



Centro de Investigación Científica de Yucatán, A.C.

Posgrado en Materiales Poliméricos

**ESTUDIO DE LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE
UN MATERIAL COMPUESTO LAMINADO A BASE
DE ALUMINIO Y POLIPROPILENO MODIFICADO
REFORZADO CON FIBRAS DE ARAMIDA**

Tesis que presenta

NANCY GUADALUPE GONZÁLEZ CANCHÉ

En opción al título de

DOCTOR EN CIENCIAS

(MATERIALES POLIMERICOS)

Mérida, Yucatán, México

Abril 2018

CENTRO DE INVESTIGACIÓN CIENTÍFICA DE YUCATÁN, A. C.

POSGRADO EN MATERIALES POLIMÉRICOS



RECONOCIMIENTO

Por medio de la presente, hago constar que el trabajo de tesis de Nancy Guadalupe González Canché titulado "Estudio de las Propiedades Mecánicas de un Material Compuesto Laminado a Base de Aluminio y Polipropileno Modificado Reforzado con Fibras de Aramida" fue realizado en la Unidad de Materiales dentro de la Línea de Materiales Compuestos y Nanomateriales del Centro de Investigación Científica de Yucatán, A.C. bajo la dirección del Dr. José Gonzalo Carrillo Baeza, perteneciente al Programa de Posgrado en Materiales Poliméricos.

Atentamente.

Dr. Manuel Martínez Estévez

Director de Docencia

Mérida, Yucatán, México, a 27 de marzo de 2018

AGRADECIMIENTOS

A Dios, por todas las bendiciones que me ha dado y que me han permitido lograr esta meta. Porque en su amor me fortalezco.

A mi familia: mi hija Marianne y mi esposo Iván por ser mi más grande motivación.

A mis padres Mercedes y Eleuterio que me enseñaron el valor de la honestidad, perseverancia y coraje para alcanzar mis metas

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por la beca otorgada para la realización de mis estudios.

Al Centro de Investigación Científica de Yucatán por el uso de su infraestructura para la realización de mi proyecto de tesis.

A mi director de Tesis, el Dr. José Gonzalo Carrillo Baeza por sus conocimientos, orientación, apoyo y confianza recibidos en la realización de este trabajo.

A los técnicos Ricardo Gamboa Castellanos y Francisco Koh Dzul por su apoyo y soporte durante el desarrollo experimental de este trabajo.

A los miembros de mi comité tutorial y revisores, Dr. Carlos Rolando Díaz Soberanis, Dr. Jorge Ovidio Aguilar Aguilar, Dr. Emmanuel Alejandro Flores Johnson y Dr. Genaro Antonio Soberanis Monforte por sus contribuciones en la revisión de esta tesis.

A mis amigos del CICY Miguel Terrón Hernández, Jesús Caamal Canché, Omar Castillo Cruz y Soledad Pech Cohuo por su apoyo y palabras de aliento.

ÍNDICE

RESUMEN.....	xii
ABSTRACT	xiv
INTRODUCCIÓN.....	1
HIPÓTESIS	5
OBJETIVO GENERAL	5
OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	5
 CAPÍTULO 1 ANTECEDENTES.....	 6
 1.1. LAMINADOS METÁLICOS FIBROREFORZADOS	 6
1.2. PROPIEDADES DE LOS FMLs.....	9
1.3. MATERIALES COMPUESTOS LAMINADOS.....	13
1.4. ANÁLISIS MACROMECAÍNICO DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS DE UNA LÁMINA	15
1.4.1. MATERIALES ORTOTRÓPICOS BAJO ESFUERZO PLANO	16
1.4.2. RELACIONES ESFUERZO DEFORMACIÓN PARA UNA ORIENTACIÓN ARBITRARIA	17
1.5. ANÁLISIS MACROMECAÍNICO DE MATERIALES COMPUESTOS LAMINADOS MULTIDIRECCIONALES. TEORÍA CLASICA DE LAMINACIÓN.....	19
1.5.1. MATERIALES COMPUESTOS LAMINADOS SIMÉTRICOS	26
1.6. DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES A IMPACTO A BAJA VELOCIDAD....	28
1.7. MODOS DE FALLA EN MATERIALES COMPUESTOS BAJO IMPACTO A BAJA VELOCIDAD	32
1.8. MODOS DE FALLA Y VENTAJAS DEL USO DE FMLs BAJO IMPACTO A BAJA VELOCIDAD	35
1.9. CRITERIOS PARA DESCRIBIR LAS PROPIEDADES A IMPACTO EN FMLs..	36
1.9.1. PERFILES DE ENERGÍA DE IMPACTO.....	36
1.10. ESTUDIOS DE EVALUACIÓN DEL DESEMPEÑO MECÁNICO DE LOS FMLs	38
1.10.1. FMLs BASADOS EN MATERIALES COMPUESTOS TERMOFIJOS.....	38
1.10.2. FMLs BASADOS EN MATERIALES COMPUESTOS TERMOPLÁSTICOS....	39

1.10.2.1.	FMLs TERMOPLÁSTICOS BASADOS EN ARAMIDA Y POLIPROPILENO MODIFICADO	46
1.11.	TEORÍAS DE LA ADHESIÓN	50
1.12.	PROPIEDADES DE ADHESIÓN DEL POLIPROPILENO INJERTADO CON ANHÍDRIDO MALEICO	55
1.13.	TRATAMIENTOS SUPERFICIALES DEL ALUMINIO.....	56
1.14.	EFFECTO DEL TRATAMIENTO SUPERFICIAL EN EL COMPONENTE METÁLICO SOBRE LAS PROPIEDADES DE LOS FMLs	61

CAPÍTULO 2 METODOLOGÍA..... 65

2.1.	MATERIALES	67
2.2.	ELABORACIÓN DE ESPECÍMENES DE PRUEBA PARA LA DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS Y DE RESISTENCIA	69
2.2.1.	ALUMINIO	69
2.2.2.	LAMINADO COMPUESTO	70
2.2.3.	FMLs.....	71
2.3.	DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS Y DE RESISTENCIA A TENSIÓN DE LOS MATERIALES CONSTITUYENTES.....	73
2.4.	DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS Y DE RESISTENCIA BAJO ESFUERZO CORTANTE EN EL PLANO DE MATERIALES CONSTITUYENTES	80
2.5.	DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES A TENSIÓN DE ARREGLOS FML.....	83
2.6.	PREDICCIÓN DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS DE LOS ARREGLOS FML POR MEDIO DE LA TEORÍA CLÁSICA DE LAMINACIÓN	83
2.7.	ELABORACIÓN DE ESPECÍMENES DE PRUEBA PARA LA DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES A IMPACTO DE BAJA VELOCIDAD	86
2.8.	DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES A IMPACTO	87
2.9.	METODOLOGÍA PARA EL TRATAMIENTO SUPERFICIAL.....	93
2.10.	CARACTERIZACIÓN SUPERFICIAL DEL ALUMINIO	94
2.10.1.	ÁNGULO DE CONTACTO.....	94
2.10.2.	ANÁLISIS POR PERFILOMETRÍA	95

2.10.3.	MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (SEM)	95
2.10.4.	ESPECTROSCOPIA FOTOELECTRÓNICA DE RAYOS X (XPS).....	95
2.11.	DETERMINACIÓN DE LA RESISTENCIA DE LA ADHESIÓN A CORTANTE EN UNIONES DE ALUMINIO POR TRASLAPE SIMPLE	96
2.12.	EFEECTO DE LOS TRATAMIENTOS SUPERFICIALES DEL ALUMINIO SOBRE LAS PROPIEDADES A TENSIÓN UNIAxIAL E IMPACTO DE LOS FMLs.....	98

CAPÍTULO 3 RESULTADOS Y DISCUSIÓN 99

3.1.	DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS Y DE RESISTENCIA A TENSIÓN DE LOS MATERIALES CONSTITUYENTES	99
3.1.1.	ALUMINIO	99
3.1.2.	LAMINADOS COMPUESTOS.....	101
3.1.3.	DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS Y DE RESISTENCIA BAJO ESFUERZO CORTANTE EN EL PLANO.....	106
3.2.	DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES A TENSIÓN DE ARREGLOS FML.....	108
3.2.1.	FML 2/2 I	108
3.2.2.	FML 2/2 II	111
3.2.3.	FMLs 2/4 I y II	113
3.3.	PREDICCIÓN DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS DE LOS ARREGLOS FML POR MEDIO DE LA TEORÍA CLÁSICA DE LAMINACIÓN	119
3.4.	DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES A IMPACTO	120
3.4.1.	ALUMINIO	120
3.4.2.	LAMINADO COMPUESTO I	126
3.4.3.	ARREGLOS FML.....	134
3.4.3.1.	FML 2/2 I	134
3.4.3.2.	FML 3/4	141
3.4.4.	ENERGÍA PARA PRIMER DAÑO Y PERFORACIÓN DEL FML Y SUS MATERIALES CONSTITUYENTES	148
3.5.	TRATAMIENTO Y CARACTERIZACIÓN SUPERFICIAL DEL ALUMINIO.....	151
3.5.1.	ÁNGULO DE CONTACTO.....	151
3.5.2.	MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (SEM)	152

3.5.3.	ANÁLISIS POR PERFILOMETRÍA	154
3.5.4.	ESPECTROSCOPIA FOTOELECTRÓNICA DE RAYOS X (XPS).....	156
3.5.5.	DETERMINACIÓN DE LA RESISTENCIA DE LA ADHESIÓN A CORTANTE EN UNIONES DE ALUMINIO POR TRASLAPE SIMPLE	162
3.6.	EFFECTO DE LOS TRATAMIENTOS SUPERFICIALES AL ALUMINIO SOBRE LAS PROPIEDADES A TENSION UNIAxIAL E IMPACTO DE LOS FMLs.....	166
3.6.1.	PROPIEDADES A TENSION	166
3.6.2.	PROPIEDADES A IMPACTO.....	171
	CONCLUSIONES	177
	PERSPECTIVAS	180
	BIBLIOGRAFÍA.....	181
	ANEXO	190

LISTA DE FIGURAS

Figura 1.1. Estructura de un FML.....	6
Figura 1.2. Representación de la estructura del ARALL 2.....	8
Figura 1.3. Estructura de GLARE 2-3/2-0.4 ^[3]	8
Figura 1.4. Puenteo de fibra en los FMLs ^[29]	10
Figura 1.5. Contribuciones de los procesos de iniciación y de crecimiento de la grieta al tiempo de vida a la fatiga del GLARE 3 en comparación con la aleación de aluminio 2024 T3 ^[4]	11
Figura 1.6. Energía de impacto de FMLs y materiales constituyentes bajo impacto a baja velocidad ^[30]	12
Figura 1.7. Lámina unidireccional con sus ejes principales.....	13
Figura 1.8. Laminado multidireccional y sistemas de coordenadas x, y, z.....	14
Figura 1.9. Rotación positiva de un sistema de coordenadas (1, 2) a un sistema de coordenadas (x, y).....	17
Figura 1.10. Geometría de deformación en el plano x-z. ^[32]	20
Figura 1.11. Variación de esfuerzos y deformaciones a través del espesor del laminado ^[32]	22
Figura 1.12. Geometría de un laminado de N-capas ^[32]	24
Figura 1.13. Regímenes de impacto. a) Impacto de baja velocidad, b) Impacto de velocidad intermedia, c) Impacto de alta velocidad ^[38]	29
Figura 1.14. Torre de impacto ^[10]	31
Figura 1.15. Curva fuerza-energía-tiempo de un ensayo de impacto y puntos característicos ^[38]	32
Figura 1.16. Daño inicial de un material compuesto laminado a 0°/90°/0° ^[40]	34
Figura 1.17. Esquema general de un perfil de energía ^[45]	37
Figura 1.18. a) Probeta del sistema aluminio-material compuesto-aluminio después del ensayo. b) Zona de falla de la unión ^[23]	48
Figura 1.19. Curvas esfuerzo-deformación del FML y sus materiales constituyentes ^[23]	49
Figura 1.20. Zona de falla de especímenes de prueba después del ensayo a tensión. a) Aluminio 1100 H-14. b) FML ^[23]	49
Figura 1.21. Mecanismos de adhesión. a) Interdifusión, b) Atracción electrostática, c) Enlace químico, d) Anclaje mecánico ^[24]	52

Figura 1.22. Ángulo de contacto (θ) y tensiones superficiales y para una gota de líquido en una superficie sólida.	53
Figura 1.23. Propiedades relacionadas al ángulo de contacto ^[57]	54
Figura 1.24. Mecanismo de unión entre el PPAM y el aluminio ^[22]	56
Figura 1.25. Cambios superficiales para cada etapa de tratamiento químico superficial. a) Aluminio natural o en su estado nativo, b) Inmersión alcalina (NaOH), c) Inmersión alcalina seguida de inmersión en ácido (HNO ₃) ^[61]	61
Figura 2.1. Esquema del desarrollo experimental realizado.	66
Figura 2.2. Geometría de las probetas de aluminio de acuerdo a la norma ASTM B 557. 70	
Figura 2.3. Secuencia de apilamiento y geometría de muestras de laminado compuesto y FML para ensayos a tensión uniaxial.	72
Figura 2.4. a) Determinación de las propiedades elásticas y de resistencia del aluminio, b) Determinación de la relación de Poisson.	76
Figura 2.5. Conexión de las galgas extensométricas al equipo Vishay.	78
Figura 2.6. Ensayo a tensión de laminados compuestos, a) Laminado compuesto I, b) Laminado compuesto II.....	79
Figura 2.7. Esquema que representa una probeta de material compuesto laminado para ensayo a tensión a $\pm 45^\circ$	80
Figura 2.8. Algoritmo para la predicción de propiedades elásticas en arreglos FML.	85
Figura 2.9. Geometría de muestras para pruebas de impacto.	86
Figura 2.10. Componentes de la torre de impacto.	88
Figura 2.11. Esquema del ensayo de impacto.	89
Figura 2.12. Representación de la prueba para medir la resistencia de adhesión a cortante (norma ASTM D 1002).	96
Figura 2.13. Secuencia de apilamiento y geometría de especímenes de prueba para determinar la resistencia de la adhesión a cortante.	97
Figura 3.1. Curvas esfuerzo-deformación de probetas de aluminio orientadas longitudinal y transversalmente a la dirección de la carga aplicada.	101
Figura 3.2. Probeta de aluminio después de realizar el ensayo a tensión.	101
Figura 3.3. Curva esfuerzo-deformación a tensión longitudinal del laminado compuesto I.	103
Figura 3.4. Probeta de laminado compuesto I después del ensayo a tensión.	103

Figura 3.5. Curva esfuerzo-deformación a tensión longitudinal del laminado compuesto II.	105
Figura 3.6. Probeta del laminado compuesto II del ensayo a tensión.	106
Figura 3.7. Curva esfuerzo-deformación a cortante en el plano del laminado compuesto II.	108
Figura 3.8. Comparación de las curvas esfuerzo-deformación de los ensayos a tensión de aluminio, laminado compuesto I y FML 2/2 I.	110
Figura 3.9. FML 2/2 I después del ensayo a tensión.	111
Figura 3.10. Comparación de las curvas esfuerzo-deformación de los ensayos a tensión de aluminio, laminado compuesto II y FML 2/2 II.	112
Figura 3.11. FML 2/2 II después del ensayo a tensión.	113
Figura 3.12. Curva esfuerzo-deformación a tensión longitudinal del FML 2/4 I con el tejido de fibra orientado a $0^{\circ}/90^{\circ}$.	114
Figura 3.13. Probeta del FML 2/4 I después de haber realizado el ensayo a tensión.	115
Figura 3.14. Curva esfuerzo-deformación longitudinal del FML 2/4 II.	116
Figura 3.15. Probeta del FML 2/4 II después de haber realizado el ensayo a tensión.	117
Figura 3.16. Curva esfuerzo-deformación de arreglos FMLs y del aluminio.	119
Figura 3.17. Curva fuerza-tiempo del aluminio para cada nivel de energía E_{impacto} evaluada.	121
Figura 3.18. Cara posterior al impacto de las muestras del aluminio para cada E_{impacto} evaluada.	122
Figura 3.19. Curvas a) Aceleración-fuerza-tiempo, b) Velocidad-fuerza-tiempo, c) Energía-fuerza-tiempo del aluminio para cada E_{impacto} .	124
Figura 3.20. Curvas fuerza-desplazamiento del aluminio para cada E_{impacto} evaluada.	125
Figura 3.21. Perfil de energía E_a - E_{impacto} del aluminio.	126
Figura 3.22. Curva fuerza-tiempo del laminado compuesto I para cada nivel de energía E_{impacto} evaluada.	128
Figura 3.23. Muestras de laminado compuesto I después del ensayo de impacto.	130
Figura 3.24. Curvas a) Aceleración-fuerza-tiempo, b) Velocidad-fuerza-tiempo, c) Energía-fuerza-tiempo del laminado compuesto I para cada E_{impacto} .	131
Figura 3.25. Curvas fuerza-desplazamiento del laminado compuesto I para cada E_{impacto} evaluada.	132
Figura 3.26. Perfil E_a - E_{impacto} del laminado compuesto I.	133

Figura 3.27. Curvas fuerza-tiempo de los ensayos a impacto en el FML 2/2 I.....	135
Figura 3.28. Muestras del FML 2/2 I después del ensayo de impacto para cada nivel de energía E_{impacto} evaluada.....	136
Figura 3.29. Curvas a) Aceleración-fuerza-tiempo, b) Velocidad-fuerza-tiempo, c) Energía-fuerza-tiempo del FML 2/2 I para cada E_{impacto}	139
Figura 3.30. Curvas carga-desplazamiento del FML 2/2 I para cada nivel de energía de impacto.....	140
Figura 3.31. Perfil E_a - E_{impacto} del FML 2/2 I.....	141
Figura 3.32. Curva fuerza-tiempo del FML 3/4 para cada nivel de energía.	143
Figura 3.33. Probetas del FML 3/4 después del ensayo de impacto a baja velocidad, para cada nivel de energía de impacto.	144
Figura 3.34. Curvas a) Aceleración-fuerza-tiempo, b) Velocidad-fuerza-tiempo, c) Energía-fuerza-tiempo del FML 3/4 para cada E_{impacto}	146
Figura 3.35. Curvas carga-desplazamiento del FML 3/4 para cada nivel de energía.	147
Figura 3.36. Perfil E_a - E_{impacto} del FML 3/4.....	148
Figura 3.37. Energías para primer daño y perforación de cada uno de los materiales estudiados.	149
Figura 3.38. Energías específicas para primer daño y perforación de cada uno de los materiales estudiados.....	150
Figura 3.39. Ángulo de contacto de las superficies de aluminio para cada condición de tratamiento.....	152
Figura 3.40. Micrografía electrónica de barrido de superficies de aluminio. a) Aluminio desengrasado, b) Aluminio lijado, c) Aluminio tratado químicamente.....	154
Figura 3.41. Espectro XPS general para cada condición de tratamiento.....	157
Figura 3.42. Espectro XPS de alta resolución Mg 1s del aluminio desengrasado.	158
Figura 3.43. Espectro XPS de alta resolución Al 2p. a) Aluminio desengrasado, b) Aluminio lijado, c) Aluminio tratado químicamente.....	160
Figura 3.44. Espectro XPS de alta resolución C 1s. a) Aluminio desengrasado, b) Aluminio lijado, c) Aluminio tratado químicamente.....	161
Figura 3.45.a) Resistencia de la adhesión a cortante, b) Curva carga-desplazamiento para cada condición de tratamiento.	163
Figura 3.46. Superficies de falla de la unión para la determinación de la resistencia de la adhesión a cortante. a) Aluminio desengrasado, b) Aluminio tratado.....	165

Figura 3.47. Curvas esfuerzo-deformación bajo tensión uniaxial. a) FMLs 2/2-I, b) FMLs 2/2-II.	169
Figura 3.48. Zona de fractura de los FMLs 2/2 I después del ensayo a tensión.	171
Figura 3.49. Curvas fuerza-tiempo de los ensayos a impacto en el FML 2/2 I-CT.	172
Figura 3.50. Muestras del FML 2/2 I-CT después del ensayo de impacto para cada nivel de energía E_{impacto} evaluada.	173
Figura 3.51. Comparación de la respuesta fuerza-tiempo de los arreglos FML 2/2 I-DE y FML 2/2 I-CT.	174
Figura 3.52. Curvas carga-desplazamiento del FML 2/2 I-CT para cada nivel de energía de impacto.	175
Figura 3.53. Perfil de energía E_a - E_{impacto} de los arreglos FML 2/2-I.	176
Figura A1. Curvas a) Aceleración-fuerza-tiempo, b) Velocidad-fuerza-tiempo, c) Energía-fuerza-tiempo del FML 2/2 I-CT para cada E_{impacto}	190

LISTA DE TABLAS

Tabla 1.1. Resistencia interfacial a cortante para cada condición de fibra.	47
Tabla 1.2. Resistencia de la adhesión a cortante para sistemas de uniones por traslape simple.	47
Tabla 2.1. Composición química de la aleación de aluminio Al 5052 H32 ^[71]	67
Tabla 2.2. Propiedades mecánicas de la aleación de aluminio Al 5052 H32 ^[71]	67
Tabla 2.3. Propiedades físicas y mecánicas de la película Collano® 23.110 ^[72, 73]	68
Tabla 2.4. Propiedades de tejido Kevlar® 724 y fibra de Kevlar® 129.	69
Tabla 2.5. Secuencia de apilamiento de FMLs y materiales constituyentes para ensayos a tensión.	73
Tabla 2.6. Propiedades elásticas y de resistencia determinadas de los materiales constituyentes.	74
Tabla 2.7. Características técnicas de las galgas utilizadas para los ensayos mecánicos.	78
Tabla 2.8. Secuencia de apilamiento de FMLs para ensayos a tensión.	83
Tabla 2.9. Secuencia de apilamiento de FMLs para ensayos a impacto.	87
Tabla 2.10. Materiales y energías para los ensayos a impacto.	93
Tabla 2.11. Arreglos FML para el estudio del efecto del tratamiento superficial sobre las propiedades mecánicas.	98
Tabla 3.1. Propiedades a tensión del aluminio Al 5052 H 32.	99
Tabla 3.2. Propiedades de resistencia a tensión longitudinal de laminados compuestos.	102
Tabla 3.3. Propiedades bajo esfuerzo cortante del laminado compuesto.	107
Tabla 3.4. Propiedades a tensión de laminados FML 2/2 I.	109
Tabla 3.5. Propiedades a tensión de laminados FML 2/2 II.	111
Tabla 3.6. Propiedades a tensión de FMLs 2/4 I y 2/4 II.	114
Tabla 3.7. Propiedades a tensión de FMLs y de materiales constituyentes.	118
Tabla 3.8. Comparación de las propiedades elásticas experimentales con las obtenidas aplicando la teoría de laminación clásica (CLT).	120
Tabla 3.9. Energía para el primer daño y perforación del FML y de sus materiales constituyentes.	148

Tabla 3.10. Energía para primer daño y de perforación específicas de cada uno de los materiales.	150
Tabla 3.11. Parámetros de rugosidad para cada condición de las láminas de aluminio.	155
Tabla 3.12. Composición elemental superficial para cada condición de tratamiento.	158
Tabla 3.13. Composición elemental de las superficies de desunión.....	166
Tabla 3.14. Propiedades mecánicas a tensión uniaxial de los arreglos FML.....	167
Tabla 3.15. Energía absorbida promedio de los arreglos FML 2/2 I.	175

RESUMEN

El objetivo del presente estudio es la caracterización y análisis de la respuesta mecánica a tensión e impacto de un FML elaborado a base de una aleación de aluminio estructural y un material compuesto laminado aramida-polipropileno modificado (PPAM).

Las propiedades a tensión de los arreglos FML fueron determinadas de acuerdo a la norma ASTM D 3039, analizando el efecto de la fracción volumen, secuencia de apilamiento y orientación de los materiales constituyentes sobre dichas propiedades. Las propiedades elásticas de los arreglos FML fueron predichas por medio la Teoría de laminación Clásica.

Las propiedades a impacto de los arreglos FML y de sus materiales constituyentes fueron determinadas mediante ensayos de impacto a baja velocidad en una torre de impacto, obteniendo el comportamiento fuerza-tiempo, energía-tiempo, así como los umbrales para el primer daño y perforación de cada uno de los arreglos estudiados.

Finalmente, se analizó el efecto de tres tratamientos superficiales al aluminio, (desengrasado, lijado y un tratamiento químico), sobre las propiedades superficiales del aluminio, luego sobre las propiedades de adhesión a cortante en uniones por traslape aluminio-PPAM; y finalmente, sobre el desempeño mecánico a tensión y a impacto de los arreglos FML.

Los ensayos a tensión de los arreglos FML revelaron que para los FMLs con una fracción volumen de aluminio de 62.4 % se presentaron diferencias en su comportamiento esfuerzo-deformación dependientes de la orientación del material compuesto. El FML con material compuesto orientado a $0^{\circ}/90^{\circ}$ presentó una resistencia a la tensión mayor a la del aluminio por sí sólo, debido a la inclusión del material compuesto orientado a su capacidad máxima de soportar carga. Por el contrario, el FML, con material compuesto orientado a $\pm 45^{\circ}$ presentó una resistencia a la tensión menor a la del FML anterior; pero una deformación a la ruptura mayor, producto de la mayor capacidad de deformación del material compuesto. Para los arreglos FML con fracción volumen de aluminio de 45.4 %, se encontró que el FML con material compuesto orientado a $0^{\circ}/90^{\circ}$ presentó una resistencia a la tensión mayor que la de aquél con una fracción volumen de 62.4 %. Por otra parte, el FML con un arreglo cuasisotrópico mostró una resistencia a la tensión inferior a la de su análogo orientado a $0^{\circ}/90^{\circ}$, debido la inclusión de capas de material compuesto orientado a $\pm 45^{\circ}$. De manera

general, los FMLs con capas de material compuesto orientado a $0^\circ/90^\circ$ no presentaron diferencias significativas en su deformación a la ruptura, ni en el módulo elástico. Ahora bien, el uso de la Teoría de Laminación Clásica permitió la predicción del módulo elástico de los arreglos FML con valores muy cercanos a los obtenidos experimentalmente, con un error menor al 7 %.

En relación a las propiedades de impacto, las curvas fuerza-tiempo mostraron que los FMLs presentaron una capacidad de soportar carga mayor a la de sus materiales constituyentes. Por otra parte, las curvas energía-tiempo permitieron la construcción de los perfiles de energía que, en conjunto con la observación del daño presentado en las muestras, permitieron la identificación de la energía para el primer daño y perforación de los materiales estudiados. En este sentido, fue posible observar que los FMLs presentaron una energía específica para el primer daño y perforación más alta que el aluminio por sí solo, producto de los diversos mecanismos de falla involucrados durante el impacto en los FMLs tales como la deformación plástica, delaminación, ruptura de las láminas de aluminio y ruptura del material compuesto.

