conforme aumentan los ciclos térmicos aplicados, el módulo de Young del material decrece. Para 100 ciclos térmicos acumulados la diferencia entre atmósfera inerte y oxidativa es de 0,5 GPa; valor que aumenta hasta 2,7 GPa para 300 ciclos térmicos acumulados. Mayor pérdida de rigidez implica mayor degradación del material.

A partir de los 300 ciclos térmicos acumulados, y hasta los 500, la disminución de rigidez de las probetas ensayadas en atmósfera oxidativa se estabiliza. Dicho comportamiento se debe a una posible saturación de grietas sobre el material laminado. Las grietas flexibilizan el material, que sometido a dilataciones diferenciales, permiten absorberlas sin aparición de nuevas grietas.

Por otro lado, observando la resistencia a rotura del material, listada por número de ciclos térmicos aplicados y ambientes de ensayo en la Tabla 36, y mostrada de forma similar a la rigidez en la Figura 162, no se observa de forma tan significativa el mismo comportamiento detectado en la rigidez de laminado.

En la Figura 162a se muestran sombreados los datos para los ambientes de ensayo Inerte (sombra gris) e Inerte+ (sombra azul). Ambas sombras se forman a partir de las medias y desviaciones de los datos de resistencia por ciclo para estos ambientes. En el mismo, se puede observar que, prácticamente en cada punto, los datos de ambos ambientes quedan solapados. Es por ello que para la comparación con el ambiente oxidativo se agrupan dichos ambientes de ensayo en la Figura 162b. Adicionalmente se puede observar un comportamiento descendente en resistencia conforme aumenta el número de ciclos aplicados para ambos casos.

En la Figura 162b, se presentan englobados en sombra en color verde los datos referentes a ambientes Inerte e Inerte+, y en rojo para ambiente oxidativo. En este caso se puede observar como la resistencia obtenida de probetas ensayadas en aire seco disminuye de manera más clara con el número de ciclos aplicados.

El hecho de que el proceso de degradación se observe de manera más sutil en la propiedad de resistencia a rotura que en los de rigidez, y que los datos presenten una mayor dispersión, puede deberse a que dicha propiedad está gobernada por el valor resistente de la fibra de carbono, y esta no se ve de la misma manera afectada por el proceso oxidativo y/o la fatiga térmica en el material.

La degradación del material se detecta en las grietas existentes en el laminado, y estas afectan fundamentalmente a la rigidez del compuesto tal y como se ha podido observar en los datos obtenidos de los ensayos experimentales. Para poder cuantificar de manera precisa el efecto del envejecimiento sobre la resistencia a tracción, habría que realizar un mayor número de ensayos.

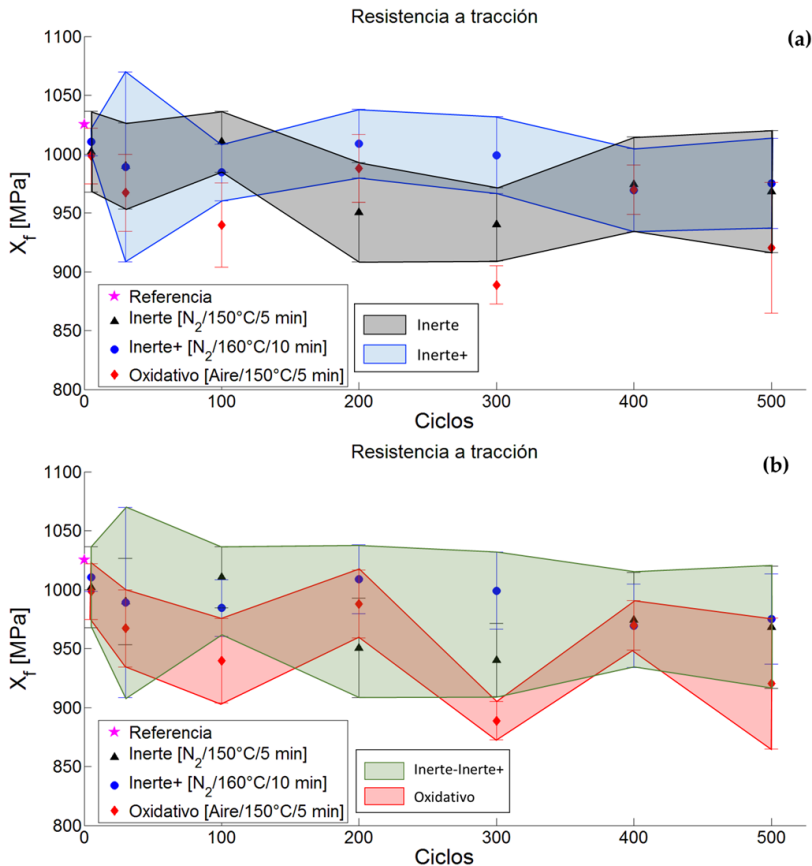


Figura 162. Resistencia del material vs Ciclos térmicos aplicados, (a) gráfico Inerte/Inerte+, y (b) gráfico Inerte-Inerte+/Oxidativo. (Fase I).

- Ensayos de Fatiga

Por último, de la misma forma que se analiza el efecto de la degradación acelerada del CFRP mediante el efecto combinado de ciclos térmicos y oxidación de la resina sobre la rigidez y resistencia a tracción, se evalúa el comportamiento del material a fatiga. En la Figura 126 se puede observar los datos obtenidos de los distintos ensayos realizados sobre el material en su estado de referencia. Se evalúa el número de ciclos hasta la rotura del espécimen (caso de que se produzca) para distintos niveles de carga (tensión) aplicados. Todas las pruebas se realizan a una frecuencia de excitación de 7 Hz y con un valor de R de 0,1.

Como ya se menciona en el capítulo 5.7 del documento, un gran número de resultados obtenidos no se consideran válidos debido al modo de rotura del espécimen durante el ensayo (rotura de la probeta en zona próxima a la mordaza de agarre de la máquina de ensayo). Este hecho se produce debido a: (i) la geometría del espécimen (rectangular recta) y del tab (ángulo de inclinación y longitud del mismo); y (ii) presión de apriete de la mordaza hidráulica.

Debido a que las probetas son de tipo rectangular recta, no se produce una zona de disminución de sección, por lo que las tensiones de tracción durante el ensayo son constantes en su longitud. A estas tensiones de tracción se añaden las tensiones asociadas al apriete de las mordazas en zonas cercanas a los puntos de agarre (mayores cuanto mayor sea la tensión máxima aplicada durante la prueba, por la geometría piramidal de las mordazas). Por ello que se colocan las protecciones de fibra de vidrio (tabs) para no dañar el material bajo estudio durante la prueba (en especial este tipo de ensayos de larga duración). Aun así se observa que a altas cargas, se favorece el fallo del material en zonas cercanas a los tabs.

Como se puede observar en la Figura 126 del documento, y tal y como se analiza en [TAL1994], la curva S-N típica de material compuesto de fibra de carbono sigue una tendencia prácticamente horizontal con el número de ciclos. Esto significa que la resistencia a fatiga del material compuesto varía de forma suave (recta con pendiente prácticamente nula) con el número de ciclos de carga y descarga aplicados hasta la rotura. Para una σ_{\max} aplicada en ensayo inferiores a 800 MPa, no se produce el fallo del espécimen tras más de $2,5 \cdot 10^6$ ciclos acumulados. Recordar que el valor de resistencia a tracción calculado para el material en estado de referencia es de 1025,42 MPa.

Al aumentar las tensiones máximas aplicadas hasta el rango de 800-850 MPa, se

observa un grupo de 4 muestras cuyo fallo se produce entre $0,8 \cdot 10^6$ y $1,1 \cdot 10^6$ ciclos; en otras 3 se produce el fallo por debajo de los 50000 ciclos; y en una se produce a los 212551 ciclos de carga/descarga. Dicha dispersión en los resultados es propia de los ensayos de fatiga en material compuesto a altas cargas (cerca a la tensión de rotura del laminado).

En la Figura 126 se incluyen resultados a cargas máximas superiores (rango entre 850 y 900 MPa), donde los fallos de los distintos especímenes ensayados se producen principalmente por debajo de los 50000 ciclos de fatiga.

Teniendo en cuenta los resultados analizados en el estado de referencia, y asumiendo que ensayos cuyas σ_{\max} estén por encima de 840 MPa introducen tensiones significativas en el entorno de la cogida en la zona de mordaza, produciendo resultados con alta dispersión en cuanto a número de ciclos a rotura se refiere, se decide fijar dicho valor de tensiones como máximo en los ensayos de probetas envejecidas (manteniendo $R=0,1$ y $f=7\text{Hz}$).

En las Figuras 127 y 128 se representan los resultados mostrados como válidos de probetas envejecidas en distintas condiciones (incluidos en las Tablas 53 a 55 del Anexo de Resultados, A11). En dichas figuras puede observar que, tal y como indican resultados anteriores de microscopias, tomografías y ensayos de caracterización a tracción del material, existe una degradación del compuesto que depende del ambiente considerado durante el ensayo.

En la Figura 128 se observa que aquellas muestras ensayadas a fatiga, con σ_{\max} por debajo de 750 MPa, no se produce fallo de probetas independientemente de si estas han sido sometidas a ciclos térmicos de envejecimiento o no. Entre 750 y 800 MPa, aquellas probetas envejecidas durante 300 ó 500 ciclos térmicos en ambiente oxidativo, presentan una vida a rotura inferior a $2,5 \cdot 10^6$ ciclos de carga-descarga. Siendo mayor para el caso de 300 ciclos térmicos acumulados. Mientras que el material en estado de referencia no presenta fallo.

Comparando los resultados obtenidos para los ambientes de ensayo inerte e inerte+, con σ_{\max} entre 750 y 800 MPa, se puede observar que la vida a rotura del material supera el límite considerado como vida infinita del mismo para este estudio ($2,5 \cdot 10^6$) independientemente de la cantidad de ciclos térmicos acumulados sobre el mismo.

A pesar de que las probetas envejecidas en atmósferas inertes sufren degradación debido al agrietamiento causado por las diferencias de coeficientes de dilatación térmica entre la resina y la matriz, al añadir la variación en las propiedades de rigidez de la resina (una resina más rígida) debido a la oxidación en ciclos térmicos de atmósfera oxidativa, se produce una disminución considerable de la vida del material. Esta disminución de vida se debe, entre otros motivos, al mayor número de grietas, dimensiones de las mismas y delaminaciones aparecidas en el composite en condiciones oxidativas. Por otro lado, el hecho que la resina sea cada vez más rígida con el número de ciclos térmicos aplicados en ambientes oxidativos, hace que la degradación de las muestras (entendiendo esta por apariciones de grietas, delaminaciones, etc.) siga produciéndose aun cuando en atmósferas inertes se alcance un estado de saturación de grietas. Hay que añadir que, un proceso de envejecimiento en una atmósfera oxidativa, disminuye la capacidad resistente a fatiga de la matriz además de aumentar la rigidez de la misma.

- Otros aspectos

Por otro lado, en la Figura 163 se muestra un análisis comparativo de los efectos producidos por la fatiga térmica en los distintos ambientes de ensayo, así como su repercusión sobre las propiedades mecánicas. En concreto se comparan tres muestras cicladas térmicamente en las siguientes condiciones: (i) 500 ciclos en ambiente oxidativo; (ii) 500 ciclos en ambiente inerte+; y (iii) 100 ciclos en ambiente inerte. Los parámetros de comparación son la densidad de grietas (cm^{-1}), la apertura media de las mismas (μm) y la pérdida de rigidez (%) mostrada mediante los ensayos de tracción estática.

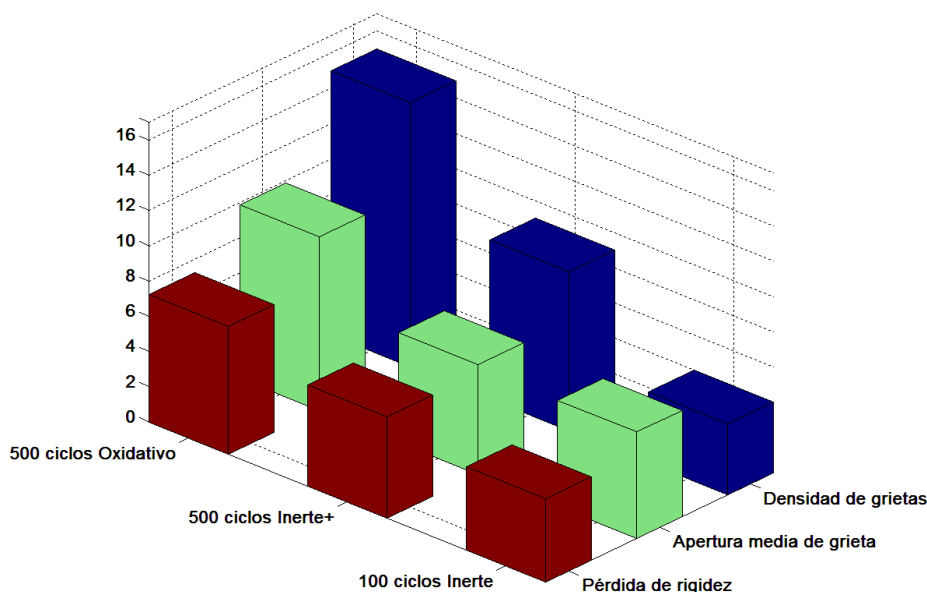


Figura 163. Análisis comparativo atendiendo a la pérdida de rigidez del material (%), densidad (1/cm) y apertura (μm) de grietas.

Tal y como se observa en el gráfico, existe una correlación directa entre la disminución del módulo de Young del material y el estado de agrietamiento de las probetas. Para aquellas muestras expuestas a atmósferas inertes se observa una evolución entre los casos de 100 y 500 ciclos térmicos; siendo la densidad de grietas de 4 y 9 (cm^{-1}), respectivamente, y la apertura media aproximada de 6 μm para ambos. La pérdida de rigidez del material es de 4,7% y 5,7%, respectivamente. Por otra parte, los resultados analizados tras 500 ciclos térmicos en ambiente oxidativo revelan un incremento considerable de densidad de grietas (15/cm), como de apertura media de las mismas (9,85 μm). En este último caso se observa una pérdida de rigidez de 7,2%.

Lo anteriormente expuesto señala la importancia de la presencia del oxígeno en el proceso de degradación térmica. Sin el mismo, la fatiga térmica actúa principalmente a través de los coeficientes de dilatación térmica del material, no habiendo diferencias relevantes entre las muestras analizadas por microscopía

entre distintos números de ciclos y/o características del ciclo térmico aplicado. Es para el caso de degradación en condiciones oxidativas para el que se obtiene mayores indicadores de degradación del compuesto, lo cual evidencia el carácter de acoplamiento entre los mecanismos de oxidación y fatiga por dilatación-contracción del material.

Adicionalmente, en las Figuras 164 y 165 se compara la disminución del módulo de Young del material frente a la pérdida de peso (evaluada en términos porcentuales respecto al peso medio original de las mimas) y volumen de material dañado (en % de volumen de probeta), respectivamente. Se puede observar distintos aspectos en ambos gráficos:

- Tanto la variable pérdida de peso, como el volumen de grieta calculado, están directamente relacionadas con disminución del módulo de Young del material.
- Ambos gráficos presentan tendencias similares en aquellas muestras cicladas en ambientes inertes, debido a la ausencia de efecto oxidativo, lo cual produce que la pérdida de propiedades mecánicas sea menor que en el caso oxidativo (y prácticamente de forma independiente a las características del ciclo térmico definido en inerte o inerte+).
- Mayores valores tanto de pérdida de rigidez del material como de pérdida de peso y material dañado en muestras cicladas en ambiente oxidativo.
- Además, se aprecia cómo la evolución de los gráficos mostrados para ambiente de ensayo oxidativo se suaviza conforme se alcanza mayores valores de degradación (bien se vea del lado de la pérdida de peso, como por el lado de volumen de material dañado). Este efecto hace que el ajuste lineal mostrado en los gráficos se aleje de los puntos de resultado. Ello puede deberse a la existencia de un nivel de deterioro en el cual el proceso tiende a estabilizarse, ya que el estado de agrietamiento es tan alto que las tensiones internas por dilatación-contracción son menores y el ritmo de nucleación de grietas se reduce considerablemente.

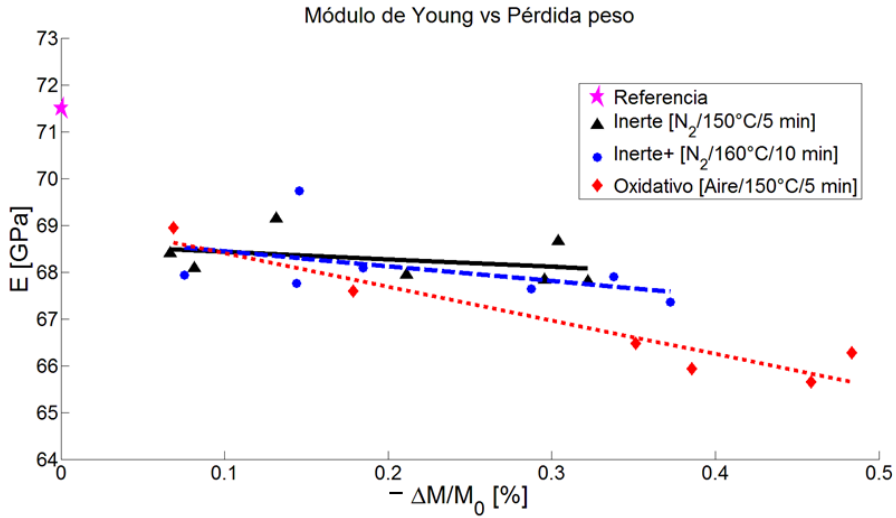


Figura 164. Módulo de Young frente a pérdida de peso.

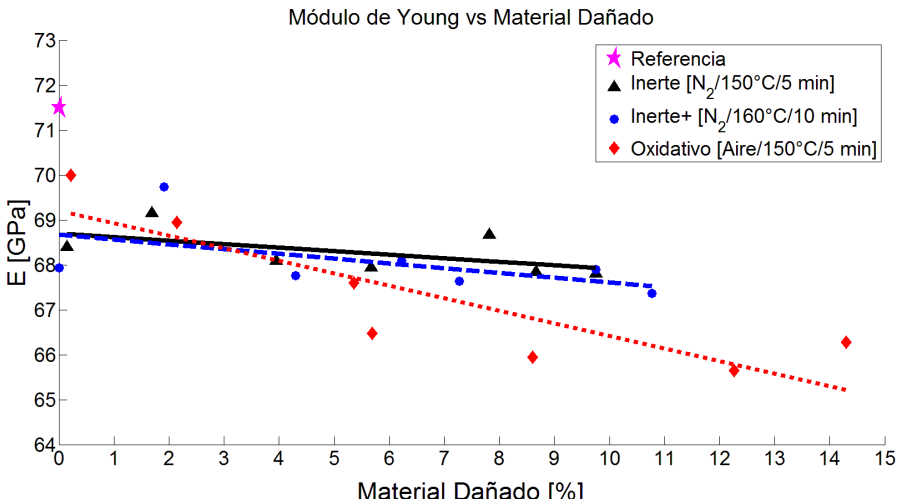


Figura 165. Módulo de Young frente a volumen de material dañado (%).

6.2. Fase II

- Microscopías

La microestructura del laminado se ha analizado en probetas de tamaño 25x25 mm. En la Figura 115 (incluida en el capítulo 5.5.2) se muestra la microscopía sobre el material no envejecido, en la que se detecta la presencia de poros, no identificados mediante las inspecciones por UT, debido a que el tamaño típico de los mismos (<200 μm) es inferior a la máxima resolución obtenida por la inspección de ultrasonidos (~1.000 μm). Además se observan concentraciones de resinas localizadas.

En la Figura 198 (incluida en el Anexo de Resultados, A6) se muestra las microscopías sobre probetas con 25, 50, 75, 100 y 140 ciclos térmicos acumulados. No se observan grietas ni delaminaciones en ninguno de los casos. Únicamente se detecta porosidad en las muestras analizadas, que como se describe anteriormente, ya están presentes en el estado de referencia del material.

A diferencia de otros laminados, en secuencias de laminación donde aparecen capas a $\pm 45^\circ$, el proceso de agrietamiento de la matriz debido a fatiga térmica es menos agresivo que en laminados [0/90] (como ocurre en la Fase I del proyecto aquí presentado).

- Ensayos mecánicos de tracción y flexión

De los ensayos mecánicos de tracción y flexión sobre probetas estándar, se obtienen los valores de rigidez (47,2 GPa) y resistencia a rotura a tracción (719,4 MPa); así como su resistencia a flexión (900,5 MPa). Adicionalmente se obtiene una estimación de la rigidez a flexión de las probetas (37,8 GPa).

Tras la aplicación de 140 ciclos térmicos ni la resistencia (675MPa para tracción y 890,7 MPa para flexión), ni la rigidez del material (49,5 GPa para tracción y 38,2 GPa para flexión), se ven significativamente alteradas por el proceso de envejecimiento. Resultados en concordancia con la ausencia de agrietamiento observada en las microscopías realizadas.

- Inspecciones sobre especímenes de unión rigidizada (T)

Las Figuras 166 a 168 muestran una comparación entre las inspecciones realizadas en los radios de los especímenes (zonas curvas según se indica en la Figura 57 del documento), antes y después de los 140 ciclos térmicos aplicados en la Fase II. Hay que recordar que estos componentes se envejecen mediante una combinación de ciclos térmicos y carga mecánica estática, que varía según la probeta.

Las inspecciones se realizan mediante UT-PA en el estado de referencia, y mediante UT-PA y tomografía computarizada en el estado envejecido. En el capítulo 5.2.2 se detallan los mapas de colores empleados para los C-Scan en amplitud y posición, así como el criterio para considerar indicaciones. Estas indicaciones se han identificado mediante letras para facilitar la comparativa entre técnicas no destructivas.

La Figura 166 detalla los resultados de EVAPT01. Las indicaciones (A) y (B), observadas en el estado envejecido, corresponden con grietas y poros según se observa en la tomografía. De especial interés son las grietas paralelas (C) que aparecen en el radio 1 de la probeta, registradas en la inspección del radio 2 (dado que en este, la señal ultrasónica rebota perpendicularmente a la superficie de la indicación). Dichas grietas también se originan debido al ciclado térmico y carga mecánica aplicada sobre los especímenes, dado que no se detectan en el C-Scan en estado de referencia.

La Figura 167 muestra las inspecciones correspondientes a EVAPT02. Las indicaciones (B) y (C) se pueden observar tanto en los C-Scan el estado de referencia como en el estado envejecido, siendo en este último de mayor área e implicando menor amplitud del eco de fondo. La indicación (A) aparece tras la aplicación de los ensayos combinados de ciclado térmico y carga mecánica. Todas las indicaciones se observan en las secciones tomográficas.

Por último la probeta EVAPT03 (Figura 168) es la que presenta mayor número de indicaciones. En este caso las indicaciones (A), (B) y (C) muestran tres ejemplos. Estas se observan tanto en el estado de referencia como en el post-envejecimiento, aumentando el área dañada y la caída del eco de fondo después de la aplicación de los ciclos térmicos y carga mecánica. Lo cual significa que se produce un crecimiento y con un mayor daño asociado.

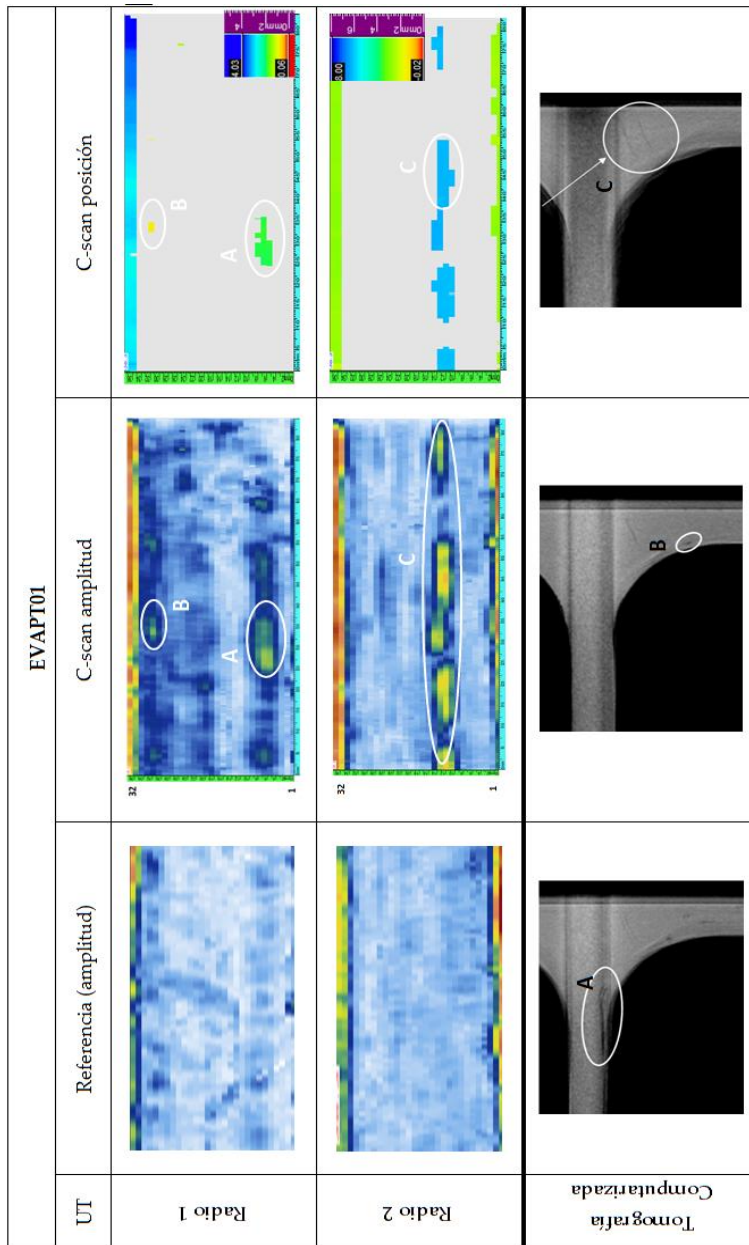


Figura 166. Resultados inspecciones UT radios y tomografía EVAPT01.

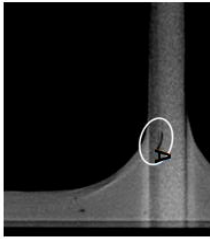
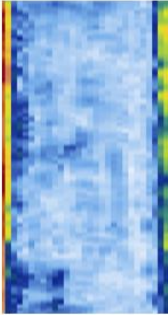
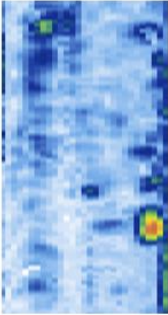
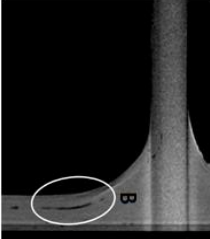
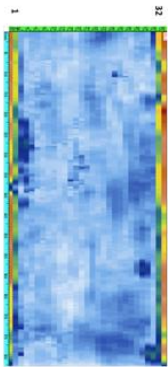
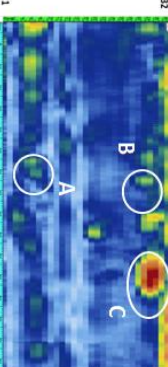
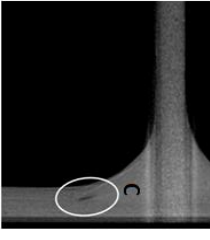
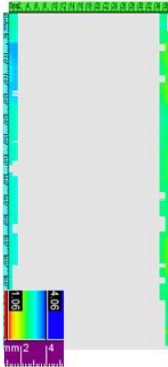

			EVAPT02			
Tomografía Computarizada	Radio 2	Radio 1	UT	Referencia	C-scan amplitud	C-scan posición
						
						
						

Figura 167. Resultados inspecciones UT radios y tomografía EVAPT02.

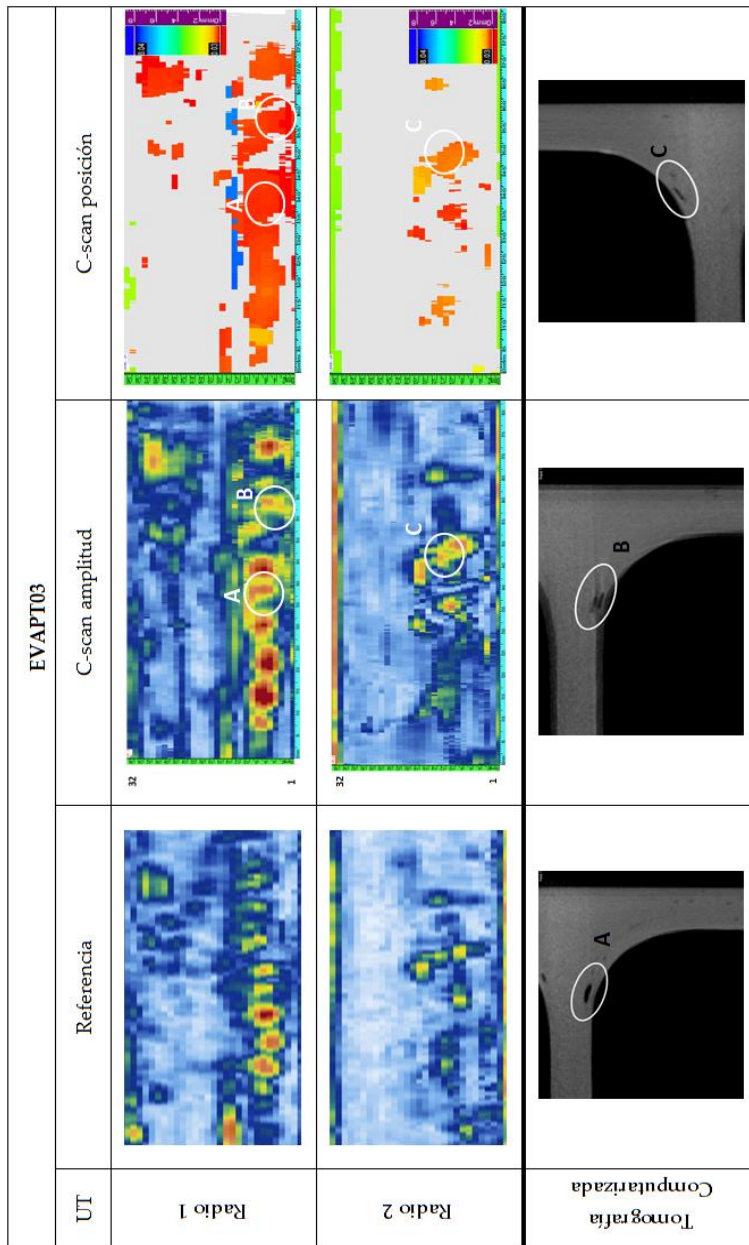


Figura 168. Resultados inspecciones UT radios y tomografía EVAPT03.

- Ensayos mecánicos sobre especímenes de unión rigidizada (T)

En relación a las propiedades mecánicas, la Tabla 39 muestra la comparación entre estados de referencia y envejecidos. En dicha tabla se incluyen la fuerza de rotura (F_{rot}), desplazamiento máximo marcado por el sensor de desplazamiento de la máquina de ensayo (δ_{max}), y los valores de las distintas galgas extensométricas en el momento de rotura (según nomenclatura indicada en el capítulo 3.2.5).

Tabla 39. Resumen de resultados en el momento de rotura para cada probeta ensayada.

ID probeta	F_{rot} [N]	δ_{max} [mm]	ϵ_{SG1} [$\mu\epsilon$]	ϵ_{SG2} [$\mu\epsilon$]	ϵ_{SG3} [$\mu\epsilon$]	ϵ_{SG4} [$\mu\epsilon$]
Pesos aplicados						
Referencia	291,1	56,5	-7607	6878	6894	3148
Especímen EVAPT01	258	46	-6826	6400	5796	2885
Envejecido - 4,8 kg	(↓11 %)	(↓18 %)	(↓10 %)	(↓7 %)	(↓16 %)	(↓8 %)
Especímen EVAPT02	246	46	-6834	6211	5955	3250
Envejecido - 7,4 kg	(↓16 %)	(↓19 %)	(↓10 %)	(↓10 %)	(↓14 %)	(~0 %)
Especímen EVAPT03	200	35	-6449	5431	5251	2271
Envejecido - 10 kg	(↓31 %)	(↓38 %)	(↓15 %)	(↓21 %)	(↓24 %)	(↓28 %)

Los valores correspondientes al estado de referencia se obtienen promediando los resultados obtenidos de los ensayos sobre EVAPT04, EVAPT05 y EVAPT06. También se incluyen los porcentaje de variación de cada magnitud respecto al estado de referencia, para cada uno de los casos. Para poder comparar adecuadamente los resultados se han detallado los pesos aplicados, como carga mecánica estática, durante el ensayo de envejecimiento.

Tanto la resistencia de la unión, como la flecha y las deformaciones alcanzadas en el momento de la rotura disminuyen sus valores respecto al estado de referencia en todos los casos. Alcanzándose para el espécimen EVAPT03 una pérdida de resistencia del 31% aproximadamente, frente al 11% y 16% experimentado en EVAPT01 y EVAPT02. Un comportamiento similar se puede apreciar analizando el desplazamiento en punta del espécimen. Este disminuye hasta 35 mm aproximadamente en el caso de EVAPT03, frente a 56,5 mm en el estado de referencia.

En cuanto a las deformaciones, el comportamiento es similar al descrito para la fuerza y desplazamiento, a excepción de la lectura de la banda SG1 (superficie superior de la probeta) expuesta a compresión. En esta, el valor alcanzado en el momento de la rotura es de $-6449 \mu\epsilon$ para EVAPT03, un valor muy próximo a los obtenidos en los ensayos de EVAPT01 y EVAPT02 ($-6826 \mu\epsilon$ y $-6834 \mu\epsilon$, respectivamente).

De los resultados obtenidos mediante las distintas inspecciones no destructivas y de los ensayos mecánicos sobre los especímenes rigidizados, se puede observar que la degradación sufrida por la aplicación de ensayos combinados de ciclado térmico y carga mecánica estática, implica una pérdida de propiedades mecánicas de la unión. Y que dicha pérdida es mayor cuanto mayor es la severidad del envejecimiento térmico y mecánico aplicado.

6.3. Modelo XFEM

En esta sección se discutirán los resultados obtenidos mediante el modelo de elementos finitos desarrollado en el proyecto de investigación (capítulo 5.8 del documento). Con el fin de resumir visualmente los resultados, se presentan en la Figura 169 las grietas generadas a causa de la fatiga térmica, para aquellos modelos en los que se varía el espesor (t) de la interfase entre 2,5 y 5% del radio de la fibra, con rigideces (E) entre 6 y 12 GPa, tanto en ambientes oxidativos como no oxidativos. No se incluyen en dicha tabla los casos de 1% dado que el daño observado se limita a grietas nucleadas en la interfase y poco desarrolladas en la matriz (ver Figuras 142 y 144), tanto en simulación de atmósfera inerte como oxidativa.

Por otro lado, en la Tabla 40 se registran los principales parámetros calculados para su comparación y discusión. Estos parámetros se dividen según los modelos de iniciación, propagación sin efecto oxidativo y propagación incluyendo oxidación. En la iniciación o nucleación de grietas se atiende a: Temperatura de iniciación de grieta, longitud de la misma, y parámetro de daño (calculado según se especifica en el capítulo 5.8.1). En los modelos de propagación, además del estado de agrietamiento de la celda observado, se analiza: la existencia o no de propagación completa de daño (si una o varias grietas alcanzan el borde de la celda, o a la fibra contigua), y el número de ciclos necesarios para ello.

En la tabla, los valores entre paréntesis no se consideran válidos ya que tal y como se describe en el capítulo 5.8.3 la evolución de la grieta simulada no corresponde a lo observado en la fase experimental del proyecto.

Tanto en la Figura 169 como en la Tabla 40 no se incluyen los casos de interfase simulada con propiedades altamente flexibles (rigidez de 0,01 GPa), dado que estos, independientemente del espesor de la interfase, no generan grietas. En dichos casos la interfase amortigua el comportamiento de la celda, dando lugar a un campo de tensiones de menor valor sin que se produzca el fallo de los elementos.

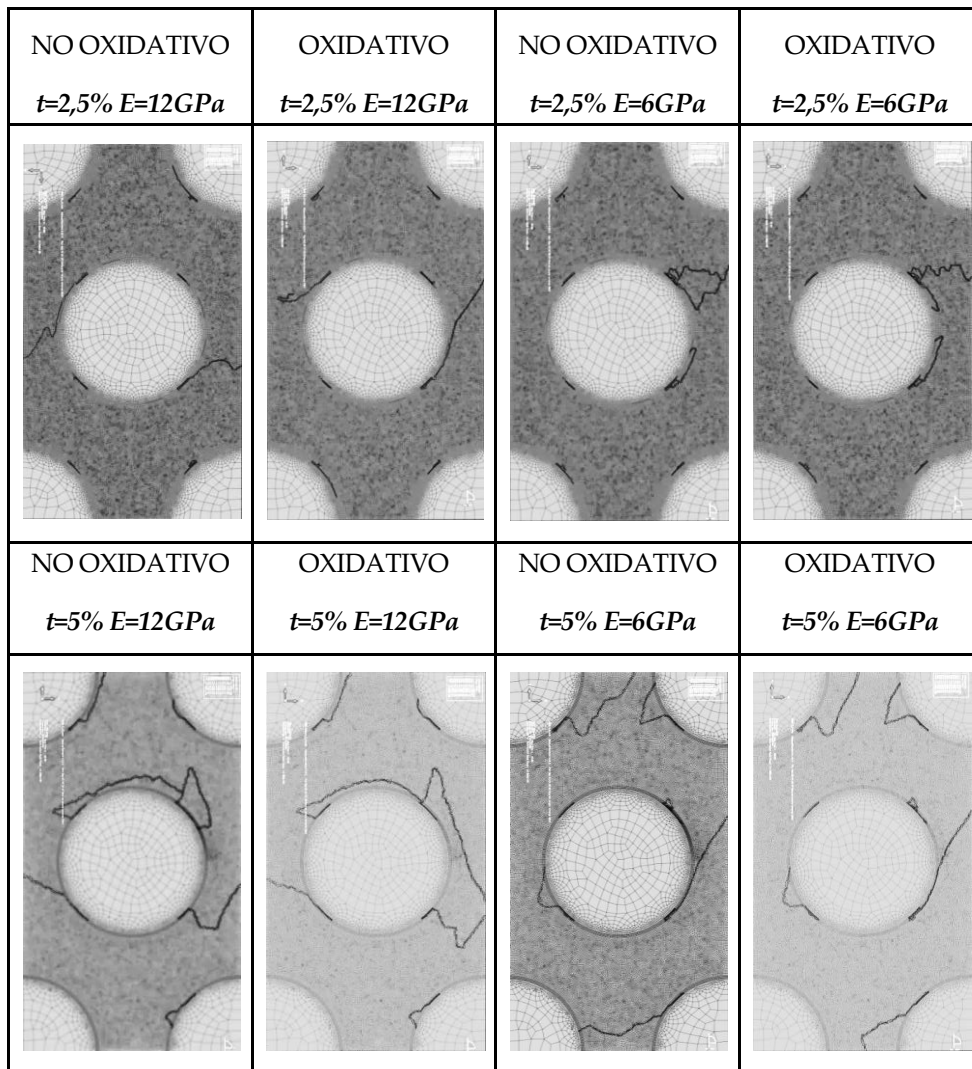


Figura 169. Resumen de resultados de los casos de espesor de interfase modelada del 2,5 y 5% del radio de la fibra, para rigideces de 6 y 12 GPa, con y sin efecto oxidativo.

Tabla 40. Resultados obtenidos para los distintos casos considerados en el modelado numérico. Los valores mostrados en paréntesis no se consideran válidos.

	Temperatura de iniciación de daño (°C)	Longitud inicial del fallo interfase/matriz	Parámetro de daño	Atmósfera NEUTRA		Atmósfera OXIDATIVA	
				Propagación completa del daño	Nº de Ciclos para que la primera grieta alcance el borde	Propagación completa del daño	Nº de Ciclos para que la primera grieta alcance el borde
t=1% E=12GPa	57	0,99	0,182	NO	N/A	NO	N/A
t=1% E=6GPa	85	1,44	0,262	NO	N/A	NO	N/A
t=2.5% E=12GPa	58,5	1,75	0,183	SI	88	(SI)	(151)
t=2.5% E=6GPa	80,7	2,13	0,342	SI	115	SI	106
t=5% E=12GPa	56,7	1,24	0,111	SI	65	SI	68
t=5% E=6GPa	84,8	1,58	0,190	SI	120	SI	85

Según lo observado en la tabla, el papel de las propiedades de la interfase es, por tanto, determinante para la iniciación del daño. Cuanta mayor rigidez se impone a dicha interfase, menores son las temperaturas necesarias para que se produzca el comienzo de grieta. Para el caso de una interfase de rigidez de 12 GPa, la temperatura de iniciación de grieta está en el rango de 56-59°C; y en el rango de 80-85°C para rigidez de 6 GPa (Figura 170). Sin embargo, los valores de temperatura a la cual se produce la iniciación de grietas parecen estar poco influenciados por el espesor de la interfase.

Con un espesor de interfase del 2,5% respecto al radio de la fibra, la diferencia entre las temperaturas de iniciación de daño cuando se consideran rigideces de esta de 6 y 12 GPa es de 22,2°C. Este número aumenta a 28°C cuando se consideran espesores del 1% y 5%.

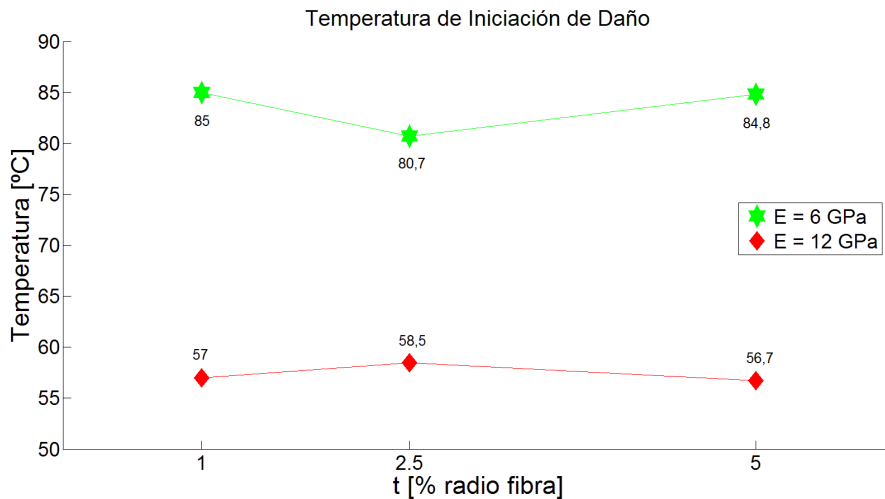


Figura 170. Temperatura de iniciación de daño (t =espesor de la interfase como porcentaje del radio d la fibra, E =rigidez de la interfase).

Por otro lado, el parámetro de daño calculado en los modelos de iniciación de grieta, es mayor en los casos de 6 GPa de interfase que en los de 12 GPa de rigidez (para todos los espesores de interfase considerados).

De acuerdo con los resultados obtenidos experimentalmente, las grietas comienzan

a aparecer en el material durante los primeros 4-5 ciclos térmicos. Por lo tanto, el agrietamiento mostrado por las simulaciones en el capítulo 5.8.1, de iniciación de daño, representa de forma aproximada el comportamiento real del material.

El valor del espesor de interfase cobra especial relevancia en la fase de propagación del daño. Los modelos considerados con un espesor del 1% respecto al radio de la fibra, independientemente de si se incluye el efecto oxidativo o no, desarrollan daño como desuniones en pequeñas áreas que hacen estabilizar el modelo tras la aplicación de pocos ciclos (del orden de 10-20 ciclos), no propagándose posteriormente. Sin embargo celdas unitarias consideradas con interfase de espesores de 2,5% y 5% desarrollan mayores grietas que se propagan hasta el borde de la geometría modelada (significando esto que continúan en la fibra contigua).

Considerando el modelo, sin tener en cuenta efectos oxidativos, con una interfase de 12 GPa, para alcanzar el borde de la geometría modelada, se necesitan aplicar 88 y 65 ciclos térmicos para interfases de espesor 2,5% y 5%, respectivamente. Estos números aumentan si se considera una rigidez de 6 GPa, hasta 115 y 120 ciclos térmicos. Al introducir el efecto oxidativo, estos últimos decrecen hasta 106 y 85, respectivamente. Esto es debido a que al rigidizar la matriz por oxidación, las grietas se desarrollan de manera más rápida.

Según lo anterior, aumentar el valor de rigidez de la fibra e incluir efectos oxidativos, implica menor número de ciclos necesarios para que las grietas alcancen el borde de la celda modelada.

En las Figuras 171 y 172 se comparan los valores de σ_{VM} calculados en el elemento representativo (Figura 141a) y a 150°C, en los ciclos térmicos aplicados 50, 100 y 150.

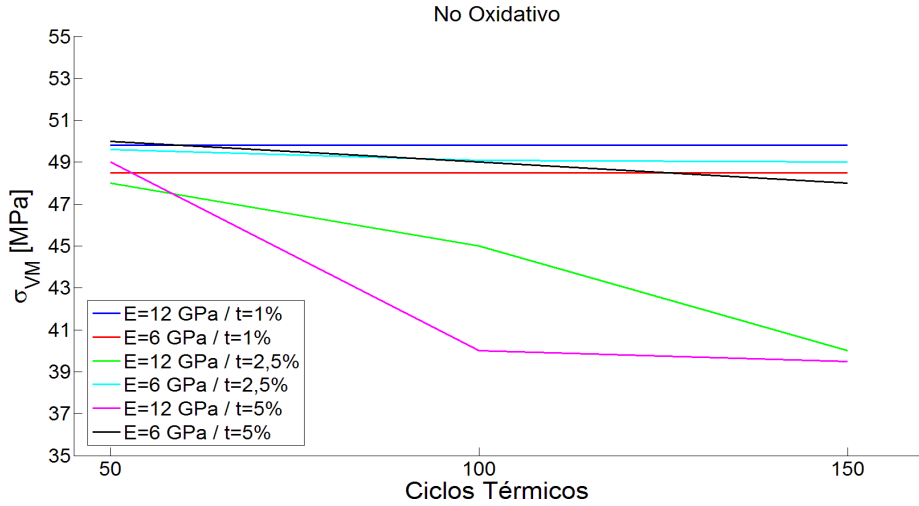


Figura 171. σ_{VM} , evaluadas en el elemento representativo a 50, 100 y 150 ciclos térmicos aplicados sin tener en cuenta efectos oxidativos.

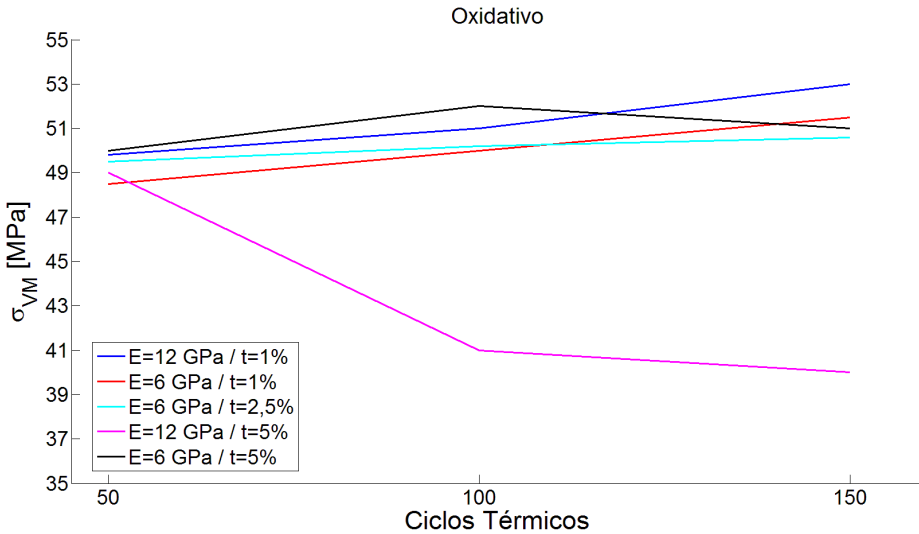


Figura 172. σ_{VM} , evaluadas en el elemento representativo a 50, 100 y 150 ciclos térmicos aplicados teniendo en cuenta efectos oxidativos.

Las tensiones evaluadas en el ciclo número 50 se encuentran en el mismo rango de valores (48-51 MPa) para todos los casos considerados, mientras que el comportamiento difiere significativamente a un número mayor de ciclos, dependiendo del espesor y rigidez de interfase, y en función de si se incluyen efectos oxidativos o no.

En ambientes neutros, para aquellos casos en los que se alcanza un alto grado de agrietamiento en el modelo, el valor de las tensiones disminuye considerablemente como efecto de la pérdida de rigidez de la celda, este es el caso de los modelos donde se considera una rigidez de la interfase de 12 GPa con espesores de 2,5% y 5%, disminuyendo el valor de las tensiones 8 y 9,5 MPa, respectivamente, entre los ciclos 50 y 150. Esta caída de las tensiones evaluadas en el elemento de control se produce también, aunque a menor escala, en los modelos considerados con rigidez intermedia de 6 GPa, siendo la caída de 0,6 y 2 MPa cuando el espesor de la interfase es de 2,5% y 5%, respectivamente. Por último, no se detecta disminución en las tensiones calculadas entre los ciclos 50 y 150 cuando se considera un espesor de interfase del 1%. Las grietas generadas en los primeros 50 ciclos se estabilizan y no se desarrolla el daño de la celda (independientemente de la rigidez de la interfase considerada).

Cuando se introduce el efecto de la oxidación de la matriz en el modelo, los valores de las tensiones evaluadas aumentan con el número de ciclos térmicos considerados, prácticamente para todos los casos analizados (incluidos los de 1% de espesor). Esto se debe a que la rigidez de la interfase aumenta con el tiempo de ensayo, produciendo que las tensiones calculadas sean mayores con el número de ciclos aplicados. Como excepción, el caso de 12 GPa de rigidez y 5% de espesor de interfase implican un daño elevado, tal y como puede verse en la Figura 169, donde hasta 4 grietas alcanzan el borde de la celda. Este daño produce que las tensiones calculadas en el elemento representativo disminuyan, aun cuando la rigidez de la matriz aumenta por efecto de la oxidación.

Existe un caso especial, donde la rigidez de la interfase es de 6 GPa, su espesor es del 2,5% del radio, y se simula ambiente neutro. En este se generan dos grietas independientes cuyos caminos coinciden en punto ("A" y "B" en la Figura 173), por tanto el área de material inscrito en el perímetro no contribuye a la rigidez de la celda modelada.

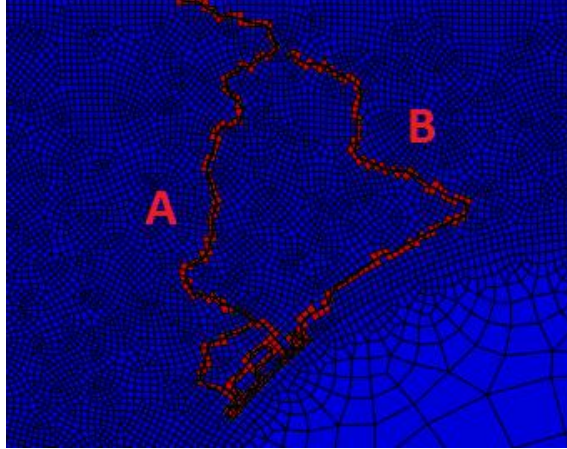


Figura 173. Detalle de grietas coincidentes.

Para continuar con el análisis comparativo, y con el fin de evaluar la rigidez que presenta la celda unitaria en cada uno de los casos simulados, se define δu_{eq} como un desplazamiento equivalente, de la manera mostrada en la siguiente fórmula:

$$\delta u_{eq} = \sqrt{\delta x^2 + \delta y^2} \quad (6.1)$$

Dónde, teniendo en cuenta la nomenclatura definida en la Figura 141: δx es el desplazamiento sufrido por el borde BC de la celda unidad, y δy es el correspondiente al borde CD, ambos evaluados en estado de máxima temperatura del último ciclo térmico de cada análisis.

En la Figura 174 se muestra una comparación entre los desplazamientos equivalentes (δu_{eq}) de las celdas unidad evaluadas en el modelado numérico (para todos los casos considerados, teniendo y sin tener en cuenta efectos oxidativos). Este parámetro proporciona información de la degradación de la celda analizada tras la aplicación de los ciclos de fatiga térmica. Cuanto mayor sea δu_{eq} , menor es la rigidez total de la celda y por tanto mayor degradación sufrida en el material modelado.

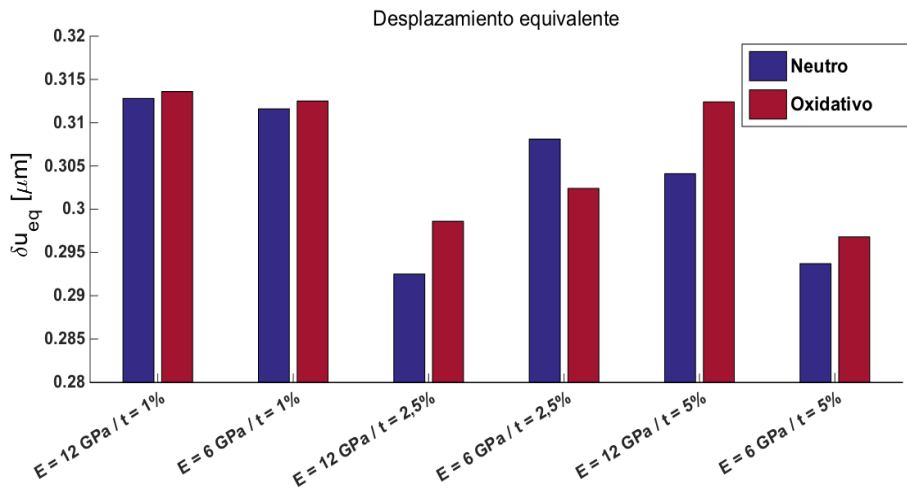


Figura 174. Desplazamientos equivalentes de las celdas evaluadas.

Se puede observar que, en prácticamente todos los casos, el valor del desplazamiento equivalente es mayor en aquellos análisis en los que se incluye efecto de oxidación de la resina. El único caso en el que δu_{eq} es mayor en ambiente neutro es aquel mencionado en la Figura 173 donde, debido al desarrollo de las grietas, se forma una isla de material que no aporta rigidez a la celda unitaria.

En la Tabla 41 se muestra el porcentaje de aumento de δu_{eq} al introducir el efecto oxidativo respecto al neutro. Las variaciones poco notorias en los casos en los que se considera un espesor de interfase del 1% se pueden explicar debido a que las desuniones en la interfase no implican propagaciones significativas de grietas en la matriz y por lo tanto el daño acumulado al final del análisis es limitado.

Tabla 41. Aumento (%) de δu_{eq} entre casos teniendo en cuenta la oxidación de la resina y neutro.

E [GPa] / t [%]	Variación de δu_{eq} [%]
12 / 1	0,27
6 / 1	0,31
12 / 2,5	2,07
6 / 2,5	-1,86
12 / 5	2,72
6 / 5	1,03

Con el fin de comparar la degradación que sufren las celdas modeladas en los distintos casos considerados, se define la pérdida de rigidez de la celda como:

$$\frac{\delta u_{eq} - \delta u_{eq}^{ref}}{\delta u_{eq}^{ref}} \cdot 100 \quad (6.2)$$

Dónde, δu_{eq}^{ref} se calcula para cada modelo sin generación de daño (sin nucleación ni crecimiento de grieta).

Las Figuras 175 y 176 comparan los valores de dicha pérdida de rigidez para los distintos casos considerados en este estudio, con y sin consideración de efectos oxidativos, respectivamente. Se denomina Inerte a aquellos casos en los que no se incluyen los efectos oxidativos.

El caso de rigidez 6 GPa y espesor 2,5%, simulado en condiciones inertes, presenta un comportamiento distinto respecto al de idéntico espesor y rigidez 12 GPa. Este comportamiento anómalo ya ha sido justificado anteriormente, debiéndose al desarrollo de dos grietas que se interceptan (Figura 173).

En los casos en que se considera una rigidez de interfase de 12 GPa y un espesor de 5%, asociados a una gran degradación observada en la Figura 169, son los que mayor porcentaje de variación presentan, especialmente en ambientes oxidativos (7,21%).

Los valores de pérdida de rigidez, para los casos con parámetros 1% / 12 GPa, y 1% / 6 GPa, son similares en ambientes inertes y oxidativos. Esto puede explicarse ya que ambos presentan una degradación similar después de la simulación de los ciclos térmicos.

Por último, se puede observar que para las celdas unitarias con espesores de 1% y 5% del radio de la fibra, la pérdida de rigidez es mayor cuanto mayor es la rigidez de la interfase considerada.