Finalmente, la caracterización superficial del aluminio, permitió conocer el efecto de los tratamientos superficiales en el aluminio. La determinación del ángulo de contacto, mostró la mejora en la humectabilidad en el aluminio tratado químicamente en comparación con el aluminio desengrasado y lijado. La caracterización por SEM mostró que el tratamiento químico proporciona una superficie con cavidades, dando lugar a una superficie más rugosa, como se determinó por perfilometría. La caracterización superficial por XPS reveló que con el tratamiento químico se obtiene una superficie más limpia y con mayor contenido de óxido de aluminio superficial. La mejora en la humectabilidad, rugosidad, morfología, limpieza y contenido de óxido de aluminio, en el aluminio tratado químicamente, son factores que contribuyeron a obtener una mejor adhesión a cortante aluminio-PPAM, en comparación con los otros tratamientos. Los ensayos a tensión, mostraron que los FMLs con aluminio tratado químicamente presentaron una resistencia a tensión superior a la de los FMLs con aluminio desengrasado. Por último, la respuesta fuerza-tiempo al impacto de los FMLs con aluminio tratado químicamente, no mostró diferencias significativas con aquella presentada para los FMLs con aluminio desengrasado. La capacidad de absorción de energía tampoco mostró diferencias significativas para ambas condiciones de tratamiento.

ABSTRACT

The aim of the present study is the characterization and the analysis of the tensile and impact response of a FML based on layers of a structural aluminum alloy and layers of a composite laminate material based on an aramid woven fabric and polypropylene modified with maleic anhydride (PPAM).

The tensile properties of FML arrays were determined according to ASTM D 3039 standard, by analyzing the effects of volume fraction, stacking sequence and orientation of their constituent materials, on their the mechanical properties. The elastic properties were predicted by the Classical Laminate Theory.

The impact properties of FMLs and their constituent materials were determined by low velocity impact tests in an impact tower, by obtaining the force-time and energy-time curves, as well as, the first damage and perforation energy thresholds.

In the last part of this study, it was analyzed the effect of three surface treatments (degreasing, sanding and a chemical treatment) on the aluminum surface properties, on the shear adhesion strength in aluminum-PPAM single lap joints and, finally, on the tensile and impact performance of FMLs.

Tensile test on FMLs arrays revealed that for FMLs with 62.4 % of aluminum volume fraction, there were differences in their stress-strain behavior, attributed to composite laminate orientation. The FML with composite laminate oriented at $0^\circ/90^\circ$ showed a higher tensile strength than the aluminum layer, due to the inclusion of the composite laminate oriented to its maximum load carrying capability. In contrast, the FML with composite laminate oriented at $\pm 45^\circ$ showed a lower tensile strength than the previous FML, but a higher deformation to rupture, attributed to the higher deformation capability of its composite laminate. For FML arrays with aluminum volume fraction of 45.4 %, it was found that the FML with composite laminate oriented at $0^\circ/90^\circ$ showed a higher tensile strength than that with 62.4 % of aluminum volume fraction. In the other hand, the FML in a quasisotropic array showed a lower tensile strength than the FML in a $0^\circ/90^\circ$ orientation, due to the inclusion of layers of composite laminate in a $\pm 45^\circ$ orientation. Generally, FMLs with layers of composite laminate oriented at $0^\circ/90^\circ$ did not show significant differences neither in the strain to failure nor in the elastic modulus. In relation to the prediction of elastic properties, the Classical Laminate

Theory was used for the prediction of elastic modulus of FML arrays, where the theoretical values obtained were similar to the experimental values, with an error of less than 7 %.

Concerning to impact properties, force-time curves of FMLs arrays showed a higher load capacity than their constituent materials. In the other hand, energy-time curves allowed the construction of energy profiles, which in conjunction with the damage observation, contribute to identify the first damage and perforation energies of studied materials. In addition to this, it was observed that FMLs showed higher specific energy to first damage and a higher specific energy to perforation than the aluminum layer. This can be attributed to different failure mechanisms involved in the impact event such as plastic deformation, delamination, breakage of aluminum layers and breakage of composite laminate.

Finally, by means of the surface characterization, it was possible to know the effect of surface treatments on aluminum surface. The angle contact measurement showed the improvement in the wettability for chemically treated aluminum surface, in comparison to the aluminum degreased and aluminum sanded surfaces. The SEM micrographs showed that the chemical treatment provide a surface with cavities which helps to increase the roughness, as it was measured by profilometry. The XPS characterization revealed that the chemical treatment provides a cleaner surface and a higher content of aluminum oxide than the degreasing and sanding treatments. The improvements in wettability, roughness, morphology, cleanliness and aluminum oxide content in the chemically treated surface contribute to achieve the highest shear adhesion strength of aluminum-PPAM single lap joints of the three surface treatments. The tensile tests showed that with the chemical treatment it was achieved a higher tensile strength in FMLs than those achieved with the degreasing treatment. The impact tests showed that there were not significant differences between the force-time curves in FMLs with chemically treated aluminum and those obtained for the FMLs with degreased aluminum. The energy absorption capability was the same for FMLs with both surface treatment conditions.

INTRODUCCIÓN

Los materiales compuestos ofrecen muchas ventajas cuando se les compara con las aleaciones metálicas por sus cocientes resistencia/peso; además proporcionan excelentes propiedades a la fatiga y resistencia a la corrosión. Debido a estas ventajas el uso de las estructuras fabricadas con materiales compuestos ha aumentado considerablemente, durante las últimas décadas, en la industria aeroespacial, automotriz, marítima, construcción, entre otras ^[1-6].

Los laminados metálicos fibroreforzados (FMLs) son materiales compuestos híbridos estructurales que, en su forma más común, consisten de delgadas láminas de una aleación de aluminio alternadas con láminas de un material compuesto fibroreforzado. Estos materiales surgen de la necesidad en la industria aeronáutica de desarrollar materiales más ligeros en peso, resistentes, tenaces y con mejor resistencia a la propagación de grietas por fatiga, en comparación con su contraparte metálica. Desde sus inicios los FMLs han utilizado como refuerzo fibras de aramida, de carbono y de vidrio, empleando principalmente matrices termofijas (principalmente resinas epóxicas) en el material compuesto ^[1-4].

Los FMLs exhiben un desempeño superior al impacto y a la fatiga comparados con el aluminio monolítico; la absorción de energía de los FMLs bajo impacto es mucho más grande que en el aluminio monolítico o en el material compuesto fibroreforzado que los constituyen. Los FMLs deben a las fibras su buena resistencia al crecimiento de grietas ya que las fibras restringen su propagación ^[1-3].

La mayor desventaja de los FMLs que utilizan matriz epóxica es el largo ciclo del proceso para curar la matriz del polímero de las placas de material compuesto. Este problema incrementa el tiempo de ciclo de la producción completa y reduce la productividad. Lo anterior incrementa los costos de mano de obra y los costos globales de los FMLs. Estos materiales se utilizan predominantemente en aplicaciones aeroespaciales y de defensa; donde se requieren de materiales con alta resistencia, rigidez, alta resistencia a la temperatura y donde no se requiere una producción en grandes volúmenes ^[7-14].

Un método de manufactura rápido para los FMLs con materiales menos especializados haría posible introducir estos materiales a otros mercados como por ejemplo, la industria

del transporte. Una alternativa son los materiales compuestos basados en termoplásticos, los cuales son más tenaces a la fractura y ofrecen tiempos de procesamiento mucho más cortos; ya que los FMLs basados en termoplásticos pueden ser fabricados en un solo paso (calentado y estampado). Adicionalmente, existe la posibilidad de reformar los componentes, ya que son fáciles de reparar y poseen excelentes características de absorción de energía [8-17].

En este sentido, uno de los polímeros termoplásticos que se ha empleado para el desarrollo de FMLs de matriz termoplástica, es el polipropileno; el cual es reciclable y de bajo costo comparado con las resinas epóxicas; aspectos que pueden ser apreciados en la industria del transporte.

Se han realizado diversos estudios sobre las propiedades de los FMLs con matriz de polipropileno, en los que se han utilizado principalmente como refuerzo la fibra de vidrio y la fibra de polipropileno; a este último se le denomina polipropileno autorreforzado o SRPP ("Self Reinforced Polypropylene" en inglés), de los cuales se han estudiado sus propiedades a tensión, flexión, impacto y fatiga.

El polipropileno también puede ser utilizado como matriz de materiales compuestos con fibras de ingeniería como son las fibras de aramida, las cuales poseen alta resistencia a la tensión, alto módulo y menor densidad en comparación con otras fibras como la de vidrio; además poseen alta tenacidad, tolerancia al daño y resistencia a la penetración por impacto.

Ahora bien, el polipropileno, es un polímero cuya polaridad y baja energía superficial pueden incrementarse mediante el injerto de moléculas altamente reactivas como lo es el anhídrido maleico [18, 19]. Este polímero se ha empleado como adhesivo entre el material compuesto y el aluminio en la elaboración de FMLs, ya que presenta buena adhesión con el aluminio [10, 11, 17, 20-22].

En este sentido González-Canché *et al* [23] caracterizaron las propiedades de adhesión y de tensión de un FML elaborado a base de una aleación de aluminio 1100-H14 y un material compuesto a base de polipropileno modificado con anhídrido maleico (PPAM), reforzado con un tejido de fibras de aramida Kevlar, a una fracción volumen de aluminio de 62.4 %. Se observó que tanto a nivel fibra-matriz como a nivel material compuesto-aluminio, el FML

presentó un buen grado de adhesión entre sus materiales constituyentes. En cuanto a las propiedades a tensión, a pesar de utilizar una aleación de aluminio de baja resistencia y baja ductilidad, el FML presentó una resistencia a la tensión casi un 90% mayor que la del aluminio por sí solo, producto de la inclusión del material compuesto; por otra parte, la deformación a la ruptura presentó un incremento del 230 % y 400 % respecto al material compuesto y aluminio respectivamente, atribuido al excelente grado de adhesión entre los materiales constituyentes.

En el estudio del comportamiento de los FMLs, el efecto de la fracción volumen, orientación y secuencia de apilamiento de sus materiales constituyentes sobre sus propiedades mecánicas y dinámicas, es de suma importancia para el diseño de estos materiales. En este sentido, los ensayos a tensión uniaxial determinan varias propiedades que son importantes para el diseño. Dentro de estos ensayos, la predicción de propiedades también resulta importante para el diseño de estos materiales. La Teoría de Laminación Clásica estudia el comportamiento global de materiales compuestos laminados como una función de las propiedades y de la secuencia de apilamiento de sus capas individuales. Esta teoría es posible aplicarla para la predicción de las propiedades elásticas de FMLs en diferentes arreglos y orientaciones, lo que requiere del estudio y conocimiento de las propiedades elásticas de sus materiales constituyentes.

En relación a las propiedades dinámicas, el estudio del comportamiento bajo un régimen de impacto a baja velocidad, es de importancia con el fin de determinar su resistencia al impacto y capacidad de absorción de energía de estos materiales. Se sabe que en los FMLs la absorción de energía bajo impacto es mayor que la del aluminio monolítico o el material compuesto fibroreforzado [1-5]. En los FMLs ocurren los mismos tipos de daño y deformación plástica que en las aleaciones de aluminio convencionales pero a niveles de energía más altos [2, 3, 6]. Por lo que la inclusión de un material compuesto como el fabricado a base de polipropileno modificado reforzado con fibras de aramida puede contribuir a mejorar la respuesta a impacto a baja velocidad de un arreglo FML utilizando una aleación de aluminio de la serie 5000 con mayor resistencia y ductilidad en comparación con la aleación utilizada en el estudio mencionado.

Por otra parte, otro aspecto importante a considerar en la elaboración de los sistemas FML es la adhesión interfacial entre el material compuesto y las capas de metal, ya que de ésta

dependerá la adecuada transferencia de esfuerzos entre las diversas capas del arreglo. La adhesión entre estos materiales dependerá, a su vez, de las interacciones que se produzcan entre las superficies de los mismos, las cuales pueden lograrse a través del anclaje mecánico, interacciones químicas, entre otros ^[24]. El polipropileno, como se mencionó anteriormente, es un polímero cuya energía superficial puede incrementarse mediante el injerto de moléculas altamente reactivas como lo es el anhídrido maleico ^[18, 19]. El aluminio es un metal pasivado cuya capa de óxido en su superficie presenta una alta energía superficial y es un sustrato que favorece la formación de enlaces químicos con diversos recubrimientos poliméricos, en especial cuando presentan moléculas reactivas como la anteriormente mencionada.

Sin embargo, las interacciones entre la superficie de un metal y un polímero pueden verse afectadas por las características fisicoquímicas de la superficie del primero; es así que en la literatura es posible encontrar una variedad de tratamientos superficiales aplicados al aluminio, con el fin de mejorar la adhesión entre este metal y diversos adhesivos. Estos tratamientos involucran principalmente, la limpieza con diversos solventes, tratamientos abrasivos, tratamientos químicos como los baños decapantes y tratamientos de anodizado ^[25, 26]. Entre los tratamientos decapantes, se encuentra el uso de soluciones alcalinas a base de hidróxido de sodio y ácidas a base de ácido nítrico aplicadas a diversas aleaciones de aluminio, mejorando su humectabilidad, características de rugosidad y con la capacidad de generar una nueva capa de óxido superficial viable para interactuar químicamente con diversos adhesivos.

De esta forma, se espera que un FML elaborado utilizando aluminio de la serie 5000, junto con un polipropileno injertado con anhídrido maleico como matriz, reforzado con fibras de aramida, presente propiedades de tensión y de impacto mejoradas en comparación con sus materiales constituyentes; las cuales pueden modularse mediante la modificación de su fracción volumen, orientación, secuencia de apilamiento y mediante la mejora en la adhesión entre el material compuesto y el aluminio.

El presente trabajo de investigación se enfoca en la caracterización y análisis de la respuesta a tensión e impacto de un FML elaborado con estos materiales; así como el efecto de tratamientos superficiales al aluminio sobre dichas propiedades.

HIPÓTESIS

La incorporación de caras externas de aluminio y un material compuesto laminado aramida-PPAM para la elaboración de un FML, mejorará la respuesta mecánica a tensión e impacto de este material, en comparación con sus materiales constituyentes; con la versatilidad de poder modular sus propiedades, mediante la modificación de la fracción volumen, orientación, secuencia de apilamiento de los materiales y mediante la implementación de un tratamiento superficial en el aluminio.

OBJETIVO GENERAL

El objetivo del presente estudio es la caracterización y análisis de la respuesta mecánica a tensión e impacto de un FML elaborado a base de una aleación de aluminio estructural y un material compuesto laminado aramida-PPAM.

OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Caracterizar la respuesta mecánica a tensión de los materiales constituyentes del FML (aluminio y laminado compuesto), con el fin de obtener las propiedades elásticas y de falla de ambos materiales.
- Caracterizar la respuesta mecánica de arreglos FMLs orientados a $0^{\circ}/90^{\circ}$ y $\pm 45^{\circ}$, determinando sus propiedades elásticas y a la falla.
- Comparar las propiedades elásticas de los FMLs, respecto a valores teóricos obtenidos por medio de la teoría clásica de laminación.
- Caracterizar la respuesta a impacto normal de baja velocidad de los materiales constituyentes y los distintos arreglos FMLs, analizando el efecto de la fracción volumen y la secuencia de apilamiento en la respuesta al impacto.
- Realizar tratamientos superficiales al aluminio, determinando el efecto de dichos tratamientos sobre su humectabilidad, morfología, rugosidad, composición química y adhesión aluminio-PPAM.
- Comparar la respuesta mecánica a tensión y a impacto a baja velocidad entre arreglos FML con caras de aluminio tratadas superficialmente.

CAPÍTULO 1

ANTECEDENTES

1.1. LAMINADOS METÁLICOS FIBROREFORZADOS

Los materiales compuestos ofrecen muchas ventajas cuando se les compara con las aleaciones metálicas por sus cocientes resistencia/peso; además proporcionan excelentes propiedades a la fatiga y resistencia a la corrosión. Con todas estas ventajas, el uso de las estructuras fabricadas con materiales compuestos ha aumentado considerablemente, durante las últimas décadas, en la industria aeroespacial, automotriz, marítima, construcción, entre otras ^[1-6].

Los laminados metálicos fibroreforzados o FMLs son materiales compuestos híbridos estructurales que, en su forma más común, consisten de delgadas láminas de una aleación alternadas con láminas de un material compuesto fibroreforzado, como se representa en la Figura 1.1. Inicialmente los FMLs utilizaron como material compuesto matrices termofijas (principalmente epóxicas) reforzadas con fibras como las de aramida, de vidrio y carbono ^[1-6]. Actualmente, se han desarrollado diversos estudios para emplear materiales compuestos de matriz termoplástica por su rapidez de manufactura ^[7, 8, 10-12, 17, 27, 28].

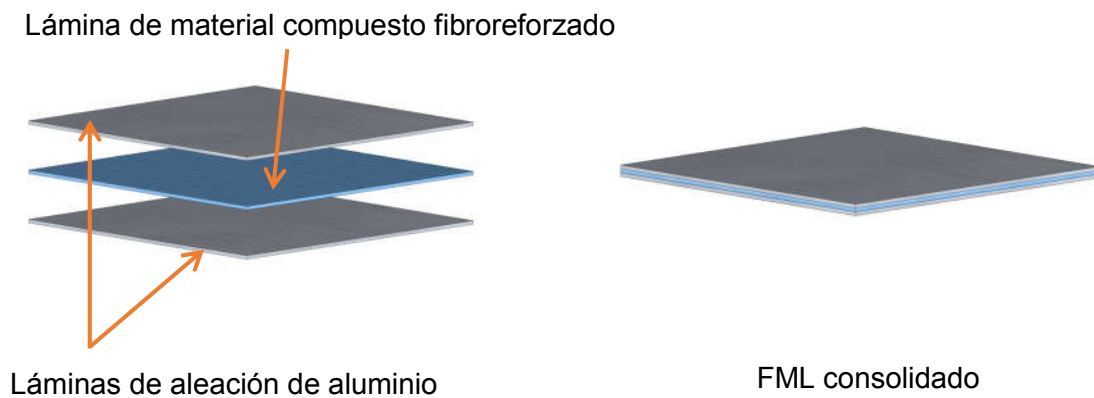


Figura 1.1. Estructura de un FML.

Los FMLs son materiales que surgen de la necesidad en la industria aeronáutica de desarrollar materiales más ligeros en peso, resistentes, tenaces y con mejor resistencia a

la propagación de grietas por fatiga, en comparación con su contraparte metálica (aluminio grado aeronáutico).

Los orígenes de este material se remontan a los años cincuenta debido a la necesidad de desarrollar materiales para la industria aeronáutica que tuvieran un mejor comportamiento a la fatiga y con menores velocidades de propagación de grietas en materiales estructurales, que el aluminio grado aeronáutico. La investigación en el desarrollo de los FMLs inició en la “Delf University of Technology”, con el desarrollo de una estructura laminada para el avión modelo “Fokker F-27”, aplicando la tecnología de unión en metales; se encontró que la velocidad de crecimiento de grietas por fatiga podía reducirse empleando materiales laminados unidos por adhesivos en lugar de usar una hoja gruesa monolítica. En los años setenta esta tecnología derivó en el desarrollo de estructuras laminadas que incluyeran fibras en las capas de adhesivo como las de aramida y las de carbono ^[1-6].

El primer FML fue denominado con el nombre de ARALL; acrónimo de las palabras en inglés Aramid Fibre Reinforced ALuminum Laminate. El ARALL consiste de laminados de una aleación de aluminio unidos alternadamente por adhesivo reforzado con fibras de aramida como se representa en la Figura 1.2. Actualmente existen diversos grados comerciales de ARALL. Desde la introducción de los materiales laminados de ARALL los FMLs han sido considerados como una familia de materiales altamente tolerantes al daño por impacto y fatiga, con un alto potencial de ahorro en peso ^[1-3].

En el ARALL se usan principalmente prepregs de fibra unidireccionales (láminas constituidas por fibras preimpregnadas con resina termofija que se cura parcialmente). La orientación de la fibra se elige en la dirección de la carga principal. Una desventaja del ARALL es que existe una resistencia interfacial baja entre las fibras de aramida y el adhesivo. Otra desventaja es que puede presentarse falla en las fibras bajo ciertas condiciones de fatiga, aunque la resistencia al crecimiento de grietas por fatiga es todavía considerablemente mejor que para la aleación de aluminio 2024. Las propiedades anisotrópicas de las fibras unidireccionales de aramida, prohibieron su aplicación en el fuselaje de aeronaves, donde existen tensiones biaxiales ^[2, 3].

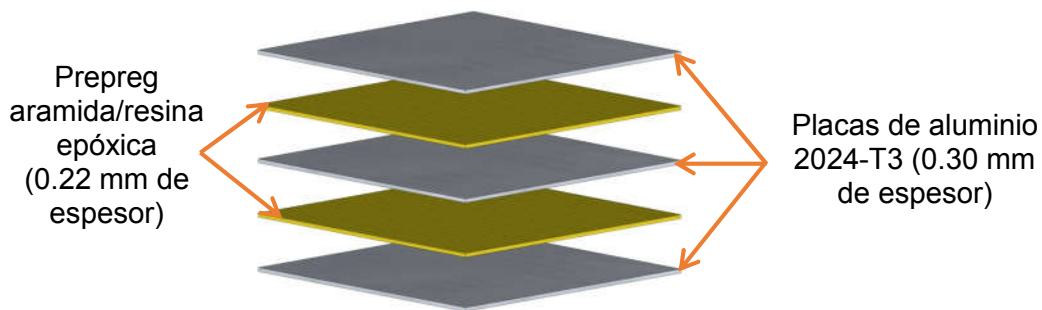


Figura 1.2. Representación de la estructura del ARALL 2.

Posterior al ARALL se fabricó otro FML con fibras de carbono en lugar de fibras de aramida el cual se denominó CARE (“CARbon REinforced” en inglés); este FML sin embargo mostró falla en las fibras y pobre desempeño a la fatiga ^[1-3]. En 1990 se utilizaron fibras de vidrio de alta resistencia en lugar de fibras de aramida; a este FML se le denominó GLARE (“GLAss REinforced” en inglés). El GLARE ha sido el FML más exitoso hasta la actualidad y se encuentra disponible en varios grados comerciales. La Figura 1.3 muestra la estructura del GLARE 2-3/2-0.4 el cual está formado de tres capas de aleación de aluminio 2024-T3, dos capas de prepreg de fibra de vidrio con la misma orientación de la fibra y con espesor de la aleación de aluminio de 0.4 mm ^[3].



Figura 1.3. Estructura de GLARE 2-3/2-0.4 ^[3].

En el GLARE la adhesión entre las fibras de vidrio y el adhesivo es mucho mejor que con las fibras de aramida; adicionalmente las fibras de vidrio son mucho más resistentes a la compresión. La falla en las fibras de vidrio es raramente observada durante cargas por

fatiga. Otra de las ventajas del GLARE sobre el ARALL es su alta resistencia a la compresión. Debido a sus buenas propiedades de unión es posible que el GLARE pueda ser construido en dos direcciones. Esto es mucho más adecuado donde ocurren esfuerzos biaxiales ^[3].

Los laminados de ARALL fueron desarrollados principalmente para aplicaciones en alas de aviones, mientras que el GLARE fue principalmente desarrollado para aplicaciones en el fuselaje ^[1-4].

El método más común para producir FMLs involucra un proceso de autoclave. Primeramente, al aluminio se le realiza un tratamiento con ácido crómico o fosfórico para mejorar la adhesión entre éste y el laminado fibroreforzado. Posteriormente se realiza la preparación del curado incluyendo la preparación de bolsa de vacío para una mejor compactación y extracción de aire. Luego se realiza el curado, así como la unión de las capas fibra-metal. Después del ciclo de curado en la autoclave, se realiza el post-estirado ya que en el ciclo de curado los FMLs portan esfuerzos residuales en el espesor del material y pequeños esfuerzos de tensión en las hojas de aluminio y compresión en las fibras; esta situación afecta de manera adversa la resistencia a la fatiga. Finalmente se realiza la inspección del material por ultrasonido, rayos X, pruebas mecánicas y técnicas visuales ^[5].

1.2. PROPIEDADES DE LOS FMLs

Los FMLs combinan las ventajas de los materiales metálicos y los materiales compuestos fibroreforzados. Los metales son isotrópicos; además, tienen una alta resistencia mecánica, resistencia al impacto, resistencia al medio ambiente y son fáciles de reparar; en tanto que los materiales compuestos tienen excelentes características a la fatiga, alta resistencia y tenacidad ^[1-3, 5].

Los FMLs deben a las fibras su buena resistencia al crecimiento de fisuras ya que restringen la propagación de las grietas. Estas fibras permanecen sin romperse durante el crecimiento de fisuras por fatiga en las capas de aluminio como se representa en la Figura 1.4. La presencia de las fibras en el FML contribuye a que una parte de la carga se transfiera a éstas; a esto se le denomina puenteo de fibra ("fibre bridging" en inglés). Si las fibras no estuvieran presentes, los esfuerzos serían transferidos a la grieta en la capa de aluminio, donde ésta tendería a abrirse sin restricción. En un FML, las fibras sufrirán elongación

durante la apertura en la grieta, pero ésta será limitada debido a su rigidez; lo que permite una reducción considerable de la velocidad de crecimiento de una grieta dada ^[1-6].

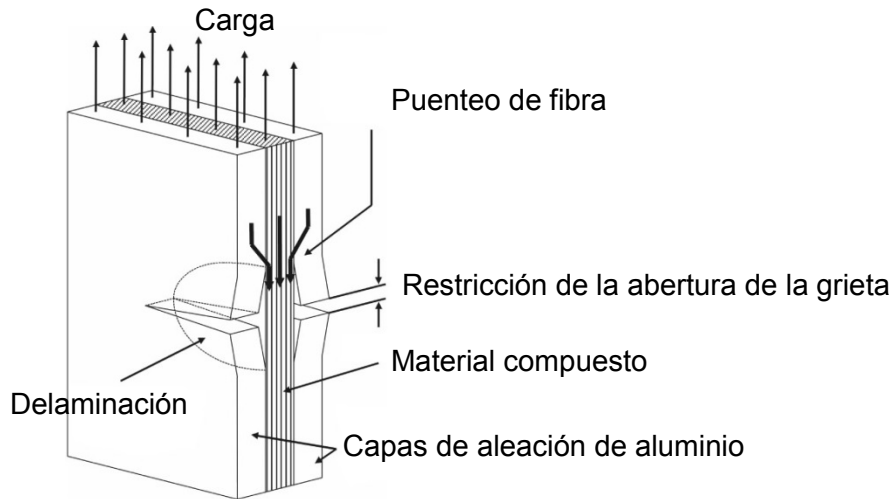


Figura 1.4. Puenteo de fibra en los FMLs ^[29].

Otro ejemplo es la comparación que se ilustra en la Figura 1.5 donde se comparan las contribuciones de las etapas de iniciación y de crecimiento de grieta a la vida total a la fatiga (número de ciclos hasta producir la falla del material) de una aleación de aluminio y de un FML. En el caso de la aleación de aluminio, puede observarse que la vida a la fatiga del mismo consiste principalmente de la etapa de iniciación de grieta ya que la fase de propagación es muy rápida. Por el contrario, en el caso del FML la vida a la fatiga consiste principalmente de la fase de propagación de la grieta; es decir la velocidad de propagación de la misma es mucho más lenta que en el caso del aluminio ^[4].