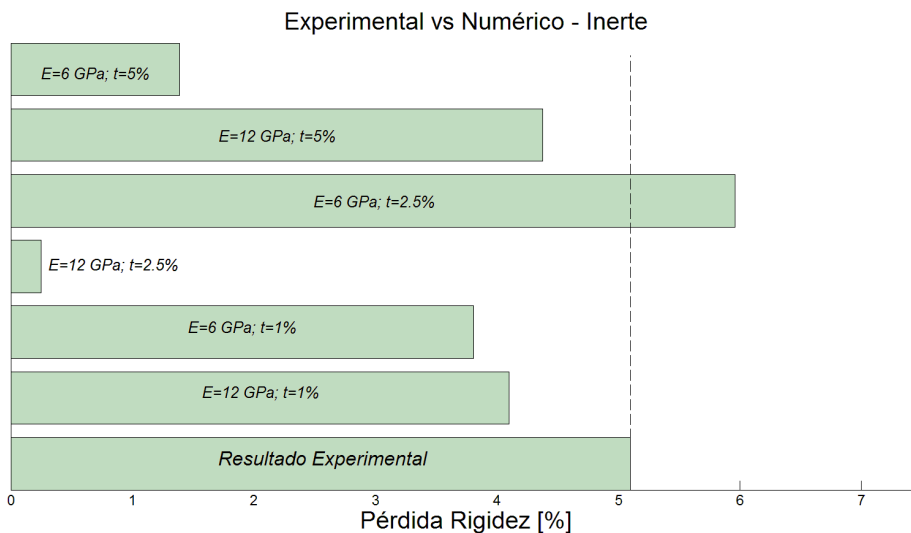


Figura 175. Comparación de resultados entre ensayos experimentales y modelado numérico para ambiente Inerte.

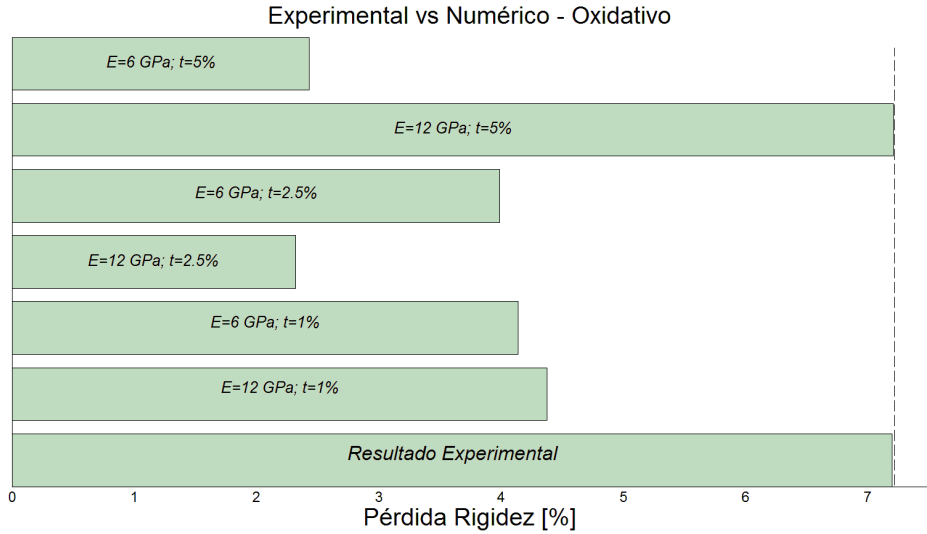


Figura 176. Comparación de resultados entre ensayos experimentales y modelado numérico para ambiente Oxidativo.

Además, en los gráficos anteriores se ha incluido los resultados de pérdida de rigidez media, obtenidos mediante los ensayos experimentales en ambientes inerte y oxidativo. Aunque no es posible realizar una correlación directa entre la pérdida de rigidez calculada mediante el modelo numérico, y los datos experimentales, dado que el modelo numérico no toma en cuenta las sucesivas capas en distinta orientación, es posible comparar los resultados.

Teniendo en cuenta que, el caso de parámetros de interfase E=6 GPa y t=2,5%, presenta un desarrollo de grieta irrealista, se concluye del estudio que aquellos modelos con E=12 GPa - t=5%, tanto en ambientes inertes como oxidativos, son los que presentan mejor comportamiento respecto a los resultados experimentales.

7. CONCLUSIONES

En esta tesis se ha abordado, tanto experimental como numéricamente, el fenómeno de envejecimiento de material compuesto de fibra de carbono mediante fatiga térmica y/o combinación de esta con esfuerzos mecánicos estáticos.

La degradación sufrida por este tipo de envejecimiento se basa en:

- (i) Desunión entre fibra y matriz, resultando un posterior agrietamiento de la resina
- (ii) Oxidación de la resina a elevadas temperaturas (cercanas a la temperatura de curado del material), que implica un aumento de rigidez de dicho componente.

Este proceso de degradación, aunque se basa en la diferencia de coeficientes de expansión térmica de los distintos materiales que conforman el composite, y en la pérdida de propiedades de las resinas bajo condiciones oxidativas, no afecta de forma igual a todos los laminados, dependiendo esta de la secuencia de laminación del material. Todo lo anterior queda demostrado mediante los ensayos realizados a lo largo del proyecto de investigación.

Mediante los resultados obtenidos en la primera fase, orientada a comparar el efecto de fatiga térmica en atmósferas con y sin contenido en oxígeno, en laminados tipo *cross-ply* simétricos, se puede concluir que:

- Existe una oxidación de la resina cuando los ensayos se llevan a cabo en atmósferas con contenido de oxígeno que implica una pérdida de peso del material.
- Tras los 500 ciclos térmicos aplicados, las muestras expuestas en atmósfera oxidativa presentan una mayor pérdida de peso frente a las ensayadas en atmósfera inerte (0,16% mayor).
- Los ciclos de fatiga térmica producen grietas en el material debido a las diferencias de coeficiente térmico de expansión fibra-matriz.

- La combinación de fatiga térmica y oxidación de la matriz produce un efecto de aceleración del envejecimiento del material compuesto. Mediante el análisis tomográfico se ha podido cuantificar el tanto por ciento de volumen de material dañado por muestra, siendo para el caso oxidativo superior al resto (en torno a 4 puntos porcentuales mayor).
- El deterioro que sufre el material influye directamente sobre las propiedades mecánicas del laminado, en concreto sobre la rigidez del mismo. Esta disminuye desde 71,45 GPa en el estado inicial del composite, hasta los 66,28 GPa tras la aplicación de los 500 ciclos térmicos en atmósfera oxidativa.
- Para las muestras ensayadas en atmósferas inertes, la rigidez del material disminuye hasta 67,81 GPa y 67,36 GPa en atmósfera inerte e inerte+, respectivamente.
- El deterioro debido a dicho agrietamiento no se detecta en la resistencia a tracción de las muestras. Esto es debido a que dicha resistencia está influenciada principalmente por el estado de la fibra del material compuesto, y no por el estado de agrietamiento o de la degradación de la matriz. La fibra de carbono no se ve afectada ni por los ciclos térmicos, ni por los efectos oxidativos de la atmósfera de ensayo. Por otro lado, cabría esperar que la resistencia a compresión disminuya (aunque no se hayan tenido en cuenta estos ensayos en el presente documento) debido a los efectos de desunión entre capas (delaminaciones) y agrietamiento.
- Se ha comprobado que el hecho de introducir oxidación en los ensayos de envejecimiento por fatiga térmica, produce una disminución considerable en la vida a fatiga del material, a causa de la degradación de la resina.
- Aunque se ha detectado una clara disminución de la resistencia a fatiga, el número de ensayos realizado no permite una cuantificación precisa de la misma.

Como resumen de conclusiones de la primera fase puede decirse que existe una degradación debida a ciclos térmicos sobre el material compuesto, y que esta se acelera por el efecto oxidativo de la atmósfera de ensayo, afectando a las propiedades mecánicas estáticas y vida a fatiga.

Del análisis de la segunda fase experimental de la tesis, orientada a analizar el efecto combinado de envejecimiento por ciclos térmicos y carga mecánica estática, incluyendo otras geometrías y secuencia de laminación [+45/-45/0/90]_{2s}, puede concluirse:

- En el material expuesto únicamente a ciclos térmicos, no se detectan apariciones de grietas ni pérdida de propiedades mecánicas del laminado. Ni siquiera aun cuando el material ensayado presentaba porosidad (de pequeño tamaño e indetectable por ultrasonidos) en su estado inicial. Esto se debe a que la existencia de capas en el laminado con orientación $\pm 45^\circ$, disminuyen las tensiones locales que producen desunión fibra-matriz, impidiendo así la aparición de grietas y posteriores delaminaciones.
- Sin embargo, aquellos especímenes expuestos a la combinación de 140 ciclos térmicos y carga mecánica estática (mediante peso añadido en el extremo de las probetas), muestran defectos en la unión en T (concretamente en el radio) producidos por dichas condiciones de sollicitación. Estos defectos son principalmente grietas generadas a raíz de poros existentes en el inicio.
- Se produce una reducción en la resistencia de los especímenes entre el 11% y el 31% respecto a la resistencia de referencia. Observándose que el espécimen con mayor disminución de resistencia, presenta el mayor número de indicaciones en el radio, coincidiendo con el componente sometido a mayor valor de carga mecánica estática durante el ciclado térmico.

Por último, mediante una simulación por elementos finitos, empleando criterios de daño generalmente aceptados, se ha analizado numéricamente el proceso de agrietamiento de material compuesto. De estas simulaciones puede concluirse:

- Es necesario modelar una interfase, para que, en la fase de inoculación de grietas (iniciación de daño), se produzca el fenómeno de desunión entre fibra y matriz del material compuesto que dé lugar a la futura grieta.
- Se observa que cuanto mayor rigidez se impone a la interfase, menores son las temperaturas necesarias para que se produzca el comienzo de grieta, disminuyendo de 80-85°C para rigidez de 6 GPa, a 56-59°C para el caso de una interfase de rigidez de 12 GPa.
- Sin embargo, los valores de temperatura a la cual se produce la iniciación de grietas parecen estar poco influenciados por el espesor de la interfase.
- En los modelos de propagación o crecimiento de daño en los que no se tiene en cuenta el efecto oxidativo, el estado tensional de los modelos es menor y además tiende a estabilizarse con el número de ciclos aplicados, de igual forma que su estado de agrietamiento.

- En los modelos de propagación en los que se incluye el efecto oxidativo, al producirse una rigidización de la matriz, mayor cuanto más ciclos térmicos se consideran, el campo de tensiones aumenta con el tiempo de ciclado modelado, produciéndose por tanto un estado de agrietamiento mayor que en el caso anterior. Es por ello que la rigidez de la celda unidad modelada disminuye en su cómputo global. La cuantificación de este hecho se observa mediante el parámetro definido como desplazamiento equivalente ($\delta_{u_{eq}}$).
- Cuanta mayor rigidez se considera en la interfase, mayor es el estado de agrietamiento obtenido al final de la simulación.
- En los casos considerados con interfase altamente flexible (0,01 GPa), no se generan (y por tanto no existe propagación) grietas en el material.
- Para una interfase de espesor 1% del radio de la fibra, el estado de deterioro es siempre menor que para los casos de 2,5 y 5%.

REFERENCIAS

- [ABA2012] Abaqus 6.13. Online Documentation. Dassault Systèmes, Providence, Rhode Island, 2012.
- [ADA2002] D. O. Adams. Tabbing Guide for composite Test Specimens. U.S. Department of Transportation, October 2002.
- [AITM6-4005] AITM. Airbus Test Method For Inspection Processes - Ultrasonic pulse-echo inspection of carbon fibre plastics. AIRBUS S.A.S, February 2011.
- [AITM6-4010] AITM. Airbus Test Method For Inspection Processes - Inspection of fibre composites by ultrasonic phased array technique. AIRBUS S.A.S, April 2010.
- [ALT2001] Altenbach H. A new static failure criterion for isotropic polymers. *Mechanics of Composite Materials* 2001, 37, 475-482.
- [ASP1996a] Asp L. E. Prediction of matrix-initiated transverse failure in polymer composites. *Composites Science and Technology* 1996, 56, 1089-1097.
- [ASP1996b] Asp L. E. Effects of fiber and interphase on matrix-initiated transverse failure in polymer composites. *Composites Science and Technology* 1996, 56, 657-665.
- [ASP1996c] Asp L. E. A criterion for crack initiation in glassy polymers subjected to a composite-like stress state. *Composites Science and Technology* 1996, 56, 1291-1301.

- [BAE2011] De Baere I. On the tension–tension fatigue behaviour of a carbon reinforced thermoplastic part I: Limitations of the ASTM D3039/D3479 standard. *Polymer Testing* 2001, 30, 625–632.
- [BAN1990] Bannantine J. A. *Fundamentals of metal fatigue analysis*. Prentice Hall, Inc. 1990.
- [BAR2008] Barbero E. J. *Finite Element Analysis of Composite Materials*. CRC Press Taylor & Francis Group. 2008.
- [BAR2013] Barbero E. J. *Finite Element Analysis of Composite Materials Using Abaqus*. CRC Press Taylor & Francis Group. 2013.
- [BAX2005] Baxter S. C. Modeling the effects of material non-linearity using moving window micromechanics. *International Journal of non-linear Mechanics* 2005, 40, 351-359.
- [BEL1999] Belytschko T. Elastic crack growth in finite elements with minimal remeshing. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 1999, 45, 601–620.
- [BEL2003] Bellenger V. Oxidation induced shrinkage for thermally aged epoxy networks. *Polymer Degradation and Stability* 2003, 81, 239-248.
- [BEL2004] V. Bellenger. Ageing of carbon epoxy composite for aeronautic applications. *Composites: Part B* 2004, 36, 189-194.
- [BEN1996] Benzeggagh M. L. Measurement of mixed-mode delamination fracture toughness of unidirectional glass/epoxy composites with mixed-mode bending apparatus. *Composites Science and Technology* 1996, 56, 439-449.
- [BEN2001] Benzarti K. Transverse properties of unidirectional glass/epoxy composites: influence of fibre surface treatments. *Composites Science and Manufacturing* 2001, 32, 197-206.
- [BEU1998] Beukers A. *Lightness, the inevitable renaissance of minimum energy structures*, 010 Publishers, Rotterdam, The Netherlands. 1998.

- [BOL2007] Bold J. Airbus Composite Training-VPD Conference. Airbus Group. Frankfurt, October 2007.
- [BOW1986] Bowles K. J. Specimen geometry effects on graphite/PMR 15 composites during thermo-oxidative ageing. In: 31st International SAMPE symposium 1986.
- [BOW1997] Bowles K. J. The effects of fiber surface modification and thermal aging on composite toughness and its measurement. *Journal of Composite Materials* 1997, 31, 552–579.
- [BRO2010] Brodowsky H. M. Characterization of interphase properties: Microfatigue of single fibre model composites. *Composites: Part A* 2010, 41, 1579–1586.
- [BUC2000] Buch S. X. Thermal and thermo-oxidative ageing of an epoxy adhesive. *Polymer Degradation Stability* 2000, 60, 403-411.
- [CAN2001] Cantor B. *Aerospace Materials*. Institute of physic. London, 2001.
- [COL2000a] Colin X. Kinetic modelling of weight changes during the isothermal oxidative ageing of bismaleimide matrix. *Recent developments in durability analysis of composite systems* 2000, 49–55.
- [COL2000b] Colin X. Modélisation cinétique de la thermo-oxydation de matériaux polymères et composites à hautes performances thermomécaniques. Ph. D. thesis, ENSAM – Paris; 2000.
- [COL2001] Colin X. A new method for predicting the thermal oxidation of thermoset matrices. Application to an amine crosslinked epoxy. *Polymer testing* 2001, 20, 795-803.
- [COL2002] Colin X. Kinetic modelling and simulation of gravimetric curves: application to the oxidation of bismaleimide and epoxy resins. *Polymer degradation and stability* 2002, 78, 545-553.
- [COO1969] Cooper G.A. Role of the interface in the fracture of fiber composite materials. *Interfaces in composites* 1969, 452, 90-106.
- [COW1992] Cowin S. The structure of the linear anisotropic elastic symmetries, *Journal of Mechanics and Physics of Solids* 1992, 40, 1459-1471.

- [D3039-07] ASTM. Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials. Institute for standard research, Dec. 2007.
- [D3479-07] ASTM. Standard test method for Tension-Tension Fatigue of Polymer Matrix Composite Materials. Institute for standard research, May 2007.
- [D3878-07] ASTM. Standard Terminology for Composite Materials, 2007.
- [D4762-04] ASTM. Standard Guide for Testing Polymer Matrix Composite Materials, 2004.
- [D5229-10] ASTM. Standard test method for Moisture Absorption Properties and Equilibrium Conditioning of Polymer Matrix Composite Materials. Institute for standard research, 2010.
- [D7264-07] ASTM. Standard test method for Flexural Properties of Polymer Matrix Composite Materials. Institute for standard research, 2007.
- [DAN2006] Daniel I. M. Engineering mechanics of composite materials. New York : Oxford University Press. 2006.
- [DEC2003] Decelle J. Oxidation induced shrinkage for thermally aged epoxy networks. *Polymer Degradation Stability* 2003, 81, 239–248.
- [DU] Du Z. Z. eXtended Finite Element (XFEM) in Abaqus, Dassault Systèmes SIMULIA presentation.
- [DVO2013] Dvorak G. J. *Micromechanics of Composite Materials*. Springer Science&Business Media. 2013.
- [ELG2006] Elguedj, T. Appropriate Extended Functions for XFEM Simulation of Plastic Fracture Mechanics. *Computer methods in Applied Mechanics Engineering* 2006, 195, 501-515.
- [ELS1999] Elssner G. *Ceramics and Ceramic Composites*. Materialographic preparation. Elsevier, 1999.
- [EOI2014] Certificación y fabricación de aeroestructuras. Curso de gestión empresarial aeronáutica. Escuela Organización Industrial. Sevilla, Febrero 2014.

- [ERD1963] Erdogan F. On the Crack Extension in Plates under Plane Loading and Transverse Shear. *Journal of Basic Engineering* 1963, 85, 519-527.
- [EST2016] Este A. New Approach to Simulate Interface Damage in Brittle Matrix Composites. *Procedia Structural Integrity* 2016, 2, 2456-2462.
- [FLO2016] Flore D. Investigation of chemical ageing and its effect on static and fatigue strength of continuous fibre reinforced plastics. *Composites: Part A* 2016, 90, 359–370.
- [GHA2016] Ghasemi A. R. Low thermal cycling effects on mechanical properties of laminated composite materials. *Mechanics of Materials* 2016, 96, 126–137.
- [GHA2017] Ghasemi A. R. Effect of thermal cycling and open-hole size on mechanical properties of polymer matrix composites. *Polymer Testing* 2017, 59, 20–28.
- [GIG2011] Gigliotti M. Local shrinkage and stress induced by thermo-oxidation in composite materials at high temperatures. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 2011, 59, 696-712.
- [GIG2012] Gigliotti, L. Assessment of the applicability of XFEM in Abaqus for modeling crack growth in rubber. MSc thesis, KTH School of Engineering Science, 2012.
- [GIG2016a] Gigliotti, M. Assessment of thermo-oxidative induced chemical strain by inverse analysis of shrinkage profiles in unidirectional composites. *Composite Structures* 2016, 157, 320-336.
- [GIG2016b] Gigliotti, M. Effect of Thermo-oxidation on the local mechanical behaviour of epoxy polymer materials for high temperature applications. *Mechanics of Materials* 2016, 101, 118-135.
- [GIN2008] Giner E. An Abaqus implementation of the extended finite elements method, *Engineering Fracture Mechanics*. October 2008.

- [GON2014] González S. On the effect of Thermal Ageing in CFRP Mechanical Properties. Proceedings 16th European Conference on Composite Materials, 22-26 June, Seville, Spain, 2014.
- [GON2013a] González S. Degradation of Carbon Fiber-Epoxy Composites during Accelerated Ageing. EUROMAT 2013 Conference, Seville, Spain, 2013.
- [GON2013b] González S. On the Effect of Highly Accelerated Life Testing in the Degradation of CFRP Materials. Proceedings 17th International Conference on Composite Structures, 17-21 June, Porto, Portugal, 2013.
- [GRO2015] Grogan D. M. A combined XFEM and cohesive zone model for composite laminate microcracking and permeability. Composite Structures 2015, 120, 246-261.
- [GUT2013] Gutiérrez N. Different Configurations for the Embedding of Fiber Optic Sensors. Proceedings 17th International Conference on Composite Structures, 17-21 June, Porto, Portugal, 2013.
- [HEN1995] Henaff-Gardin C. Modelling of crack evolution under cyclic thermal loading incross-ply laminates. In: Poursartip A, Street K, editors. 10th International Conference on Composite Materials 1995, 447-54.
- [HEN1996] Henaff-Gardin C. Doubly periodic matrix cracking in composite laminates Part2: Thermal biaxial loading. Composite Structures 1996, 36, 131-140.
- [HEN1999] Henaff-Gardin C. Evolution of matrix cracking in cross-ply CFRP laminates: differences between mechanical and thermal loadings. Recent developments in durability analysis of composite systems 1999, 69-76.
- [HEN2002] Henaff-Gardin C. Specificity of matrix cracking development in CFRP laminates under mechanical or thermal loadings. International Journal of Fatigue 2002, 24, 171-177.
- [HEX2013] HexTow® AS4 Carbon Fiber Product Data, Hexcel Corporation. March 2013.

- [HEX2014] HexPly® 8552 Epoxy Matrix Product Data, Hexcel Corporation. February 2014.
- [HOB2002] Hobbs G. K. Halt and Hass, The new quality and reliability paradigm. Hobbs Engineering Corporation. Westminster, August 2002.
- [HOF1989] Hoffmann K. An Intorduction to Measurements usings Strain Gages. Hottinger Baldwin Messtechnik GmbH, Darmstadt, 1989.
- [HYE2000] Hyer M. W. Micromechanics of Linear Elastic Continuous Fiber Composites, Reference Works, Comprehensive Composite Materials, Elsevier. 2000.
- [I+D-E-280] CASA. Inspección ultrasónica por pulso-eco de elementos fabricados en materiales compuestos de fibra de carbono. Construcciones Aeronáuticas, S.A, Junio 1999.
- [JEA2017] Jean-St-Laurent M. Study of damage induced by extreme thermal cycling in cyanate ester laminates and sandwich panels. Journal of Composite Materials 2017, 51, 2023–2034.
- [JIN2014] Jin C. F. A numerical analysis of interface damage effect on mechanical properties of composite materials. Mechanics Research Communications 2014, 62, 18–24.
- [JOH2014] J. LEAHY. Global Market Forecast 2014-2033. Airbus Group, 2014.
- [JUN2010] Jungwoo K. Degradation behaviors and failure analysis of Ni-BaTiO₃ base-metal electrode multi layer ceramic capacitors under highly accelerated life test. School of Materials Science & Engineering, Pusan National University, Republic of Korea; March 2010.
- [KAR2010] Karppinen J.S. Thermomechanical reliability characterization of a handheld product in accelerated tests and use environment. Department of Electronics, Aalto University, Finland; August 2010.
- [LAF2004] Lafarie-Frenot M. C. Influence of Oxydative environments on damage in c/epoxy laminates subejted to thermal cycling. Composites Science and Technology 2004, 64, 1725–1735.

- [LAF2006a] Lafarie-Frenot M. C. Comparison of damage development in C/epoxy laminates during isothermal ageing or thermal cycling. *Composites Part A, Applied Science and Manufacturing* 2006, 37, 662–671.
- [LAF2006b] Lafarie-Frenot M. C. Influence of free edge intralaminar stresses on damage process in CFRP laminates under thermal cycling conditions. *Composites Science and Technology* 2006, 66, 1354–1365.
- [LAF2006c] Lafarie-Frenot M. C. Damage mechanisms induced by cyclic ply-stresses in carbon-epoxy laminates: Environmental effects. *International Journal of Fatigue* 2006, 28, 1202-1216.
- [LEA2014] Leahy J. *Global Market Forecast 2014*.
- [LI1999] Li S. On the unit cell for micromechanical analysis of fibre-reinforced composites. *Proceedings Royal Society London A* 1999, 455, 815-38.
- [LI2000] Li S. General unit cells for micromechanical analyses of unidirectional composites. *Composites Science and Manufacturing A* 2000, 32, 815-826.
- [LI2008] Li S. Boundary conditions for unit cells from periodic microstructures and their implications. *Composites Science and Technology* 2008, 68, 1962–1974.
- [LIU2012] Liu H. Y. Cyclic fatigue crack propagation of nanoparticle modified epoxy. *Composites Science and Technology* 2012, 72, 1530–1538.
- [MAI2002] Maitournam H. B. Détermination de la réponse asymptotique d’une structure anélastique sous chargement thermomécanique cyclique. *C. R. Mécanique* 2002, 330, 703-708.

- [MAL2007] Maligno A.R. Finite Element Investigations on the Microstructure of Composite Materials, University of Nottingham, School of Mechanical, Materials and Manufacturing Engineering, PhD Thesis, Chapter 5. 2007.
- [MAL2008] Maligno A.R. Effects of inter-fibre spacing on damage evolution in unidirectional (UD) fibre-reinforced composites. *European Journal of Mechanics and Solids* 2008, 28, 768–776.
- [MAL2009] Maligno A. R. Effects of interphase material properties in unidirectional fibre reinforced composites. *Composites Science and Technology* 2009, 70, 36–44.
- [MAZ2002] Mazumdar S. K. *Composites Manufacturing. Material, Product and Process Engineering*, CRC Press, Boca Raton, FL, USA. 2002.
- [MCL2000] McLean H. W. *HALT, HASS, and HASA explained: accelerated reliability techniques*. Milwaukee (WI): ASQ Quality Press, 2000.
- [MEN2011] Meneghetti G. Damage mechanisms in composite bonded joints under fatigue loading. *Composites: Part B* 2011, 43, 210–220.
- [MOU2017] Moure M. R. Matrix cracking evolution in open-hole laminates subjected to thermomechanical loads. *Composite Structures* 2017.
- [NAM1992] Nam J. D. Anisotropic thermo-oxidative stability of carbon fibre reinforced polymeric composites. *SAMPEQuart* 1992, 24, 10–18.
- [OLI2008] Olivier L. Characterization by ultra-micro indentation of an oxidized epoxy polymer: Correlation with the predictions of a kinetic model of oxidation. *Polymer Degradation and Stability* 2008, 93, 489-497.
- [OLI2009] Olivier L. Development of experimental, theoretical and numerical tools for studying thermo-oxidation of CFRP composites. *Composites: Part A* 2009, 40, 1008-1016.
- [PAR1996] Parvatareddy H. An evaluation of chemical ageing / oxidation in high performance composites using the Vickers microindentation technique. *J Compos Mater* 1996, 30, 210–230.

- [PAR2000] París F. Teoría de la Elasticidad. Grupo de Elasticidad y Resistencia de Materiales, 2000.
- [PAR2008] París F. Introducción al análisis y diseño con materiales compuestos. Sección de Publicaciones Universidad de Sevilla, 2008.
- [PAR2010] Paris F. Characterization and evolution of matrix and interface related damage in [0/90]_s laminates under tension. Part II: Experimental evidence. Composites Science and Technology 2010, 70, 1176-1183.
- [PAU2002] Jonathan L. Paulsen. Highly accelerated lifetesting of base-metal-electrode ceramic chip capacitors. KEMET Electronics Corporation. Greenville, USA; January 2002.
- [RAG1973] Raghava R. S. The macroscopic yield behavior of polymers. Journal of Material Science 1973, 8, 225-232.
- [REE] Reeder J. R. "3D mixed-mode delamination fracture criteria – An experimentalist's perspective", NASA Langley research center, Hampton VA, USA.
- [REM2008] Remmers, J. J. C. The simulation of Dynamic Crack Propagation using Cohesive Segments Method. Jurnal of Mechanics and Physics of Solids 2008. 56, 70-98.
- [SAL1993] Salin I. M. Anisotropic effects in thermogravimetry of polymeric composites. Journal of Polymer Science Part B: Polymer Physics 1993, 31, 1019–1027.
- [SAN2014] Santamaría , M. L. Characterization and Detectability Analysis of CFRP Radii by Ultrasonic Phased Array after Thermo-Mechanical Ageing. 6th International Symposium for NDT in Aerospace, Madrid 2014.
- [SON2006] Song, J. H. A Method for Dynamic Crack and Shear Band Propagation with Phantom Nodes. International Journal for Numerical Methods in Engineering 2006, 67, 868-893.

- [SUK2003] Sukumar, N. Modelling Quasi-Static Crack Growth with the Extended Finite Element Method Part I: Computer Implementation. *International Journal for Solids and Structures* 2003, 40, 7513-7537.
- [SUK2004] Sukumar, N. Partition of unity enrichment for bimaterial interface cracks. *International Journal for Numerical Methods in Engineering* 2004, 59, 1075-1102.
- [SUN1996] Sun C. T. Prediction of composite properties from a Representative Volume Element. *Composites Science and Technology* 1996, 56, 171-179.
- [TAL1987] Talreja R. *Fatigue of composite materials*. Lancaster Technomic. 1987.
- [TAL1994] Talreja R. *Damage mechanics of composite materials*. Amsterdam Elsevier, 1994.
- [TAN2001] Tanoglu M. The effects of glass fiber sizings on the strength and energy absorption of the fiber/matrix interphase under high loading rates. *Composites Science and Technology* 2001, 61, 205-220.
- [TAN2006] Tandon G. P. Modeling of oxidative development in PMR-15 resin, *Polymer Degradation and Stability* 2006, 91, 1861-1869.
- [TOH2006] Tohgo K. Fatigue behavior of CFRP cross-ply laminates under on-axis and off-axis cyclic loading. *International Journal of Fatigue* 2006, 28 1254–1262.
- [TSO2001] Tsotsis TK. Aging of polymeric composite specimens for 5000 hours at elevated pressure and temperature. *Composites Science and Technology* 2001, 61, 75–86.
- [VAS2011] Anastasios P. Vassilopoulos. *Fatigue of Fiber-reinforced Composites*. Springer-Verlag London Limited. 2011.
- [WAN2002] Frank F. W. Modified highly accelerated life test for aerospace electronics. *International Society Conference on thermal phenomena*. Lynnwood (U.S.A), 2002.

- [ZHA2004] Zhang Y. Evolution and influence of residual stress/strains of fiber reinforced laminates. *Composites Science and Technology* 2004, 64, 1613-1621.
- [ZHE] Zheng-Zhong D. eXtended Finite Element Method (XFEM) in Abaqus, Symulia Presentation, n.d.

ANEXO DE RESULTADOS

A1: Inspecciones UT. Fase I

- Panel 15150.

Como se observa en el C-Scan en amplitud (Figura 102a) existe una indicación cercana a B3-4 y B2-4, situado a 29 mm del primero. Esta indicación (D1) se caracteriza por la disminución del eco de fondo desde el 80% hasta el 30%. Como se comprobará más adelante, al estar cercana al borde del panel, no supone riesgo en la fabricación de probetas, ya que los bordes deberán ser eliminados para obtener una superficie de panel útil en la que se asegure un espesor de $2,21 \pm 0,2$ mm.

La indicación D2, marcada también sobre el C-scan en amplitud, se trata de una zona de atenuación del eco de fondo de la señal (Figura 177). Analizando la imagen del C-Scan en amplitud del cuadrante 2, se observa como dicha atenuación coincide con marcas superficiales detectadas en el panel (Figura 178).

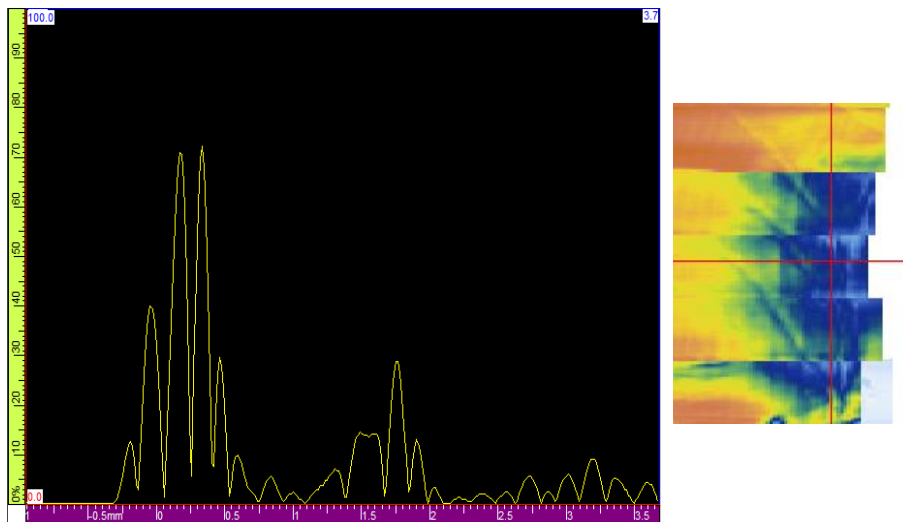


Figura 177. A-scan de la indicación D2 correspondiente a marcas superficiales en el Panel 15150.

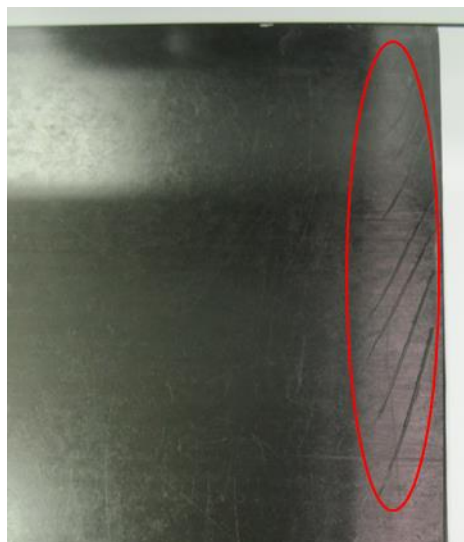


Figura 178. Marcas superficiales en el Panel 15150.

De nuevo, al estar dichas marcas cercanas al borde B2-4 (en concreto se extienden desde éste hasta 40 mm al interior del panel), la zona D2 no representa inconveniente para el corte de probetas.

Sin embargo, las indicaciones marcadas en el C-scan en posición son relevantes debido a su probable inclusión en la superficie útil del panel. Como se detecta en la Figura 102b, las marcas D3 y D4 suponen una disminución del espesor del panel por debajo de 2 mm, lo cual está fuera de la tolerancia requerida. Se adjunta en la Figura 179 un esquema de la situación de D2 y D3 en el panel.

También se aprecian marcas en color rojo identificadas en la Figura 102b como Z. La explicación para estas es la misma que en el caso del panel 15149. Se trata de una falsa señal de disminución del espesor del panel.

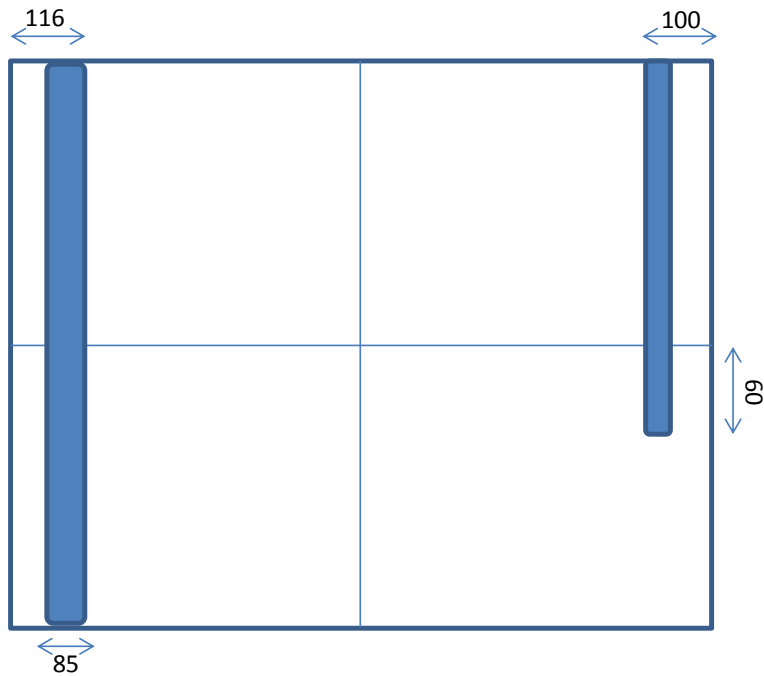


Figura 179. Localización y dimensión de las zonas D3 y D4 (cotas en mm). Panel 15150.

A2: Inspecciones UT. Fase II

- **UT panel unión en "T" - estado envejecido -parte plana-**

A continuación (Figuras 180 y 181) se representan los C-Scan en amplitud de eco de fondo y posición de eco de indicación, para los especímenes EVAPT02 y EVAPT03, respectivamente.

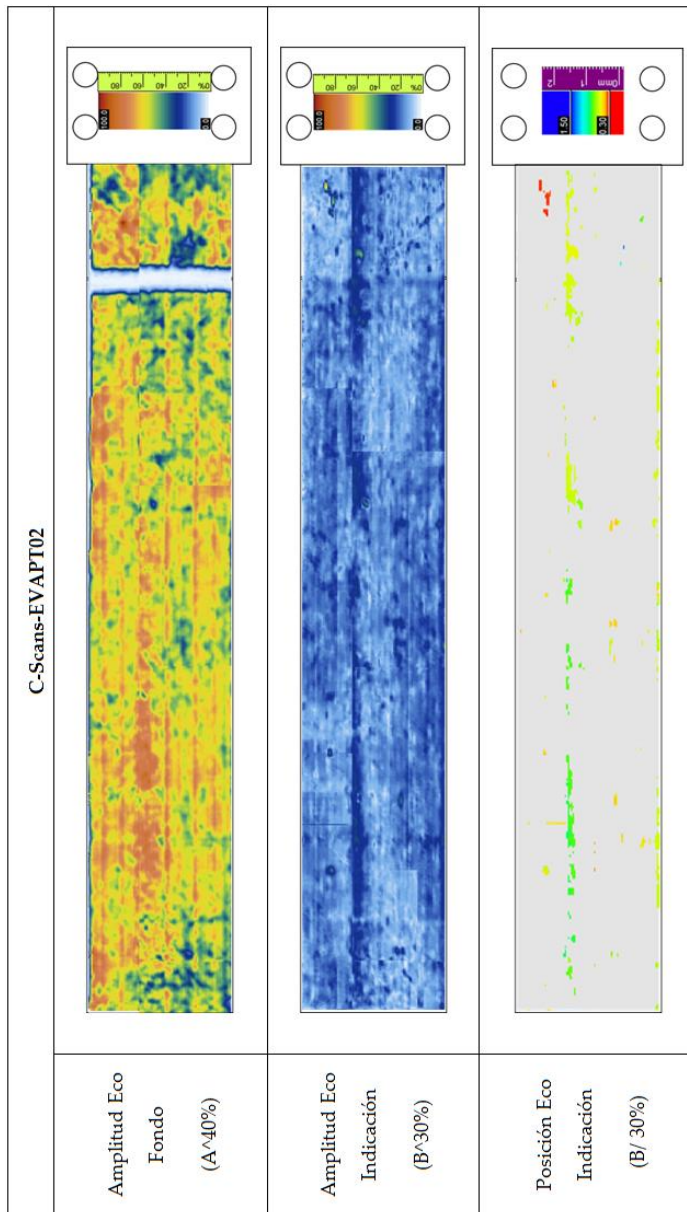


Figura 180. Resultados inspecciones UT EVAPT02 post-envejecimiento.

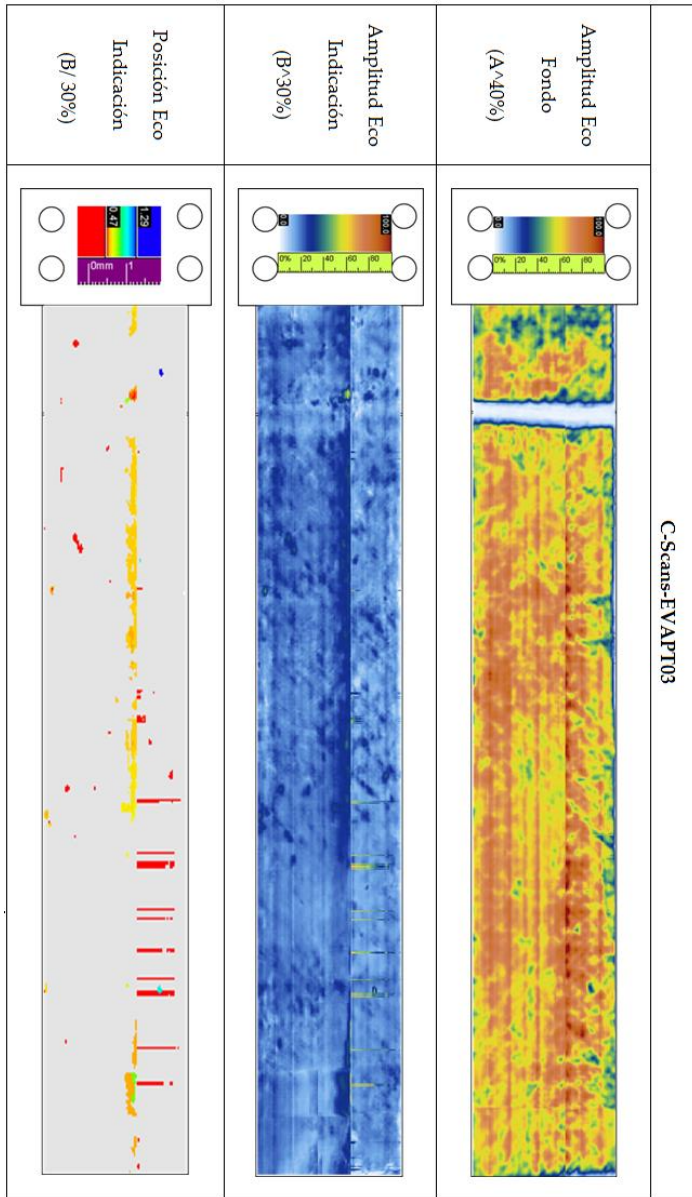


Figura 181. Resultados inspecciones UT EVAPT03 post-envejecimiento.

- UT panel unión en "T" - estado envejecido -radios-

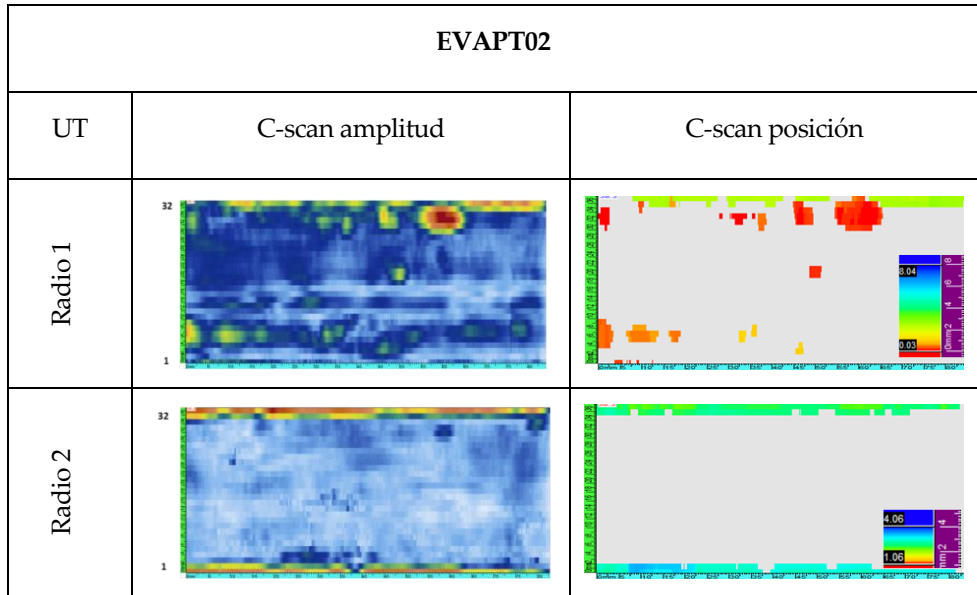


Figura 182. Resultados inspecciones UT radios EVAPT02 post-envejecimiento.

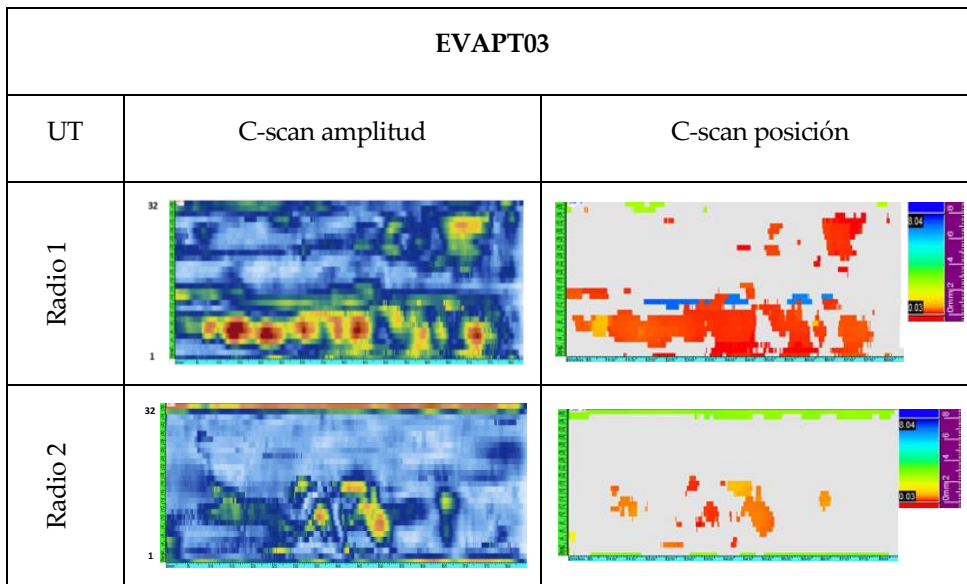


Figura 183. Resultados inspecciones UT radios EVAPT03 post-envejecimiento.

A3: Radiografía Digital/Tomografía. Fase I

Las Figuras 184 a 186 muestran las Radiografías Digitales y Tomografías de las probetas ensayadas en atmósferas Inerte, Inerte+ y Oxidativa, en los distintos estadios del proceso de envejecimiento.



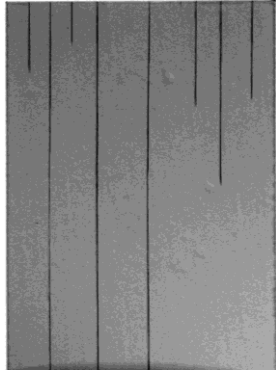
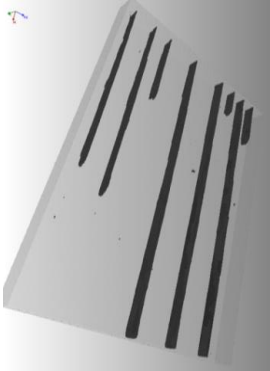
INERTE		
NºCiclos	Radiografía Digital	Tomografía
5		
30		

Figura 184. Radiografía y tomografía de probetas tipo M1 ensayadas en atmósfera inerte.

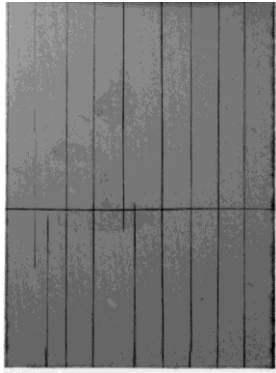
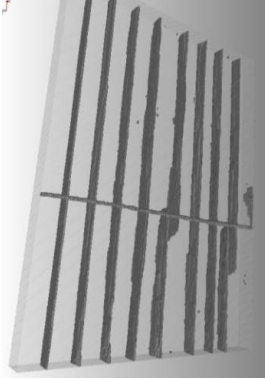
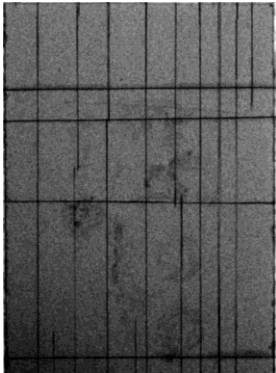
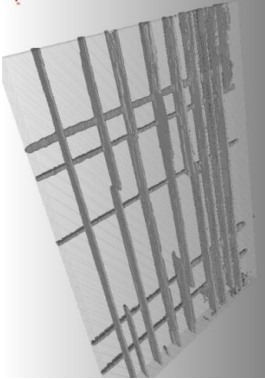
INERTE		
NºCiclos	Radiografía Digital	Tomografía
100		
200		

Figura 184 (Continuación). Radiografía y tomografía de probetas tipo M1 ensayadas en atmósfera inerte.

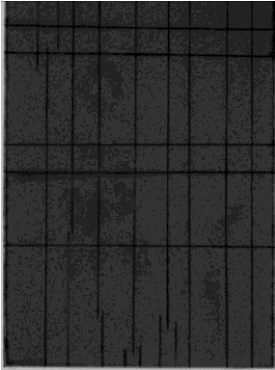
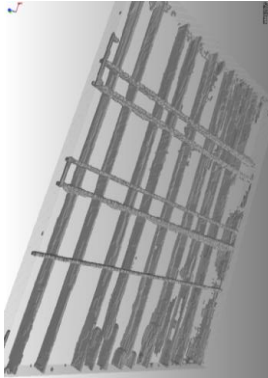
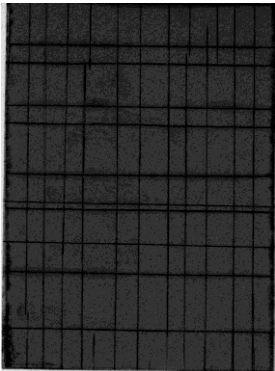
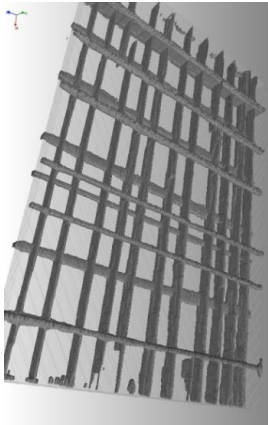
INERTE		
NºCiclos	Radiografía Digital	Tomografía
300		
400		

Figura 184 (Continuación). Radiografía y tomografía de probetas tipo M1 ensayadas en atmósfera inerte.

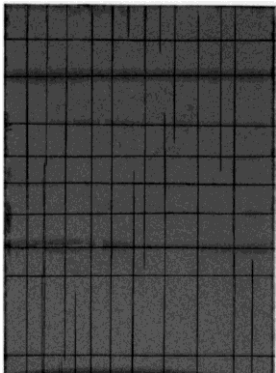
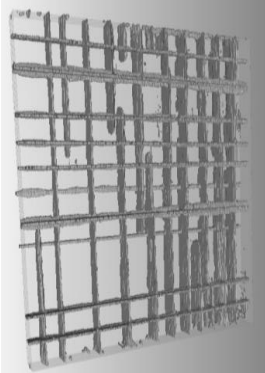
INERTE		
NºCiclos	Radiografía Digital	Tomografía
500		

Figura 184 (Continuación). Radiografía y tomografía de probetas tipo M1 ensayadas en atmósfera inerte.


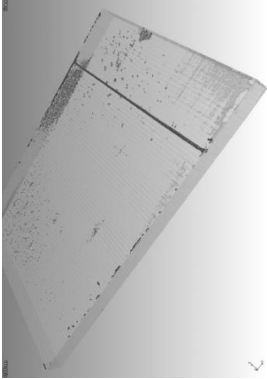
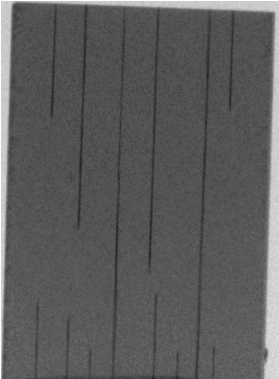
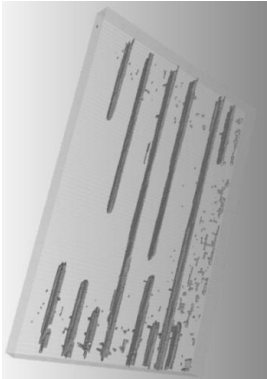
OXIDATIVA		
NºCiclos	Radiografía Digital	Tomografía
5		
30		

Figura 185. Radiografía y tomografía de probetas tipo M1 ensayadas en atmósfera oxidativa.

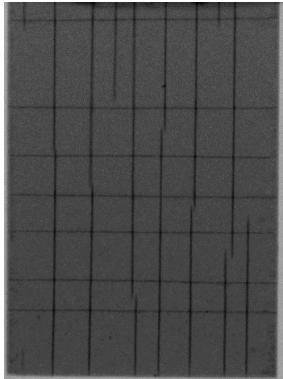
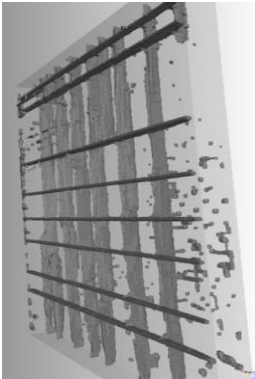
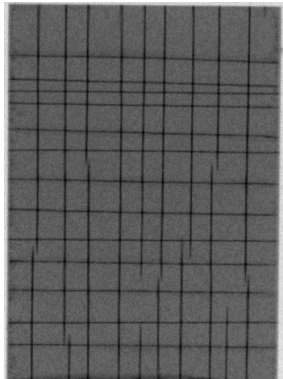
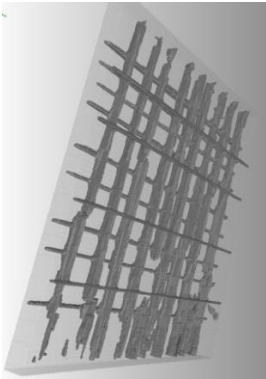
OXIDATIVA		
NºCiclos	Radiografía Digital	Tomografía
100		
200		

Figura 185 (Continuación). Radiografía y tomografía de probetas tipo M1 ensayadas en atmósfera oxidativa.

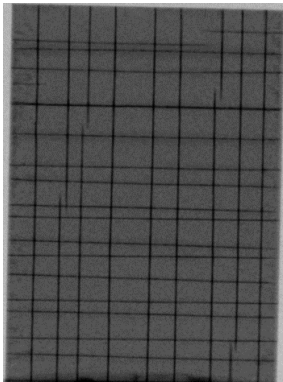
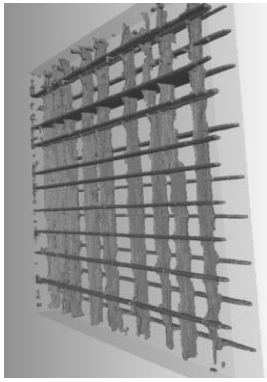
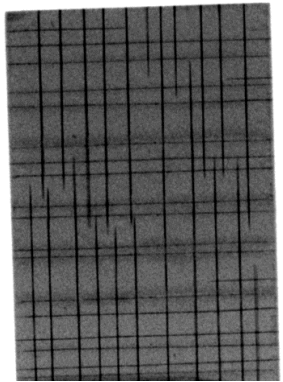
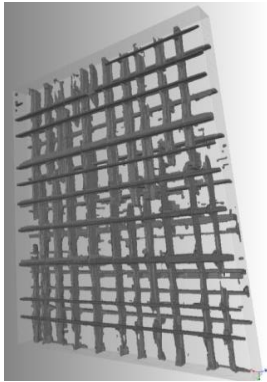
OXIDATIVA		
NºCiclos	Radiografía Digital	Tomografía
300		
400		

Figura 185 (Continuación). Radiografía y tomografía de probetas tipo M1 ensayadas en atmósfera oxidativa.

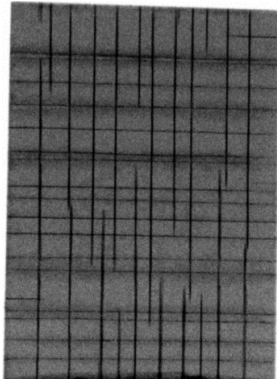

OXIDATIVA		
NºCiclos	Radiografía Digital	Tomografía
500		

Figura 185 (Continuación). Radiografía y tomografía de probetas tipo M1 ensayadas en atmósfera oxidativa.


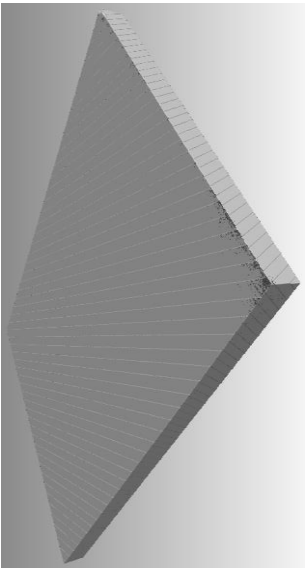
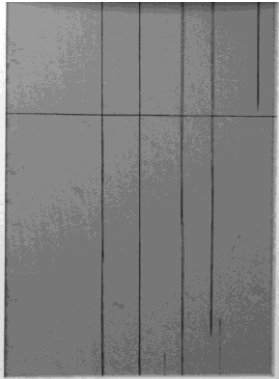
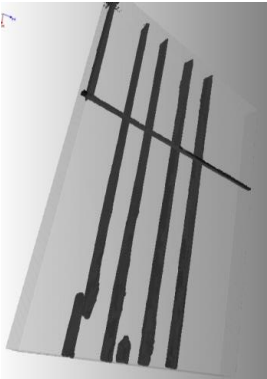
INERTE+		
NºCiclos	Radiografía Digital	Tomografía
5		
30		

Figura 186. Radiografía y tomografía de probetas tipo M1 ensayadas en atmósfera inerte+.