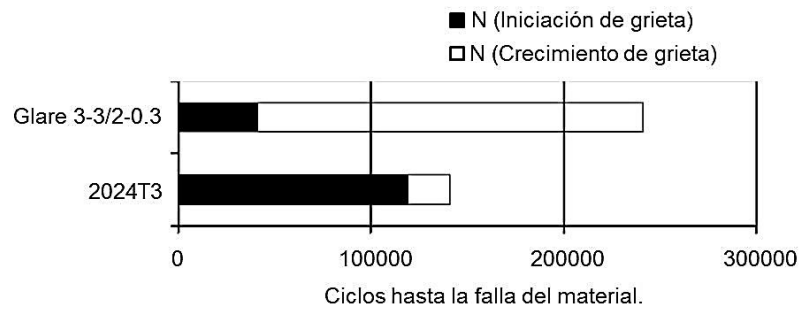


Figura 1.5. Contribuciones de los procesos de iniciación y de crecimiento de la grieta al tiempo de vida a la fatiga del GLARE 3 en comparación con la aleación de aluminio 2024 T3 ^[4].

Otro fenómeno en los FMLs es el de delaminación. Esta delaminación pareciera ser un aspecto negativo; sin embargo, sin ésta, las fibras estarían tan alargadas y estiradas cuando la grieta se propaga, que por lo tanto, se romperían. Por otro lado, si la delaminación es muy grande, cuando la grieta se propague, ésta se abriría mucho y consecuentemente crecería muy rápido ^[1-6].

Mientras que el crecimiento de una grieta en el aluminio monolítico se incrementa rápidamente con el incremento de la longitud de la grieta, los materiales laminados exhiben un comportamiento casi regular y lento en el crecimiento de la grieta. Se ha observado que los FMLs exhiben velocidades de crecimiento de la grieta de 10 a 100 veces más lentas que las que ocurren en el aluminio monolítico ^[1-3].

En impacto, los FMLs se desempeñan mejor que el aluminio monolítico. En particular, la absorción de energía de los FMLs bajo impacto es mucho mayor que la del aluminio monolítico o el material compuesto fibroreforzado ^[1-5]. En los FMLs ocurren los mismos tipos de daño y deformación plástica que en las aleaciones de aluminio convencionales pero a niveles de energía más altos ^[2, 3, 6]. La deformación por impacto en realidad es una ventaja significativa de los FMLs, especialmente cuando se les compara con los materiales compuestos; debido a que este daño visible ayuda a la inspección y detección de daño en el material, por tanto el uso de los FMLs permite el desarrollo de criterios y técnicas de reparación. Los FMLs son capaces de absorber una cantidad significativa de energía a través de la fractura localizada de la fibra y la falla a cortante en las placas del metal ^[5].

La Figura 1.6 muestra una comparación de la energía para producir la primera grieta y perforación de FMLs con sus materiales constituyentes (aluminio y material compuesto) bajo impacto a baja velocidad; donde se observa como el FML presenta una mayor energía para producir estos dos tipos de daño en comparación al aluminio por sí solo.

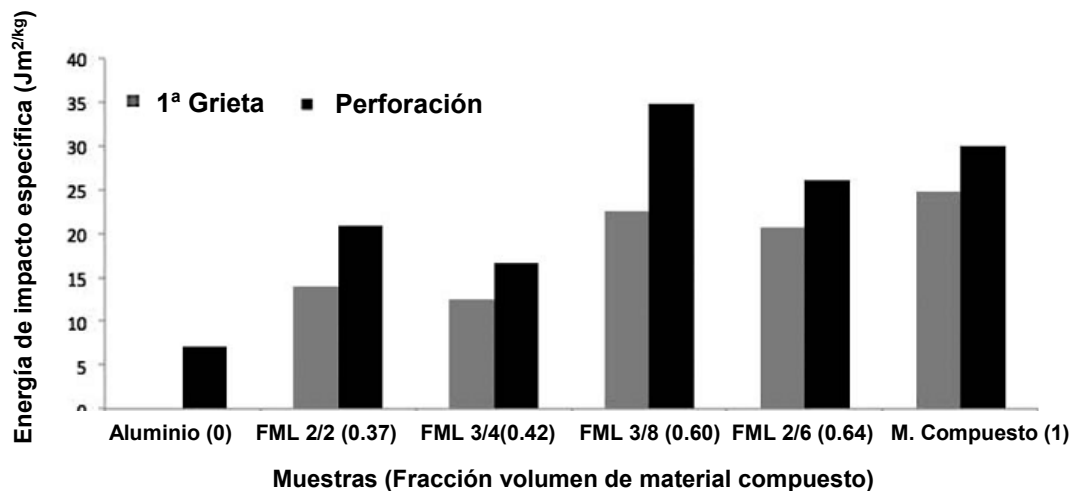


Figura 1.6. Energía de impacto de FMLs y materiales constituyentes bajo impacto a baja velocidad ^[30].

La primera generación de FMLs para aplicaciones aeroespaciales estuvo basada en materiales compuestos de matriz polimérica termofija (resinas epóxicas) que ofrecían alta resistencia y rigidez con una buena resistencia a altas temperaturas ^[1-3, 5, 7, 8].

Los FMLs son resistentes a la corrosión pues las capas de aluminio pueden ser anodizadas; en tanto que la corrosión en el interior del material se previene debido a que las capas de material compuesto actúan como barrera ^[2, 3].

Los FMLs ofrecen ahorros en peso; el número de partes requeridas para construir un componente puede ser menor que el número de partes necesitadas para construir el mismo componente pero de aleación metálica ^[1-6].

Los FMLs basados en matrices termofijas, presentan una serie de limitaciones incluyendo largos ciclos de procesamiento, propiedades de tenacidad a la fractura interlaminar bajas, así como dificultades asociadas con su reparación ^[31]. Actualmente se realizan diversas

investigaciones relacionadas al desarrollo de FMLs de matriz termoplástica por su rapidez de manufactura [7, 8, 10-12, 17, 27, 28].

1.3. MATERIALES COMPUESTOS LAMINADOS

El bloque básico para la construcción de un laminado es una lámina, la cual es un arreglo plano (a veces curvo) de fibras unidireccionales, o de un tejido de fibras en una matriz.

Un laminado es un conjunto de láminas apiladas, unidas con varias orientaciones de las direcciones principales del material. Las láminas pueden ser de varios espesores y de diferentes materiales, como en el caso del FML. Las capas del laminado usualmente se unen con la misma matriz del material que se usa en las láminas individuales [32, 33].

Una lámina ortotrópica es aquella cuyos ejes principales se encuentran en la dirección de las fibras (longitudinal), normal a las fibras en el plano de la lámina (transversal en el plano) y normal al plano de la lámina (Figura 1.7). Los principales ejes se designan 1, 2, y 3 respectivamente. En el caso de un material compuesto a base de un tejido de fibra, las direcciones del urdimbre y de la trama están en las direcciones principales en el plano [32, 33].

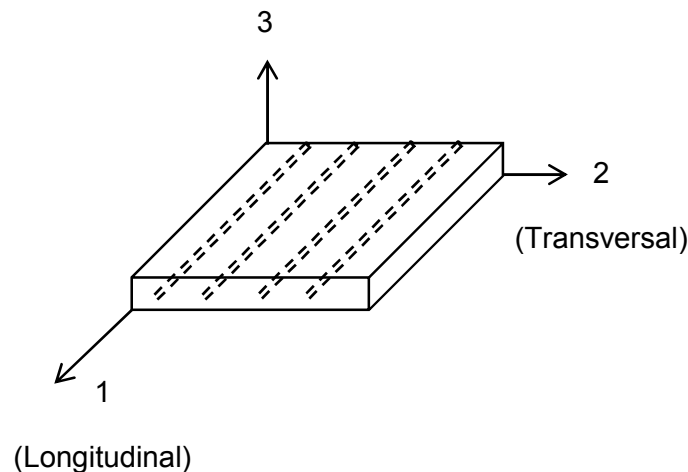


Figura 1.7. Lámina unidireccional con sus ejes principales.

En el caso de los metales, las láminas de metal, como es el caso del aluminio, pueden llegar a desarrollar una anisotropía durante los procesos de extrusión y laminación, así como en sus tratamientos térmicos subsecuentes; de ahí la importancia de verificar si una lámina de

aleación de aluminio conserva o no su isotropía. Si la lámina de metal ha desarrollado anisotropía, de manera general, las placas laminadas de un metal pueden considerarse materiales ortotrópicos con sus ejes definidos por la direcciones longitudinal, transversal y normal a la dirección de laminación ^[34, 35].

En el caso de los materiales laminados, en que los ejes principales del material difieren de capa a capa, es más conveniente analizar los laminados utilizando un sistema de coordenadas x, y, z (Figura 1.8). La orientación de una capa dada está definida por el ángulo entre el eje x de referencia y el eje longitudinal a la fibra, con el sentido positivo en dirección contraria a las agujas del reloj en el plano $x-y$ ^[33].

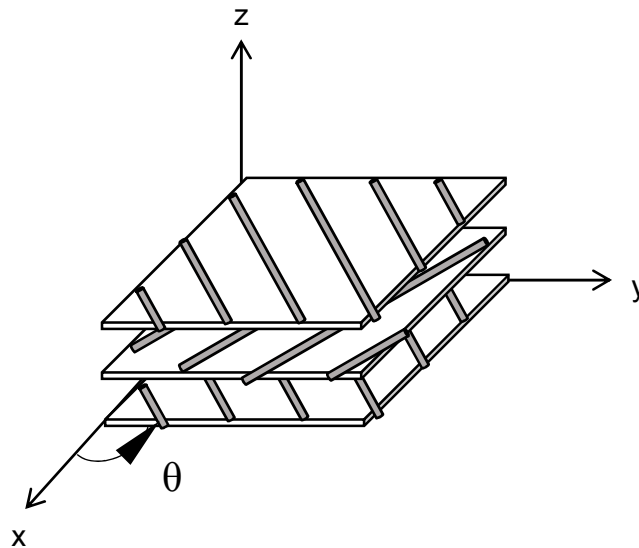


Figura 1.8. Laminado multidireccional y sistemas de coordenadas x, y, z .

En el caso de los tejidos de fibra existen dos ángulos, uno positivo formado por el ángulo entre el eje x y el urdimbre del tejido, y otro negativo formado por el eje x y la trama del tejido.

1.4. ANÁLISIS MACROMECAÁNICO DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS DE UNA LÁMINA

Los materiales compuestos pueden ser analizados a diferentes niveles. A nivel de los materiales constituyentes, la micromecánica permite la predicción del comportamiento promedio de una lámina como una función de las propiedades de sus materiales constituyentes y de las condiciones locales.

En el análisis macromecánico, a una lámina se le considera como un material cuasi homogéneo, anisotrópico, con su propia rigidez y resistencia promedio. Los criterios de falla pueden ser expresados en términos de los esfuerzos promedio y las resistencias globales de la lámina, sin la referencia de algún mecanismo de falla local particular. Este enfoque es el recomendado en el estudio del comportamiento elástico o viscoelástico general de los materiales compuestos laminados.

A nivel de un material compuesto laminado, el análisis macromecánico se aplica en la forma de la teoría de laminación, tratando el comportamiento global como una función de las propiedades de las láminas y de la secuencia de apilamiento de las mismas [32, 33].

Para una lámina de material compuesto orientada en sus ejes principales, la ley de Hooke generalizada establece la relación esfuerzo-deformación en la región elástica como [32]:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \sigma_3 \\ \tau_{23} \\ \tau_{13} \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ C_{41} & C_{42} & C_{43} & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ C_{51} & C_{52} & C_{53} & C_{54} & C_{55} & C_{56} \\ C_{61} & C_{62} & C_{63} & C_{64} & C_{65} & C_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \varepsilon_3 \\ \gamma_{23} \\ \gamma_{13} \\ \gamma_{12} \end{bmatrix} \quad (1.1)$$

Donde:

$[C_{ij}]$ = Matriz de rigidez de material

Esta ecuación describe el comportamiento esfuerzo-deformación en la región elástica de un material anisotrópico, en coordenadas alineadas con las direcciones principales del material, que es el caso más general.

1.4.1. MATERIALES ORTOTRÓPICOS BAJO ESFUERZO PLANO

Una lámina delgada se asume que se encuentra bajo esfuerzo plano cuando sus dimensiones en el plano son mucho más grandes que su espesor; (sus dimensiones son al menos 10 veces su espesor) ^[36]. Este tipo de situación pueden encontrarse frecuentemente en materiales compuestos laminados utilizados en estructuras cargadas en el plano como lo son paneles automotrices, alas de avión, fuselajes de aeronaves, etc ^[32].

Bajo un estado de esfuerzo plano, la relación deformación-esfuerzo para un material ortotrópico se reduce a la ecuación 1.2:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} S_{11} & S_{12} & 0 \\ S_{12} & S_{22} & 0 \\ 0 & 0 & S_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (1.2)$$

Donde:

$[S_{ij}]$ = Matriz de la complianza del material. La complianza es el inverso de la matriz de rigidez.

La relación deformación-esfuerzo puede invertirse para obtener la relación esfuerzo deformación:

$$\begin{bmatrix} \sigma_1 \\ \sigma_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} Q_{11} & Q_{12} & 0 \\ Q_{12} & Q_{22} & 0 \\ 0 & 0 & Q_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_1 \\ \varepsilon_2 \\ \tau_{12} \end{bmatrix} \quad (1.3)$$

Donde

$[Q_{ij}]$ = Matriz de rigidez reducida para un esfuerzo plano en el plano 1-2 del material.

Cada uno de los términos de $[Q_{ij}]$ están dados por:

$$Q_{11} = \frac{E_1}{1 - \nu_{21}\nu_{12}}, \quad Q_{12} = \frac{\nu_{12}E_2}{1 - \nu_{21}\nu_{12}} = \frac{\nu_{21}E_1}{1 - \nu_{21}\nu_{12}}, \quad Q_{22} = \frac{E_2}{1 - \nu_{21}\nu_{12}}, \quad Q_{66} = G_{12} \quad (1.4)$$

Puede observarse que para el análisis esfuerzo-deformación bajo un estado de esfuerzo plano en un material ortotrópico, se requiere conocer de cuatro constantes independientes que son E_1 , E_2 , G_{12} y ν_{12} ; las cuales pueden determinarse experimentalmente por medio de ensayos de tensión longitudinal, tensión transversal y ensayos a cortante en el plano 1-2 [33].

1.4.2. RELACIONES ESFUERZO DEFORMACIÓN PARA UNA ORIENTACIÓN ARBITRARIA

En la sección anterior, los esfuerzos y deformaciones de un material se definieron en las coordenadas principales del material; sin embargo, las direcciones principales de ortotropía del material frecuentemente no coinciden con la dirección de la carga aplicada o con los ejes de referencia (x, y) (Figura 1.9).

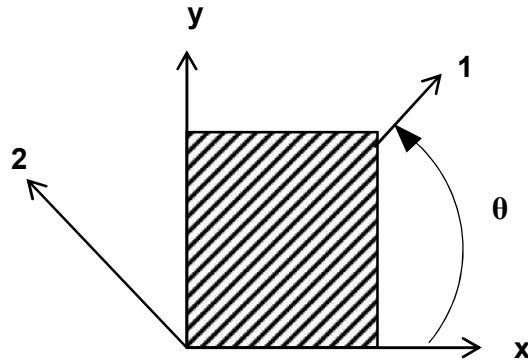


Figura 1.9. Rotación positiva de un sistema de coordenadas (1, 2) a un sistema de coordenadas (x, y).

En este caso, las componentes de esfuerzo y deformación referidas a los ejes principales del material (1, 2) pueden expresarse en términos de los ejes (x, y) mediante la ecuación 1.5 [33].

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{16} \\ \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{22} & \bar{Q}_{26} \\ \bar{Q}_{16} & \bar{Q}_{26} & \bar{Q}_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.5)$$

Donde:

$[\bar{Q}_{ij}]$ = Matriz de rigidez reducida transformada.

Cada uno de los términos de esta matriz están dados por:

$$\begin{aligned}
 \bar{Q}_{11} &= Q_{11} \cos^4 \theta + 2(Q_{12} + 2Q_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta + Q_{22} \sin^4 \theta \\
 \bar{Q}_{12} &= (Q_{11} + Q_{22} - 4Q_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta + Q_{12} (\sin^4 \theta + \cos^4 \theta) \\
 \bar{Q}_{22} &= Q_{11} \sin^4 \theta + 2(Q_{12} + 2Q_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta + Q_{22} \cos^4 \theta \\
 \bar{Q}_{16} &= (Q_{11} - Q_{12} - 2Q_{66}) \sin \theta \cos^3 \theta + (Q_{12} - Q_{22} + 2Q_{66}) \sin^3 \theta \cos \theta \\
 \bar{Q}_{26} &= (Q_{12} - Q_{22} - 2Q_{66}) \sin^3 \theta \cos \theta + (Q_{12} - Q_{22} + 2Q_{66}) \sin \theta \cos^3 \theta \\
 \bar{Q}_{66} &= (Q_{12} + Q_{22} - 2Q_{12} - 2Q_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta + Q_{66} (\sin^4 \theta + \cos^4 \theta)
 \end{aligned} \tag{1.6}$$

La matriz de rigidez reducida y transformada $\bar{Q}_{ij}$ tiene los 9 términos, a diferencia de la presencia de ceros de la matriz de rigidez reducida Q_{ij} .

Ahora bien, para expresar las deformaciones en términos de los esfuerzos la ecuación 1.5 se invierte y queda de la forma:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \bar{S}_{11} & \bar{S}_{12} & \bar{S}_{16} \\ \bar{S}_{12} & \bar{S}_{22} & \bar{S}_{26} \\ \bar{S}_{16} & \bar{S}_{26} & \bar{S}_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} \tag{1.7}$$

$[\bar{S}_{ij}]$ = Matriz de complianza reducida transformada.

Cada uno de los términos de $[\bar{S}_{ij}]$ están dados por:

$$\begin{aligned}
 \bar{S}_{11} &= S_{11} \cos^4 \theta + (2S_{12} + S_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta + S_{22} \sin^4 \theta \\
 \bar{S}_{12} &= S_{12} (\sin^4 \theta + \cos^4 \theta) + (S_{11} + S_{22} - S_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta \\
 \bar{S}_{22} &= S_{11} \sin^4 \theta + (2S_{12} + S_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta + S_{22} \cos^4 \theta \\
 \bar{S}_{16} &= (2S_{11} - 2S_{12} - S_{66}) \sin \theta \cos^3 \theta - (2S_{22} - 2S_{12} - S_{66}) \sin^3 \theta \cos \theta \\
 \bar{S}_{26} &= (2S_{11} - 2S_{12} - S_{66}) \sin^3 \theta \cos \theta - (2S_{22} - 2S_{12} - S_{66}) \sin \theta \cos^3 \theta \\
 \bar{S}_{66} &= 2(2S_{11} + 2S_{22} - 4S_{12} - S_{66}) \sin^2 \theta \cos^2 \theta + S_{66} (\sin^4 \theta + \cos^4 \theta)
 \end{aligned} \tag{1.8}$$

Debido a la presencia de $\bar{Q}_{16}$ y $\bar{Q}_{26}$ en la ecuación 1.5 y de $\bar{S}_{16}$ y $\bar{S}_{26}$ en la ecuación 1.7, el análisis de la respuesta esfuerzo-deformación de una lámina ortotrópica es más complejo que aquél para una lámina ortotrópica cuyos ejes principales del material están alineados con los ejes (x, y). Esto se traduce en un acoplamiento normal-cortante entre los esfuerzos y deformaciones del material, es decir, los esfuerzos normales producen deformaciones angulares y los esfuerzos cortantes producen deformaciones normales.

1.5. ANÁLISIS MACROMECAÍNICO DE MATERIALES COMPUESTOS LAMINADOS MULTIDIRECCIONALES. TEORÍA CLÁSICA DE LAMINACIÓN

La teoría clásica de laminación estudia el comportamiento global de materiales compuestos laminados multidireccionales como una función de las propiedades y de la secuencia de apilamiento de las capas individuales. La teoría clásica de laminación predice el comportamiento del laminado dentro de las siguientes suposiciones ^[33]:

1. Cada lámina o capa del laminado se considera como cuasi homogénea y ortotrópica.
2. El laminado es delgado, por lo cual sus dimensiones son mucho más grandes que su espesor y se encuentra en un estado de esfuerzo plano.
3. La relación esfuerzo-deformación de las capas es lineal.
4. Todos los desplazamientos (u, v y w, en las direcciones x, y z, respectivamente) son pequeños comparados con el espesor del laminado.
5. Los desplazamientos en el plano varían linealmente a través del espesor de laminado, es decir, los desplazamientos u y v, son funciones lineales de z.

Ahora bien, si se traza una línea recta normal a la superficie media del laminado y se asume que esta línea permanece recta y perpendicular a la superficie media cuando el laminado se deforma, es equivalente a ignorar las deformaciones a cortante en los planos perpendiculares a la superficie media, es decir, $\gamma_{xz} = \gamma_{yz} = 0$. Adicionalmente, la normal se asume que posee una longitud constante, de tal forma que la deformación perpendicular a la superficie media también se ignora, de tal manera que, $\epsilon_z = 0$. La Figura 1.10, muestra una sección transversal del laminado en el plano x-z ^[32].

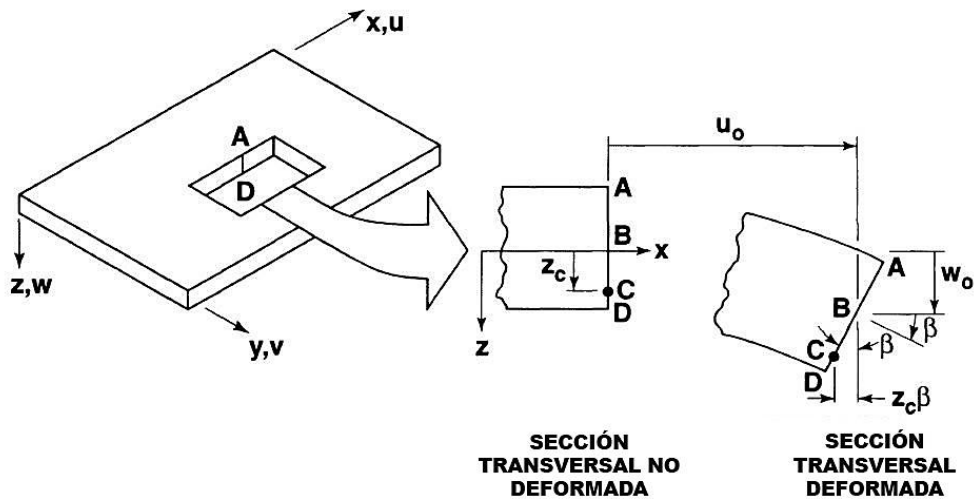


Figura 1.10. Geometría de deformación en el plano x-z. [32].

El desplazamiento en la dirección x del punto B, desde la superficie media sin deformarse, a la superficie media deformada es u_0 . Debido a que la línea ABCD permanece recta durante la deformación del laminado, el desplazamiento en el punto C es:

$$u_c = u_0 - z_c \beta \quad (1.9)$$

Pero debido a que, bajo deformación, la línea ABCD además permanece perpendicular a la superficie media, β es la inclinación de la superficie media del laminado en la dirección x, esto es:

$$\beta = \frac{\partial w_0}{\partial x} \quad (1.10)$$

Entonces el desplazamiento, u , en cualquier punto z a través del espesor del laminado es:

$$u = u_0 - z \frac{\partial w_0}{\partial x} \quad (1.11)$$

De manera similar, el desplazamiento, v en la dirección y es:

$$v = v_0 - z \frac{\partial w_0}{\partial y} \quad (1.12)$$

Ya que $\varepsilon_z = \gamma_{xz} = \gamma_{yz} = 0$, para pequeñas deformaciones (elasticidad lineal), las deformaciones restantes se definen en términos del desplazamiento como:

$$\begin{aligned}\varepsilon_x &= \frac{\partial u}{\partial x} \\ \varepsilon_y &= \frac{\partial v}{\partial y} \\ \gamma_{xy} &= \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial v}{\partial y}\end{aligned}\tag{1.13}$$

Por tanto de los desplazamientos u y v derivados de las ecuaciones 1.11 y 1.12, las deformaciones son:

$$\begin{aligned}\varepsilon_x &= \frac{\partial u_0}{\partial x} - z \frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} \\ \varepsilon_y &= \frac{\partial v_0}{\partial y} - z \frac{\partial^2 w_0}{\partial y^2} \\ \gamma_{xy} &= \frac{\partial u_0}{\partial x} + \frac{\partial v_0}{\partial y} - 2z \frac{\partial^2 w_0}{\partial x \partial y}\end{aligned}\tag{1.14}$$

Las relaciones anteriores pueden expresarse como:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x \\ \varepsilon_y \\ \gamma_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} + z \begin{bmatrix} K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{bmatrix}\tag{1.15}$$

Donde las deformaciones en la superficie media son:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{\partial u_0}{\partial x} \\ \frac{\partial v_0}{\partial y} \\ \frac{\partial u_0}{\partial x} + \frac{\partial v_0}{\partial y} \end{bmatrix}\tag{1.16}$$

Y las curvaturas en la superficie media son:

$$\begin{bmatrix} K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} \frac{\partial^2 w_0}{\partial x^2} \\ \frac{\partial^2 w_0}{\partial y^2} \\ \frac{\partial^2 w_0}{\partial x \partial y} \end{bmatrix} \quad (1.17)$$

Sustituyendo la ecuación 1.15, en las relaciones de esfuerzo-deformación, ecuación 1.5, los esfuerzos en cada capa k-ésima pueden expresarse en términos de las deformaciones de la superficie media del laminado como:

$$\begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix}_k = \begin{bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{16} \\ \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{22} & \bar{Q}_{26} \\ \bar{Q}_{16} & \bar{Q}_{26} & \bar{Q}_{66} \end{bmatrix} \left[\begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} + z \begin{bmatrix} K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{bmatrix} \right] \quad (1.18)$$

Donde la matriz $[\bar{Q}_{ij}]$ es diferente para cada capa del laminado, de manera que la variación de los esfuerzos a través del espesor del laminado no es necesariamente lineal, aunque la variación de la deformación si lo sea. La Figura 1.11 muestra variaciones típicas de las deformaciones y esfuerzos, donde los esfuerzos son, lineales en cada capa, pero discontinuos en las fronteras.



Figura 1.11. Variación de esfuerzos y deformaciones a través del espesor del laminado

[32].

Las fuerzas resultantes y los momentos por unidad de ancho, actuando en un laminado, se obtienen por integración de los esfuerzos en cada capa o lámina a través del espesor del laminado.

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{bmatrix} = \int_{-t/2}^{t/2} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} dz = \sum_{k=1}^N \int_{z_{k-1}}^{z_k} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} dz \quad (1.19)$$

$$\begin{bmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \int_{-t/2}^{t/2} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} z dz = \sum_{k=1}^N \int_{z_{k-1}}^{z_k} \begin{bmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{bmatrix} z dz \quad (1.20)$$

z_k y z_{k-1} se definen de acuerdo a la Figura 1.12. Puede definirse z_i como las distancias, con el sentido positivo de z hacia abajo, en este sentido, z_k es la distancia directa a la parte inferior de la capa k -ésima y z_{k-1} es la distancia directa a la parte superior de la capa k -ésima. Así también se definen las siguientes relaciones:

$$\begin{aligned} z_0 &= -\frac{t}{2} \\ z_1 &= -\frac{t}{2} + t_1 \\ z_N &= +\frac{t}{2} \\ z_{N-1} &= +\frac{t}{2} - t_N \end{aligned} \quad (1.21)$$

Donde:

t_N = Espesor de la capa N .

t = Espesor total del laminado.