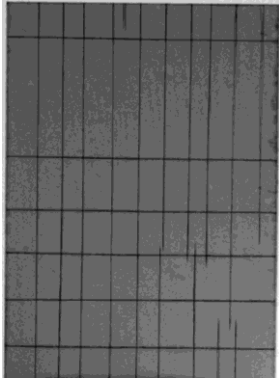
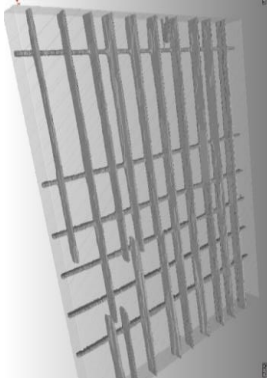
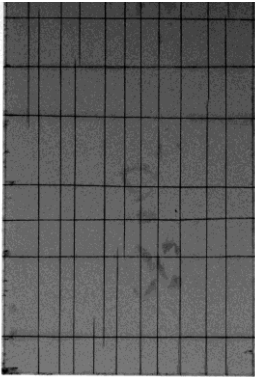
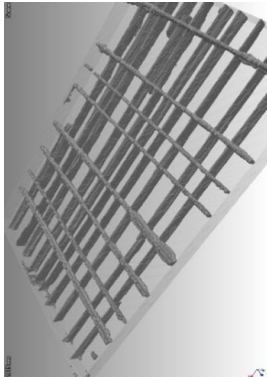
INERTE+		
NºCiclos	Radiografía Digital	Tomografía
100		
200		

Figura 186 (Continuación). Radiografía y tomografía de probetas tipo M1 ensayadas en atmósfera inerte+.

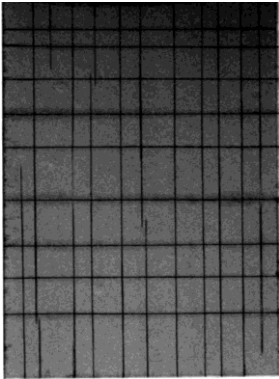
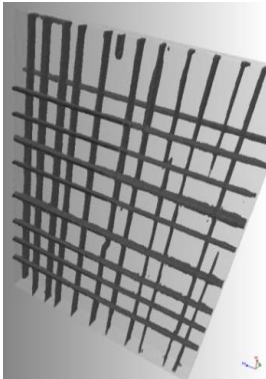
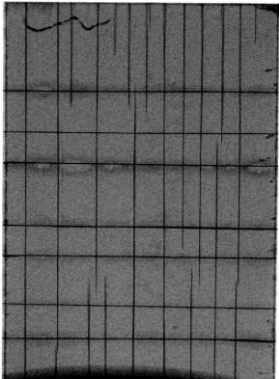
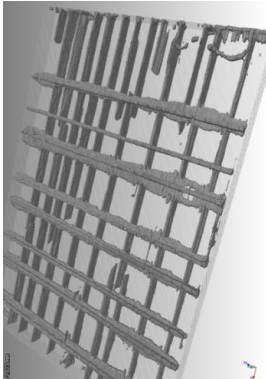
INERTE+		
NºCiclos	Radiografía Digital	Tomografía
300		
400		

Figura 186 (Continuación). Radiografía y tomografía de probetas tipo M1 ensayadas en atmósfera inerte+.

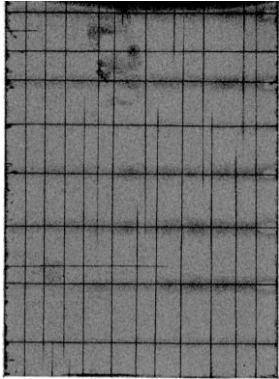
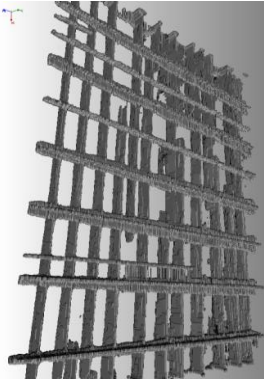
INERTE+		
NºCiclos	Radiografía Digital	Tomografía
500		

Figura 186 (Continuación). Radiografía y tomografía de probetas tipo M1 ensayadas en atmósfera inerte+.

A4: Radiografía Digital/Tomografía. Fase II

Los resultados de las inspecciones tomográficas sobre EVAPT02 y EVAPT03 se muestran en las Figuras 187 y 188.

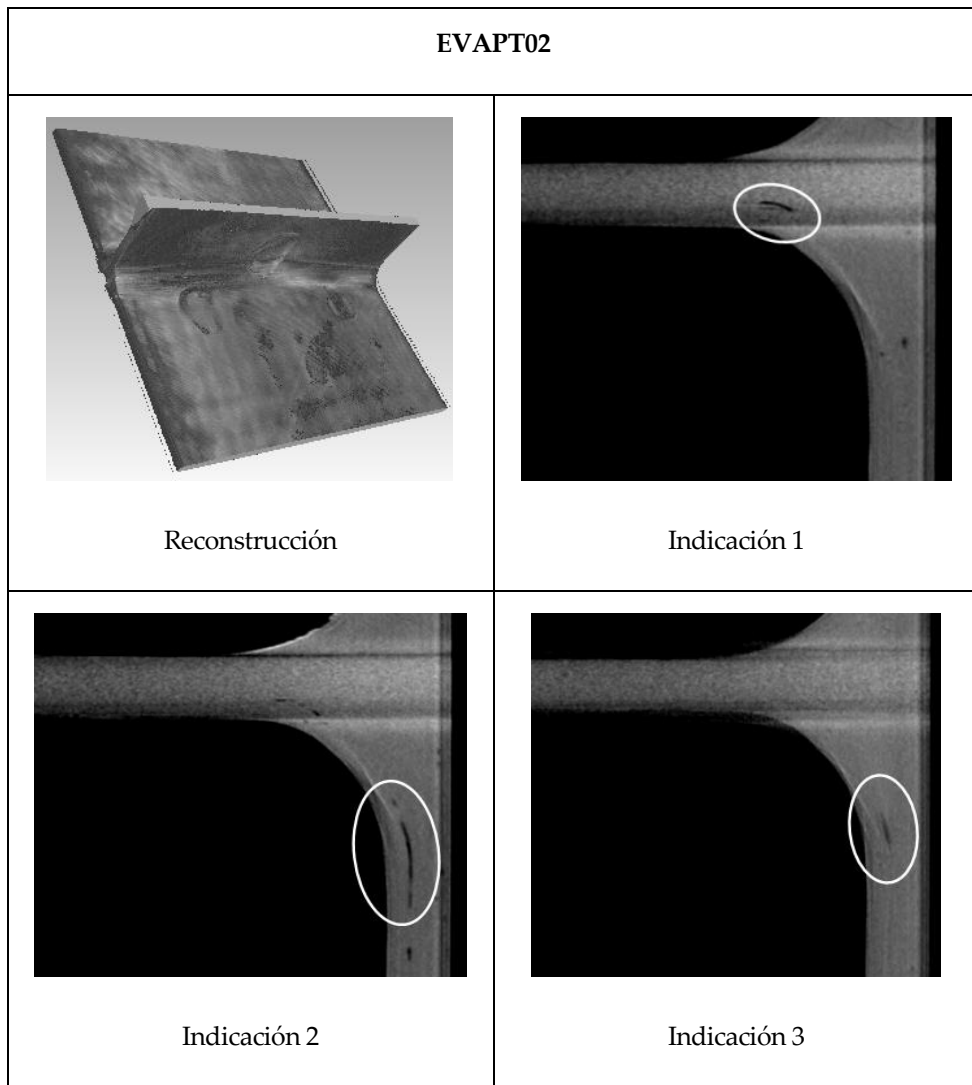


Figura 187. Inspección tomográfica de la probeta EVAPT02.

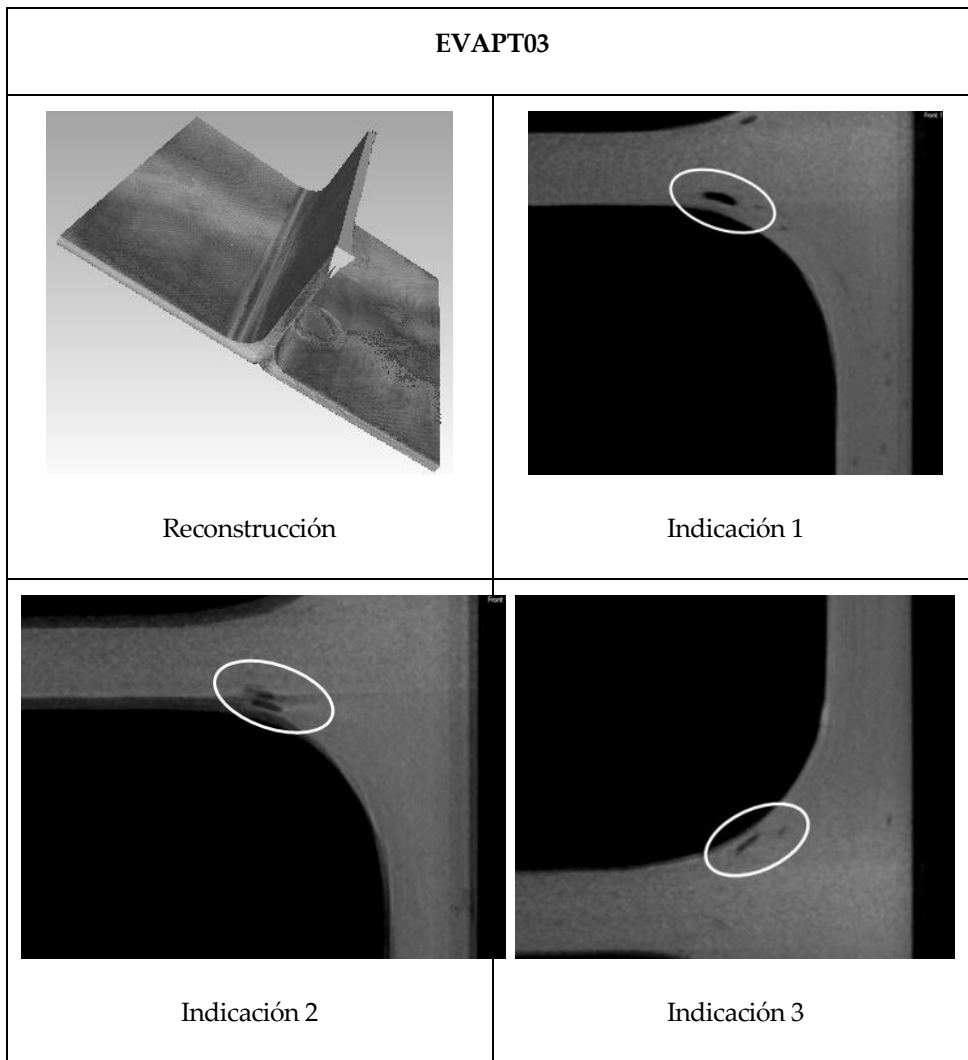


Figura 188. Inspección tomográfica de la probeta EVAPT03.

A5: Materialografía. Fase I

Las Figuras 189 y 190 muestran los espesores de capa del laminado. Dichas imágenes son obtenidas mediante microscopio óptico en el material en su estado de referencia.



Figura 189. Espesor de capas, corte B (Fase I). Cotas en μm .

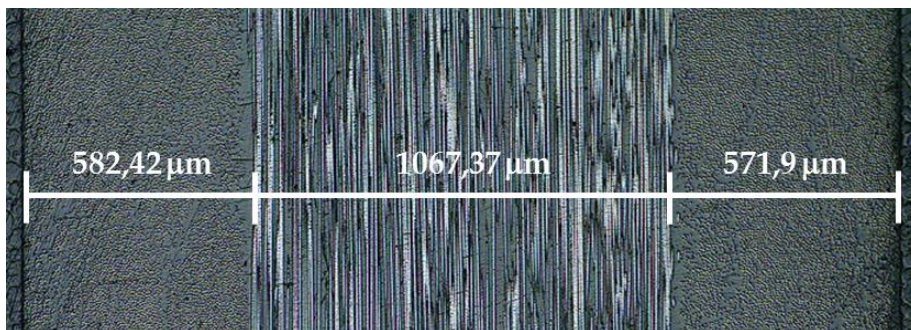


Figura 190. Espesor de capas, corte A (Fase I). Cotas en μm .

La Figura 191 muestra una microscopía donde es posible medir el diámetro de fibra del material compuesto en su estado de referencia.

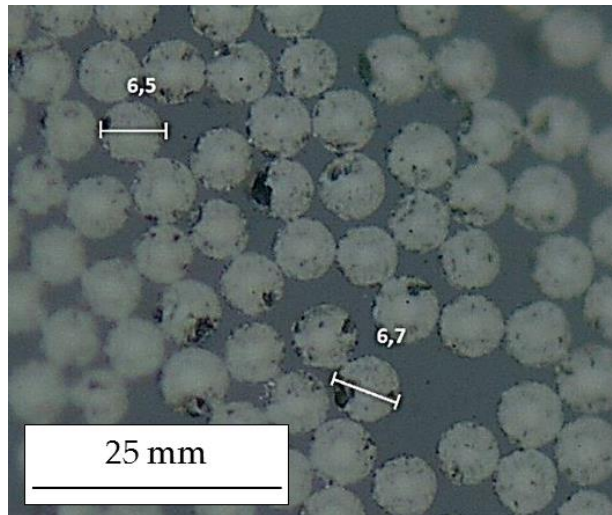


Figura 191. Diámetro de fibra (Fase I). Cotas en μm .

En las Figuras 192 a 194 se muestran imágenes de los barridos de las muestras mediante microscopía óptica, para los cortes A y B (definidos según la Figura 32). En ellas se pueden apreciar las grietas y delaminaciones detectadas.





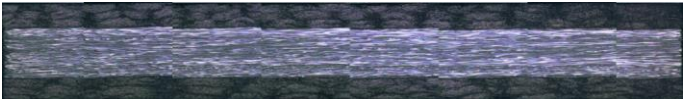
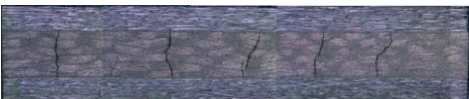


Microscopías sobre probetas cicladas en ambiente Inerte		
Ciclos	Corte	Imagen
5	A	
	B	
30	A	
	B	
100	A	
	B	
200	A	
	B	

Figura 192. Imágenes de barrido mediante microscopio óptico sobre probetas cicladas en ambiente Inerte (Fase I).


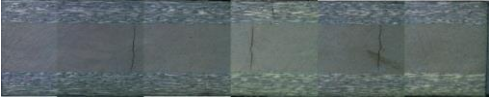

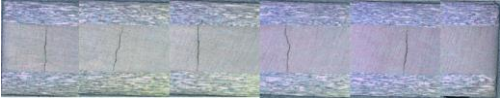

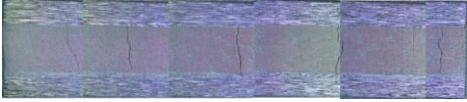
Microscopías sobre probetas cicladas en ambiente Inerte		
Ciclos	Corte	Imagen
300	A	
	B	
400	A	
	B	
500	A	
	B	

Figura 192 (Continuación). Imágenes de barrido mediante microscopio óptico sobre probetas cicladas en ambiente Inerte (Fase I).

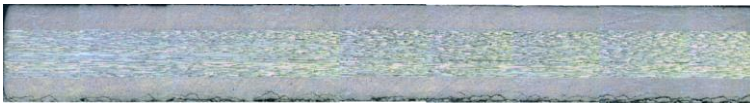
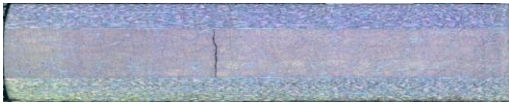
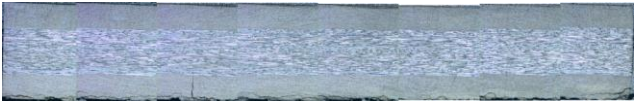



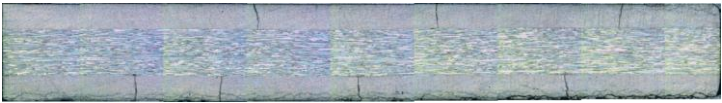
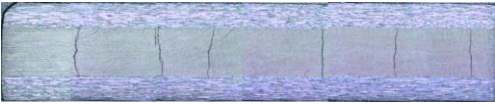
Microscopías sobre probetas cicladas en ambiente Oxidativo		
Ciclos	Corte	Imagen
5	A	
	B	
30	A	
	B	
100	A	
	B	
200	A	
	B	

Figura 193. Imágenes de barrido mediante microscopio óptico sobre probetas cicladas en ambiente Oxidativo (Fase I).


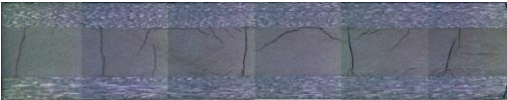
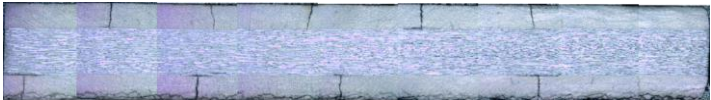


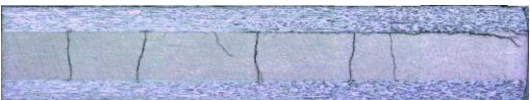
Microscopías sobre probetas cicladas en ambiente Oxidativo		
Ciclos	Corte	Imagen
300	A	
	B	
400	A	
	B	
500	A	
	B	

Figura 193 (Continuación). Imágenes de barrido mediante microscopio óptico sobre probetas cicladas en ambiente Oxidativo (Fase I).

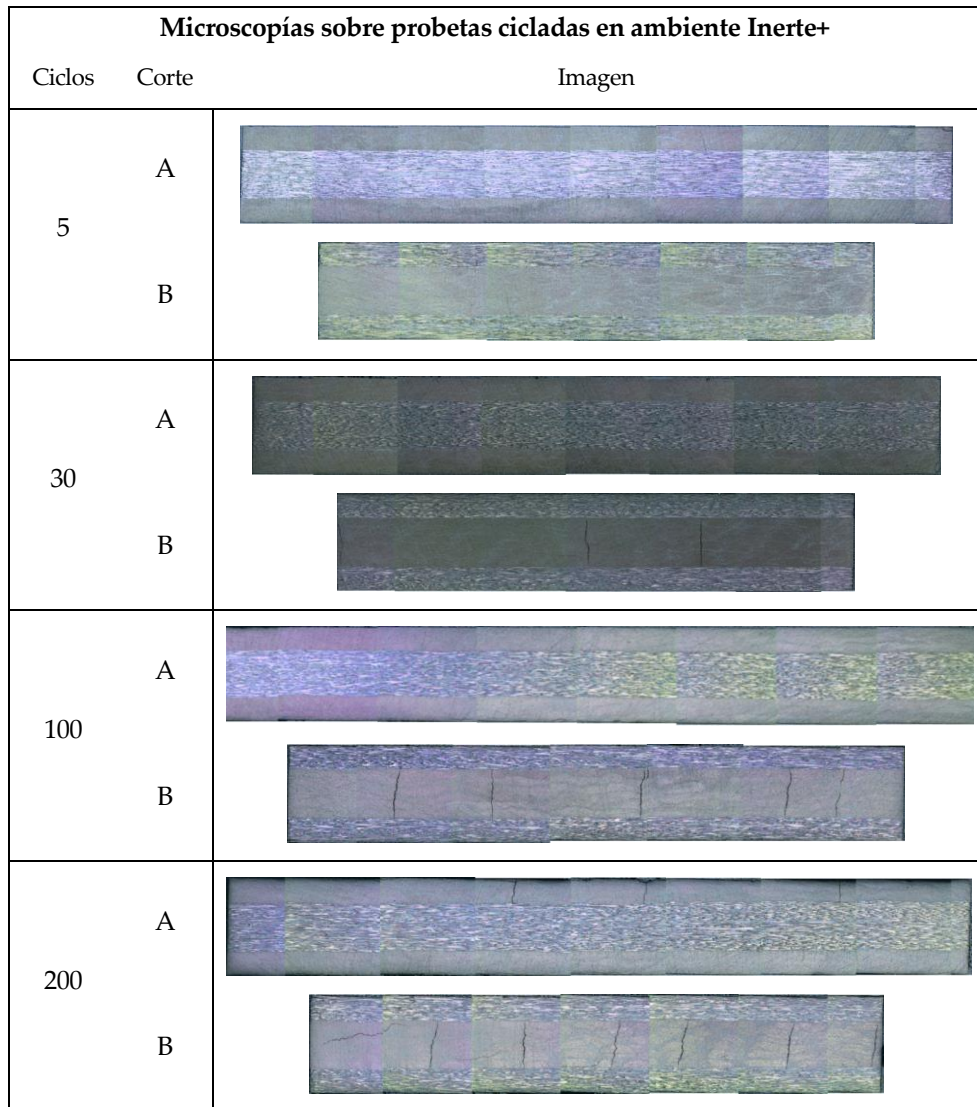


Figura 194. Imágenes de barrido mediante microscopio óptico sobre probetas cicladas en ambiente Inerte+ (Fase I).

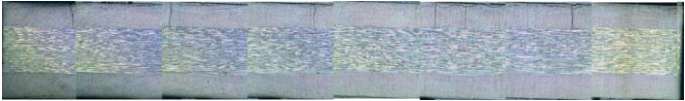


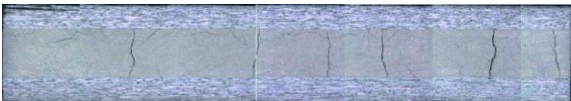


Microscopías sobre probetas cicladas en ambiente Inerte+		
Ciclos	Corte	Imagen
300	A	
	B	
400	A	
	B	
500	A	
	B	

Figura 194 (Continuación). Imágenes de barrido mediante microscopio óptico sobre probetas cicladas en ambiente Inerte+ (Fase I).

Las Figuras 195 y 196 muestran las tipologías de grietas encontradas durante el análisis de los resultados de microscopía.

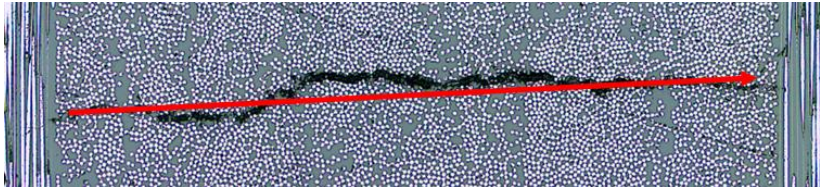
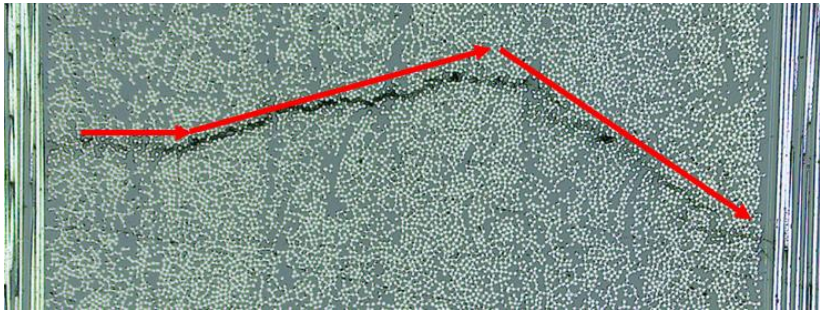
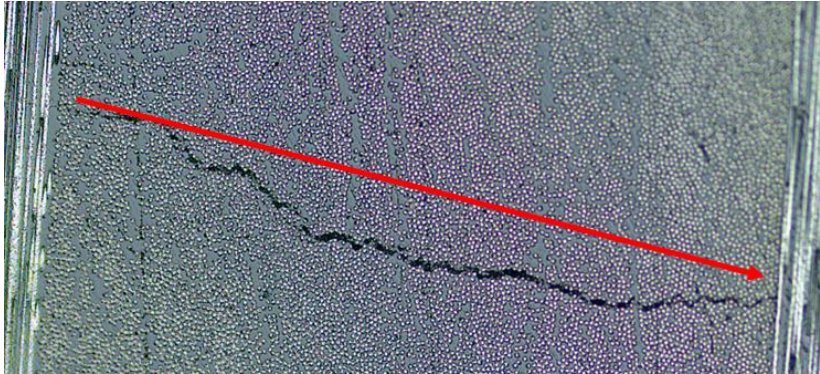
Corte B	
Tipo de Grieta	Muestra
Recta	
Errática	
Oblicua	

Figura 195. Tipología grietas corte B (Fase I).

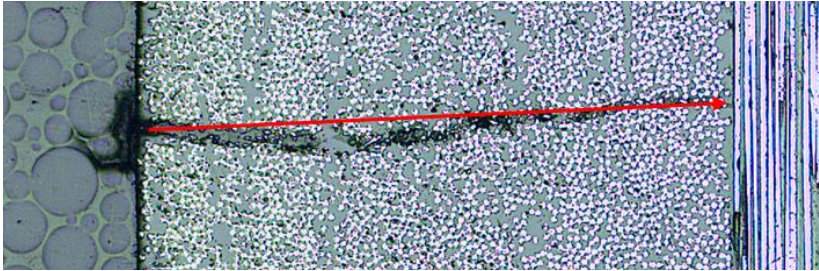
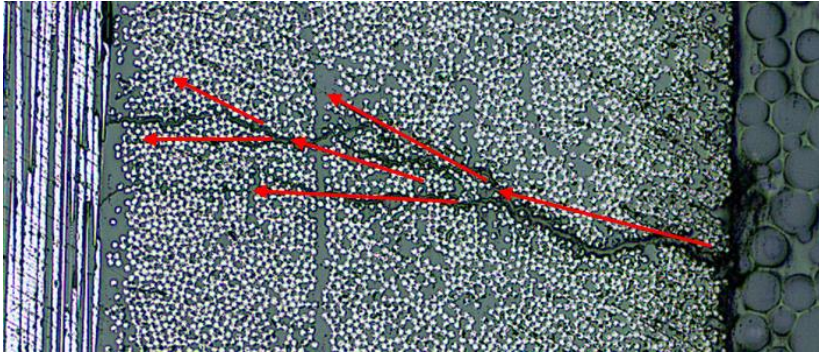
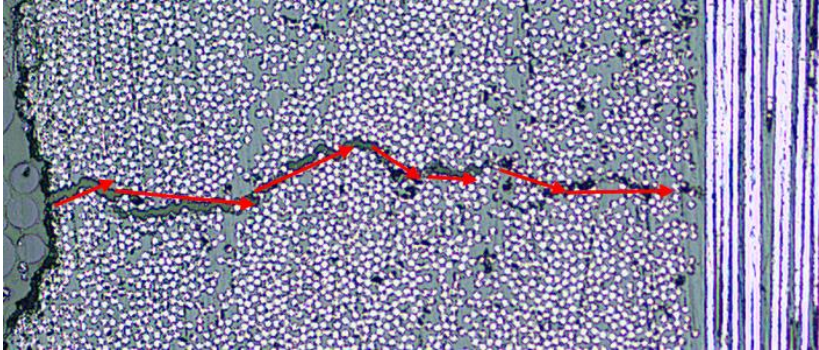
Corte A	
Tipo de Grieta	Muestra
Recta	
En árbol	
Errática	

Figura 196. Tipología grietas corte A (Fase I).

La Figura 197 detalla los defectos en capas externas detectados en las muestras, tras el ciclado térmico en los distintos ambientes de ensayo. Estos defectos pueden haber sido ocasionados (o favorecidos) por el corte de probetas, por lo que no han sido considerados en el análisis de tamaño de grieta.

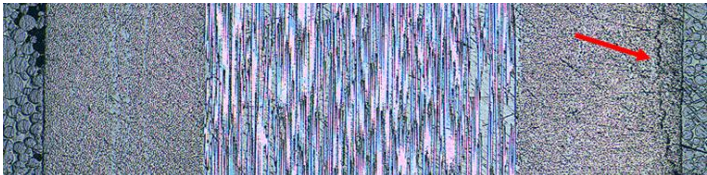
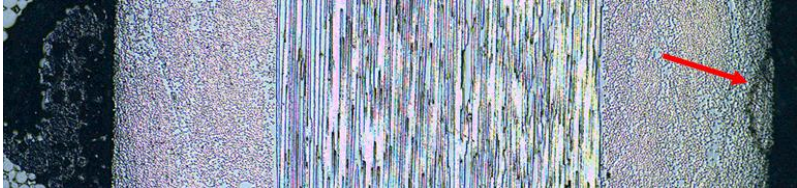
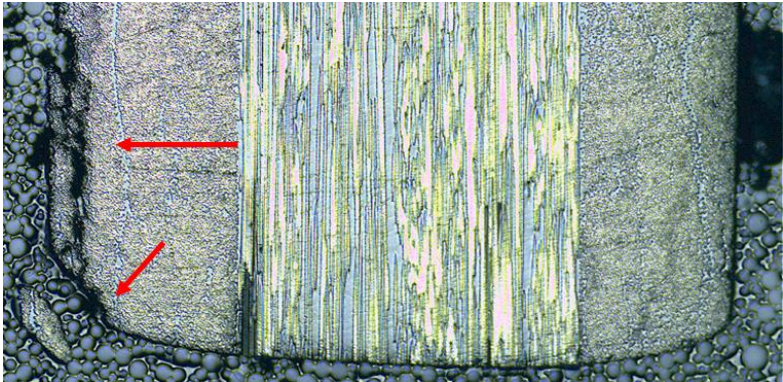
Defectos por el corte	
Ambiente	Muestra
Inerte	
Inerte+	
Oxidativo	

Figura 197. Defectos por corte de las probetas (Fase I).

A6: Materialografía. Fase II

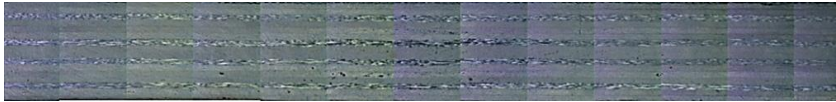


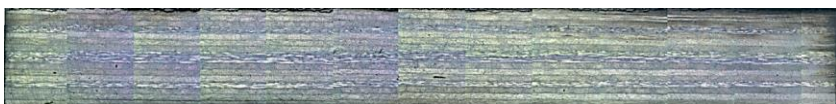
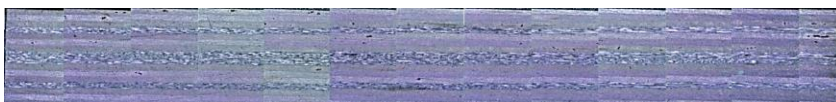
Ciclos	Imagen
25	
50	
75	
100	
140	

Figura 198. Resultados barrido microscopio óptico. Probetas envejecidas (Fase II).

A7: Ensayos estáticos tracción. Fase I

La Tabla 42 muestra los resultados (rigidez y tensión de rotura) de las distintas probetas ensayadas en el estado de referencia del material.

Tabla 42. Resultados ensayos de tracción sobre material en estado de referencia.

ID probeta	E[GPa]	X _r [MPa]
EVAT1044	71,66	931,03
EVAT1045	63,84	874,25
EVAT1046	71,24	972,78
EVAT1047	71,52	937,88
EVAT1048	68,89	879,7
EVAT1059	71,78	1041,3
EVAT1060	72,25	1044,3
EVAT1061	71,2	895,2
EVAT1062	71,55	1053
EVAT1063	71	1015,4
EVAT1064	70,92	1074
EVAT1065	71,3	1079,3
EVAT1066	71,59	1094,6
EVAT1067	71,21	1114
EVAT1087	72	1046,4
EVAT1088	71,26	1046,5
EVAT1089	71,65	1038
EVAT1090	71,11	1052

Como se puede observar, las probetas ensayadas con identificación EVAT1045 y EVAT1048 están claramente fuera de la tendencia general del resto de resultados. Se decide no incluirlas en el cálculo de los valores estadísticos aplicando para ello el Criterio de Chauvenet, empleado para evaluar si un dato experimental, de un conjunto de datos experimentales, es un valor atípico (outlier).

Las Tablas 43 a 45 recogen los resultados de los ensayos de tracción para probetas envejecidas, en función de la atmósfera de ensayo y del número de ciclos térmicos aplicados.

Tabla 43. Ensayos de tracción probetas envejecidas en atmósfera inerte.

Resultados probetas envejecidas en ambiente Inerte			
Ciclos	ID probeta	E [GPa]	X_t [MPa]
5	EVAT1091	70,30	955,27
	EVAT1092	68,11	1007,1
	EVAT1093	67,25	1007,2
	EVAT1094	67,92	1038,3
30	EVAT1083	69,64	948,39
	EVAT1084	68,91	1026,3
	EVAT1085	69,75	1014
	EVAT1086	68,3	970,7
100	EVAT1017	69,17	987,63
	EVAT1018	67,68	1005,5
	EVAT1019	67,41	1038,7
200	EVAT1023	70,12	981,78
	EVAT1024	66,43	902,41
	EVAT1026	67,3	967,66

Tabla 43 (Continuación). Ensayos de tracción probetas envejecidas en atmósfera inerte.

Resultados probetas envejecidas en ambiente Inerte			
Ciclos	ID probeta	E [GPa]	X_f [MPa]
300	EVAT1020	67,25	975,55
	EVAT1021	69,72	927,49
	EVAT1022	69,03	917,93
400	EVAT1013	66,84	945,08
	EVAT1014	66,88	1020,4
	EVAT1027	69,79	957,61
500	EVAT1015	67,13	897,21
	EVAT1016	66,19	999,99
	EVAT1025	70,1	936,43

Tabla 44. Ensayos de tracción probetas envejecidas en atmósfera Oxidativa.

Resultados probetas envejecidas en ambiente Oxidativo			
Ciclos	ID probeta	E [GPa]	X_f [MPa]
5	EVAT1103	71,37	988,42
	EVAT1104	68,60	972,32
	EVAT1105	68,14	1005,22
	EVAT1106	71,83	1027,82
30	EVAT1107	67,02	998,42
	EVAT1108	70,31	992,32
	EVAT1109	69,18	942,22
	EVAT1110	69,3	935,82

Tabla 44 (Continuación). Ensayos de tracción probetas envejecidas en atmósfera Oxidativa.

Resultados probetas envejecidas en ambiente Oxidativo			
Ciclos	ID probeta	E [GPa]	χ_f [MPa]
100	EVAT1112	67,94	886,92
	EVAT1113	67,62	952,22
	EVAT1114	67,71	951,72
	EVAT1115	67,11	967,22
200	EVAT1116	66,07	999,34
	EVAT1117	66,62	954,89
	EVAT1118	67,01	1009
	EVAT1119	66,22	876,74
300	EVAT1124	66,05	731,85
	EVAT1125	65,77	872,01
	EVAT1126	65,93	890,32
	EVAT1127	65,99	904,22
400	EVAT1120	67,16	940,22
	EVAT1121	68,15	980,22
	EVAT1122	66,78	958,22
	EVAT1123	60,52	1000,22
500	EVAT1128	66,47	857,22
	EVAT1129	67	924,22
	EVAT1130	65,28	889,22
	EVAT1131	66,5	931,22
	EVAT1132	66,17	999,22

Tabla 45. Ensayos de tracción probetas envejecidas en atmósfera Inerte+.

Resultados probetas envejecidas en ambiente Inerte+			
Ciclos	ID probeta	E [GPa]	X_f [MPa]
5	EVAT1095	68,15	1023
	EVAT1096	77,41	989,57
	EVAT1097	67,82	1012
	EVAT1098	67,81	1016,7
30	EVAT1079	69,6	905,37
	EVAT1080	72,10	1098,2
	EVAT1081	68,77	987,66
	EVAT1082	68,44	964,89
100	EVAT1028	67,53	965,22
	EVAT1029	68,26	1011,48
	EVAT1030	67,5	976,68
200	EVAT1034	68,51	1014,3
	EVAT1035	67,56	1034,9
	EVAT1036	68,21	977,12
300	EVAT1037	67,38	961,4
	EVAT1038	67,67	1015,1
	EVAT1039	67,87	1020,8

Tabla 45 (Continuación). Ensayos de tracción probetas envejecidas en atmósfera Inerte+.

Resultados probetas envejecidas en ambiente Inerte+			
Ciclos	ID probeta	E [GPa]	X_f [MPa]
400	EVAT1040	71,21	928,59
	EVAT1041	65,67	964,84
	EVAT1042	66,81	1014,6
500	EVAT1031	67,26	968,83
	EVAT1032	67,63	1016,1
	EVAT1033	67,19	940,57

A8: Ensayos estáticos tracción. Fase II

La Tabla 46 muestra los resultados para cada probeta ensayada en el estado de referencia de la Fase II.

Tabla 46. Resultados ensayos de tracción estado referencia en la Fase II.

ID probeta	Tensión Rotura [MPa]	E [GPa]
EVAT2001	722,84	46,25
EVAT2002	711,15	46,02
EVAT2003	727,99	46,36
EVAT2004	698,56	46,84
EVAT2005	654,13	47,67
EVAT2006	757,83	46,96
EVAT2007	704,38	48,50
EVAT2008	725,94	46,17
EVAT2009	752,06	49,00
EVAT2010	739,43	48,21

La Tabla 47 muestra los resultados para cada probeta ensayada en el estado envejecido de la Fase II.

Tabla 47. Resultados ensayos de tracción estado envejecido. Fase II.

ID probeta	Tensión Rotura [MPa]	E [GPa]
EVAT2011	703,58	46,39
EVAT2012	670,70	49,73
EVAT2013	631,73	51,04
EVAT2014	673,25	47,06
EVAT2015	676,54	48,68
EVAT2016	676,54	49,22
EVAT2017	665,90	51,64
EVAT2018	712,65	50,29
EVAT2019	669,04	50,62
EVAT2020	672,72	49,95

A9: Ensayos de flexión. Fase II

La Tabla 48 muestra los resultados, para cada probeta ensayada a flexión en el estado de referencia, de la Fase II.

Tabla 48. Resultados de los ensayos de flexión en estado de Referencia. Fase II.

ID probeta	σ_{\max} [MPa]	E [GPa]
EVAFx001	899,30	35,48
EVAFx002	900,26	37,21
EVAFx003	860,63	37,84
EVAFx004	862,62	38,01
EVAFx005	917,49	37,72
EVAFx006	934,37	37,82
EVAFx007	910,12	39,03
EVAFx008	928,07	37,48
EVAFx009	922,29	39,50
EVAFx010	869,33	37,54

La Tabla 49 muestra los resultados, para cada probeta ensayada a flexión en el estado post-envejecido, de la Fase II.

Tabla 49. Resultados de los ensayos de flexión post-envejecimiento. Fase II.

ID probeta	σ_{\max} [MPa]	E [GPa]
EVAFx001	38,90	925,31
EVAFx002	38,10	872,71
EVAFx003	38,58	881,07
EVAFx004	38,14	888,57
EVAFx005	38,20	901,70
EVAFx006	39	914,94
EVAFx007	37,74	875,75
EVAFx008	36,21	847,49
EVAFx009	38,50	897,65
EVAFx010	38,77	901,66

A10: Ensayos de uniones en (T). Fase II

- Ensayos sobre probetas en estado de Referencia.

Ensayo probeta EVAPT05

El ensayo se lleva a cabo en idénticas condiciones al anterior. Los gráficos de fuerza frente a deformación (medidas mediante galgas), así como fuerza vs desplazamientos, obtenidos por PONTOS, se representan en las Figuras 199 y 200, respectivamente.

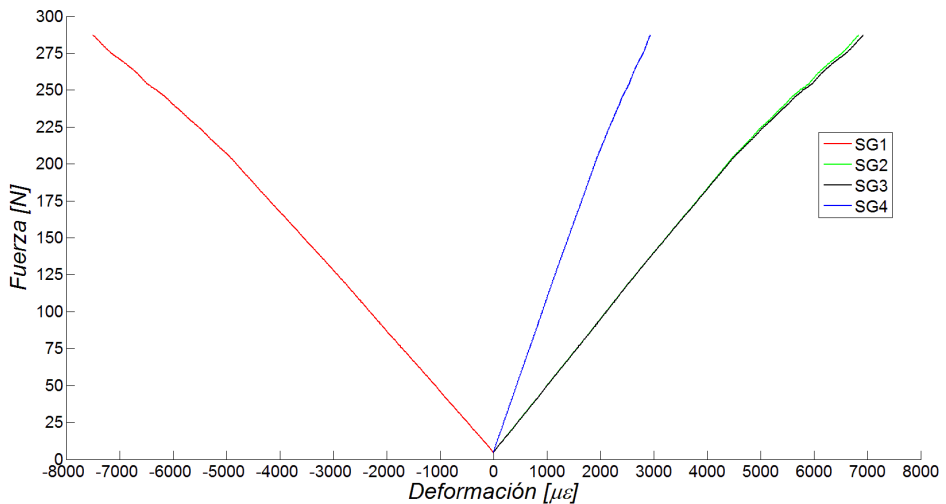


Figura 199. Resultado ensayo EVAPT05. Extensometría.

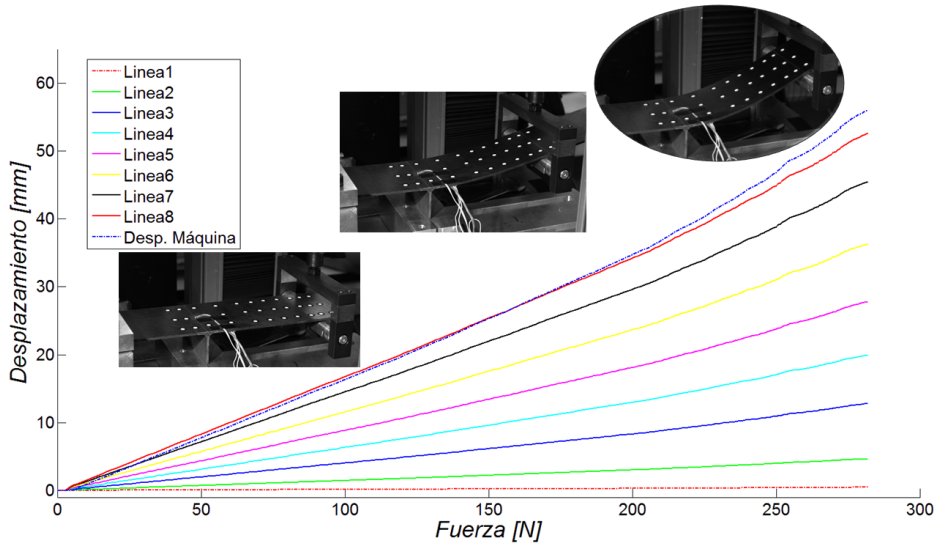


Figura 200. Resultado ensayo EVAPT05. PONTOS.

En la Tabla 50 se resumen los valores alcanzados en el ensayo en el momento de la rotura.

Tabla 50. Valores de formación, fuerza y desplazamiento en el momento de rotura. EVAPT05.

ϵ_{SG1}	ϵ_{SG2}	ϵ_{SG3}	ϵ_{SG4}	δ_{max}	F_{rot}
-7.503 $\mu\epsilon$	6.842 $\mu\epsilon$	6.933 $\mu\epsilon$	2.936 $\mu\epsilon$	54,53 mm	287,02 N

En la Figura 201 se puede observar el estado de la unión en T tras la rotura.

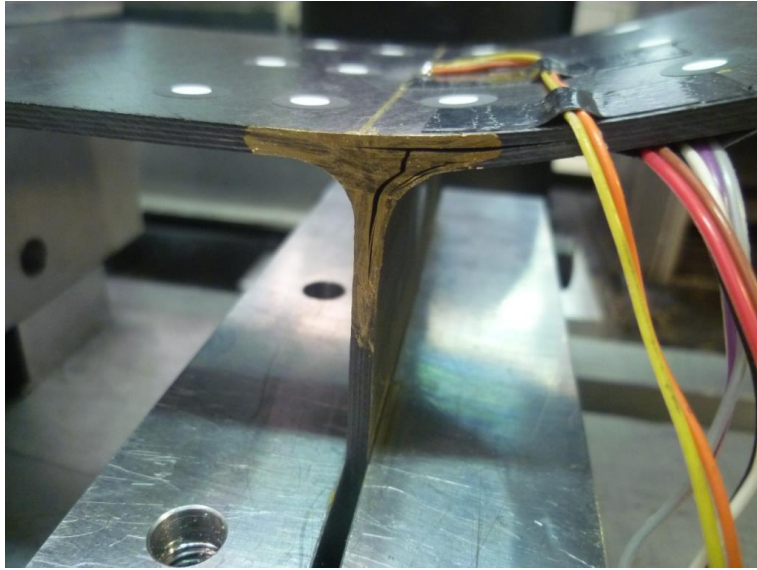


Figura 201. Rotura probeta EVAPT05.

Ensayo probeta EVAPT06

A continuación se representan la relación fuerza vs deformación (Figura 202) y fuerza vs desplazamientos (Figura 203), obtenidos por PONTOS, del último ensayo del perfil en T.

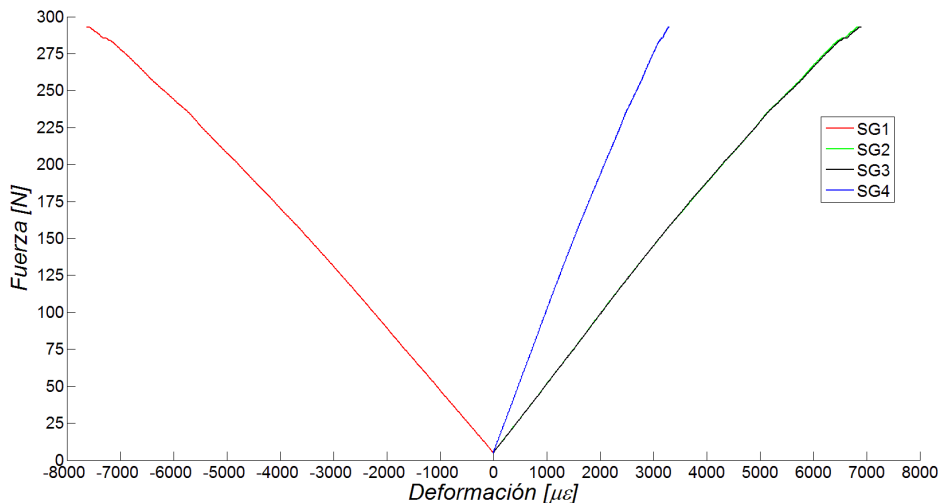


Figura 202. Resultado ensayo EVAPT06. Extensometría.

En la Tabla 51 se resumen los valores alcanzados en el ensayo en el momento de la rotura.

Tabla 51. Valores de formación, fuerza y desplazamiento en el momento de rotura. EVAPT06.

ϵ_{SG1}	ϵ_{SG2}	ϵ_{SG3}	ϵ_{SG4}	δ_{max}	F_{rot}
-7.625 $\mu\epsilon$	6.865 $\mu\epsilon$	6.910 $\mu\epsilon$	3.302 $\mu\epsilon$	56,20 mm	292,92 N

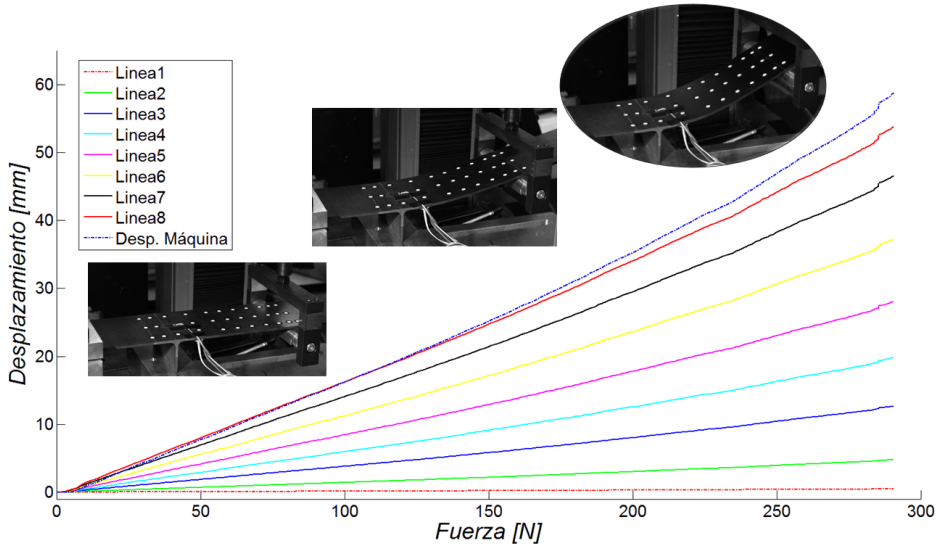


Figura 203. Resultado ensayo EVAPT06. PONTOS.

En la Figura 204 se puede observar el estado de la unión en T tras la rotura.

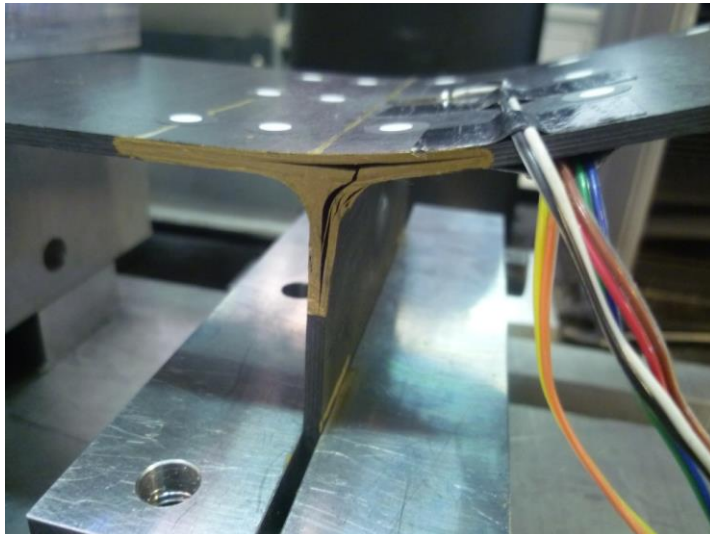


Figura 204. Rotura probeta EVAPT06.

- Ensayos sobre probetas en estado post-envejecimiento.

Ensayo probeta EVAPT02

En las Figuras 205 y 206 se representan, respectivamente los gráficos fuerza vs deformación (medidas mediante galgas), así como fuerza vs desplazamientos, obtenidos por PONTOS.

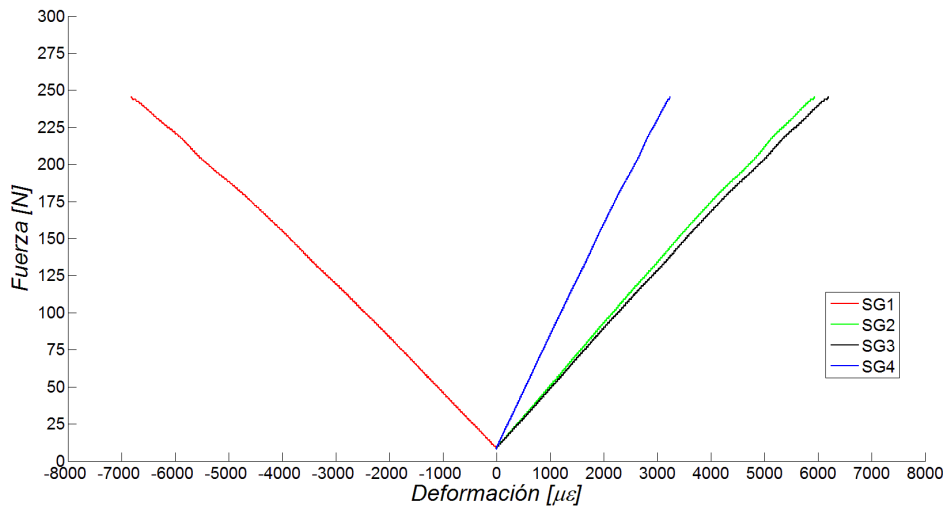


Figura 205. Resultado ensayo EVAPT02. Extensometría.

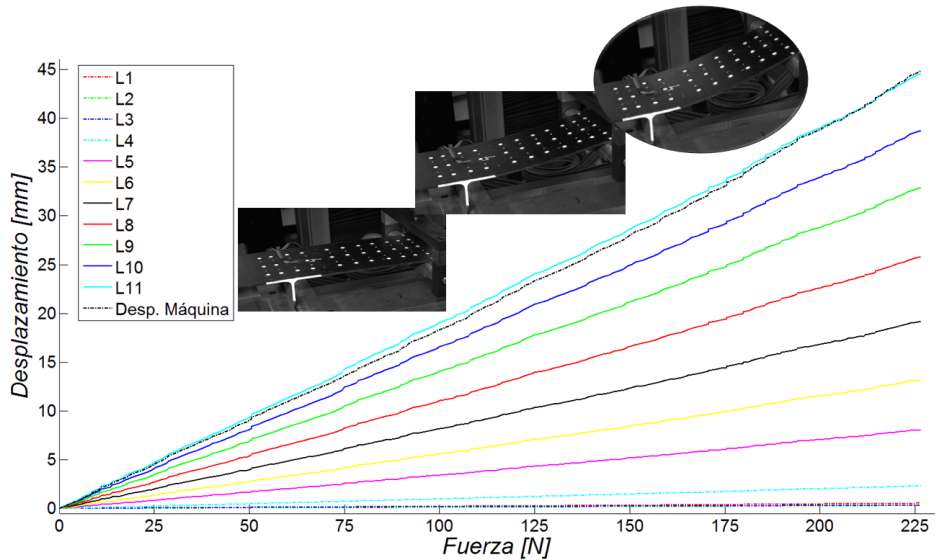


Figura 206. Resultado ensayo EVAPT02. PONTOS.

En la Figura 207 se puede observar el estado de la unión en T tras la rotura.



Figura 207. Rotura probeta EVAPT02.

Ensayo probeta EVAPT03

El ensayo se lleva a cabo en idénticas condiciones que el anterior. Los gráficos fuerza vs deformación (medidas mediante galgas), así como fuerza vs desplazamientos, obtenidos por PONTOS, se representan en las Figuras 208 y 209, respectivamente.

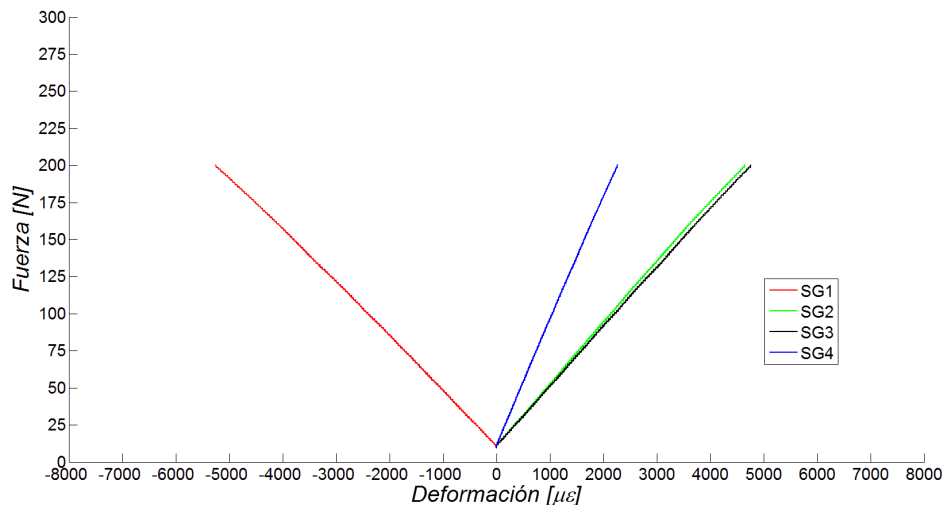


Figura 208. Resultado ensayo EVAPT03. Extensometría.

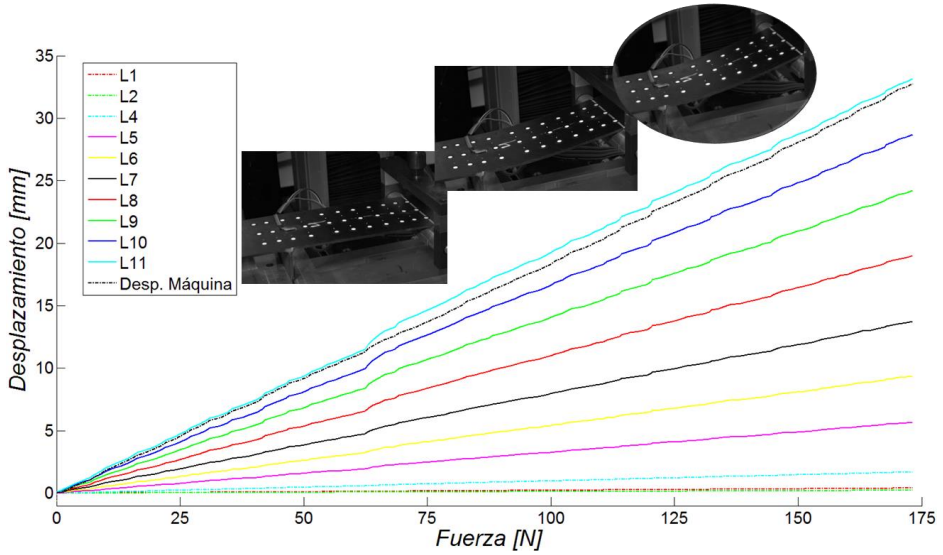


Figura 209. Resultado ensayo EVAPT03. PONTOS.

En la Figura 210 se puede observar el estado de la unión en T tras la rotura.