N = Número de la capa.

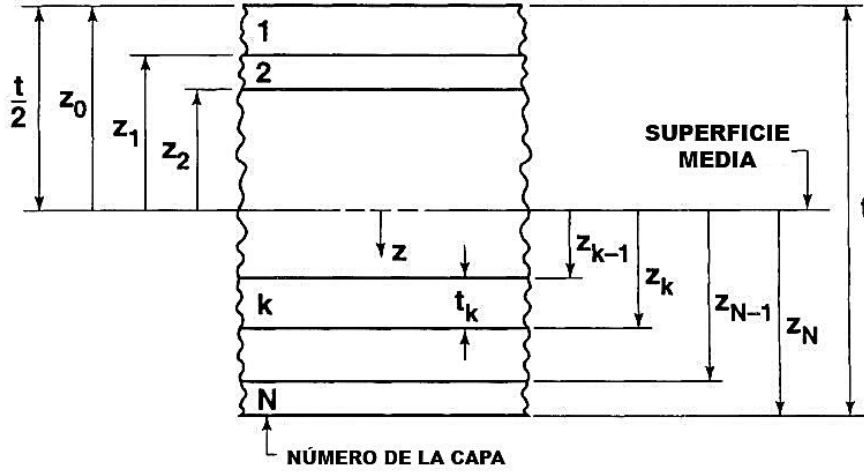


Figura 1.12. Geometría de un laminado de N-capas ^[32].

Sustituyendo la ecuación 1.18 en las ecuaciones 1.19 y 1.20 se tiene:

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{bmatrix} = \sum_{k=1}^N \int_{z_{k-1}}^{z_k} \begin{bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{16} \\ \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{22} & \bar{Q}_{26} \\ \bar{Q}_{16} & \bar{Q}_{26} & \bar{Q}_{66} \end{bmatrix}_k \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} + z \begin{bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{16} \\ \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{22} & \bar{Q}_{26} \\ \bar{Q}_{16} & \bar{Q}_{26} & \bar{Q}_{66} \end{bmatrix}_k \begin{bmatrix} K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{bmatrix} dz \quad (1.22)$$

$$\begin{bmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \sum_{k=1}^N \int_{z_{k-1}}^{z_k} z \begin{bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{16} \\ \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{22} & \bar{Q}_{26} \\ \bar{Q}_{16} & \bar{Q}_{26} & \bar{Q}_{66} \end{bmatrix}_k \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} + z^2 \begin{bmatrix} \bar{Q}_{11} & \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{16} \\ \bar{Q}_{12} & \bar{Q}_{22} & \bar{Q}_{26} \\ \bar{Q}_{16} & \bar{Q}_{26} & \bar{Q}_{66} \end{bmatrix}_k \begin{bmatrix} K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{bmatrix} dz \quad (1.23)$$

Solucionando las ecuaciones 1.22 y 1.23:

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.24)$$

$$\begin{bmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} + \begin{bmatrix} D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.25)$$

Donde:

$$A_{ij} = \sum_{k=1}^N (\bar{Q}_{ij})_k (z_k - z_{k-1}) \quad (1.26)$$

$$B_{ij} = \frac{1}{2} \sum_{k=1}^N (\bar{Q}_{ij})_k (z_k^2 - z_{k-1}^2) \quad (1.27)$$

$$D_{ij} = \frac{1}{3} \sum_{k=1}^N (\bar{Q}_{ij})_k (z_k^3 - z_{k-1}^3) \quad (1.28)$$

Combinando las ecuaciones 1.24 y 1.25 se tiene:

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \\ M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} & B_{11} & B_{12} & B_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} & B_{12} & B_{22} & B_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} & B_{16} & B_{26} & B_{66} \\ B_{11} & B_{12} & B_{16} & D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ B_{12} & B_{22} & B_{26} & D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ B_{16} & B_{26} & B_{66} & D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \\ K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.29)$$

La ecuación 1.29 puede escribirse de forma condensada como sigue:

$$\begin{Bmatrix} N \\ M \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} A & B \\ B & D \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} \varepsilon^0 \\ K \end{Bmatrix} \quad (1.30)$$

De las ecuaciones 1.26 a 1.28:

[A_{ij}] = Rigidez extensional, o módulo del laminado en el plano, la rigidez extensional relaciona las cargas en el plano con las deformaciones en el plano.

[B_{ij}] = Rigidez de acoplamiento que relaciona las cargas en el plano a las curvaturas, y los momentos a las deformaciones en el plano. Por tanto si B_{ij} ≠ 0, las fuerzas en el plano producen deformaciones a flexión y torsión; por otro lado los momentos producen tensión en la superficie media adicionalmente a flexión y torsión.

[D_{ij}] = Rigidez a flexión del laminado que relaciona los momentos a las curvaturas.

Invirtiendo la ecuación 1.29 para establecer las deformaciones y curvaturas en función de las cargas y momentos aplicados, la ecuación resultante es:

$$\begin{bmatrix} \varepsilon_x^0 \\ \varepsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \\ K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{16} & b_{11} & b_{12} & b_{16} \\ a_{12} & a_{22} & a_{26} & b_{12} & b_{22} & b_{26} \\ a_{16} & a_{26} & a_{66} & b_{16} & b_{26} & b_{66} \\ b_{11} & b_{12} & b_{16} & d_{11} & d_{12} & d_{16} \\ b_{12} & b_{22} & b_{26} & d_{12} & d_{22} & d_{26} \\ b_{16} & b_{26} & b_{66} & d_{16} & d_{26} & d_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \\ M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.31)$$

O de manera condensada:

$$\begin{Bmatrix} \varepsilon^0 \\ K \end{Bmatrix} = \begin{bmatrix} a & b \\ c & d \end{bmatrix} \begin{Bmatrix} N \\ M \end{Bmatrix} \quad (1.32)$$

Donde las matrices [a], [b], [c] y [d] son las matrices de complianza del laminado obtenidas a partir de las matrices de rigidez [A], [B], [C] y [D] como sigue ^[33]:

$$\begin{aligned} [a] &= [A]^{-1} - \left\{ [B^*] [D^*]^{-1} \right\} [C^*] \\ [b] &= [B^*] [D^*]^{-1} \\ [c] &= -[D^*]^{-1} [C^*] \\ [d] &= [D^*]^{-1} \end{aligned} \quad (1.33)$$

Donde:

$$\begin{aligned} [B^*] &= -[A]^{-1} [B] \\ [C^*] &= [B] [A]^{-1} \\ [D^*] &= [D] - \left\{ [B] [A]^{-1} \right\} [B] \end{aligned} \quad (1.34)$$

1.5.1. MATERIALES COMPUESTOS LAMINADOS SIMÉTRICOS

Un laminado es simétrico cuando para cada capa en un lado de la superficie media, hay una capa correspondiente del otro lado, a una distancia igual de la superficie media y con

un espesor, orientación y propiedades iguales. El laminado es simétrico tanto en geometría como propiedades ^[33].

Para laminados que son simétricos tanto en geometría como en propiedades en su superficie media, las ecuaciones generales de rigidez dadas por las ecuaciones 1.26 a 1.28 se simplifican considerablemente.

1. Para cada par de láminas del laminado se cumple que al tener ambas láminas las mismas propiedades y orientaciones en las direcciones principales del material, ambas láminas tienen la misma $(\bar{Q}_{ij})_k$.
2. Debido a la simetría de $(\bar{Q}_{ij})_k$ y el espesor t_k , la rigidez de acoplamiento flexión-deformación extensional, $[B_{ij}]$ es cero.

La eliminación del acoplamiento entre la flexión y la deformación extensional, ayuda a que los laminados sean mucho más fáciles de analizar.

Las fuerzas y momentos resultantes de un laminado simétrico son:

$$\begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} A_{11} & A_{12} & A_{16} \\ A_{12} & A_{22} & A_{26} \\ A_{16} & A_{26} & A_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \epsilon_x^0 \\ \epsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} \quad (1.35)$$

$$\begin{bmatrix} M_x \\ M_y \\ M_{xy} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} D_{11} & D_{12} & D_{16} \\ D_{12} & D_{22} & D_{26} \\ D_{16} & D_{26} & D_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} K_x \\ K_y \\ K_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.36)$$

La ecuación 1.35 también puede escribirse de la forma:

$$\begin{bmatrix} \epsilon_x^0 \\ \epsilon_y^0 \\ \gamma_{xy}^0 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} a_{11} & a_{12} & a_{16} \\ a_{12} & a_{22} & a_{26} \\ a_{16} & a_{26} & a_{66} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} N_x \\ N_y \\ N_{xy} \end{bmatrix} \quad (1.37)$$

Donde:

$$[a_{ij}] = [A_{ij}]^{-1}$$

Es mediante la determinación de la matriz de rigidez extensional, como pueden obtenerse las propiedades elásticas, las cuales están dadas por las ecuaciones 1.38 a 1.41:

$$E_x = \frac{1}{ha_{11}} \quad (1.38)$$

$$E_y = \frac{1}{ha_{22}} \quad (1.39)$$

$$\nu_{xy} = -\frac{a_{12}}{a_{11}} \quad (1.40)$$

$$G_{xy} = \frac{1}{ha_{66}} \quad (1.41)$$

Donde:

h = espesor del laminado

1.6. DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES A IMPACTO A BAJA VELOCIDAD

Con el incremento del uso de los materiales compuestos en la industria del transporte, el entendimiento del comportamiento bajo impacto es crítico para el diseño de materiales compuestos, y sobre todo en materiales compuestos híbridos como es el caso de los FMLs.

La resistencia al impacto es la capacidad de la estructura para resistir la fractura bajo un esfuerzo aplicado a una velocidad muy alta. En un ensayo de impacto, el impacto se realiza mediante el contacto dinámico repentino entre un impactor rígido y un blanco o muestra ^[37].

La respuesta a impacto de los materiales se puede clasificar de acuerdo al régimen de impacto como de baja velocidad, velocidad intermedia, impacto balístico o de alta velocidad, como se muestra en la Figura 1.13 ^[38].

El impacto a baja velocidad, es aquel que se desarrolla a velocidades por debajo de los 10 m/s que puede resultar de condiciones como por ejemplo la caída de herramientas. Bajo este régimen de impacto el tiempo de contacto es lo suficientemente largo para que exista una respuesta dinámica de toda la superficie del material. Cuando las velocidades se encuentran por debajo de los 5 m/s, el tipo de respuesta está controlada por la proporción de las masas impactor/muestra más que por la velocidad del impacto.

El impacto a velocidad intermedia es aquél que se desarrolla a velocidades de 10 a 50 m/s que puede producirse, por ejemplo, a partir del impacto de escombros en la carretera, escombros de una explosión, proyectiles de un tornado o huracán. Para este régimen de impacto, la respuesta del material puede ser característica del impacto de baja o alta velocidad.

El impacto a alta velocidad o impacto balístico se desarrolla a velocidades entre los 50 y 1000 m/s producidos por arma de fuego o fragmentos de ojivas. La respuesta de un material sometido bajo este régimen de impacto está dominada por la propagación de una onda de esfuerzos a través del espesor del material, en la cual la estructura no tiene tiempo de responder conduciendo a un daño localizado; los efectos de condiciones de frontera pueden ignorarse, debido a que el evento de impacto termina antes de que la propagación de esfuerzos alcance la frontera. Finalmente, existe otro régimen de impacto que es el de hipervelocidad, de 2 a 5 km/s, donde el proyectil se mueve a velocidades tan altas que el material se comporta como un fluido. Este tipo de impacto se estudia en el desarrollo de protecciones contra micrometeoritos en la órbita terrestre ^[38].

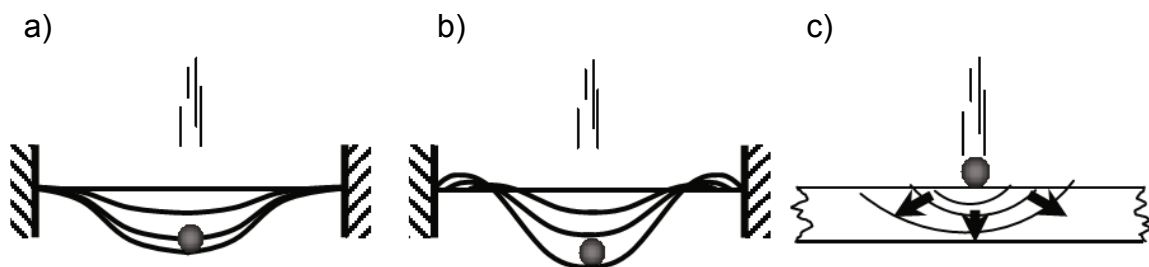


Figura 1.13. Regímenes de impacto. a) Impacto de baja velocidad, b) Impacto de velocidad intermedia, c) Impacto de alta velocidad ^[38].

Los modos de falla dependen de la condición de carga. Para el impacto a baja velocidad el modo de falla y la absorción de energía son altamente dependientes del tamaño de la muestra, rigidez y condiciones de frontera.

La energía de impacto es una medida de la tenacidad del material y para analizar éste fenómeno, se requiere de información acerca de la variación de la fuerza de contacto durante el tiempo de impacto ^[37].

Los ensayos de impacto a baja velocidad pueden realizarse por medio de un péndulo de impacto (ensayos Charpy e Izod) o por medio de una torre de impacto (ver Figura 1.14); ésta última es más representativa de escenarios físicos que producen impacto transversal a un material compuesto laminado o tipo sándwich, como es el caso de los FMLs.

La torre de impacto es un equipo que consiste de una torre por la cual se deja caer un peso con un impactor instrumentado con una celda de carga. La historia fuerza-tiempo se mide desde el punto de contacto inicial con la muestra, hasta que el final del evento de impacto. Para inducir una energía de impacto determinada, se agregan masas al impactor o bien se varía la altura a la cual se deja caer el impactor, variando de esta manera su energía potencial.

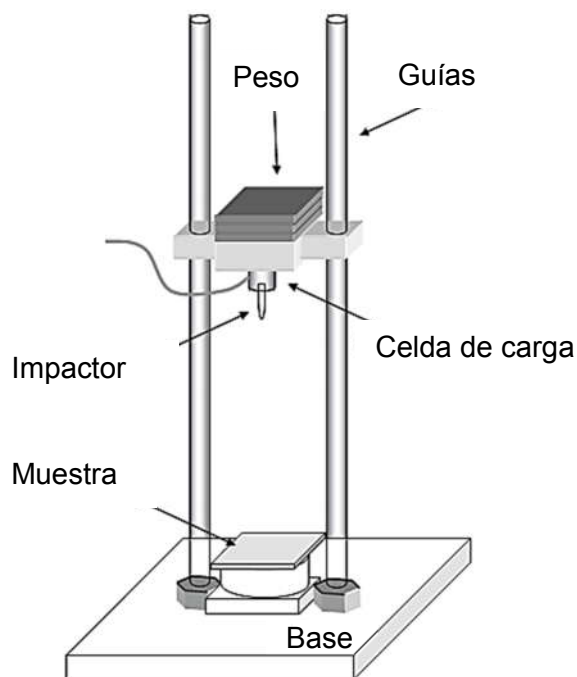


Figura 1.14. Torre de impacto ^[10].

La curva fuerza-tiempo proporciona un buen indicio del progreso del daño en el material compuesto. La velocidad durante el evento de impacto puede también instrumentarse obteniendo la curva velocidad-tiempo. Mediante la integración de los datos de velocidad es posible obtener la curva fuerza-desplazamiento y mediante ésta la curva energía-tiempo del evento de impacto

En estas pruebas también es posible identificar la energía de primer impacto y perforación del material, mediante la aplicación de conceptos básicos de energía cinética, potencial y caída libre de un objeto ^[38, 39].

La masa del impactor tiene un efecto significativo en la absorción de energía en los materiales compuestos. Cuando la masa del impactor es mayor se promueve una respuesta global de la muestra provocando una flexión significativa y absorción de energía en el panel. Impactores más ligeros concentran la energía de manera localmente resultando en una energía de perforación más baja.

La Figura 1.15 muestra una curva fuerza-energía-tiempo donde pueden identificarse diversos puntos importantes como la carga para daño incipiente (P_i), carga máxima (P_m),

carga a la falla (P_f), energía para daño incipiente (E_i), energía a la carga máxima (E_m), energía total absorbida en el evento de impacto (E_t). El punto para daño incipiente se refiere a la primera desviación significativa de la curva carga tiempo. Este punto puede relacionarse con la aparición de microgrietas en la matriz, daño en la fibra o el inicio de la desunión de la cara anterior al impacto en un material tipo sándwich. El punto de carga máxima y su energía correspondiente se relaciona con la máxima penetración del impactor y el inicio de su rebote. El punto de carga a la falla y su energía correspondiente representa la respuesta de la muestra al final de la fase de rebote del impactor [38].

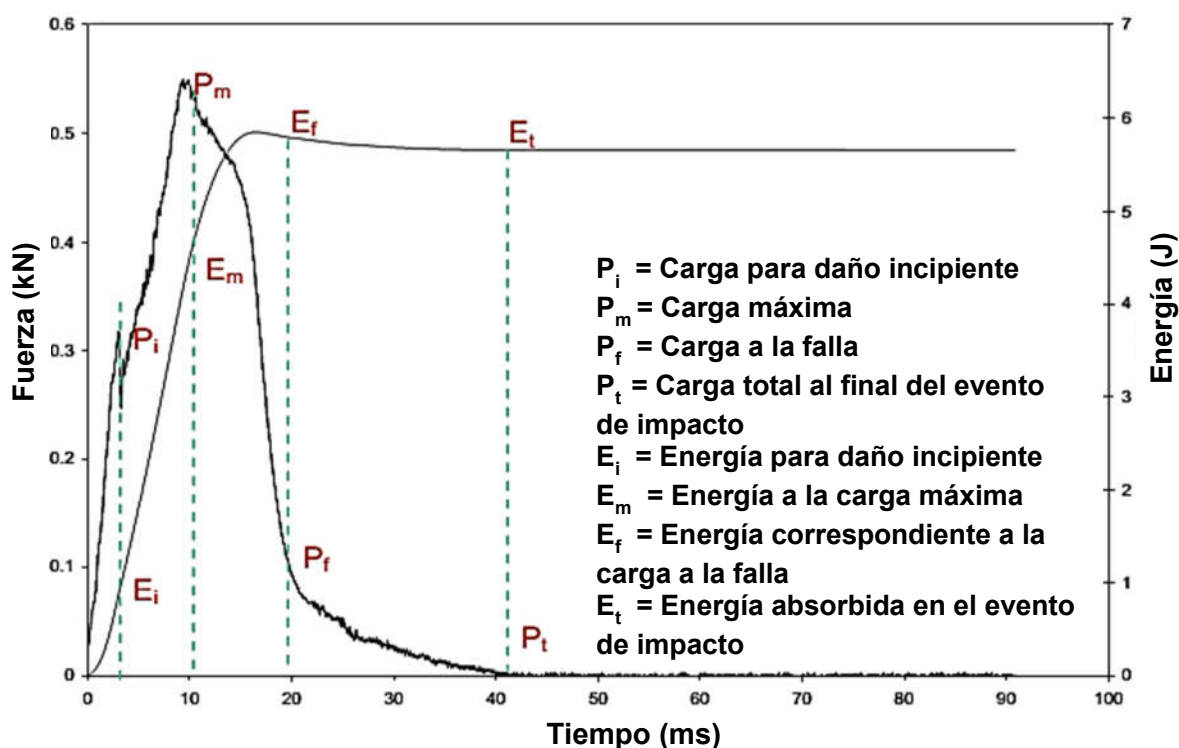


Figura 1.15. Curva fuerza-energía-tiempo de un ensayo de impacto y puntos característicos [38].

1.7. MODOS DE FALLA EN MATERIALES COMPUESTOS BAJO IMPACTO A BAJA VELOCIDAD

Bajo impacto a baja velocidad, los materiales compuestos laminados fibroreforzados, son susceptibles a daño interno. En muchos casos el daño no es aparente en la superficie, sin

embargo el daño interno puede ser significativo, reduciendo por lo tanto la resistencia residual y la vida de servicio del material ^[40].

La naturaleza heterogénea y anisotrópica de estos materiales contribuye a diversos modos de falla. La interacción entre los modos de falla influye en el modo de inicio de fallo y su propagación. En la mayoría de los casos estos incluyen ^[38, 40]:

- Ruptura o agrietamiento de la matriz que ocurre paralela a las fibras debido a tensión, compresión o cortante.
- Delaminación entre capas como resultados de esfuerzos interlaminares.
- Ruptura de fibras o pandeo de las mismas.
- Penetración.

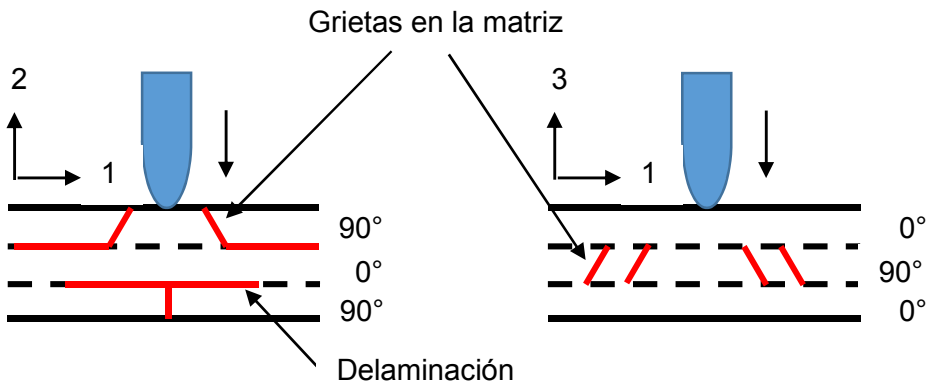
El daño en la matriz es el primer tipo de falla inducido por el impacto a baja velocidad y usualmente toma la forma de agrietamiento en la matriz, pero también puede ser en la forma de desunión entre la fibra y la matriz y comienzo de la delaminación.

Las grietas en la matriz ocurren debido al desbalance de las propiedades entre la fibra y la matriz y están usualmente orientadas en planos paralelos a la dirección de la fibra en capas unidireccionales. Un patrón común se muestra en la Figura 1.16, donde se observa que las grietas en las capas superiores y en la capa media (Figura 1.16a y 1.16b, respectivamente) comienzan bajo los límites del impactor. Estas grietas por cortante están formadas por esfuerzos cortantes transversales a través del material. Los esfuerzos a cortante transversales están relacionados a la fuerza de contacto y al área de contacto.

La grieta en la capa posterior al impacto en la Figura 1.16a se denomina como grieta de flexión debido a que es inducida por los esfuerzos a tensión por flexión y son perpendiculares al laminado.

a) Vista transversal

b) Vista longitudinal

Figura 1.16. Daño inicial de un material compuesto laminado a $0^\circ/90^\circ/0^\circ$ [40].

La delaminación es la separación de capas que se desarrolla en áreas ricas en matriz entre capas y es el resultado de las diferencias de la rigidez a flexión entre capas adyacentes. La delaminación se inicia predominantemente como modo I de fractura, debido a los esfuerzos normales fuera del plano, causados por la presencia de grietas de matriz y altos esfuerzos interlaminares a lo largo de la interface. La delaminación iniciada por una grieta en la matriz se debe típicamente al desarrollo de esfuerzos normales interlaminares y esfuerzos cortantes en la interface. El modo de fractura II es el modo de falla dominante para la propagación de la delaminación.

La ruptura de fibras ocurre posterior a la formación de grietas de la matriz y la delaminación en el proceso de fractura. La ruptura de fibras ocurre justo debajo del impactor debido a esfuerzos localizados y los efectos de indentación que se encuentran principalmente gobernados por fuerzas a cortante. En el lado posterior al impacto la ruptura de fibras ocurre debido a esfuerzos a flexión. La ruptura de fibras es un precursor de la penetración.

La penetración es un modo de falla macroscópico que ocurre cuando la ruptura de las fibras alcanza un grado crítico tal que el impactor es capaz de penetrar completamente el material. El umbral de energía para la penetración se incrementa con el espesor del material. Las principales formas de absorción de energía durante la penetración son cortante, delaminación y flexión elástica.

Como pudo observarse, los materiales compuestos pueden fallar en una amplia variedad de modos y presentar un daño por impacto apenas visible el cual sin embargo puede reducir severamente su integridad estructural; esto debido a que la mayoría de los impactos serán en la dirección transversal, donde su resistencia al daño transversal es particularmente pobre, debido a la ausencia de un refuerzo a través del espesor^[40], por lo cual serán extremadamente susceptibles al inicio de su agrietamiento y propagación de la grieta a lo largo de sus interfaces laminares en varios modos de falla. La delaminación es uno de los modos de crecimiento de grieta más prevalentes que limitan la vida de los materiales compuestos. En tanto que la carga por impactos de alta energía provoca la penetración completa o daño el cual puede ser detectable en la superficie, los impactos de baja energía pueden producir delaminación extensiva debajo de la superficie con daño poco visible. La presencia del daño interno se ha encontrado que provoca una degradación sustancial en propiedades mecánicas importantes como la resistencia y la rigidez ^[41].

1.8. MODOS DE FALLA Y VENTAJAS DEL USO DE FMLs BAJO IMPACTO A BAJA VELOCIDAD

Debido a su ductilidad, el impacto no es una amenaza severa para una estructura metálica, debido a que puede absorber una gran cantidad de energía de impacto en de la región elástica hasta la cedencia y el material puede desarrollar grandes deformaciones hasta la fractura. Por el contrario, los materiales compuestos fibroreforzados pueden presentar un daño apenas visible o no detectable ^[37].

Los FMLs son materiales atractivos que hacen uso de la ventaja de los metales en combinación con los materiales compuestos fibroreforzados para amplificar su resistencia al impacto. En particular, la absorción de energía de los FMLs bajo impacto es mucho mayor que la del aluminio monolítico o el material compuesto fibroreforzado ^[1-5]. En los FMLs ocurren los mismos tipos de daño y deformación plástica que en las aleaciones de aluminio convencionales pero a niveles de energía más altos ^[2, 3, 6]. La presencia de hojas de aluminio en el FML ofrece cierta ductilidad en el laminado y su deformación plástica proporciona cierto porcentaje de indentación permanente que incrementa la capacidad de detección e inspección ^[5, 37, 38].

La alta resistencia al impacto de los FMLs es resultado de los diferentes mecanismos de falla proporcionadas por la estructura del laminado. El proceso de ruptura de los FML es

una combinación de desunión o delaminación metal-material compuesto, delaminación en el material compuesto en sí, plasticidad del metal, falla a cortante de las capas de metal y falla del material compuesto [5, 42]. El material compuesto es uno de los componentes del FML que es más sensible al impacto y que absorbe energía a través de la ruptura de fibras, delaminación y agrietamiento de la matriz [42], como se mencionó anteriormente.

1.9. CRITERIOS PARA DESCRIBIR LAS PROPIEDADES A IMPACTO EN FMLs

Se han empleado diferentes criterios para describir y comparar los diferentes parámetros afectados en el comportamiento a impacto de los FMLs. Entre ellos están la máxima deflexión permanente, el coeficiente de energía de restitución (para un proyectil que rebota en el evento de impacto, la proporción de la energía cinética del impactor antes y después del impacto), la energía requerida para provocar la ruptura de fibras o la fractura de las caras externas de aluminio y el ancho de daño [43].

1.9.1. PERFILES DE ENERGÍA DE IMPACTO

La elaboración de perfiles de energía, que muestran la relación entre la energía de impacto inducida y la energía absorbida por el material durante el evento de impacto, es una herramienta que puede resultar útil para la localización de los umbrales de perforación y con el propósito de comparar la capacidad de absorción de energía entre diferentes materiales compuestos y laminados. En los perfiles de energía se genera una gráfica de energía absorbida (E_a) vs energía de impacto inducida (E_{impacto}) como se muestra en la Figura 1.17. La E_a se obtiene de la curva energía-tiempo del evento de impacto a la E_{impacto} evaluada; en tanto que la E_{impacto} se obtiene con la energía potencial del ensayo de impacto. En dicha gráfica hay una línea diagonal que representa la línea de máxima absorción de energía donde E_a es igual a la E_{impacto} . En general un diagrama de perfil de energía consiste de 3 regiones. La región I (del punto A al punto B) corresponde a una región donde la muestra no ha sido penetrada por el impactor y se ubica por debajo de la línea de máxima absorción de energía donde $E_a < E_{\text{impacto}}$, lo que indica que hay un exceso de energía de impacto la cual es retenida por el impactor y utilizada para producir su rebote al final del evento de impacto. La región II (del punto B al punto C) corresponde al intervalo de penetración donde toda la E_{impacto} es absorbida por la muestra y el umbral de penetración puede definirse como el punto donde la E_a es igual a la E_{impacto} por primera vez. En el umbral de perforación el impactor pega a la muestra pero no se produce rebote. Finalmente, en la

región III (posterior al punto C) la muestra es perforada, en esta región se realizan ensayos a impacto con E_{impacto} superiores para determinar el valor máximo de la E_a , a partir del umbral de perforación la E_a permanece constante; lo que implica que el impactor no provoca mayor daño en la muestra aún si la E_{impacto} se incrementa [44, 45].

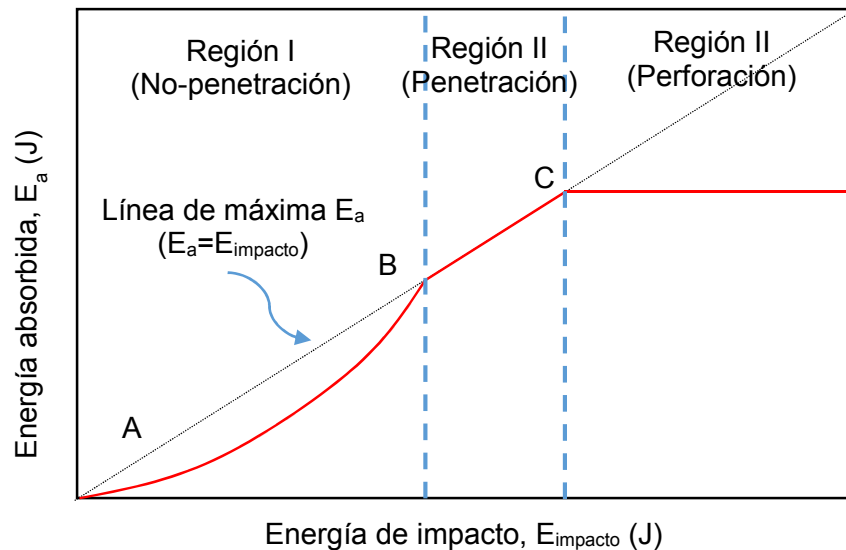


Figura 1.17. Esquema general de un perfil de energía [45].

En este sentido, Agirregomezkorta *et al* [44] realizaron ensayos de impacto a baja velocidad en dos materiales compuestos laminados a base de fibra de carbono, uno de ellos con matriz de resina epóxica y el otro con una matriz a base de polibutilen-tereftalato. Los ensayos se realizaron a diversos niveles de energía permitiendo obtener la respuesta fuerza-tiempo y energía-tiempo de cada material compuesto y también identificando los diversos tipos de daño que presentó cada uno. Los ensayos permitieron la construcción de los perfiles de energía que muestran la relación entre la energía de impacto y la energía absorbida para cada nivel de energía de impacto de cada material, identificando de esta forma los umbrales de penetración y perforación. Los resultados mostraron que el material compuesto con matriz de polibutilen-tereftalato presentó un umbral para perforación más alto que para el material compuesto a base de resina epóxica, debido a la naturaleza termoplástica de la primera mejorando la capacidad de absorción de energía del material compuesto.

En relación a FMLs de matriz termoplástica, Múgica *et al* ^[45] estudiaron la respuesta al impacto de baja velocidad de un FML a base de una aleación de magnesio y polipropileno autoreforzado, comparando su desempeño con un FML a base de aluminio y el mismo material compuesto. Se realizaron los ensayos a tensión de cada FML y del SRPP mostrando que el FML a base de aluminio podría ofrecer una capacidad de disipación de energía más alta que la del FML a base de magnesio. La realización de los ensayos de impacto permitió la identificación de los diversos tipos de daño inducido a cada FML de acuerdo al nivel de energía evaluado, como son deformación permanente, aparición de grietas en ambas caras del FML, inicio de ruptura de fibras y perforación. Para cada nivel de energía de impacto evaluada se obtuvo la respuesta fuerza-tiempo, relacionando cada curva con el tipo de daño inducido. También se construyeron los perfiles de energía-absorbida-energía de impacto para cada FML. Los perfiles de energía permitieron la determinación de los umbrales de perforación, en los cuales el FML a base de aluminio presentó un umbral de perforación más alto que el FML a base de magnesio debido al comportamiento de este último en comparación con el aluminio.

1.10. ESTUDIOS DE EVALUACIÓN DEL DESEMPEÑO MECÁNICO DE LOS FMLs

Son diversos los estudios que se han realizado para evaluar el desempeño mecánico de los FMLs, caracterizando ya sea sus propiedades a tensión, flexión, cortante, impacto, así como sus propiedades de adhesión metal/material compuesto.

1.10.1. FMLs BASADOS EN MATERIALES COMPUESTOS TERMOFIJOS

En el ámbito de los FMLs elaborados con materiales compuestos termofijos, pueden mencionarse diversos estudios relacionados con el comportamiento de FMLs bajo impacto a baja velocidad.

Pärnänen *et al* ^[46] estudiaron el desempeño bajo impacto a baja velocidad de un FML a base de una aleación de magnesio AZ31B-H24 y resina epóxica reforzada con fibra de vidrio en un arreglo 3/2, comparando su respuesta con un arreglo de GLARE 3/2 empleando el mismo espesor y la misma orientación para el material compuesto. A partir de los ensayos a impacto se comparó su respuesta fuerza-tiempo y fuerza-deflexión determinando la energía de impacto para producir la el agrietamiento de las caras anterior y posterior al impacto, el daño producido en las muestras se evaluó mediante ultrasonido y microscopio

óptico. Los ensayos a impacto mostraron que el FML a base de la aleación de magnesio presentó una energía para el agrietamiento de las caras de este metal inferior a la de los arreglos de GLARE, sin embargo, la energía para su perforación fue similar a la de este FML. Por otra parte el grado de daño del FML a base de magnesio fue más alto debido al grado de formación de grietas más extensivo y a las delaminaciones observadas, por lo que este FML no pudo ofrecer una mejora en la resistencia al impacto sobre el GLARE.

Por su parte, Ferrante *et al* ^[47] evaluaron el desempeño a impacto a baja velocidad de un FML elaborado a base de aluminio 2024-T3 y de un material compuesto a base de resina epóxica reforzada con un tejido de fibras de basalto como potencial sustituto de la fibra de vidrio. Los ensayos a impacto se realizaron en un FML en arreglo 3/2 utilizando dos tipos de impactores uno hemisférico y el otro ojival obteniendo las historias fuerza-tiempo y las curvas fuerza-desplazamiento a diferentes niveles de energía de impacto, comparando también su desempeño respecto al aluminio por sí solo. Las curvas fuerza-tiempo revelaron como el FML presentó una mayor capacidad de soportar carga que el aluminio para ambos impactores, hasta producirse la primer grieta en la cara posterior al impacto. Por otra parte, la energía para producir este daño así como la perforación del FML fue superior para el impactor hemisférico que para el impactor ojival, debido a la mayor concentración de carga en un área pequeña, producto de la geometría del impactor. Comparando su desempeño con el aluminio, en el caso del impacto hemisférico, el FML presentó para ambos tipos de daño una mayor energía que el aluminio; por el contrario en el caso del impactor ojival, la energía para producir la grieta en la cara posterior al impacto así como la de perforación fue menor que la del aluminio. En relación a la energía absorbida por el FML, ésta también ligeramente superior a la del aluminio para ambos tipos de impactores.

1.10.2. FMLs BASADOS EN MATERIALES COMPUESTOS TERMOPLÁSTICOS

El proceso de fabricación de los FMLs convencionales o de matriz termofija es un proceso largo debido al tiempo necesario para el curado de la matriz termofija; lo que incrementa el tiempo de producción y costo de estos materiales; razón por la cual se han empleado principalmente para aplicaciones especializadas como aeroespaciales y militares. Sin embargo, actualmente se realizan diversas investigaciones para desarrollar FMLs de matriz termoplástica en lugar de matrices termofijas con el fin de combatir las desventajas mencionadas.

El polipropileno es un polímero termoplástico que se ha empleado para el desarrollo de FMLs y de estructuras sándwich de matriz termoplástica. Un ejemplo de sistemas tipo sándwich que utilizan polipropileno son los materiales HYLITE y BONDAL empleados en la industria automotriz. El HYLITE es un sistema sándwich de aluminio/polipropileno/aluminio que se introdujo para el Audi A2. El BONDAL es un sistema sándwich de acero/polipropileno/acero usado para reducción de vibraciones ^[48].

En el ámbito de los FMLs basados en materiales compuestos termoplásticos, se han realizado estudios caracterizando las propiedades de estos materiales utilizando principalmente como matriz el polipropileno reforzado con fibra de polipropileno, siendo éste denominado como polipropileno autoreforzado (self reinforced polypropylene ó SRPP) o bien con fibra de vidrio.

Entre los estudios realizados en FMLs con matriz de polipropileno, Carrillo y Cantwell ^[15], investigaron las propiedades a tensión e impacto de un FML a base de aluminio 2024-T0 y SRPP, empleando polipropileno injertado con anhídrido maleico como material de unión entre el aluminio y el SRPP. En este estudio emplearon dos orientaciones en el SRPP a $0^\circ/90^\circ$ y $\pm 45^\circ$, en el que los FMLs mostraron tener un efecto combinado en el comportamiento esfuerzo-deformación a tensión de sus materiales constituyentes, donde los arreglos resultaron ser más resistentes que el material compuesto fibroreforzado, presentando una buena adhesión interfacial entre dicho material y el aluminio. Por otra parte, las propiedades como resistencia a la tensión y módulo elástico pudieron predecirse empleando un enfoque de regla de mezclas. Las propiedades dinámicas de los materiales se evaluaron bajo un régimen de impacto normal a baja velocidad, evaluando los tipos de daño presentados por el material a diversas energías de impacto en donde el FML presentó falla fractura localizada del aluminio y del SRPP sin mostrar delaminación entre éstos, lo que indicó un buen grado de adhesión entre esos componentes.

En otro estudio Carrillo y Cantwell ^[15, 16] investigaron los efectos de escalamiento en el espesor, en dos dimensiones en el plano y en tres dimensiones sobre las propiedades a tensión de los mismos arreglos FML. Los resultados mostraron que los FMLs con escalamiento en espesor y en tres dimensiones presentaron un ligero decremento en la resistencia a la tensión conforme la escala fue aumentando, debido al cambio de modo de falla de fractura a tensión al modo delaminación. Por otra parte, en el caso de los FMLs

escalados en dos dimensiones, éstos mostraron un incremento en su resistencia a medida que la escala fue aumentando. Esto fue atribuido a un decremento en la delaminación cercana a las orillas de la muestra para los FMLs con la mayor escala o tamaño. En cuanto al módulo elástico, éste no presentó cambios por el tipo de escalamiento.

Por otra parte, también Carrillo y Cantwell ^[49] estudiaron los efectos de escalamiento en FMLs elaborados a base de una aleación de aluminio y SRPP sobre sus propiedades a impacto a baja velocidad. El escalamiento en los FMLs se realizó aplicando dos enfoques, el primer enfoque consistió en el escalamiento por medio del incremento del espesor de sus materiales constituyentes (escalamiento a nivel de placa) y el segundo enfoque consistió en el aumento del espesor del FML mediante la repetición de un arreglo o bloque base del FML (escalamiento a nivel de laminado). En el primer enfoque se usaron cuatro diferentes espesores de aluminio y material compuesto; en tanto que para el segundo, se mantuvo el bloque base; que consistió en dos capas de SRPP entre dos placas de aluminio, repitiéndose 4 veces en el arreglo. Se determinaron los umbrales de energía para el primer daño y la perforación del material; a medida que se incrementó la energía de impacto se observó que no hubo desunión de la interface material compuesto/aluminio lo que indicó un alto grado de adhesión. También se obtuvieron las curvas carga-desplazamiento para cada nivel de escalamiento; el análisis de las curvas fuerza-desplazamiento normalizadas mostró que las curvas de cada escala fueron similares.

Para la energía de impacto correspondiente al umbral de daño, las superficies transversales de las muestras de escalamiento a nivel de placa permitieron observar el nivel de deformación plástica, la cual fue similar para todo el grupo de muestras, donde se observó la fractura del aluminio en la capa más alejada del punto de impacto y delaminación entre las capas del material compuesto así como fractura del mismo. Estas características también fueron observadas para el grupo de muestras de escalamiento a nivel de laminado. Sin embargo, en el caso del grupo de muestras de escalamiento a nivel de laminado, se observó el alto grado de adhesión presente entre las capas de metal de tal forma que la adhesión en la interface metal/adhesivo fue más grande que en la interface compuesto/adhesivo.

Abdullah y Cantwell ^[28] evaluaron la resistencia al impacto de alta velocidad de FMLs de SRPP para diversos arreglos utilizando dos aleaciones de aluminio 2024-O y 2024-T3. Los

arreglos se probaron a diferentes energías de impacto y se utilizó el modelo de Reid y Wen para predecir la energía de perforación de los mismos. Las muestras impactadas hasta su perforación mostraron ductilidad localizada en el aluminio y SRPP, así como fractura de los materiales constituyentes y en el caso del arreglo con la aleación 2024-T3, la formación de pétalos en la zona de impacto. Se analizó también el efecto del espesor de SRPP sobre la energía de perforación de los FML, mostrando para los FMLs con ambas aleaciones, que a mayor espesor del núcleo SRPP había un incremento en la energía de perforación, que guardó concordancia con el modelo de Reid y Wen para la predicción de la energía de perforación. Por otra parte, la energía de perforación de los arreglos estudiados con la aleación 2024-T3 fue mayor que para los FMLs con la aleación 2024-O en tanto que todos los arreglos mostraron una energía de perforación superior al aluminio por sí solo.

En cuanto a los sistemas de fibra de vidrio, Reyes y Cantwell ^[17] investigaron las propiedades interfaciales, de tensión e impacto a baja velocidad de FMLs a base de aluminio 2024-T0 y polipropileno reforzado con fibra de vidrio de nombre comercial Plytron®; en arreglos 2/1, 3/2, 4/3; es decir 2 capas de aluminio y una de material compuesto, y así sucesivamente. Los FMLs mostraron buena adhesión interfacial empleando polipropileno injertado con anhídrido maleico en película como material de unión entre el aluminio y el material compuesto. El comportamiento a tensión de estos materiales fue casi lineal, mostrando la contribución del material compuesto en el FML, produciéndose la falla completa del material por ruptura de las capas de aluminio. Para estos sistemas la resistencia a la tensión de estos materiales y el módulo elástico mostraron una buena correlación con el modelo de regla de mezclas. En relación a las propiedades a impacto, los arreglos FML fueron capaces de absorber energía a través de la deformación plástica del aluminio y capas del material compuesto así como de la fractura localizada en el mismo. Los ensayos a tensión sobre las muestras impactadas del arreglo 4/3 mostraron que el FML mostró una reducción del 15 % de su resistencia a la tensión.

Por otra parte Reyes y Kang ^[11] estudiaron las propiedades mecánicas a tensión de FMLs a base de aluminio 2024-T3, polipropileno reforzado con fibra de vidrio de nombre comercial Twintex® y SRPP (Curv®) en un arreglo 2/1. El comportamiento a tensión de estos materiales se ubicó entre el aluminio y el material compuesto. Por su parte el FML a base de SRPP mostró un comportamiento más dúctil en comparación con el FML a base de fibra de vidrio, con la capacidad de presentar un intervalo mayor de deformación plástica hasta

presentarse la falla del material compuesto y del aluminio. Por su parte, el FML a base de fibra de vidrio presentó un comportamiento frágil que involucró una menor capacidad de deformación conforme se incrementaba el esfuerzo hasta soportar un máximo, para luego fallar el aluminio y material compuesto. Ambos arreglos presentaron un buen nivel de adhesión entre sus materiales constituyentes.

Compston y Cantwell ^[8, 12] evaluaron la resistencia a la perforación por impacto a alta velocidad de FMLs con fibra de vidrio cuyo desempeño al impacto fue claramente superior al aluminio monolítico y sus contrapartes termofijas.

Se han realizado estudios empleando aleaciones diferentes al aluminio como el estudio realizado por Cortés y Cantwell ^[31] que estudiaron las propiedades a tensión e impacto de un FML a base de polipropileno reforzado con fibra de vidrio, comparando su desempeño con un FML a base de resina epóxica reforzada con fibra de carbono, utilizando una aleación de magnesio como componente metálico en ambos casos. El comportamiento a tensión de ambos FML resultó ser similar, observándose que a diferentes fracciones volumen de material compuesto, la resistencia a tensión de los FMLs con matriz termoplástica resultó ligeramente inferior a los FMLs de matriz termofija, en ambos casos la resistencia a tensión pareció seguir la regla de mezclas para la predicción de esta propiedad. En el caso del módulo elástico, éste fue inferior para los FMLs de matriz termoplástica en comparación de los FMLs con matriz termofija mostrando que esta propiedad también puede predecirse mediante el enfoque de regla de mezclas. A su vez, estas propiedades fueron comparadas con FMLs a base de aluminio con resina epóxica reforzada con fibra de vidrio y FMLs a base de polipropileno reforzado con esta misma fibra, mostrando que a diferentes fracciones volumen de material compuesto, los FMLs con magnesio presentaron una resistencia específica superior a los FMLs con aluminio; en relación al módulo elástico específico éste resultó similar que la de los FMLs a base de aluminio. En cuanto a las propiedades de impacto a baja velocidad se determinó la energía para la perforación de un arreglo FML a base de magnesio y material compuesto termofijo y otro de fracción volumen similar para el material compuesto termoplástico, comparando la energía de perforación con su contraparte de FMLs a base de aluminio, mostrando que el FML a base de magnesio y material compuesto termoplástico presentó una energía de perforación específica mayor a la de su contraparte termofija y ambos FMLs presentaron energías de perforación específicas superiores a la de los FMLs a base de aluminio.

Entre los estudios enfocados principalmente a las propiedades de impacto en FMLs de matriz termoplástica se encuentra el de Cortés ^[30] que estudió las propiedades interfaciales, a tensión e impacto a baja velocidad de un FML a base de aluminio 2024-T3 y SRPP considerando éste último como un material con alta resistencia al impacto. Las propiedades interfaciales metal-material compuesto se evaluaron mediante un ensayo de viga en voladizo a diferentes velocidades, mostrando como la incorporación de un polietileno modificado en esta interface mejoraba las propiedades de adhesión entre sus materiales constituyentes. Para el estudio de las propiedades a tensión y a impacto, se elaboraron FMLs a diferentes fracciones volumen en arreglos 2/2, 3/4, 3/8 y 2/6, mostrando que su comportamiento a tensión se ubicó entre los de sus materiales constituyentes y sus propiedades como módulo elástico y resistencia guardaban concordancia con el modelo de regla de mezclas para su predicción. En cuanto a las propiedades a impacto a baja velocidad se determinó la energía para el agrietamiento y perforación de los arreglos FML y sus materiales constituyentes observando que los FMLs presentaron una energía para agrietamiento y perforación mayor que sus materiales constituyentes y que éstas se incrementaron a mayor fracción volumen de material compuesto. El análisis de las muestras impactadas mostró que la delaminación, ruptura de fibras así como la deformación plástica son algunos de los principales mecanismos de absorción de energía de estos materiales.

En otro estudio, Múgica *et al* ^[50] estudiaron las propiedades a impacto a baja velocidad de FMLs a base de una aleación de magnesio AZ31B-H24, uno con núcleo de SRPP y otro con un núcleo de SRPP y un material compuesto a base de polipropileno reforzado con fibra de vidrio. Ambos FMLs fueron probados a diferentes niveles de energía obteniendo su respuesta fuerza-tiempo y energía-tiempo, relacionando su comportamiento con los tipos de daño presentados en cada FML. A partir de los ensayos a impacto realizados se observó que ambos FML presentaron valores de fuerza máxima y energía absorbida prácticamente similares; sin embargo, los modos de fallo fueron diferentes. En el caso del FML con núcleo de sólo SRPP, se presentaron fisuras de menor longitud y con ramificaciones, que contribuyeron a una mejor repartición del daño en una región más localizada, en cambio, en el FML con núcleo de SRPP y material compuesto de fibra de vidrio, se formó una grieta que a mayores niveles de energía de propagó de tal forma que afectaba toda la sección del laminado alcanzando hasta el contorno amordazado de la probeta.

Por su parte Santiago *et al* ^[51] caracterizaron las propiedades mecánicas a tensión e impacto a baja velocidad de FMLs a base de una aleación de aluminio 2024-T3 y SRPP en diferentes arreglos. La caracterización mecánica abarcó el estudio de las propiedades de sus materiales constituyentes, realizando ensayos a tensión para ambos a diferentes velocidades de deformación, estudiando su efecto sobre sus propiedades, mostrando que el SRPP presentó cambios en su comportamiento dependiendo de la velocidad de deformación. Los FMLs presentaron un comportamiento esfuerzo-deformación intermedio respecto al de sus materiales constituyentes. Estos mismos arreglos fueron probados a impacto a baja velocidad a diferentes velocidades de impacto, induciendo diferentes niveles de energía de impacto y monitoreando el daño presentado para cada velocidad, produciendo primero la aparición de grietas en la cara posterior al impacto, después en la cara anterior, hasta alcanzar finalmente su perforación. Se realizaron también ensayos de impacto a baja velocidad en FMLs a base de resina epóxica reforzada con fibra de vidrio y la misma aleación de aluminio, utilizando las mismas configuraciones que en los FMLs termoplásticos. Los ensayos a impacto mostraron que los FMLs termoplásticos tienen una mayor capacidad de absorción de energía que los FMLs termofijos. También se observó que la energía para producir la primera falla observable en las láminas de aluminio fue superior en los FMLs termoplásticos; estos FMLs también presentaron una mayor deflexión que los FMLs termofijos.

Entre los estudios realizados en FML de matriz termoplástica elaborados con otros materiales, Cortés y Cantwell ^[52] estudiaron las propiedades a tensión de FMLs a base de una aleación de titanio y poliéter éter cetona (PEEK) reforzada con fibra de carbono unidireccional, así como la predicción de estas propiedades utilizando la Teoría de Clásica de Laminados. Para esto caracterizaron primeramente las propiedades a tensión de los materiales constituyentes determinando sus propiedades elásticas y de resistencia para la predicción de propiedades del FML. El comportamiento a tensión de los FMLs se determinó a diferentes orientaciones de fibra del material compuesto observando la variación del módulo elástico y la resistencia a la tensión del FML y comparando los valores obtenidos experimentalmente con los valores obtenidos por medio de la Teoría Clásica de Laminados considerando esfuerzos residuales y aplicando los criterios de falla de esfuerzo máximo, criterio de Tsai-Hill y Tsai-Wu para la resistencia a la tensión. Los valores de módulo elástico obtenidos experimentalmente guardaron una buena concordancia con los valores teóricos

obtenidos por medio de la Teoría Clásica de Laminados. En cuando a la resistencia a la tensión, los valores obtenidos experimentalmente guardaron mejor concordancia con los valores obtenidos mediante los criterios de Tsai-Hill y Tsai-Wu y la consideración de los esfuerzos residuales en la predicción de esta propiedad resultaron ser significativos para una mejor aproximación.

1.10.2.1. FMLs TERMOPLÁSTICOS BASADOS EN ARAMIDA Y POLIPROPILENO MODIFICADO

Por otra parte, dentro del estudio de las propiedades mecánicas en FMLs a base de materiales compuestos termoplásticos basados con fibras de aramida y polipropileno modificado, la información es escasa. Dentro de estos estudios, se encuentra el trabajo recientemente realizado por González-Canché *et al* ^[23]. Dicho estudio consistió en la caracterización de las propiedades de adhesión y las propiedades a tensión de un FML elaborado a base de una aleación de aluminio 1100-H14 y un material compuesto a base de polipropileno modificado reforzado con un tejido de fibras de aramida Kevlar en un arreglo 2/1. El polipropileno modificado consistió en una película termoplástica de polipropileno injertado con anhídrido maleico el cual fue analizado por FTIR con el propósito de verificar los grupos químicos característicos de este polímero.

Las propiedades de adhesión se determinaron tanto en el sistema fibra-matriz como en el sistema aluminio-material compuesto aluminio. El grado de adhesión fibra matriz se evaluó determinando la resistencia interfacial a cortante con la prueba de microgota para dos condiciones de en la fibra, una sin ningún tratamiento superficial y otra en la cual a la fibra se realizó un tratamiento químico superficial por extracción del sizing y posterior inmersión en ácido fosfórico al 40 % peso. La adhesión en el sistema aluminio-material compuesto-aluminio el grado de adhesión se evaluó determinando la resistencia de la adhesión a cortante por medio de un ensayo de uniones por traslape simple comparándola con la de un sistema aluminio-matriz-aluminio.

Las propiedades a tensión del FML y sus materiales constituyentes se determinaron por medio de un ensayo a tensión de acuerdo a la norma ASTM D 3039.

Los resultados referentes a la prueba de microgota mostraron la resistencia de la adhesión interfacial no fue significativamente diferente en las fibras con y sin tratamiento químico superficial como se muestra en la Tabla 1.1.

Tabla 1.1. Resistencia interfacial a cortante para cada condición de fibra.