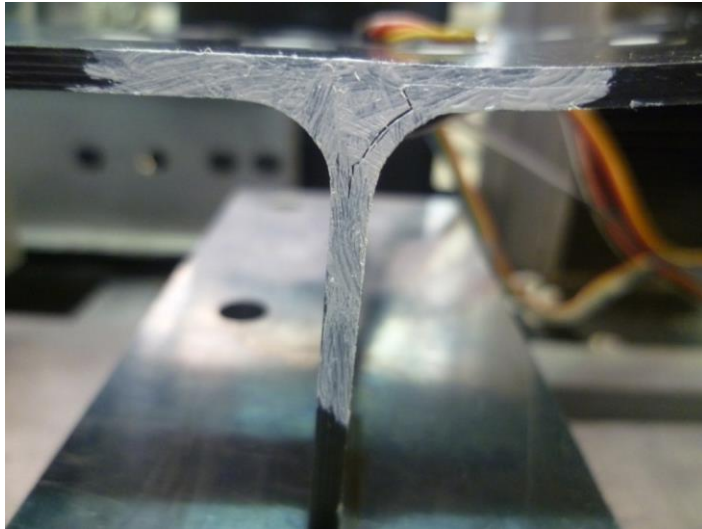


Figura 210. Rotura probeta EVAPT03.

A11: Ensayos de fatiga. Fase I

La Tabla 52 muestra los resultados de los ensayos de fatiga por probeta en estado de referencia. El valor de R es 0,1 en todos los casos.

Tabla 52. Ensayos de fatiga sobre material en estado de referencia.

ID probeta	σ_{\max}	Nº Ciclos Ensayo	Motivo Fin Ensayo	Ensayo Válido
EVAF001	650,2	1000000	Sin Rotura	SI
EVAF002	785,9	10644	Rotura en mordaza	NO
EVAF003	736,1	6130600	Sin Rotura	SI
EVAF004	794,4	2177	Fallo Tabs	NO
EVAF005	781,8	5086	Fallo Tabs	NO
EVAF006	783,4	500	Rotura en Mordaza	NO
EVAF007	790,6	2867708	Sin Rotura	SI
EVAF008	830,9	212551	Rotura Material	SI
EVAF009	832,0	1442622	Rotura Material	SI
EVAF010	835,6	30385	Rotura Material	SI
EVAF011	836,7	5583	Rotura Material	SI
EVAF012	833,5	42572	Rotura Material	SI
EVAF013	832,5	870048	Rotura Material	SI
EVAF014	838,7	1294234	Rotura Material	SI
EVAF015	856,7	28156	Rotura Material	SI
EVAF016	851,2	1083390	Rotura Material	SI
EVAF017	877,9	1819	Rotura Material	SI

Tabla 52 (Continuación). Ensayos de fatiga sobre material en estado de referencia.

ID probeta	σ_{\max}	Nº Ciclos Ensayo	Motivo Fin Ensayo	Ensayo Válido
EVAF018	879,2	44046	Rotura Material	SI
EVAF019	877,9	2227	Rotura Material	SI
EVAF020	881,5	26306	Rotura Material	SI
EVAF021	770,1	3024789	Sin Rotura	SI
EVAF022	790,8	3527	Fallo Tabs	NO
EVAF023	796,6	43282	Rotura en mordaza	NO
EVAF024	802,6	1237	Rotura en Mordaza	NO
EVAF025	782,5	32500	Rotura en Mordaza	NO
EVAF026	781,1	3487806	Rotura Material	SI
EVAF027	772,9	123070	Rotura en Mordaza	NO
EVAF028	776,9	1152887	Rotura en mordaza	NO
EVAF029	781,3	1372094	Rotura en Mordaza	NO
EVAF030	778,0	1702401	Rotura en Mordaza	NO

Las Tablas 53 a 55 muestran los resultados de los ensayos de fatiga por probeta en distintos estados de envejecimiento. El valor de R es 0,1 en todos los casos.

Tabla 53. Ensayos de fatiga sobre material en estado envejecido en atmósfera Inerte.

ID probeta	Estado	σ_{\max}	Nº Ciclos Ensayo	Motivo Fin Ensayo	Ensayo Válido
EVAF031	500c-Inerte	783,72	570	Rotura en mordaza	NO
EVAF032	200c-Inerte	835,01	793	Rotura en mordaza	NO
EVAF033	200c-Inerte	834,04	973	Rotura en mordaza	NO
EVAF034	300c-Inerte	812,29	500	Rotura en mordaza	NO
EVAF035	300c-Inerte	830,50	500	Rotura en mordaza	NO
EVAF036	500c-Inerte	734,62	5000	Fallo en Tabs	NO
EVAF037	500c-Inerte	782,64	2540	Rotura en mordaza	NO
EVAF038	100c-Inerte	789,27	600	Rotura en mordaza	NO
EVAF039	400c-Inerte	831,37	1000	Fallo en Tabs	NO
EVAF040	100c-Inerte	786,67	2863	Rotura en mordaza	NO

Tabla 53 (Continuación). Ensayos de fatiga sobre material en estado envejecido en atmósfera Inerte.

ID probeta	Estado	σ_{\max}	Nº Ciclos Ensayo	Motivo Fin Ensayo	Ensayo Válido
EVAF041	30c-Inerte	778,39	916	Rotura en mordaza	NO
EVAF042	30c-Inerte	736,30	3409	Fallo en mordaza	NO
EVAF043	5c-Inerte	782,97	500	Rotura en mordaza	NO
EVAF044	5c-Inerte	740,88	1624	Rotura en mordaza	NO
EVAF045	500c-Inerte	786,76	3479926	Sin Rotura	SI
EVAF046	5c-Inerte	782,77	2544205	Sin Rotura	SI
EVAF047	30c-Inerte	648,21	3622997	Sin Rotura	SI
EVAF048	400c-Inerte	794,18	2493602	Rotura Material	SI
EVAF049	300c-Inerte	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF050	300c-Inerte	N/A	No Ensayado	N/A	N/A

Tabla 53 (Continuación). Ensayos de fatiga sobre material en estado envejecido en atmósfera Inerte.

ID probeta	Estado	σ_{\max}	Nº Ciclos Ensayo	Motivo Fin Ensayo	Ensayo Válido
EVAF051	400c-Inerte	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF052	400c-Inerte	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF053	200c-Inerte	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF054	100c-Inerte	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF055	200c-Inerte	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF056	100c-Inerte	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF057	30c-Inerte	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF058	5c-Inerte	N/A	No Ensayado	N/A	N/A

Tabla 54. Ensayos de fatiga con probetas en estado envejecido en atmósfera Inerte+.

ID probeta	Estado	σ_{max}	Nº Ciclos Ensayo	Motivo Fin Ensayo	Ensayo Válido
EVAF059	100c- Inerte+	832,73	770	Rotura en mordaza	NO
EVAF060	500c- Inerte+	833,96	1226	Rotura en mordaza	NO
EVAF061	500c- Inerte+	788,71	1550	Rotura en mordaza	NO
EVAF062	500c- Inerte+	786,62	3335	Rotura en mordaza	NO
EVAF063	400c- Inerte+	785,75	1691	Rotura en mordaza	NO
EVAF064	300c- Inerte+	785,06	1921	Rotura en mordaza	NO
EVAF065	30c- Inerte+	785,37	1494	Fallo Tabs	NO
EVAF066	30c- Inerte+	781,99	1331	Fallo Tabs	NO
EVAF067	5c- Inerte+	798,87	954	Fallo Tabs	NO
EVAF068	500c- Inerte+	788,84	3167202	Sin Rotura	SI
EVAF069	400c- Inerte+	788,62	3394922	Sin Rotura	SI
EVAF070	400c- Inerte+	787,14	10000000	Sin Rotura	SI

Tabla 54 (Continuación). Ensayos de fatiga con probetas en estado envejecido en atmósfera Inerte+.

ID probeta	Estado	σ_{\max}	Nº Ciclos Ensayo	Motivo Fin Ensayo	Ensayo Válido
EVAF071	5c-Inerte+	800,30	300873	Rotura Material	NO
EVAF072	100c-Inerte+	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF073	100c-Inerte+	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF074	100c-Inerte+	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF075	200c-Inerte+	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF076	200c-Inerte+	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF077	200c-Inerte+	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF078	200c-Inerte+	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF079	500c-Inerte+	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF080	400c-Inerte+	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF081	300c-Inerte+	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF082	300c-Inerte+	N/A	No Ensayado	N/A	N/A

Tabla 54 (Continuación). Ensayos de fatiga con probetas en estado envejecido en atmósfera Inerte+.

ID probeta	Estado	σ_{max}	Nº Ciclos Ensayo	Motivo Fin Ensayo	Ensayo Válido
EVAF083	300c-Inerte+	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF084	30c-Inerte+	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF085	30c-Inerte+	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF086	5c-Inerte+	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF087	5c-Inerte+	N/A	No Ensayado	N/A	N/A

Tabla 55. Ensayos de fatiga con probetas en estado envejecido en atmósfera Oxidativa.

ID probeta	Estado	σ_{max}	Nº Ciclos Ensayo	Motivo Fin Ensayo	Ensayo Válido
EVAF088	30c-Oxidativo	802,94	766	Rotura en mordaza	NO
EVAF089	100c-Oxidativo	798,68	500	Rotura en mordaza	NO
EVAF090	100c-Oxidativo	788,93	28176	Rotura en mordaza	NO
EVAF091	200c-Oxidativo	787,84	555	Rotura en mordaza	NO

Tabla 55 (Continuación). Ensayos de fatiga con probetas en estado envejecido en atmósfera Oxidativa.

ID probeta	Estado	σ_{\max}	Nº Ciclos Ensayo	Motivo Fin Ensayo	Ensayo Válido
EVAF092	300c-Oxidativo	781,50	603	Rotura en mordaza	NO
EVAF093	300c-Oxidativo	783,80	500	Rotura en mordaza	NO
EVAF094	300c-Oxidativo	787,92	500	Rotura en mordaza	NO
EVAF095	5c-Oxidativo	743,65	3594419	Sin Rotura	SI
EVAF096	30c-Oxidativo	746,62	7469918	Sin Rotura	SI
EVAF097	200c-Oxidativo	778,96	33478	Rotura en mordaza	NO
EVAF098	300c-Oxidativo	787,05	926427	Rotura Material	SI
EVAF099	400c-Oxidativo	788,31	212000	Rotura en mordaza	NO
EVAF100	400c-Oxidativo	797,96	650	Rotura en mordaza	NO
EVAF101	400c-Oxidativo	800,27	14125	Rotura en mordaza	NO
EVAF102	400c-Oxidativo	794,24	32250	Rotura en mordaza	NO
EVAF103	400c-Oxidativo	786,62	16959	Rotura en mordaza	NO

Tabla 55 (Continuación). Ensayos de fatiga con probetas en estado envejecido en atmósfera Oxidativa.

ID probeta	Estado	σ_{max}	Nº Ciclos Ensayo	Motivo Fin Ensayo	Ensayo Válido
EVAF104	500c-Oxidativo	775,33	263017	Rotura Material	SI
EVAF105	500c-Oxidativo	758,61	480000	Rotura Material	SI
EVAF106	500c-Oxidativo	748,27	4153600	Sin Rotura	SI
EVAF107	500c-Oxidativo	743,88	5508801	Sin Rotura	SI
EVAF108	500c-Oxidativo	754,14	861589	Rotura Material	SI
EVAF109	500c-Oxidativo	777,65	197925	Rotura Material	SI
EVAF110	5c-Oxidativo	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF111	5c-Oxidativo	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF112	5c-Oxidativo	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF113	5c-Oxidativo	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF114	30c-Oxidativo	N/A	No Ensayado	N/A	N/A

Tabla 55 (Continuación). Ensayos de fatiga con probetas en estado envejecido en atmósfera Oxidativa.

ID probeta	Estado	σ_{max}	Nº Ciclos Ensayo	Motivo Fin Ensayo	Ensayo Válido
EVAF115	30c-Oxidativo	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF116	30c-Oxidativo	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF117	100c-Oxidativo	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF118	100c-Oxidativo	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF119	100c-Oxidativo	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF120	200c-Oxidativo	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF121	200c-Oxidativo	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF122	200c-Oxidativo	N/A	No Ensayado	N/A	N/A
EVAF123	300c-Oxidativo	N/A	No Ensayado	N/A	N/A

A12: Modelo Numérico. Iniciación de daño

Figuras correspondientes al caso de Interfase del 1%

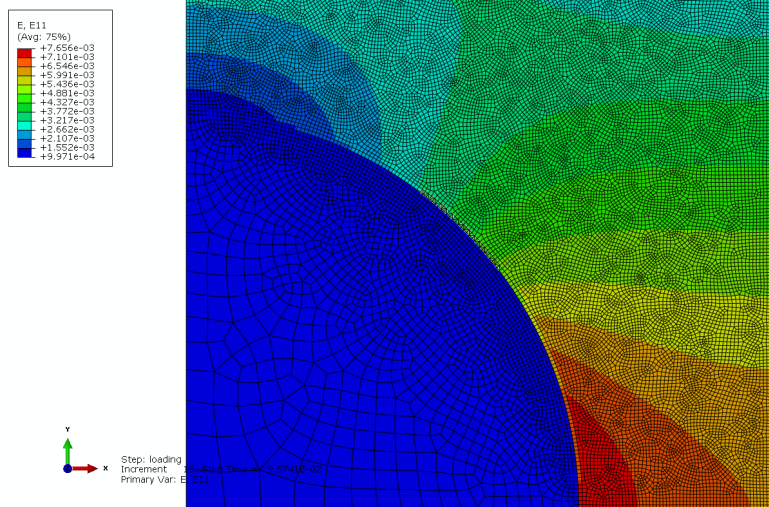


Figura 211. Distribución de deformaciones principales ϵ_{11} a 58°C de temperatura.

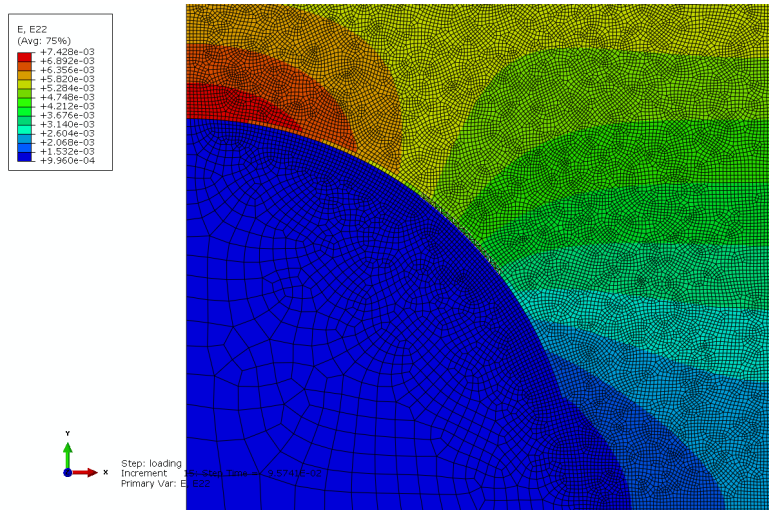


Figura 212. Distribución de deformaciones principales ϵ_{22} a 58°C de temperatura.

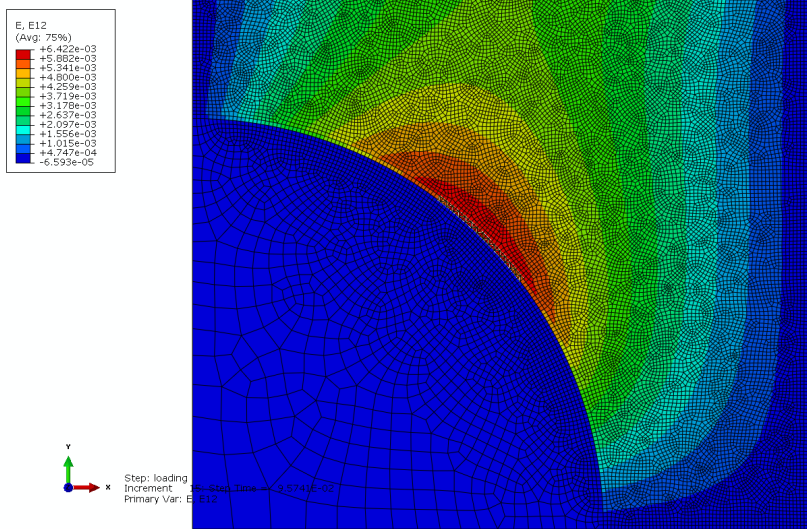


Figura 213. Distribución de deformaciones principales ϵ_{12} a 58°C de temperatura.

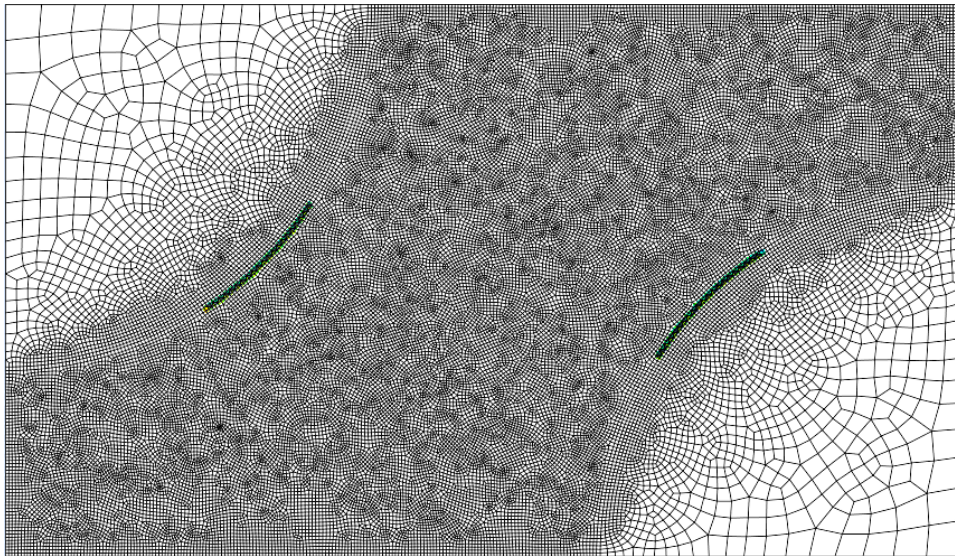


Figura 214. Imagen del daño producido tras la aplicación del ciclo térmico. [1%; 6 GPa].

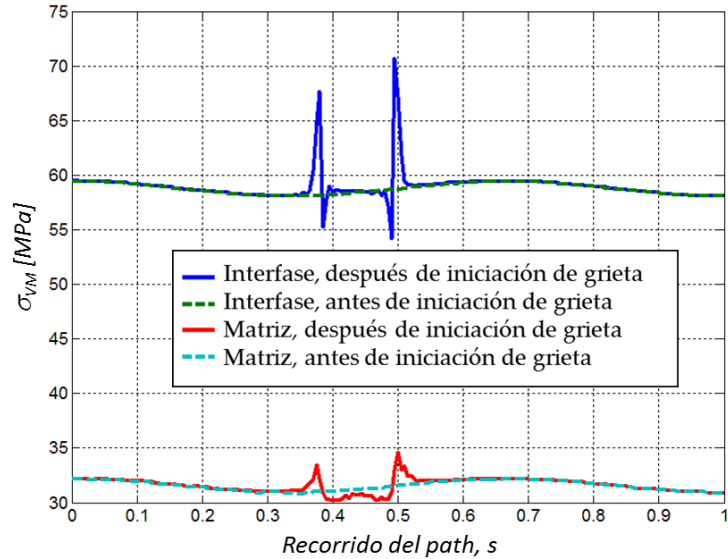


Figura 215. σ_{VM} en los paths de interfase y matriz antes y después de la aparición de la grieta. Caso [1%; 6 GPa].

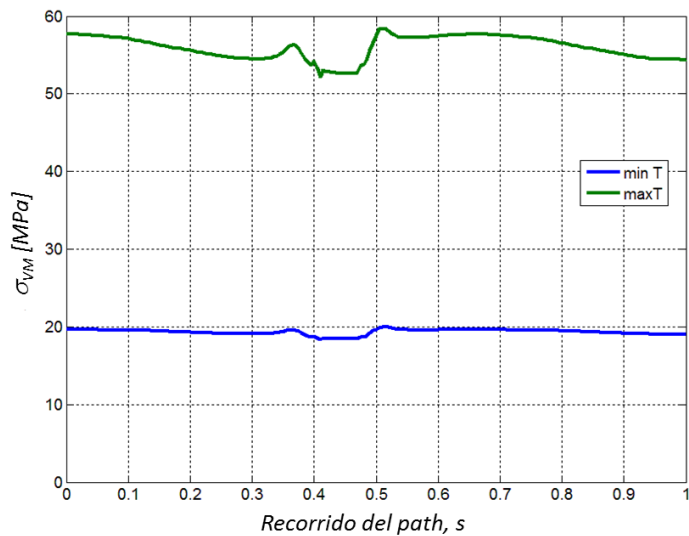


Figura 216. σ_{VM} en el path de la matriz a alta (150°C) y baja (-50°C) temperatura. Caso [1%; 6 GPa].

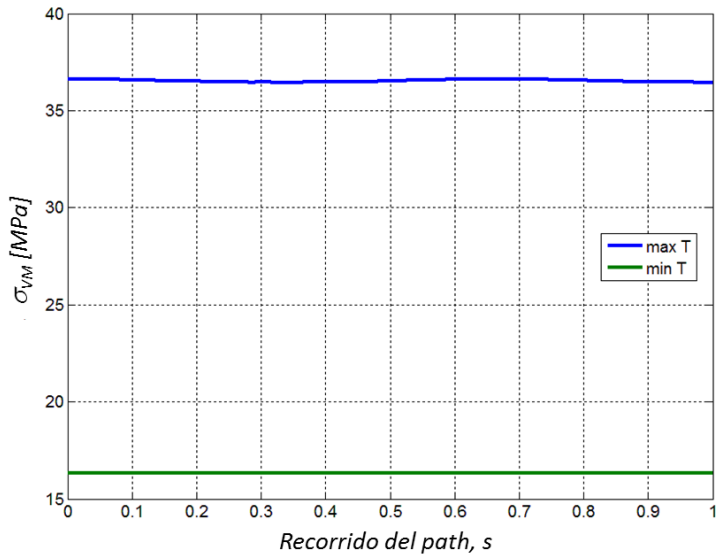


Figura 217. σ_{VM} en el path de la matriz a alta (150°C) y baja (-50°C) temperatura. [1%; 0,01 GPa].

Figuras correspondientes al caso de Interfase del 2,5%

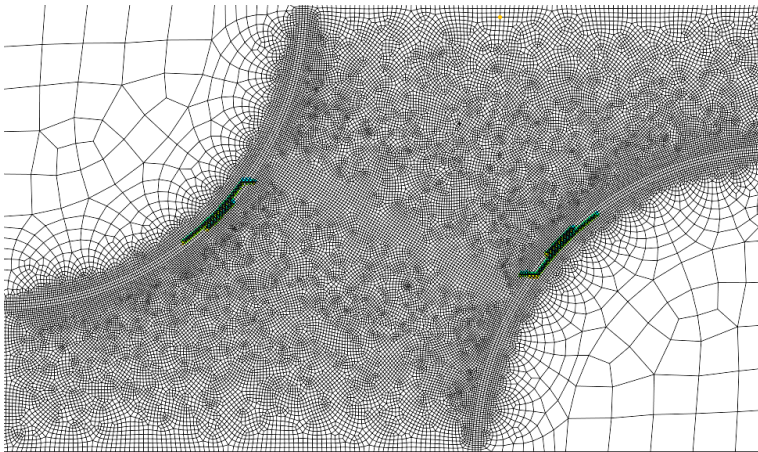


Figura 218. Imagen del daño producido tras la aplicación del ciclo térmico. [2,5%; 12 GPa].

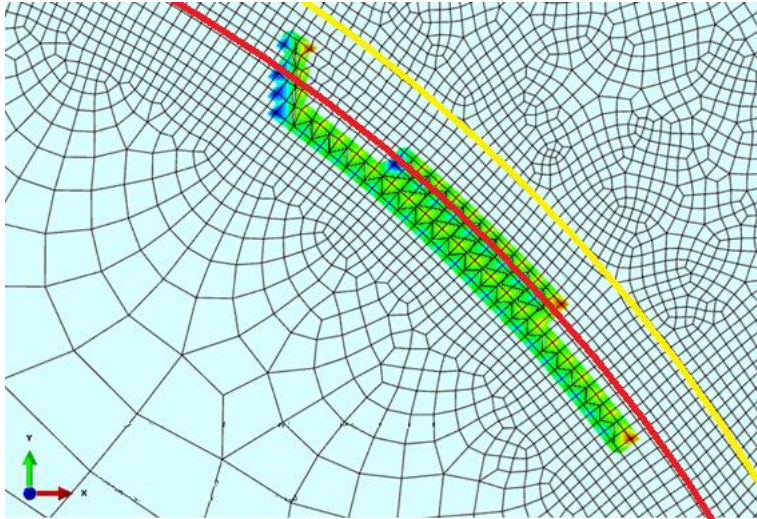


Figura 219. Imagen ampliada del daño producido tras la aplicación del ciclo térmico. [2,5%; 12 GPa].

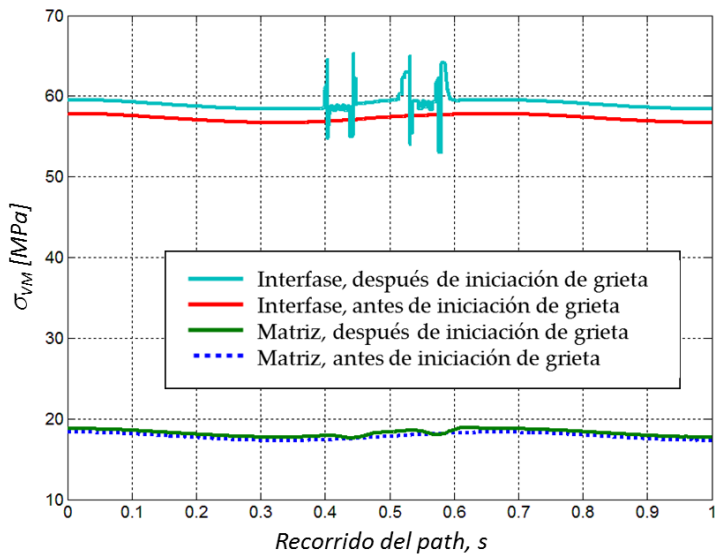


Figura 220. σ_{VM} en los paths de interfase y matriz antes y después de la aparición de la grieta. Caso [2,5%; 12 GPa].

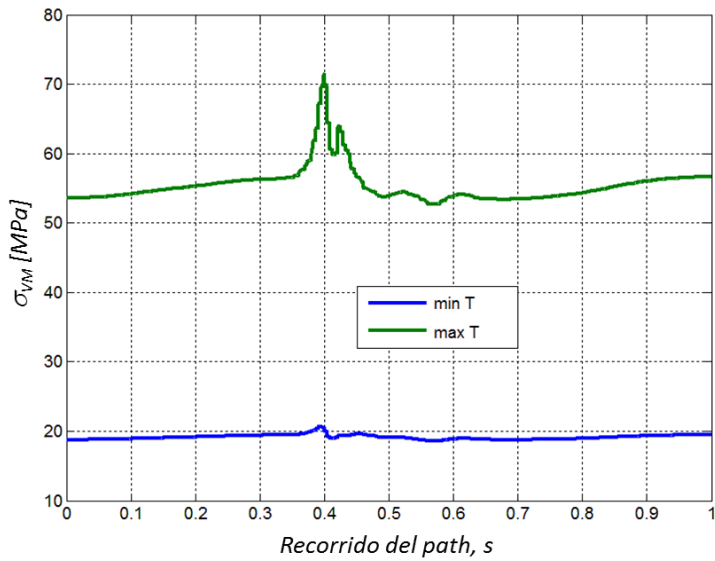


Figura 221. σ_{VM} en el path de la matriz a alta (150°C) y baja (-50°C) temperatura. [2,5%; 12 GPa].

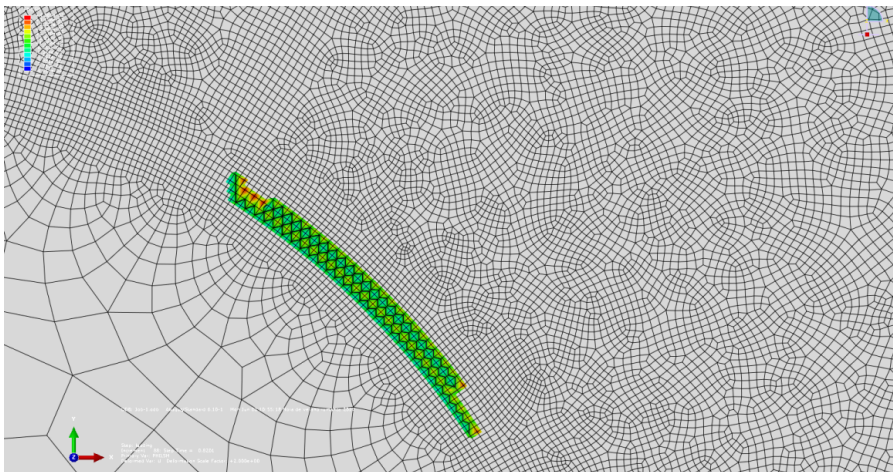


Figura 222. Imagen del daño producido tras la aplicación del ciclo térmico. [2,5%; 6 GPa].