Condición de la fibra	Resistencia interfacial a cortante (MPa)
No tratada	18.18 ± 1.60
Tratada	17.91 ± 2.06

En relación a la resistencia de la adhesión a cortante en el sistema aluminio-material compuesto-aluminio, el valor de esta propiedad correspondió a la resistencia máxima alcanzada por el adhesivo para el sistema aluminio-matriz-aluminio, sin necesidad de aplicar un tratamiento superficial al metal, como se muestra en la Tabla 1.2.

Tabla 1.2. Resistencia de la adhesión a cortante para sistemas de uniones por traslape simple.

Sistema	Resistencia de la adhesión a cortante (MPa)
Aluminio-matriz-aluminio	10.23 ± 0.69
Aluminio-material compuesto-aluminio	11.22 ± 0.70

La Figura 1.18 muestra la zona de falla de la unión del sistema aluminio-material compuesto-aluminio a diferentes magnificaciones. A partir de la figura se observa como tanto en la superficie del material compuesto como en la superficie del aluminio, se encuentran residuos de la matriz, en la superficie del aluminio incluso con la forma del tejido de fibra, lo cual indica el buen grado de adhesión con el tejido y el metal. Esto se atribuyó a que la forma del tejido y la rugosidad del metal facilitan el anclaje mecánico de la matriz.

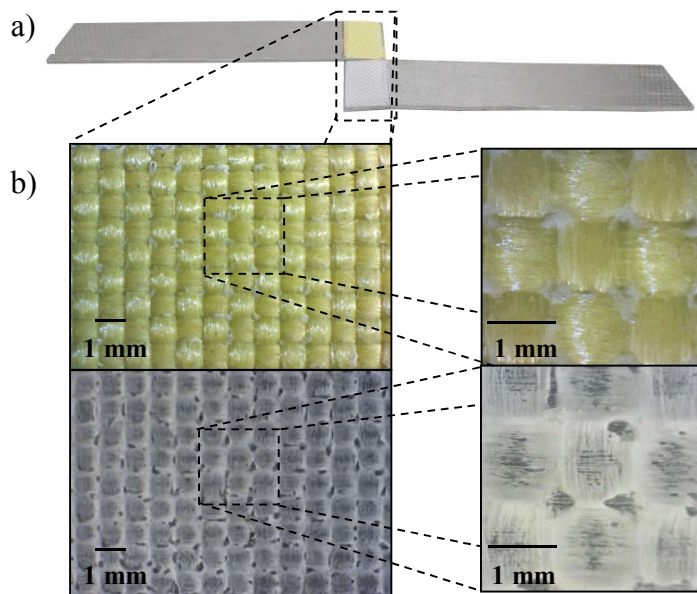


Figura 1.18. a) Probeta del sistema aluminio-material compuesto-aluminio después del ensayo. b) Zona de falla de la unión ^[23].

La Figura 1.19 muestra el comportamiento esfuerzo-deformación del FML y sus materiales constituyentes donde puede observarse como el FML presentó una resistencia a la tensión mayor que el aluminio por sí solo, producto de la incorporación del material compuesto. En relación a la deformación a la ruptura, pudo observarse que ésta fue mucho mayor para el FML en comparación con sus materiales constituyentes, presentando un incremento del 230 % y 400 % en comparación con el material compuesto y el aluminio respectivamente. Este notable incremento en la deformación a la falla puede atribuirse a que el aluminio presenta una deformación plástica mayor en el FML como resultado del excelente grado de adhesión entre sus constituyentes, como pudo ser observado en muestras donde el aluminio presentada un grabado que correspondía a la forma del tejido de aramida como se observa en la Figura 1.20.

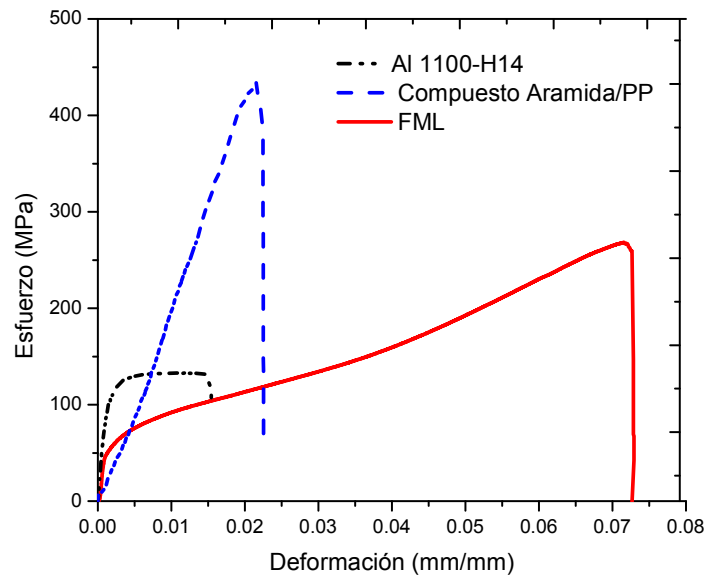


Figura 1.19. Curvas esfuerzo-deformación del FML y sus materiales constituyentes ^[23].

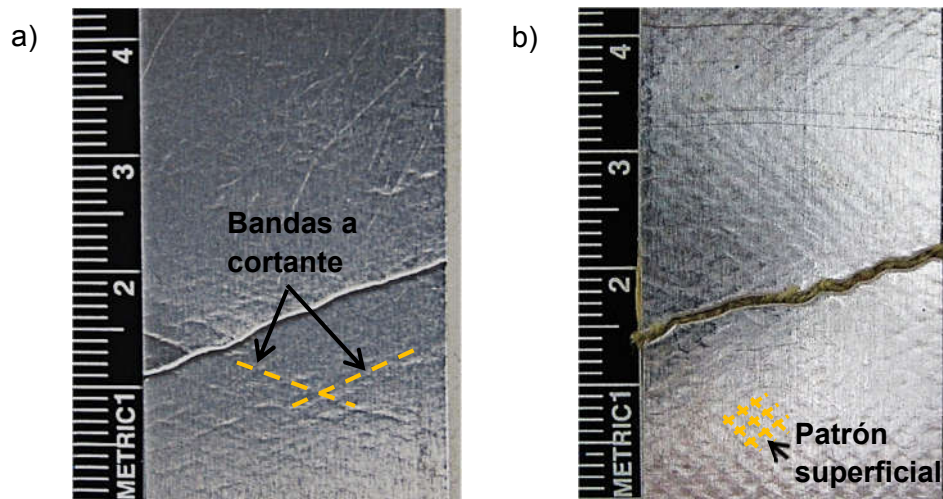


Figura 1.20. Zona de falla de especímenes de prueba después del ensayo a tensión. a) Aluminio 1100 H-14. b) FML ^[23].

1.11. TEORÍAS DE LA ADHESIÓN

La adhesión puede definirse como el estado en el cual dos materiales diferentes (sustratos) se mantienen juntos por un contacto interfacial tan cercano que una fuerza mecánica o trabajo puede ser transferida a través de su interface ^[53].

La naturaleza de la unión entre dos materiales no solo depende del arreglo atómico, conformación molecular y constitución química de los mismos; sino también de las propiedades morfológicas y de la difusividad de los elementos en cada constituyente. Por tanto la interface es específica de cada sistema, como por ejemplo, la interface entre los diferentes constituyentes de un laminado ^[24, 53].

Existen diversos mecanismos que han sido aceptados como causas de la adhesión de un material a otro (la adhesión entre la fibra y la matriz, la adhesión entre dos componentes o sustratos, por medio de un adhesivo); la combinación de estos mecanismos es la causa más probable de la unión de dos materiales, por lo que es difícil atribuir a un solo mecanismo este fenómeno (ver Figura 1.21). Los principales mecanismos son la adhesión mecánica o anclaje mecánico, la atracción electrostática, interdifusión y enlace químico. Cada uno de los mismos tiene una escala de acción. En el caso del anclaje mecánico su escala de acción es microscópica, para la atracción electrostática esta se da a nivel macroscópico, la interdifusión se da a nivel molecular como la humectación y en enlace químico se da a nivel atómico.

- Anclaje mecánico. Esto ocurre en la superficie de contacto entre el adhesivo y el sustrato, o bien, entre la matriz y la fibra. El parámetro microscópico de interés en el enclavamiento mecánico es la superficie de contacto entre el adhesivo y el sustrato. La rugosidad de la superficie es el medio en el cual el enclavamiento mecánico se desarrolla y ocurre por penetración del adhesivo en poros, cavidades y otras irregularidades de la superficie del sustrato. Para aumentar la rugosidad de la superficie se pueden aplicar diversos tratamientos superficiales y de esta forma mejorar el anclaje mecánico, como por ejemplo sometiendo a la superficie a un tratamiento abrasivo o un tratamiento de oxidación. En este sentido, la mejora en la adhesión una vez efectuados estos tratamientos puede deberse al enclavamiento mecánico, la formación de una superficie limpia, la formación de una superficie

altamente reactiva y el incremento de área de contacto superficial. Una de las consecuencias del incremento del área superficial serán una mejor humectación y una unión química más extensa ^[53, 54].

- **Atracción electrostática.** Este mecanismo asume que los electrones en el adhesivo y el sustrato ocupan diferentes niveles de energía y que ocurre una transferencia de electrones en la superficie del sustrato. Las dos superficies son atraídas una a la otra como resultado de cargas opuestas. En el mecanismo de atracción electrostática la carga superficial es el parámetro macroscópico de interés y la resistencia de la interface dependerá de la densidad de carga ^[54].
- **Interdifusión.** En este mecanismo, la unión entre dos superficies de polímeros se produce por la difusión de las moléculas de polímero de una de las superficies en la red molecular de la superficie del otro polímero. La fuerza de la unión dependerá del grado de enmarañamiento molecular y del número de moléculas implicadas. La interdifusión puede ser promovida por la presencia de agentes plastificantes y disolventes, dependiendo del grado de difusión de la conformación molecular, de los constituyentes que intervengan y de la facilidad de movimiento molecular ^[55].
- **Enlace químico.** Este mecanismo atribuye la adhesión a fuerzas químicas entre las superficies del sustrato y del adhesivo. En general, existen cuatro tipos de interacciones que toman lugar durante el enlace químico y son los enlaces covalentes y iónicos, los puentes de hidrógeno, las fuerzas de Van der Waals y las interacciones ácido-base. Los puentes de hidrógeno, enlaces covalentes y enlaces iónicos son más resistentes que las fuerzas atractivas de dispersión. En el caso de los enlaces covalentes y iónico, éstos proporcionan una adhesión más alta que la que pudieran proporcionar fuerzas secundarias como los puentes de hidrógeno. Este tipo de enlaces se presentan prevalentemente en materiales que contienen grupos polares como son los grupos de ácidos carboxílicos. Las interacciones que mantienen juntos al adhesivo y al sustrato pueden también recibir contribuciones del enclavamiento mecánico, difusión y atracción electrostática ^[53].

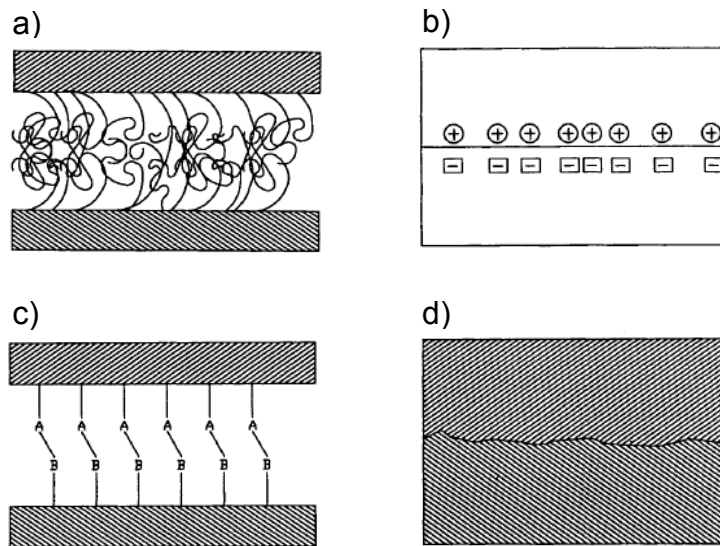


Figura 1.21. Mecanismos de adhesión. a) Interdifusión, b) Atracción electrostática, c) Enlace químico, d) Anclaje mecánico ^[24].

Ahora bien, para que la adhesión de un material a otro pueda ocurrir; debido a un mecanismo, o a una combinación de mecanismos, es necesario que ocurra un fenómeno denominado humectación, donde se existe un contacto continuo entre el adhesivo y el sustrato. Esta teoría propone que la adhesión resulta del contacto molecular entre los materiales y las fuerzas superficiales que desarrollan ^[53, 55].

Para que un adhesivo humecte, o moje, la superficie de un sólido, el adhesivo debe tener una energía superficial menor que la del sólido. De manera general los materiales con una energía superficial alta incluyen a los metales y compuestos inorgánicos como los óxidos, silicatos, sílice, diamante y nitruros. Entre los materiales de baja energía superficial se encuentran los polímeros.

Una buena humectación resulta cuando el adhesivo fluye en los picos y valles de la superficie del sustrato. Una humectación pobre resulta cuando existe una reducción del área de contacto real entre el adhesivo y el sustrato. Una humectación incompleta genera defectos interfaciales, reduciendo así la resistencia de la unión adhesiva; por el contrario una humectación completa alcanza la máxima resistencia de la unión ^[53, 55].

Cuando dos superficies eléctricamente neutras están lo suficientemente juntas, hay una atracción física que se puede comprender mejor considerando la humectación de las superficies sólidas por líquidos [53, 55].

La humectación puede ser entendida con dos ecuaciones. La ecuación de Dupré para el trabajo termodinámico de adhesión, W_A [55]:

$$W_A = \gamma_1 + \gamma_2 - \gamma_{12} \quad (1.42)$$

Donde γ_1 y γ_2 son las energías libres de superficie del líquido y del sólido respectivamente y γ_{12} es la energía libre de la interface líquido-sólido. Esta ecuación puede relacionarse con la situación física de una gota líquida sobre una superficie sólida, como se muestra en la Figura 1.22. Cuando se resuelve el equilibrio de las fuerzas en la dirección horizontal en el punto A, entonces la ecuación de Young establece:

$$\gamma_{SV} = \gamma_{SL} + \gamma_{LV} \cos \theta \quad (1.43)$$

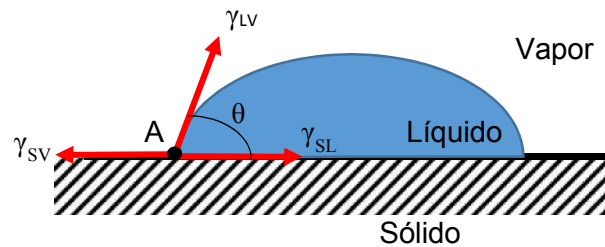


Figura 1.22. Ángulo de contacto (θ) y tensiones superficiales γ para una gota de líquido en una superficie sólida.

Donde γ_{SV} , γ_{SL} y γ_{LV} son las energías libres de superficie o tensiones superficiales de las interfaces sólido-vapor, sólido-líquido y líquido-vapor respectivamente y θ es el ángulo de contacto. Para que se produzca una humectación espontánea θ debe ser cero.

Los estudios de humectabilidad involucran la determinación del ángulo de contacto como una de las principales propiedades, la cual indica el grado de humectación cuando un sólido y líquido interactúan. Ángulos de contacto pequeños ($\ll 90^\circ$) corresponden a una alta

humectabilidad, en tanto que ángulos de contacto grandes ($\gg 90^\circ$) corresponden a una humectabilidad baja ^[56].

Se dice que una superficie con un ángulo de contacto mayor a 90° es hidrofóbica. Esta condición está relacionada con una humectación y una adhesión pobres en donde la energía libre superficial es baja. Por el contrario, una superficie con un ángulo de contacto pequeño es hidrofílica; esta condición refleja una mejor humectación, mejor adhesión y una energía de superficie más alta ^[56, 57].

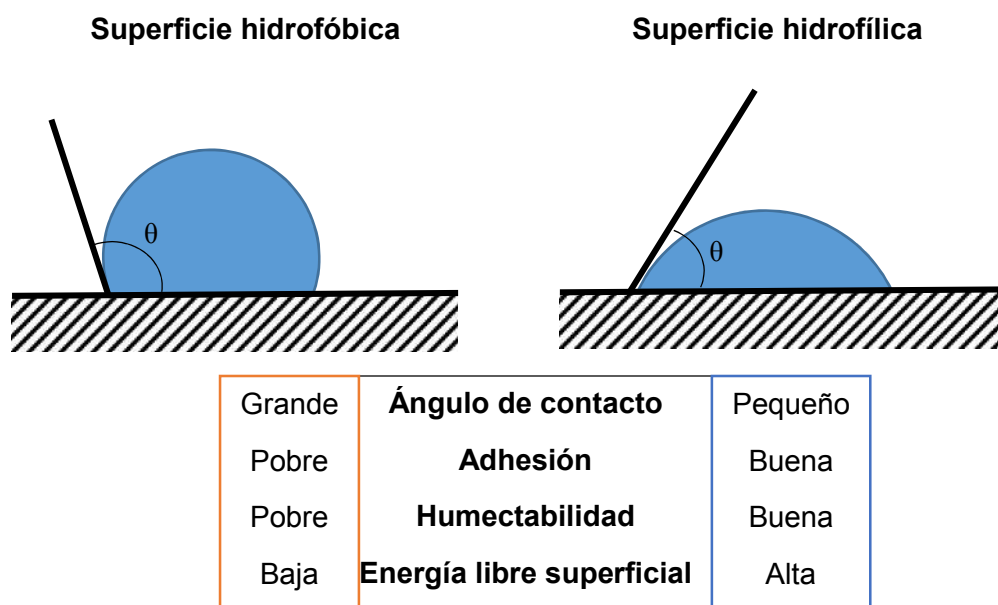


Figura 1.23. Propiedades relacionadas al ángulo de contacto^[57].

Combinando las ecuaciones 1.42 y 1.43 el trabajo de adhesión es ^[55]:

$$W_A = \gamma_{SV} + \gamma_{LV} - \gamma_{SL} \quad (1.44)$$

Donde W_A representa una unión física resultante de fuerzas de dispersión molecular altamente localizadas. Sin embargo, este fuerte enlace físico no se consigue usualmente porque la superficie del sustrato está contaminada de manera que la energía de superficie efectiva es menor que la del sólido base, por la presencia de aire y otros gases atrapados en la superficie sólida.

1.12. PROPIEDADES DE ADHESIÓN DEL POLIPROPILENO INJERTADO CON ANHÍDRIDO MALEICO

El polipropileno es un polímero que presenta propiedades de adhesión pobres, ya que es hidrofóbico y presenta una baja energía de superficie (35 mJ/m^2) ^[18], debido a su naturaleza no polar. Una de las formas de incrementar la energía de superficie de este polímero es su modificación por medio de injertos, la cual consiste en agregar al polímero una pequeña cantidad del mismo polímero injertado con una especie polar, incrementando de esta forma su polaridad y su carácter hidrofílico. Una de las especies polares empleadas con éste propósito es el anhídrido maleico, el cual posee una alta reactividad química, ^[19, 22, 58]. El polipropileno injertado con anhídrido maleico o PPAM se ha utilizado ampliamente como un agente compatibilizante en materiales compuestos a base de polipropileno y otros rellenos, así como en mezclas inmiscibles de polímeros ^[21, 22, 59].

Particularmente, este polímero ha sido utilizado en la elaboración de FMLs a manera de adhesivo entre el material compuesto y el aluminio, debido a que el PPAM presenta una buena adhesión con este metal ^[10, 11, 17, 22]. Las buenas propiedades adhesivas del PPAM con el aluminio, se deben a la unión química entre el anhídrido maleico y la capa de óxido existente de manera natural en el aluminio. Un mecanismo propuesto que explica esta unión, se muestra en la Figura 1.24. Primeramente se produce la apertura del anillo anhídrido por la hidrólisis del anhídrido maleico transformándose a ácido maleico; esta hidrólisis se da cuando el anhídrido maleico se pone en contacto con la humedad atmosférica o con el agua adsorbida del aire por la capa de óxido superficial del metal. Posteriormente el ácido maleico, con grupos $-\text{COOH}$, reacciona con la capa de óxido del metal formando complejos Al-O-C=O , o bien, formando puentes de hidrógeno ^[22].

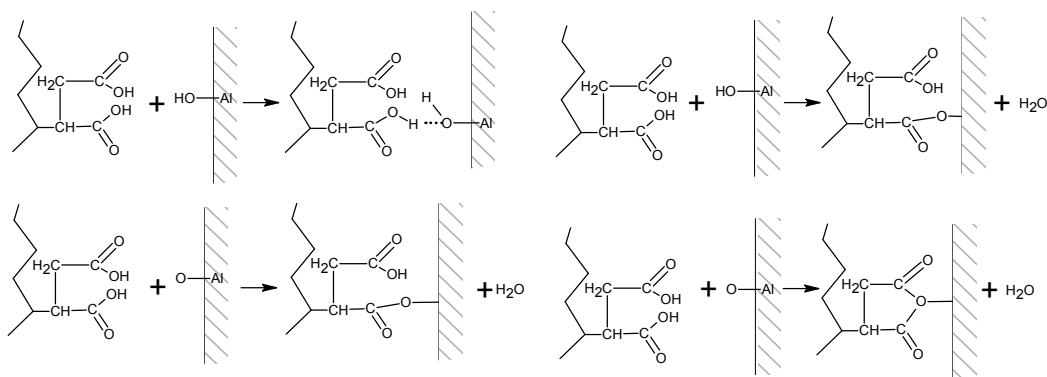


Figura 1.24. Mecanismo de unión entre el PPAM y el aluminio [22].

1.13. TRATAMIENTOS SUPERFICIALES DEL ALUMINIO

En la elaboración de materiales compuestos laminados un factor importante es la preparación de las superficies de los materiales a unir, con el propósito de favorecer la adhesión adecuada entre los mismos. Dicha preparación involucra diversos tratamientos superficiales con el fin de favorecer un mecanismo en particular o bien el conjunto de mecanismos de adhesión como son humectación, anclaje mecánico, enlaces químicos, adhesión electrostática e interdifusión [24, 55].

En el caso de los FMLs un factor importante es la adhesión entre las caras externas a base de aluminio y el material compuesto fibroreforzado. Las características químicas y superficiales de dicho metal son factores sumamente importantes que hay que tomar en cuenta para la adecuada consolidación de estos materiales.

El aluminio es un metal que resiste la corrosión, ya que es un metal pasivado, es decir, contiene en su superficie una capa de óxido, que lo protege de agentes ambientales que propicien su corrosión. Esta capa de óxido de aluminio (Al_2O_3) se forma instantáneamente por reacción del aluminio y el oxígeno del aire y juega un papel importante en sistemas de adhesión polímero-metal ya que es en esta capa donde tendrán lugar los diversos mecanismos de adhesión y la formación de una interface entre los dos materiales [22, 25, 26, 60].

Durante los procesos de transformación del aluminio, como el de laminación, la capa de óxido de aluminio es susceptible de sufrir diversas modificaciones, tanto químicas como

estructurales, dando lugar a una superficie cubierta de contaminantes y de una capa de óxido no uniforme ^[60]. Dependiendo del tipo de aleación utilizada, también puede agregarse la presencia de partículas intermetálicas y sus productos de corrosión que también impiden la homogeneidad de la capa de óxido presente en la superficie ^[60-62]. Estas condiciones se consideran adversas para promover una adhesión adecuada entre un polímero que tiene la función de un adhesivo y el aluminio, de ahí la importancia de la preparación superficial del aluminio.

Esta preparación superficial involucra la realización de una variedad de tratamientos superficiales, que producirán una modificación de las propiedades fisicoquímicas de la superficie metálica, como lo es el grado de contaminación, la humectabilidad de la superficie, su rugosidad, química superficial y estabilidad mecánica, proporcionando algunas o todas de estas propiedades fisicoquímicas deseables ^[25, 26, 63].

Los tratamientos superficiales que se pueden implementar en las superficies de aluminio pueden clasificarse en general como mecánicos, químicos y electroquímicos y pueden implementarse de manera independiente o secuencial ^[25, 26, 63]. Los tratamientos mecánicos involucran métodos abrasivos, como el arenado, granallado y lijado con el fin de proporcionar rugosidad a la superficie. Usualmente estos tratamientos son combinados con un tratamiento de desengrasado utilizando solventes como acetona, metanol y solventes clorados, con el fin de retirar los residuos producidos por la abrasión. El desengrasado se utiliza también con el propósito de remover grasas y otro tipo de contaminantes de la superficie y se considera uno de los tratamientos iniciales y mínimos que deben realizarse antes de unir superficies metálicas por medio de adhesivos ^[25, 26, 63].

Los tratamientos químicos incluyen el uso de agentes de acoplamiento y tratamientos químicos decapantes. Entre los agentes de acoplamiento puede encontrarse el uso de compuestos silanizados, que producen una modificación en la superficie del aluminio por medio de la introducción de redes inorgánicas, propiciando la formación de enlaces covalentes entre el óxido metálico y el compuesto silanizado, formando de esta manera, una interface entre el metal y el adhesivo ^[22, 26].

Los tratamientos químicos decapantes consisten principalmente en la inmersión de la lámina metálica en mezclas ácidas o básicas, removiendo de esta manera contaminantes remanentes, la capa de óxido nativa así como partículas intermetálicas presentes en la

superficie; eso permite la formación de una capa de óxido uniforme y proporciona a la superficie cierto grado de rugosidad [25, 26, 64].

Los tratamientos químicos decapantes son ampliamente usados en la industria aeronáutica e involucran principalmente el uso de soluciones de ácidos crómico y sulfúrico, existiendo una variedad de tratamientos que se diferencian en la concentración y tiempos de tratamiento. La superficie obtenida en este tratamiento resulta adecuada para un tratamiento de anodizado posterior, si éste se requiere. Actualmente, las regulaciones ambientales internacionales para este tipo de tratamientos, se han enfocado en la reducción del uso de sustancias con cromo hexavalente, por lo que este tipo de tratamientos se ha orientado al uso de ácido sulfúrico, y tratamientos químicos alcalinos a base hidróxido de sodio. Entre estos tratamientos alternos se incluye el uso de los compuestos silanizados mencionados [26, 64-66].

Finalmente, los tratamientos electroquímicos consisten principalmente en procesos de anodizado, utilizando principalmente ácido fosfórico. En este tipo de tratamientos, el aluminio se sumerge en un baño electrolítico en una solución ácido fosfórico, donde el aluminio actúa como ánodo dentro del circuito eléctrico con el fin de promover su oxidación y controlar el espesor de la capa de óxido formada [25, 26].

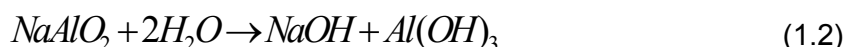
Particularmente, entre los tratamientos químicos superficiales del aluminio se encuentra el tratamiento por inmersión en soluciones acuosas con hidróxido de sodio (NaOH).

En este sentido Saleema *et al* [67] estudiaron el efecto del tiempo de un tratamiento superficial a láminas de aluminio 6061, por medio de un baño ultrasónico con NaOH, sobre la resistencia de adhesión a cortante de uniones de aluminio utilizando resina epóxica como adhesivo. Los resultados mostraron un incremento en la rugosidad de la superficie conforme aumentaba el tiempo del tratamiento y el análisis por microscopía fotoelectrónica de rayos X confirmó la presencia de la formación de óxido de aluminio Al_2O_3 sobre las superficies tratadas. En cuanto a la resistencia de la adhesión a cortante, ésta fue mayor para las muestras tratadas que para las muestras no tratadas; la falla presentada en la superficie de la unión para las muestras de aluminio solamente desengrasadas fue una mezcla de falla adhesiva y cohesiva, a diferencia de la falla presentada para las muestras con aluminio químicamente tratado, donde se presentó una falla predominantemente cohesiva.

Zain *et al* ^[65] estudiaron las características superficiales y mejora en la resistencia de la adhesión a cortante de uniones de aluminio 2024-T3 tratadas por medio de un baño químico con NaOH y comparándolas con un tratamiento empleando γ -glicidoxipropiltrimetoxisilano (γ -GPS) y un adhesivo a base de poliuretano. Los resultados mostraron que el ángulo de contacto de las superficies tratadas con NaOH y γ -GPS fue menor que el de las superficies no tratadas. La microscopía electrónica de barrido reveló que el tratamiento con NaOH proporciona una rugosidad a la superficie pero el tratamiento con γ -GPS proporcionó una superficie mucho más rugosa que el tratamiento con NaOH. La espectroscopía de dispersión de rayos X mostró que el tratamiento con NaOH proporciona una superficie más limpia al aumentar el contenido del aluminio, en tanto que para las muestras tratadas con γ -GPS mostró la presencia de silicio y oxígeno, resultado del tratamiento superficial. El análisis por espectroscopía fotoelectrónica de rayos X para el aluminio tratado con NaOH reveló la presencia de Al_2O_3 en la superficie tratada, en tanto que para las superficies tratadas con γ -GPS, se reveló la presencia de los enlaces Si-O, Si-OH y Al-O-Si, entre la capa de óxido de aluminio y el γ -GPS. La resistencia de la adhesión a cortante determinada de acuerdo a la norma ASTM D 1002, fue mayor para las muestras tratadas con γ -GPS que para las muestras tratadas con NaOH.

Por su parte, Golru *et al* ^[61] estudiaron las propiedades superficiales y de resistencia al desprendimiento de una resina epóxica adherida a láminas de aluminio 1050. Las láminas fueron tratadas con una solución de NaOH y posteriormente sumergidas de un baño con ácido nítrico (HNO_3). Las micrografías por microscopía electrónica de barrido mostraron que las superficies tratadas sólo con NaOH presentaron una apariencia menos rugosa que aquellas a las cuales se les trató posteriormente con HNO_3 . La espectroscopía por dispersión de rayos X mostró la reducción en el contenido de partículas intermetálicas, y un incremento del contenido de aluminio, para las superficies tratadas con el ácido mencionado. El ángulo de contacto de las muestras tratadas con NaOH y luego con HNO_3 fue menor al de las muestras tratadas sólo con NaOH. En cuanto a la resistencia de la adhesión por desprendimiento, las muestras tratadas con NaOH y HNO_3 mostraron un incremento en esta propiedad, en comparación con la presentada por las muestras tratadas solamente con NaOH. Las superficies de falla de la unión mostraron una falla adhesiva para las muestras no tratadas y tratadas con NaOH en tanto que las muestras tratadas con NaOH y HNO_3 presentaron una mezcla de falla cohesiva y adhesiva.

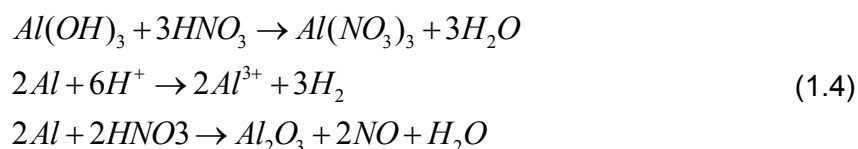
El tratamiento químico superficial con soluciones de NaOH, puede explicarse con mayor detalle por medio de las reacciones químicas involucradas en el mismo. Cuando las láminas de aluminio se sumergen en la solución de NaOH, se produce un ataque químico decapante en la cual se disuelve la capa de óxido nativa de la superficie y parte del aluminio metálico, produciéndose aluminato de sodio (NaAlO_2) e hidrógeno. Seguidamente el NaAlO_2 se hidroliza para producir hidróxido de aluminio ($\text{Al}(\text{OH})_3$) liberando NaOH [61, 65, 67], como se muestra en la siguiente secuencia de reacciones:



El $\text{Al}(\text{OH})_3$ depositado en la superficie se convierte en Al_2O_3 mediante un proceso de secado, de acuerdo a la siguiente reacción [61, 62, 65, 67]:



Posterior a este tratamiento, por lo general se utiliza un tratamiento en el cual el metal se sumerge en una solución de ácido nítrico (HNO_3) con el fin de remover partículas intermetálicas de la superficie, así como de productos de corrosión formados después de haber realizado el tratamiento alcalino con NaOH. Las reacciones químicas las cuales pueden ocurrir durante la inmersión con la solución de HNO_3 se muestran a continuación [61, 62]:



La etapa de inmersión con HNO_3 puede considerarse una etapa de limpieza de los productos generados durante la inmersión con la solución de NaOH. El resultado final de este tratamiento es la generación de una nueva capa de Al_2O_3 y a su vez la generación de una superficie rugosa.

Este tratamiento puede representarse como lo muestra la Figura 1.25, donde primeramente puede observarse la superficie del aluminio, compuesta por la capa de Al_2O_3 nativa en la

superficie (a). El tratamiento con la solución de NaOH promueve el ataque químico de la superficie, produciéndose también productos de corrosión (b). Finalmente la inmersión con la solución de HNO_3 remueve estos productos, dejando a la superficie con una capa nueva de Al_2O_3 , y a su vez proporcionando una superficie rugosa (c).

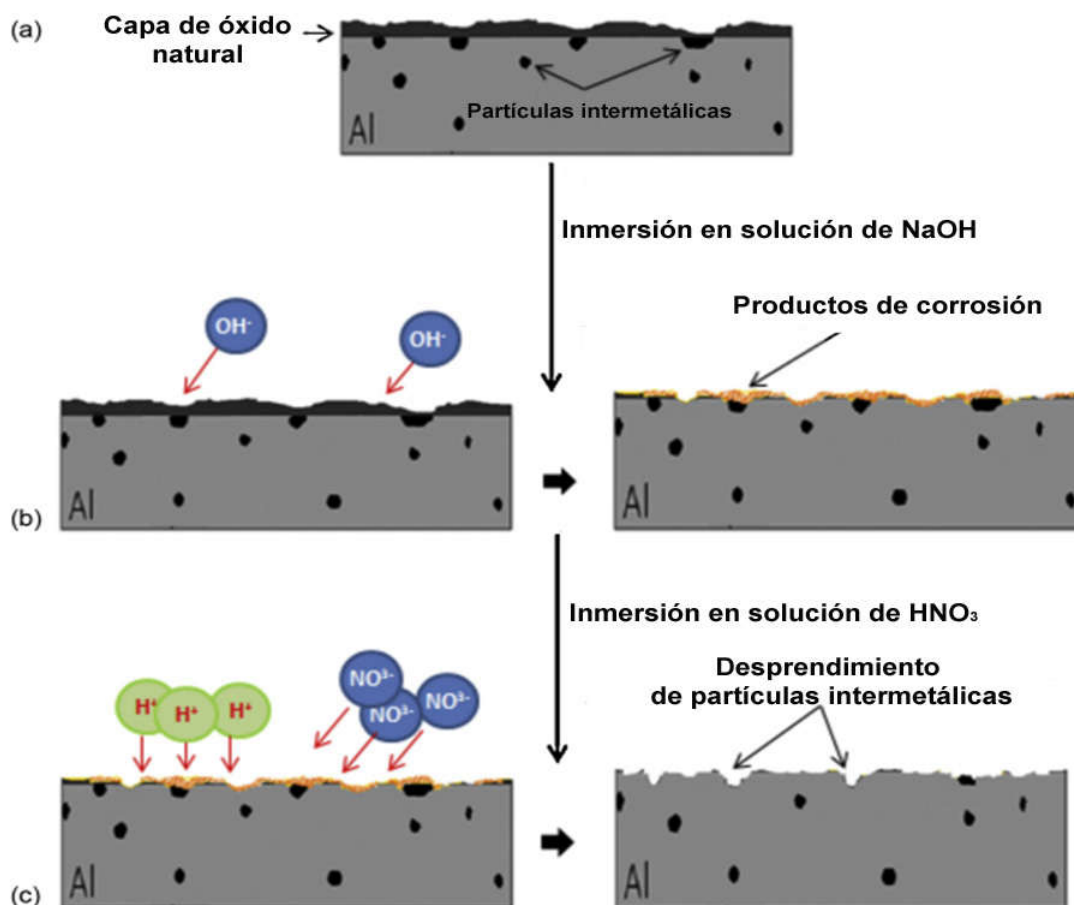


Figura 1.25. Cambios superficiales para cada etapa de tratamiento químico superficial. a) Aluminio natural o en su estado nativo, b) Inmersión alcalina (NaOH), c) Inmersión alcalina seguida de inmersión en ácido (HNO_3) ^[61].

1.14. EFECTO DEL TRATAMIENTO SUPERFICIAL EN EL COMPONENTE METÁLICO SOBRE LAS PROPIEDADES DE LOS FMLs

En referencia a los tratamientos superficiales del aluminio efectuados en la elaboración de FMLs, estos han incluido el uso de solventes desengrasantes, el uso de tratamientos

químicos utilizando mezclas de ácido sulfúrico-dicromato de potasio, o bien procesos de anodizado [10, 11, 17, 30].

Entre los estudios que involucran tratamientos superficiales utilizando NaOH para la elaboración de FMLs, puede mencionarse el efectuado por Park *et al* [64]. En este estudio se analizó la influencia del tratamiento superficial en el aluminio, en la elaboración de un FML de matriz termofija a base de resina epóxica y fibra de vidrio. Los tratamientos involucraron el uso del lijado, seguida de un baño químico a base de una mezcla de ácido sulfúrico y dicromato de potasio, o bien, de un baño químico a base de NaOH, con un anodizado con ácido fosfórico posterior. Los resultados mostraron que la rugosidad de las superficies tratadas fue similar para las muestras con lijado y baño químico; sin embargo, los valores más pequeños de ángulo de contacto para las muestras con tratamiento de lijado seguido de los baños químicos. La resistencia de la adhesión a cortante interlaminar de los FMLs se determinó por medio de un ensayo de viga corta, mostrando que los valores de esta propiedad para las muestras con tratamiento de abrasión fueron cercanos a los valores reportados por las muestras con tratamientos químicos; sin embargo, la falla presentada por las muestras de FML con tratamiento de lijado fue una falla adhesiva, en tanto que las muestras de FML con tratamiento químico presentaron una falla cohesiva en el material compuesto.

En otro estudio, Bothelo *et al* [68] realizaron tratamientos superficiales a una aleación de aluminio 2024-T3 consistentes en un baño decapante en una solución de ácido sulfocrómico y otro tratamiento basado en el anodizado con ácido crómico. Las superficies del aluminio para estos dos tratamientos se caracterizaron por medio del ángulo de contacto, microscopía electrónica de barrido y perfilometría, comparando sus propiedades con el aluminio en su estado de fábrica. El efecto de los tratamientos superficiales sobre las propiedades de adhesión se evaluó determinando la resistencia a cortante interlaminar para FMLs en arreglos 3/2. La caracterización superficial mostró que el aluminio tratado por anodizado presentó una mayor humectabilidad con el menor ángulo de contacto así como una mayor rugosidad en comparación con el aluminio tratado con ácido sulfocrómico. Los resultados de la resistencia a cortante interlaminar fueron similares en ambos tratamientos.

En otro estudio Pärnänen *et al* [42] realizaron pruebas de impacto a baja velocidad en FMLs elaborados a base de una aleación de acero inoxidable AISI 304L y material compuesto

unidireccional a base de fibra de carbono y resina epóxica utilizando un adhesivo epóxico como material de unión entre el acero y el material compuesto en un arreglo 2/1. Los ensayos se realizaron en arreglos FMLs donde el acero fue sometido a tres condiciones superficiales: en una el acero se utilizó en su condición de fábrica, en otra al acero se le realizó un tratamiento superficial de baño químico en una solución de ácido fluorhídrico (3 %v), ácido nítrico (HNO_3 20 %v) y agua (77 %v), y en una tercera condición se realizó un tratamiento de electropulido utilizando como medio de inmersión una solución a base de H_2SO_4 , H_3PO_4 y agua a una densidad de corriente de 215 A/dm^2 . La morfología de la superficie se caracterizó utilizando microscopía de fuerza atómica, en tanto que la resistencia de la adhesión entre el adhesivo epóxico y el acero se evaluó determinando la resistencia de la adhesión a cortante de acuerdo a la norma ASTM D 1002. Los ensayos a impacto se realizaron a diferentes niveles de energía sin producir la ruptura del material. Los resultados mostraron que la condición superficial del acero de fábrica presentó la mayor resistencia de la adhesión a cortante al ser la superficie más rugosa, ahora bien, las curvas fuerza-tiempo de los ensayos a impacto efectuados para cada condición de tratamiento mostraron poca diferencia, la zona de daño se inspeccionó por ultrasonido mostrando pocas diferencias para cada condición de tratamiento.

Con base a la revisión bibliográfica realizada, puede concluirse que, si bien se han realizado un estudio acerca de las propiedades de adhesión y tensión en un FML a base de aluminio 1100 y un material compuesto a base de PPAM y un tejido de fibra de aramida Kevlar, se desconoce el comportamiento mecánico y dinámico de un FML utilizando un el mismo material compuesto con un aluminio de la serie 5000 de mayor resistencia y ductilidad que la aleación 1100.

El estudio de las propiedades a tensión de un FML elaborado con los materiales mencionado se hace importante para su diseño. Es así que se hace necesario el conocimiento de las propiedades a tensión de distintos arreglos FML analizando la contribución de cada material constituyente en el arreglo, observando el efecto de la fracción volumen, secuencia de apilamiento, orientación sobre sus propiedades alcanzadas.

Otro aspecto importante para el diseño de los FMLs es la predicción de sus propiedades. La Teoría de Laminación Clásica puede ser posible de aplicarla para la predicción de las

propiedades elásticas de FMLs en diferentes arreglos y orientaciones comparando los valores obtenidos teóricamente con aquellos obtenidos experimentalmente.

Por otra parte, al ser un FML del cual existe muy poca literatura relacionada con el mismo, se hace necesario también el conocimiento de su desempeño dinámico, para el cual, el estudio de su comportamiento dinámico bajo un régimen de impacto a baja velocidad hace posible la determinación de su capacidad de absorción de energía, otra propiedad importante para el diseño de este tipo de FMLs.

Finalmente, otro aspecto importante dentro del estudio de este FML es la adhesión interfacial entre el material compuesto y las capas de metal, ya que de ésta dependerá la adecuada transferencia de esfuerzos entre las diversas capas del este material. Si bien se han encontrado diversos estudios, donde se evalúa en efecto de los tratamientos superficiales al aluminio sobre las propiedades adhesivas de diferentes resinas con este metal, los estudios del efecto de tratamientos superficiales aplicados al aluminio en FMLs termoplásticos, usando un tratamiento decapante a base de hidróxido de sodio y ácido nítrico son limitados. Esto hace necesario el conocimiento del efecto de dichos tratamientos sobre las propiedades mecánicas y dinámicas de estos materiales.

CAPÍTULO 2

METODOLOGÍA

La Figura 2.1 muestra de manera esquemática el trabajo experimental desarrollado durante el presente proyecto de investigación.

En la primera parte de este estudio, se abordó la caracterización mecánica de los materiales constituyentes, que son el aluminio y un material compuesto laminado elaborado con una matriz a base de polipropileno modificado y un tejido de fibras de aramida.

La caracterización mecánica permitió la determinación de las propiedades elásticas (módulo elástico, módulo a cortante y relación de Poisson), las propiedades de resistencia (resistencia y deformación última a tensión, resistencia a cortante) de los materiales mencionados, así como el comportamiento esfuerzo-deformación bajo tensión uniaxial y esfuerzo cortante en el plano. Las propiedades elásticas determinadas se utilizaron para la predicción de las propiedades elásticas de diversos arreglos FMLs propuestos por medio de la teoría de laminación clásica.

Posterior a la caracterización de los materiales constituyentes, la segunda parte de este estudio involucró el análisis y determinación de las propiedades mecánicas a tensión uniaxial de los arreglos FML propuestos, analizando el efecto combinado de los materiales constituyentes (fracción volumen, orientación y secuencia de apilamiento) sobre el comportamiento a tensión de los FMLs, así como la comparación de las propiedades elásticas y de resistencia determinadas experimentalmente, con aquellas obtenidas teóricamente por medio de la teoría de laminación clásica.

La tercera parte de este estudio, involucró la determinación de las propiedades bajo impacto de baja velocidad de arreglos FML y de sus materiales constituyentes, analizando de igual forma, el efecto de la fracción volumen y secuencia de apilamiento sobre la respuesta fuerza-tiempo, energía-tiempo, la capacidad de absorción de energía, los umbrales para primer daño y perforación de los arreglos FMLs en comparación con sus materiales constituyentes.

La última parte de este estudio involucró el análisis del efecto de tratamientos superficiales realizados a la aleación de aluminio sobre el desempeño mecánico a tensión e impacto de

arreglos FML. Lo anterior requirió de la caracterización fisicoquímica de las superficies tratadas, determinando los cambios químicos y morfológicos superficiales, así como cambios en la resistencia de la adhesión a cortante aluminio-matriz para finalmente analizar el efecto de los tratamientos superficiales realizados en el desempeño a tensión y a impacto de los FMLs.

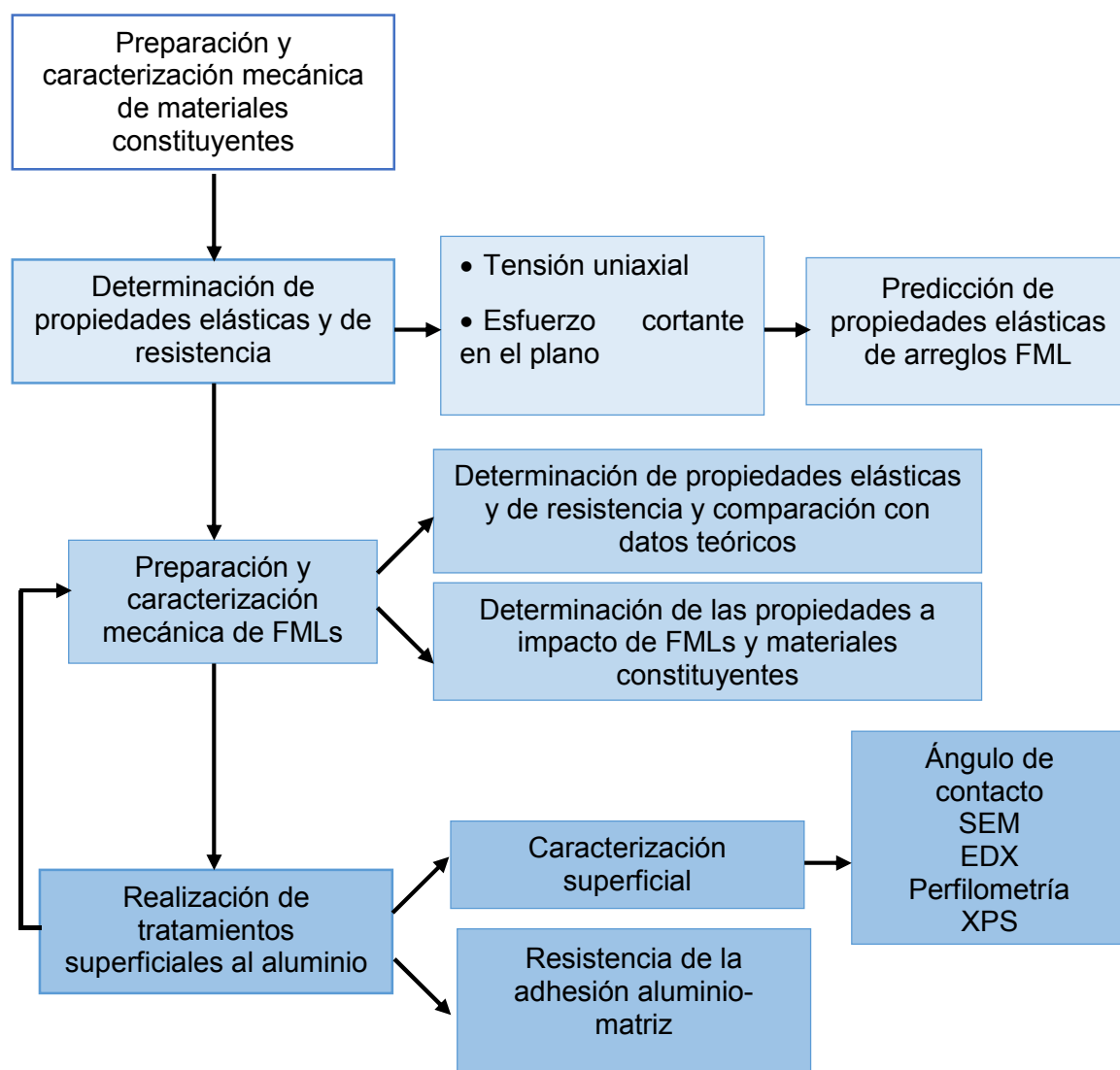


Figura 2.1. Esquema del desarrollo experimental realizado.

Las secciones subsecuentes describen de manera detallada cada una de las etapas experimentales mencionadas.

2.1. MATERIALES

- Aleación de aluminio

La aleación metálica utilizada para este estudio es la aleación de aluminio Al 5052 H32, en forma de láminas de 0.6 mm de espesor y con una densidad de 2.68 g/cm³ proporcionada por la empresa Continental Steel. Las aleaciones de la serie 5000 se caracterizan por ser aleaciones utilizadas en el proceso de moldeo por estampado, además de que es una aleación empleada en la industria del transporte [69, 70]. La composición química y las propiedades mecánicas de esta aleación se muestran en las Tablas 2.1 y 2.2, respectivamente.

Tabla 2.1. Composición química de la aleación de aluminio Al 5052 H32 [71].

Elemento	Porcentaje (%)
Aluminio	95.7-97.7
Magnesio	2.2-2.8
Cromo	0.15-0.35
Cobre	≤0.10
Hierro	≤0.40
Manganeso	≤0.10
Silicio	≤0.15
Zinc	≤0.25
Otros	≤0.10

Tabla 2.2. Propiedades mecánicas de la aleación de aluminio Al 5052 H32 [71].

Propiedades mecánicas Al 5052 H32	
Resistencia a la tensión (MPa)	228
Deformación a la ruptura (%)	12
Esfuerzo de cedencia (MPa)	193
Módulo elástico a tensión (GPa)	70.3
Módulo a cortante (MPa)	25.96
Resistencia a cortante (MPa)	138
Relación de Poisson	0.33

- Matriz

La matriz termoplástica utilizada es una película termoplástica adhesiva denominada comercialmente como Collano® 23.110 de la marca Collano Adhesives de 0.108 mm de espesor, elaborada a base de un polipropileno modificado (PPAM), donde en un estudio previo se verificó que dicha modificación corresponde a la inclusión de anhídrido maleico injertado a la cadena del polipropileno [23, 72]. Este adhesivo (PPAM) es adecuado para unir textiles, espumas, estructuras de aluminio en forma de panal de abeja (honeycomb en inglés) y metales. Se ha reportado que este tipo de adhesivo muestra una buena adhesión para metales (ej. aluminios y aceros) a los cuales no se les ha realizado ningún tratamiento superficial [22, 72, 73]. Las propiedades físicas y mecánicas de este adhesivo se muestran en la Tabla 2.3.

Tabla 2.3. Propiedades físicas y mecánicas de la película Collano® 23.110 [72, 73].

Propiedades de la película Collano 23.110	
Densidad (g/cm ³)	0.91
Intervalo de temperatura de fusión (°C)	137-150
Temperatura mínima de unión (°C)	165
Módulo elástico a tensión (MPa)	870
Esfuerzo de cedencia (MPa)	17.2
Resistencia a la tensión (MPa)	30.3
Deformación la ruptura (%)	1050

- Tejido de fibra

Como refuerzo textil se utiliza un textil de aramida tipo Kevlar® 724 en arreglo tafetán balanceado. El tejido está elaborado a base de fibras de Kevlar® 129 de DuPont®. Las propiedades físicas del tejido y las propiedades mecánicas de la fibra se encuentran en la Tabla 2.4.

Tabla 2.4. Propiedades de tejido Kevlar® 724 y fibra de Kevlar® 129.

Tejido Kevlar® 724 ^[74]		Fibra de Kevlar® 129 ^[75]	
Tipo de fibra	Fibra de Kevlar® 129	Densidad (g/cm³)	1.45
Densidad lineal de mecha	1000 denier	Diámetro (µm)	12
Tipo de ligamento	Tafetán balanceado	Resistencia a la tensión (GPa)	3.4
Peso (g/cm²)	207	Deformación a la ruptura (%)	3.3
Densidad de tejido (mechas/pulgada)	24	Módulo a tensión (GPa)	99

Como se describirá en secciones posteriores, para la realización de los tratamientos superficiales al aluminio, se utilizó acetona grado técnico, hidróxido de sodio (NaOH) y ácido nítrico (HNO₃), ambos proporcionados por Sigma Aldrich.

2.2. ELABORACIÓN DE ESPECÍMENES DE PRUEBA PARA LA DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS Y DE RESISTENCIA

Con el fin de determinar las propiedades mecánicas de los materiales constituyentes del FML (aluminio y material compuesto laminado) bajo tensión y esfuerzo cortante en el plano, se implementó una metodología de preparación de muestra y ensayo para cada constituyente.

2.2.1. ALUMINIO

La elaboración de probetas de aluminio para los ensayos de tensión uniaxial se realizó siguiendo la geometría recomendada por la norma ASTM B 557 ^[76] para la determinación de las propiedades a tensión de aleaciones de aluminio en forma de láminas. Para esto, primeramente se cortaron tiras de 25 mm x 250 mm con ayuda de una cizalla marca JET modelo SBR-30N, la cual realiza un corte preciso. Posteriormente, las tiras se empaquetaron en grupos para ser maquinados en una máquina herramienta CNC Master Junior, con el fin de obtener probetas con la geometría recomendada, seguidamente cada

grupo se separó y se cortaron los extremos sobrantes obteniendo finalmente las probetas con las dimensiones requeridas, que se muestran en la Figura 2.2.