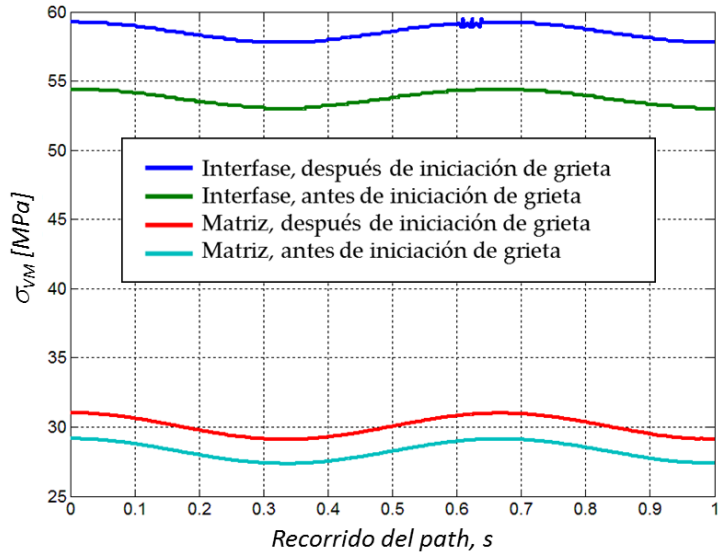


Figura 223. σ_{VM} en los paths de interfase y matriz antes y después de la aparición de la grieta. Caso [2,5%; 6 GPa].

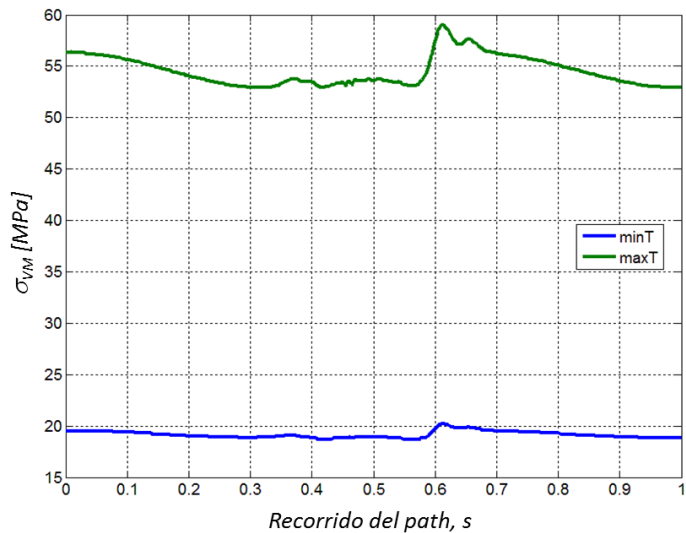


Figura 224. σ_{VM} en el path de la matriz a alta (150°C) y baja (-50°C) temperatura. [2,5%; 6 GPa].

Figuras correspondientes al caso de Interfase del 5%

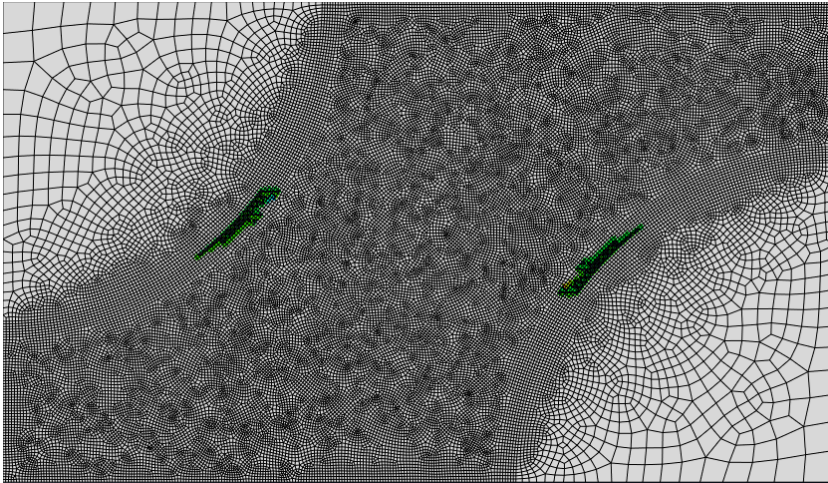


Figura 225. Imagen del daño producido tras la aplicación del ciclo térmico. [5%; 12 GPa].

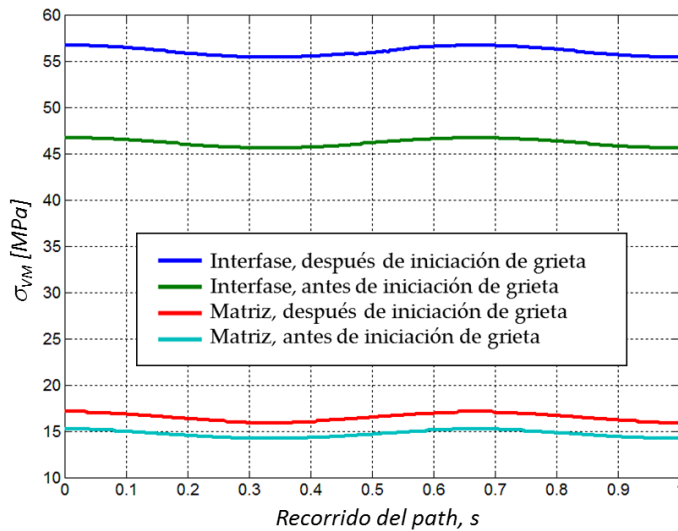


Figura 226. σ_{VM} en la interfase y matriz en el momento de iniciación del daño. [5%; 12 GPa].

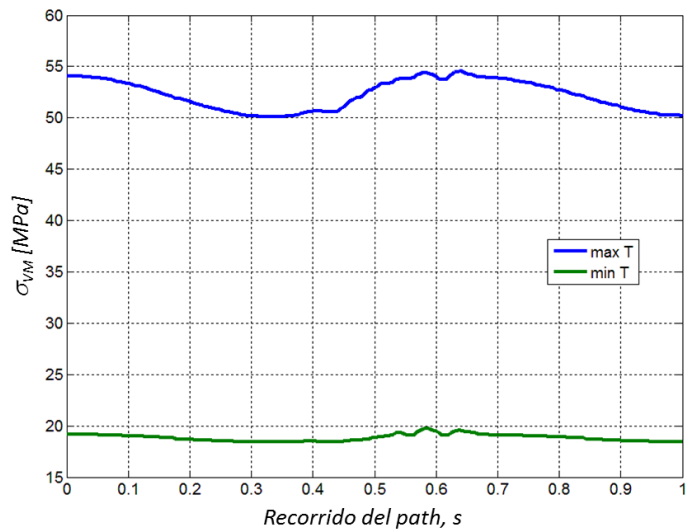


Figura 227. Cálculo de σ_{VM} en el path de la matriz a alta y baja temperatura. [5%; 12 GPa].

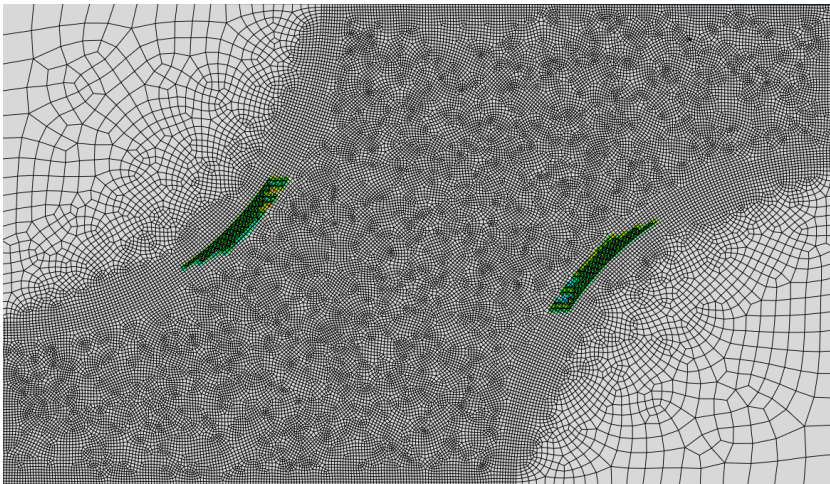


Figura 228. Imagen del daño producido tras la aplicación del ciclo térmico. [5%; 6 GPa].

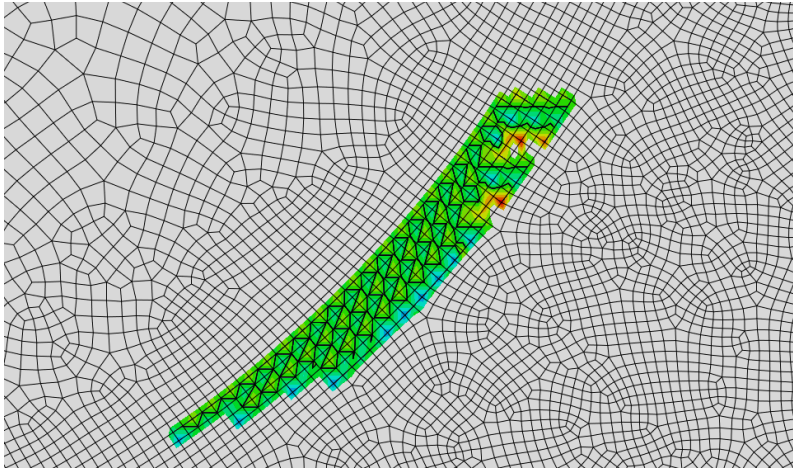


Figura 229. Detalle del daño producido tras la aplicación del ciclo térmico. [5%; 6 GPa].

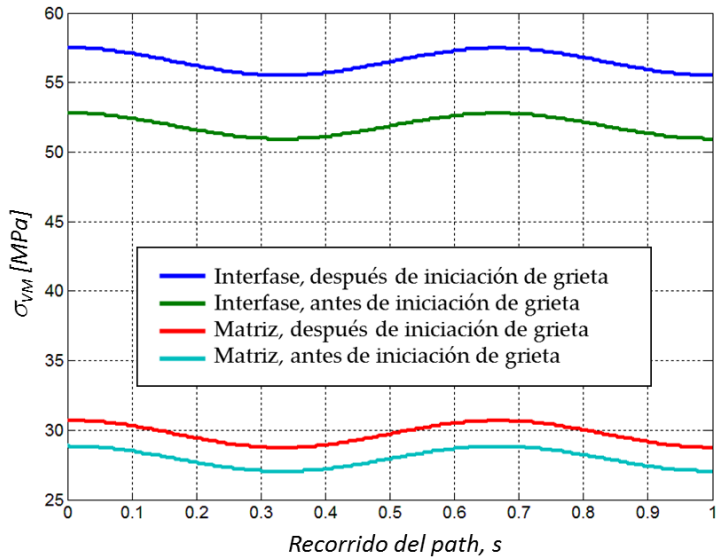


Figura 230. σ_{VM} en la interfase y matriz en el momento de iniciación del daño. [5%; 6 GPa].

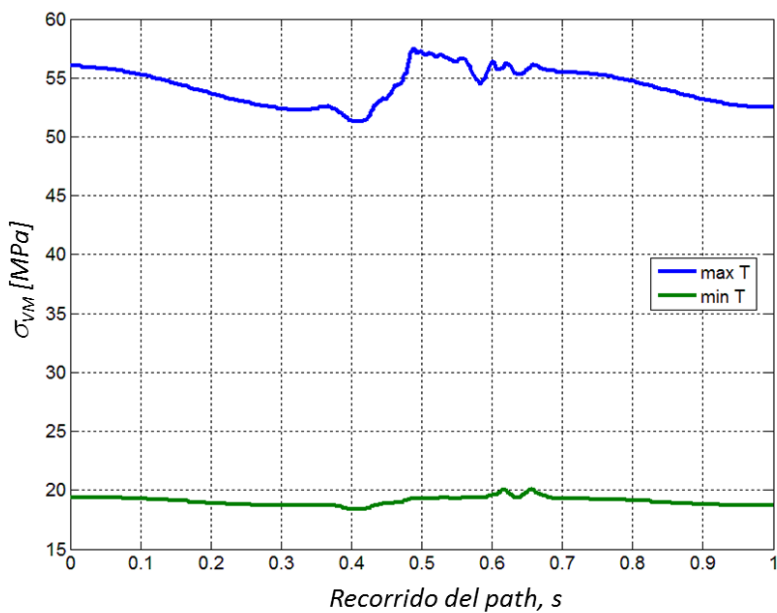


Figura 231. Cálculo de σ_{VM} en el path de la matriz a alta y baja temperatura. [5%; 6 GPa].

A13: Modelo Numérico. Propagación de daño sin oxidación

Figuras correspondientes al caso de Interfase del 1%

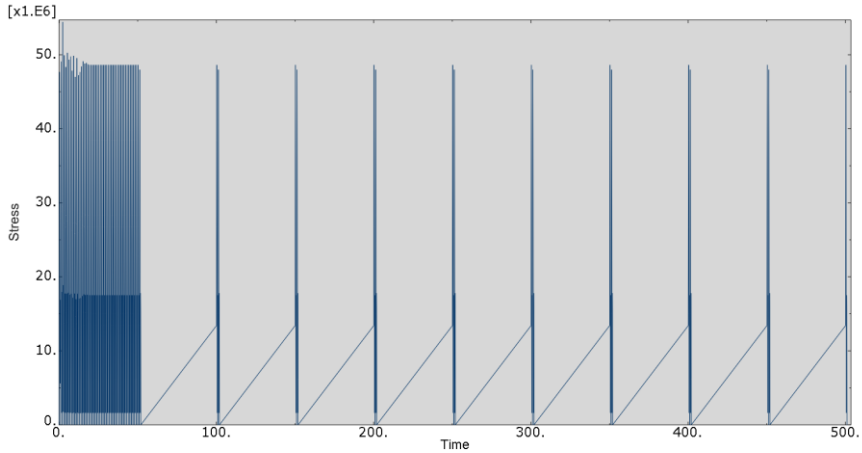


Figura 232. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados. [1%; 6 GPa].

Figuras correspondientes al caso de Interfase del 2,5%

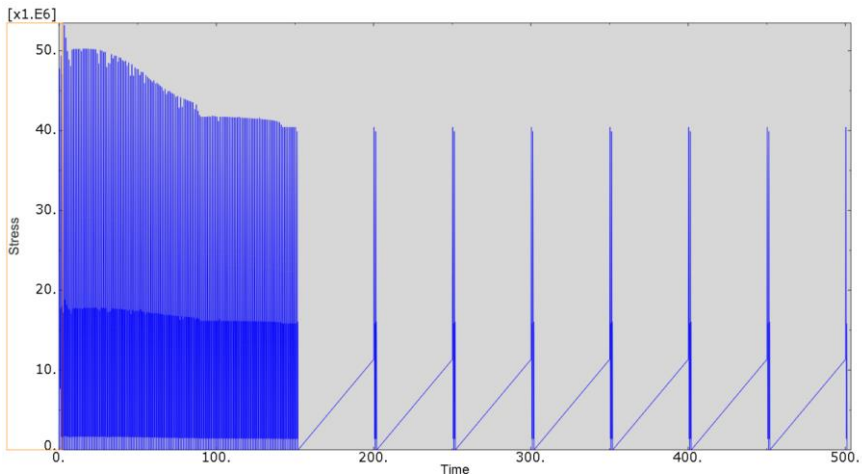


Figura 233. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados. [2,5%; 12 GPa].

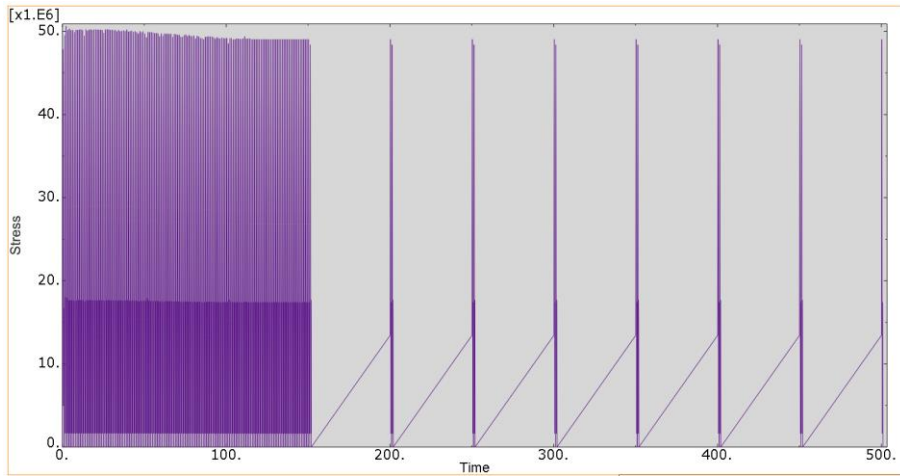


Figura 234. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados. [2,5%; 6 GPa].

Figuras correspondientes al caso de Interfase del 5%

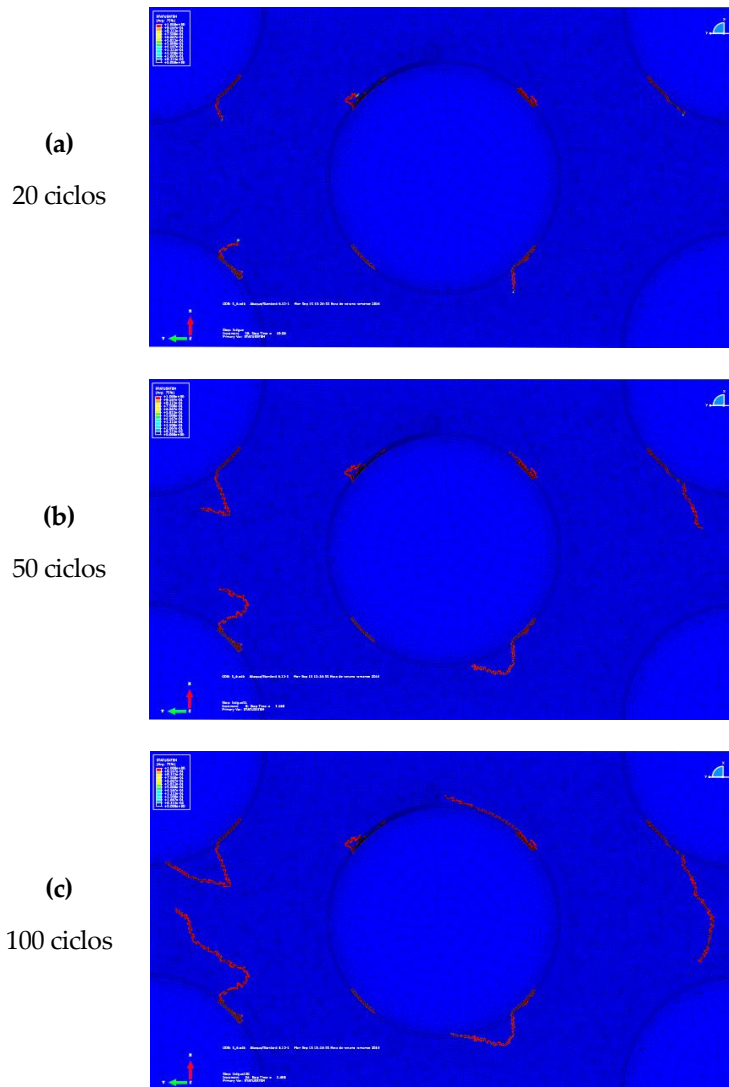


Figura 235. Modelo interrumpido tras (a) 20 ciclos, (b) 50 ciclos y (c) 100 ciclos. Elementos agrietados en color rojo. [5%; 6 GPa].

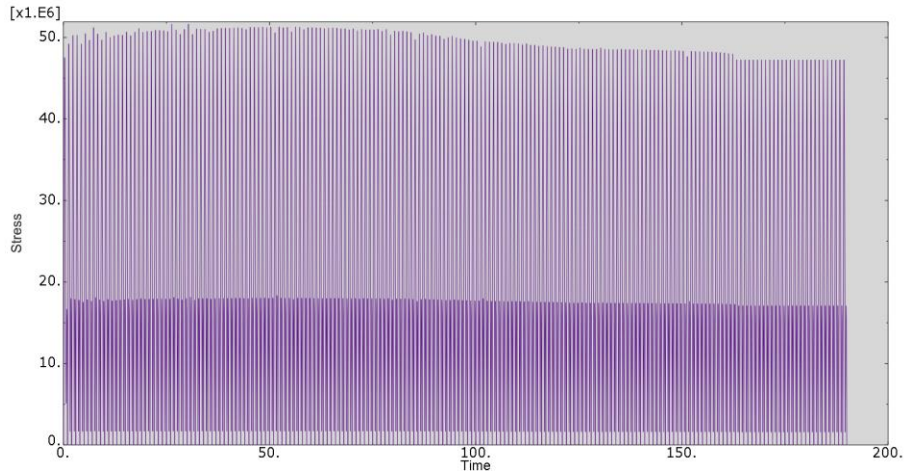


Figura 236. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados. [5%; 6 GPa].

A14: Modelo Numérico. Propagación de daño con oxidación

Figuras correspondientes al caso de Interfase del 1%

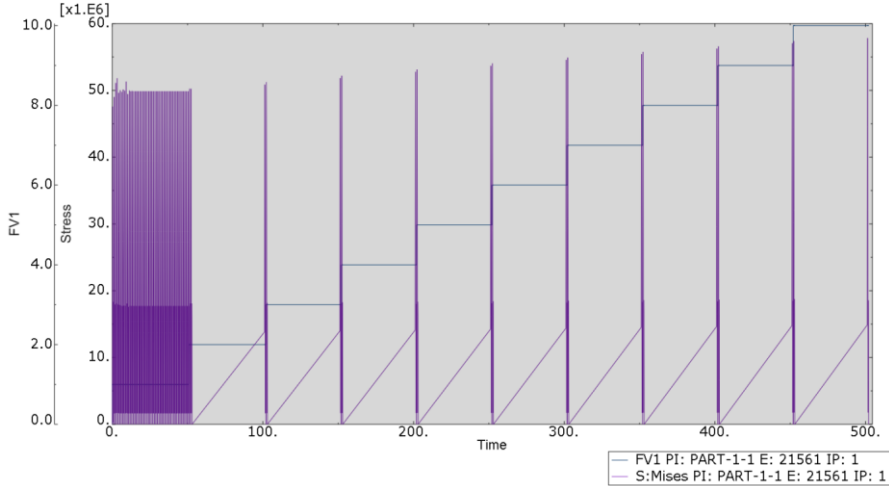


Figura 237. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados con efecto oxidativo. [1%; 12 GPa].

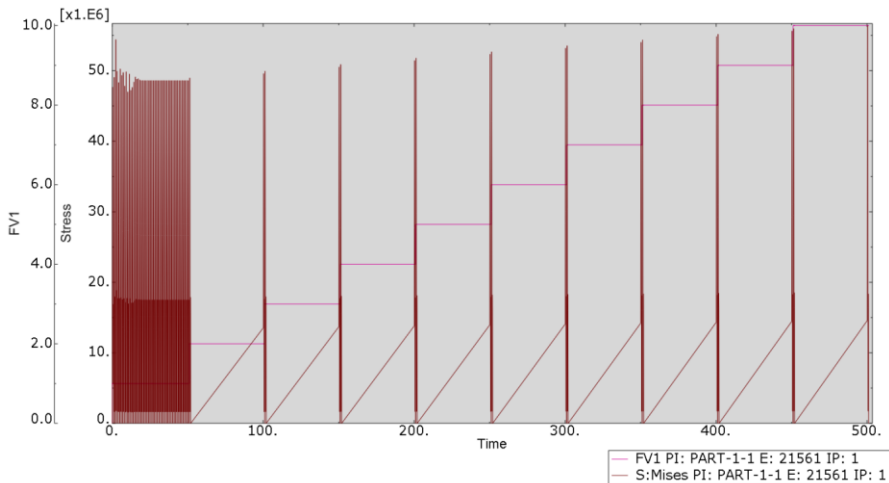


Figura 238. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados con efecto oxidativo. [1%; 6 GPa].

Figuras correspondientes al caso de Interfase del 2,5%

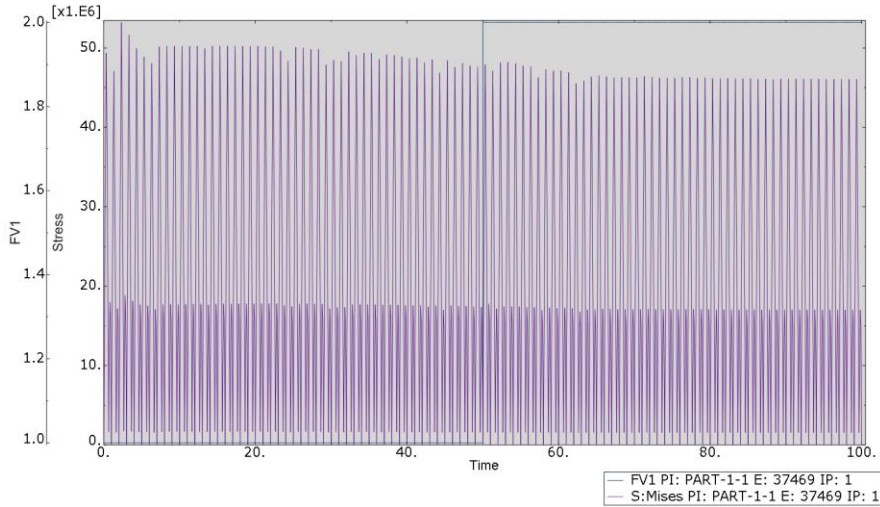


Figura 239. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados con efecto oxidativo. [2,5%; 12 GPa].

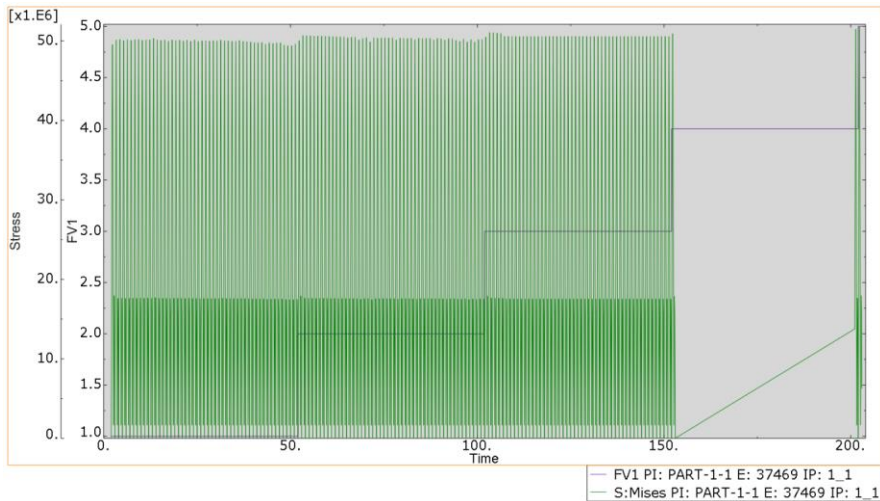


Figura 240. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados con efecto oxidativo. [2,5%; 6 GPa].

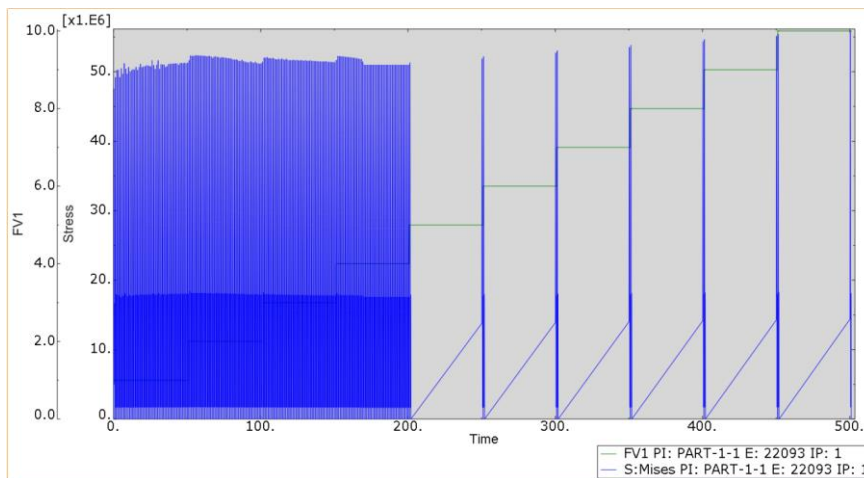
Figuras correspondientes al caso de Interfase del 5%

Figura 241. σ_{VM} (Pa) evaluada en el elemento representativo, frente a número de ciclos térmicos aplicados con efecto oxidativo. [5%; 6 GPa].