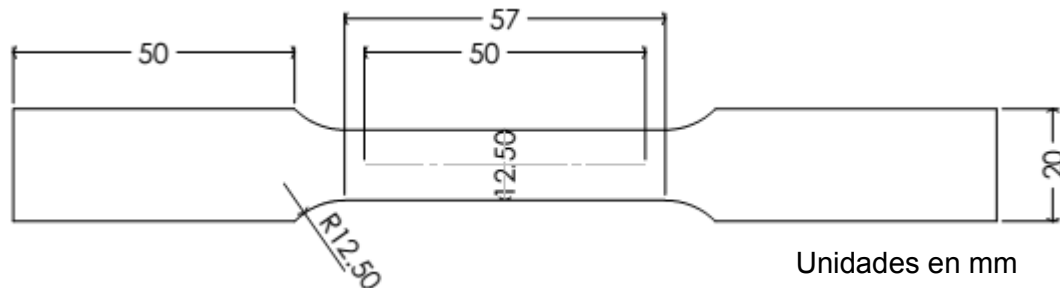


Figura 2.2. Geometría de las probetas de aluminio de acuerdo a la norma ASTM B 557.

Se elaboraron dos grupos de muestras, el primer grupo consistió de probetas de la lámina de aluminio con la dirección de rolado longitudinal a la dirección de la carga aplicada en el ensayo de tensión; en tanto que el segundo grupo consistió de probetas con la dirección de rolado transversal a la dirección de la carga.

2.2.2. LAMINADO COMPUESTO

La elaboración de paneles de muestras del material compuesto laminado, denominado en adelante como laminado compuesto, se realizó mediante moldeo por compresión, con el fin de obtener probetas con la geometría recomendada por la norma ASTM D 3039 ^[77] para pruebas a tensión de materiales compuestos fibroreforzados de matriz polimérica con un arreglo de fibra balanceada y simétrica. La Figura 2.3 muestra de manera esquemática el proceso de elaboración de estos paneles.

Primero se realizó la limpieza manual de la película de PPAM con acetona con ayuda de un paño húmedo, seguidamente, los materiales se apilaron en un molde de 250 mm x 250 mm que proporciona paneles de muestra con la geometría sugerida por la norma y con la zona de sujeción ya integrada, como se muestra esquemáticamente en la Figura 2.4.

El proceso de moldeo por compresión se realizó en una prensa manual, donde la presión es medida con un manómetro y controlada manualmente mediante un sistema hidráulico; la prensa cuenta también con un sistema de calefacción y enfriamiento en cada uno de sus

platos. Las condiciones del proceso de termocompresión fueron 175 °C de temperatura y 2 MPa de presión por 20 minutos, seguido de una etapa de enfriamiento.

Los paneles de muestra obtenidos se cortaron con ayuda de una cizalla, minimizando el riesgo de maltratar el laminado o las fibras, para obtener probetas de acuerdo a la geometría recomendada. De esta forma se obtuvieron especímenes de prueba con una fracción volumen de fibra del 40 % y con dos orientaciones, 0°/90° y $\pm 45^\circ$, respecto a la dirección de carga aplicada en el ensayo a tensión uniaxial. Estas orientaciones se lograron rotando el tejido hasta obtener la orientación deseada y luego cortándolo para integrarlo en la etapa de termomoldeo.

Los laminados compuestos orientados a 0°/90° se probaron a tensión uniaxial para determinar las propiedades elásticas y de resistencia de los laminados compuestos; en tanto que los laminados compuestos orientados a $\pm 45^\circ$ se probaron también bajo tensión uniaxial, con el fin de determinar las propiedades a cortante del laminado, como se describirá en las siguientes secciones.

2.2.3. FMLs

La elaboración de paneles de muestras de FMLs se realizó con las mismas condiciones de termomoldeo que los laminados compuestos, con el fin de obtener probetas rectangulares de acuerdo a la geometría recomendada por la norma ASTM D 3039, como se muestra en la Figura 2.3.

De manera similar a los laminados compuestos, la elaboración de paneles de muestra FML requirió de una etapa de limpieza previa de los materiales; la limpieza de la película de PPAM se realizó con acetona, en tanto que al aluminio se le realizó una limpieza que consiste en un lavado y enjuagado con agua destilada, con posterior secado a 40 °C durante una hora en un horno de convección y limpieza final con acetona con ayuda de un paño húmedo y seguida de inmersión en el solvente para luego dejar secar al ambiente.

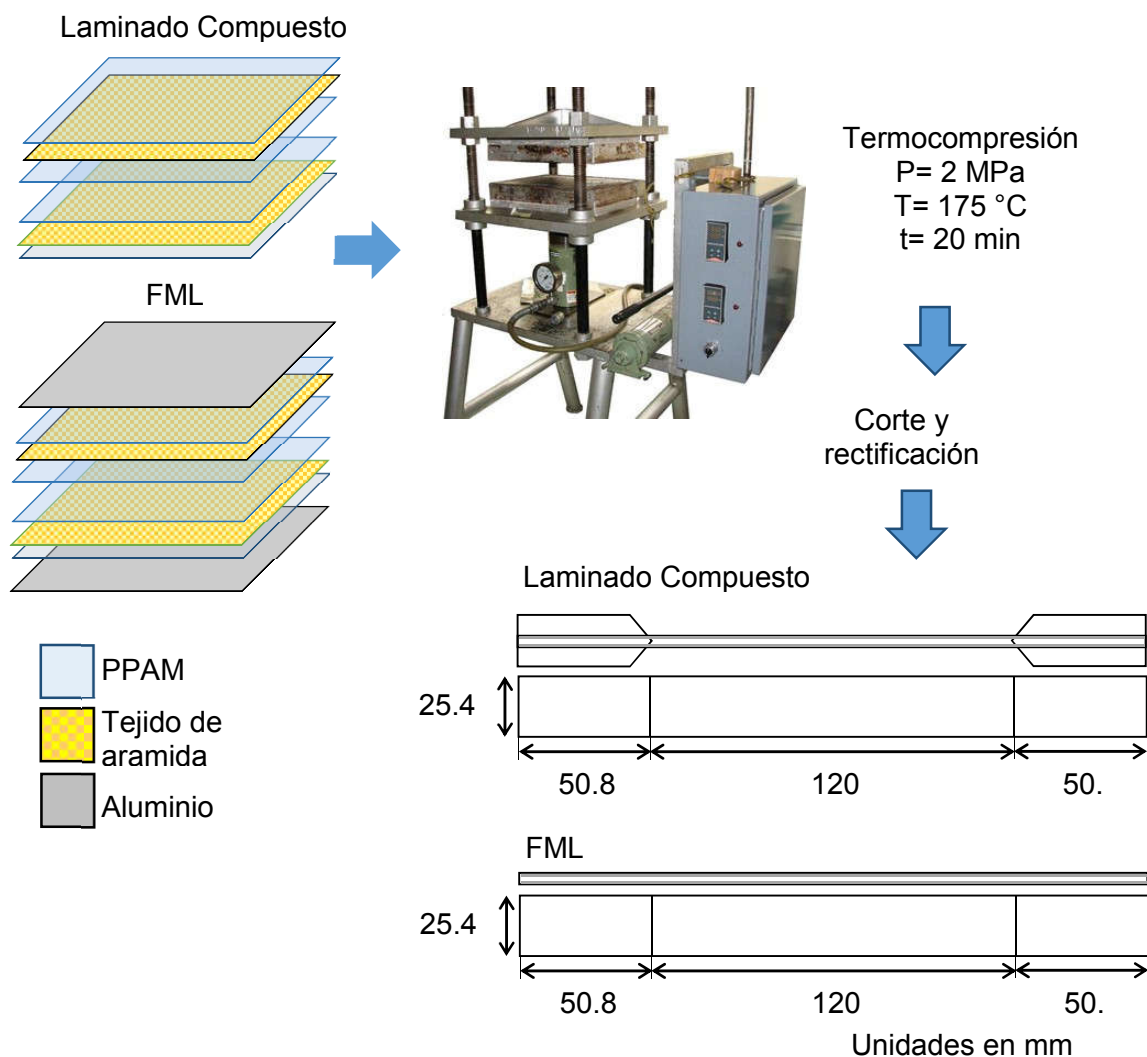


Figura 2.3. Secuencia de apilamiento y geometría de muestras de laminado compuesto y FML para ensayos a tensión uniaxial.

Posteriormente, los materiales se apilaron en un molde rectangular de 250 mm x 350 mm siguiendo las secuencias de apilamiento que se muestran en la Tabla 2.5, que resume el conjunto de materiales elaborados para los ensayos a tensión. Por ejemplo, la Figura 2.3 muestra la secuencia de apilamiento de un FML 2/2, donde el primer dígito indica el número de láminas de aluminio y el segundo el número de capas de laminado compuesto, siendo para este caso, dos capas de aluminio y dos de laminado compuesto orientados de acuerdo a lo que indique la tabla mencionada. Para todos los arreglos FML la dirección de rolado del aluminio fue longitudinal a la dirección de la carga aplicada en los ensayos a tensión.

Tabla 2.5. Secuencia de apilamiento de FMLs y materiales constituyentes para ensayos a tensión.

Material	Secuencia de apilamiento	Fracción volumen de aluminio (%)	Espesor (mm)
Aluminio	----	100	0.615
L. Compuesto-I	[0/90, 0/90]	0	0.682
L. Compuesto-II	[±45, ±45]	0	
FML 2/2-I	[Al, 0/90, 0/90, Al]	62.4	1.884
FML 2/2-II	[Al, ±45, ±45, Al]	62.4	
FML 2/4-I	[Al, 0/90, 0/90, 0/90, 0/90, Al]	45.4	2.541
FML 2/4-II	[Al, 0/90, ±45, ±45, 0/90, Al]	45.4	

Puede observarse que los arreglos contemplados para estos ensayos se tratan de laminados FML simétricos y en el caso del FML 2/4 II se trata de un laminado cuasi-isotrópico.

Los paneles obtenidos fueron posteriormente cortados con una sierra radial Craftsman; después del corte cada probeta fue rectificada en una pulidora de disco utilizando primero una lija de número 120 y posteriormente una lija de número de grano 400, hasta obtener las dimensiones de la geometría recomendada.

2.3. DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS Y DE RESISTENCIA A TENSIÓN DE LOS MATERIALES CONSTITUYENTES

La Tabla 2.6 resume el conjunto de propiedades elásticas y de resistencia determinadas para el aluminio y laminado compuesto.

Tabla 2.6. Propiedades elásticas y de resistencia determinadas de los materiales constituyentes.

Material	Propiedad determinada en el ensayo	
	Tensión uniaxial	Esfuerzo cortante en el plano
Aluminio	- Módulo elástico longitudinal, E_1 - Módulo elástico transversal, E_2	-----
L. Compuesto	- Relación de Poisson, ν_{12} - Resistencia a la tensión longitudinal, F_1' - Resistencia a la tensión transversal, F_2'	- Módulo cortante, G_{12} - Resistencia a cortante, S_{12}

En el caso del aluminio, el ensayo a tensión uniaxial se realizó en la dirección longitudinal y transversal de las líneas de rolado a la carga aplicada, lo que permitió verificar si el proceso de fabricación de las láminas de aluminio afectaba o no la isotropía del material.

En el caso del laminado compuesto, debido a que está elaborado a base de un tejido tafetán balanceado, sus propiedades a tensión tanto longitudinal como transversalmente, es de esperar sean iguales [78]; adicionalmente en un estudio previo se determinaron las propiedades a tensión tanto en la dirección de la trama como del urdimbre del tejido orientado a 0°/90°, no encontrando diferencias significativas entre una dirección y otra [23]. Por lo anterior, los ensayos a tensión solamente se realizaron en dirección longitudinal del urdimbre del tejido de aramida longitudinalmente a la dirección de la carga aplicada en el ensayo.

De manera general, en el ensayo a tensión el esfuerzo a una carga determinada se obtiene de la forma:

$$\sigma_i = \frac{P_i}{bt} \quad (2.1)$$

σ_i = Esfuerzo a tensión longitudinal o transversal, σ_1 , σ_2 , respectivamente

P_i = Carga longitudinal o transversal, P_1 , P_2 , respectivamente

b = Ancho de la muestra

t = Espesor de la muestra

La resistencia última longitudinal o transversal (F_1^* , F_2^*) se obtiene a partir de la ecuación 2.1 con la carga máxima soportada por el material.

La deformación para obtener la curva esfuerzo-deformación del material hasta la ruptura se calcula de acuerdo a la ecuación 2.2:

$$\varepsilon_i = \frac{\Delta l}{l} \quad (2.2)$$

Donde:

ε_i = Deformación longitudinal o transversal, ε_1 , ε_2 , respectivamente

Δl = Diferencia entre la longitud final e inicial de la zona de prueba

l = Longitud inicial de la zona de prueba

El módulo elástico se obtiene por medio de la ecuación 2.3:

$$E_i = \frac{\sigma_i}{\varepsilon_i} \quad (2.3)$$

Donde:

E_i = Módulo elástico longitudinal o transversal, E_1 , E_2 , respectivamente

La relación de Poisson se obtiene por medio de la ecuación 2.4:

$$\nu_{12} = -\frac{\Delta \varepsilon_2}{\Delta \varepsilon_1} \quad (2.4)$$

Donde:

$\Delta\epsilon_2$ = Diferencia en la deformación lateral o transversal entre dos puntos de deformación longitudinal medida por galgas extensométricas

$\Delta\epsilon_1$ = Diferencia entre dos puntos de deformación longitudinal medida por galgas extensométricas

Los ensayos a tensión se realizaron de acuerdo a la norma ASTM D 3039 ^[77] en una máquina de pruebas universales Shimadzu AG-1, empleando celdas de carga de 5 kN y 20 kN para el aluminio y laminado compuesto I, respectivamente.

La determinación del módulo elástico de ambos materiales se realizó primero utilizando un extensómetro Shimadzu SG-25-10 con una longitud de prueba de 25.4 mm a una velocidad de cabezal de 0.5 mm/min, hasta alcanzar 0.11 % de deformación. Posteriormente, las muestras se descargaron, se retiró el extensómetro y se aumentó la velocidad del cabezal a 2 mm/min hasta producir la falla de la probeta. Los ensayos se realizaron de tal forma que se seleccionaron 5 muestras representativas para cada dirección del ensayo (longitudinal y transversal). La Figura 2.4a muestra una de las probetas del aluminio durante el ensayo.

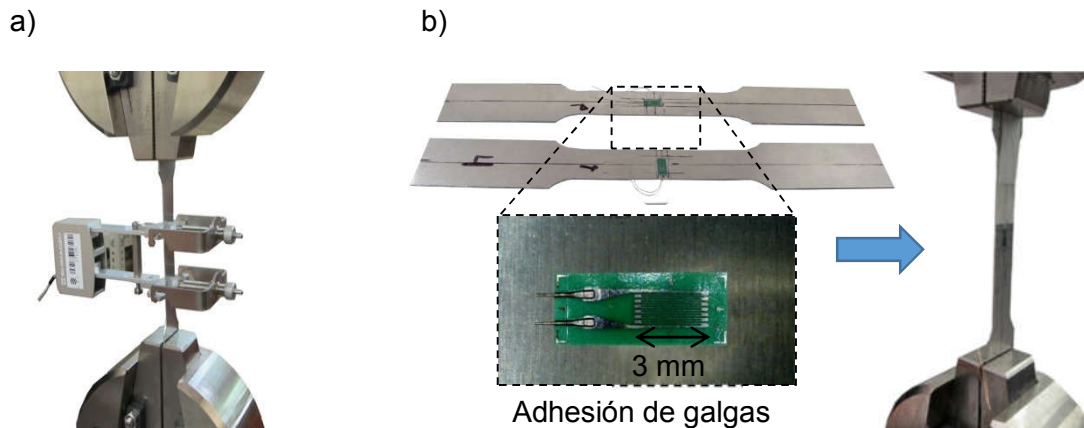


Figura 2.4. a) Determinación de las propiedades elásticas y de resistencia del aluminio, b) Determinación de la relación de Poisson.

Ahora bien, la determinación de la relación de Poisson se realizó mediante la instrumentación de galgas extensométricas orientadas en la dirección longitudinal y transversal a la carga aplicada (ejes x y, respectivamente), como se muestra en la Figura

2.5. Esto también permitió la determinación del módulo elástico, corroborando de esta manera, los valores obtenidos por el extensómetro para esta propiedad.

El registro de la deformación de ambas galgas requirió del uso de un equipo de la marca Vishay modelo P3; este equipo es capaz de registrar la deformación de ambas galgas a una velocidad determinada de un dato por segundo, sincronizándose con la máquina de pruebas universales.

La conexión de las galgas al equipo Vishay se realizó con la configuración denominada como de $\frac{1}{4}$ de puente. Esto se logra colocando el puente entre las terminales S y D120 Ω , o bien, entre las terminales S y D350 Ω , del equipo Vishay, dependiendo de la resistencia de la galga ^[79]. Dicha conexión se realizó como se muestra en la Figura 2.5, de esta forma es posible medir directamente la deformación de cada galga en microdeformaciones o $\mu\epsilon$, donde 1000 $\mu\epsilon$ equivalen a 0.001 mm/mm de deformación unitaria.

La determinación de la relación de Poisson se realizó considerando un intervalo de deformación longitudinal de 0.001 mm/mm a 0.003 mm/mm como sugiere la norma ^[77].

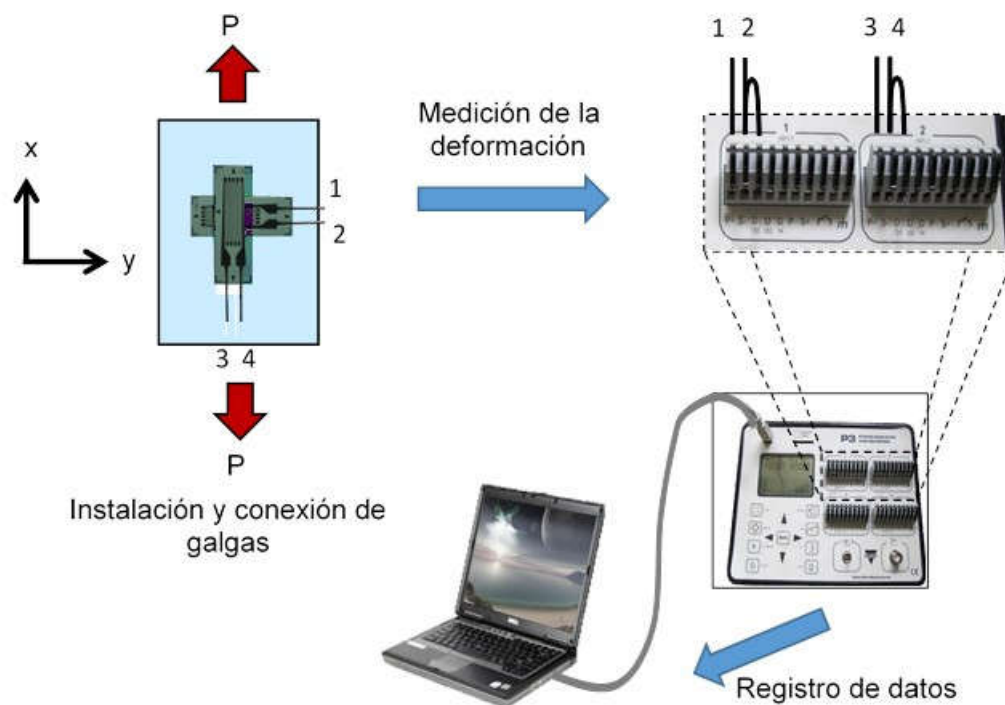


Figura 2.5. Conexión de las galgas extensométricas al equipo Vishay.

La determinación de la relación de Poisson para el aluminio se realizó mediante el uso de galgas extensométricas de la marca Tokyo Sokki Kenkyujo Co. modelo FLA-3-23, la cual cuenta con una longitud de galga adecuada para este tipo de materiales. Para la adhesión de las galgas a la muestra se empleó un adhesivo a base de cianoacrilato compatible con superficies metálicas. La Tabla 2.7 muestra las características técnicas de las galgas utilizadas, en tanto que La Figura 2.4b muestra una de las muestras de aluminio durante el ensayo.

Tabla 2.7. Características técnicas de las galgas utilizadas para los ensayos mecánicos.

Tipo de galga/Especificación	Tokyo Sokki Kenkyujo Co FLA-3-23 ^[80]	Vishay EP-40-250BF- 350/L ^[81]
Longitud de galga (mm)	3	6.35
Resistencia (Ω)	120 ± 0.3	350 ± 0.15
Factor de galga (%)	2.16 ± 1	2.04 ± 0.5

La determinación de la relación de Poisson para el laminado compuesto I, se realizó mediante la instrumentación de galgas extensométricas, como en el caso del aluminio; sin embargo, ya que los laminados tienen un tejido bidireccional, la galga debió cubrir una superficie de tal forma que abarcara una zona representativa del material ^[77], para esto se utilizaron galgas de 5 mm de la marca Tokyo Sokki Kenkyujo Co. modelo FLA-5-23, adhiriéndolas a la superficie del laminado utilizando primero un acondicionador de superficie para poliolefinas Loctite 770 y posteriormente aplicando un adhesivo a base de cianoacrilato Loctite 406. Las características técnicas de las galgas utilizadas para estos laminados compuestos son las mismas que las utilizadas para el aluminio. La Figura 2.6a muestra una de las probetas de laminado compuesto durante el ensayo.

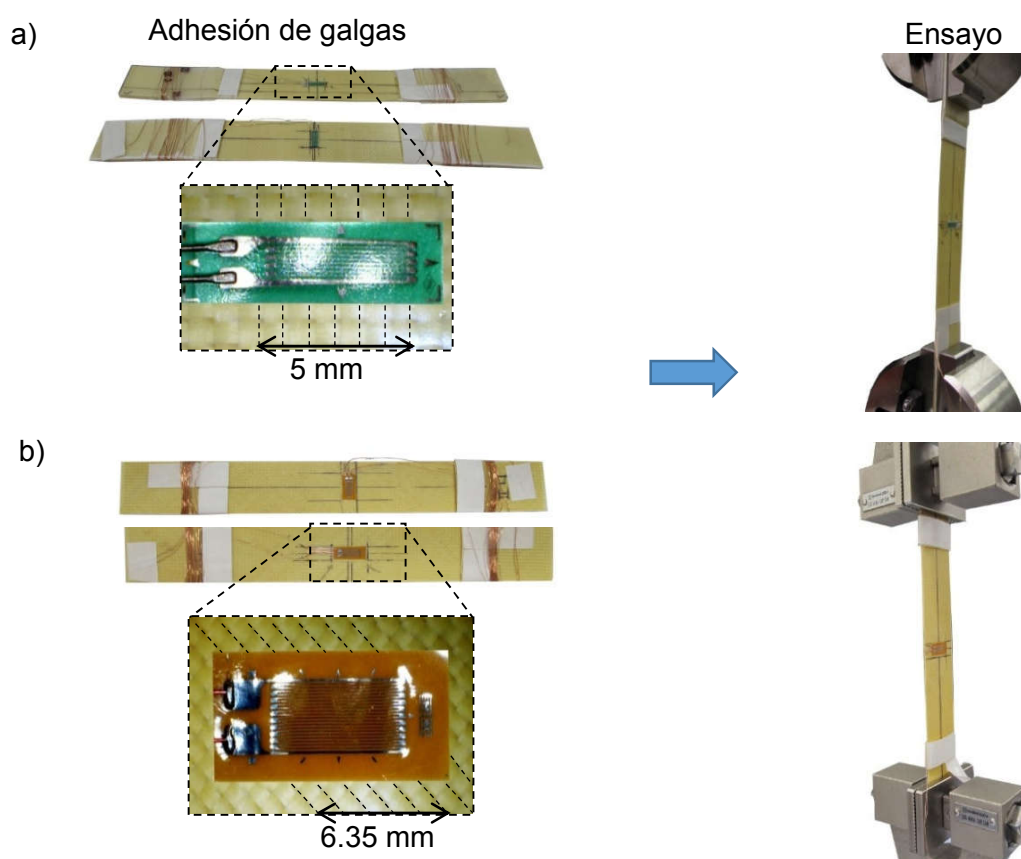


Figura 2.6. Ensayo a tensión de laminados compuestos, a) Laminado compuesto I, b) Laminado compuesto II

2.4. DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS Y DE RESISTENCIA BAJO ESFUERZO CORTANTE EN EL PLANO DE MATERIALES CONSTITUYENTES

Las propiedades elásticas y de resistencia del laminado compuesto bajo esfuerzo cortante en el plano, como son el módulo a cortante G_{12} y la resistencia a cortante S_{12} , se determinaron mediante un ensayo a tensión longitudinal de laminados compuestos orientados a $\pm 45^\circ$, de acuerdo a la norma ASTM D 3518 ^[82] para materiales compuestos poliméricos reforzados con fibras de alto módulo.

De manera general, el ensayo se realiza aplicando una tensión uniaxial a un laminado balanceado y simétrico orientado a $\pm 45^\circ$ sobre el plano medio, respecto al eje de la carga aplicada, como se muestra en la Figura 2.7, ejerciendo de esta forma un estado de esfuerzo cortante en el plano ^[24, 82, 83]. Durante el ensayo se mide tanto la carga aplicada, como las deformaciones en las direcciones longitudinal y transversal, ϵ_x y ϵ_y , respectivamente.

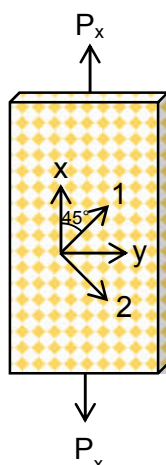


Figura 2.7. Esquema que representa una probeta de material compuesto laminado para ensayo a tensión a $\pm 45^\circ$.

La resistencia a cortante máxima S_{12} , o bien la resistencia translaminar (a través del espesor), se obtiene a partir de la carga máxima soportada por el material al 5 % de deformación angular. De acuerdo a la norma, si la falla del material no ocurre dentro del 5 % de deformación angular, la prueba debe detenerse, ya que pueden existir cambios en la orientación del tejido ^[82].

El esfuerzo cortante en el plano se obtuvo por medio de la ecuación 2.5; mientras que la deformación angular se obtuvo mediante la ecuación 2.6 ^[82]:

$$\tau_{12} = \frac{P_x}{2bt} \quad (2.5)$$

$$\gamma_{12} = \varepsilon_x - \varepsilon_y \quad (2.6)$$

Donde:

τ_{12} = Esfuerzo a cortante en el plano

P_x = Carga en dirección longitudinal x

b = Ancho de la muestra

t = Espesor de la muestra

γ_{12} = Deformación angular

ε_x = Deformación normal en la dirección longitudinal a la carga aplicada medida por la galga extensométrica

ε_y = Deformación lateral en la dirección transversal a la carga aplicada medida por la galga extensométrica

El módulo de elasticidad a cortante se calcula mediante la ecuación 2.7, en un intervalo de deformación angular de 0.004 ± 0.0002 mm/mm, comenzando en 0.0015 mm/mm ^[82]:

$$G_{12} = \frac{\Delta\tau_{12}}{\Delta\gamma_{12}} \quad (2.7)$$

Donde:

G_{12} = Módulo de elasticidad a cortante

$\Delta\tau_{12}$ = Diferencia del esfuerzo a cortante en el plano aplicado entre dos puntos de deformación angular

$\Delta\gamma_{12}$ = Diferencia entre dos puntos de deformación angular dentro del intervalo sugerido por la norma

El ensayo se realizó en una máquina de pruebas universales Shimadzu AGS-X empleando una celda de carga de 1 kN y una velocidad de cabezal de 2 mm/min como sugiere la norma. La Figura 2.6b muestra una de las probetas de laminado compuesto durante el ensayo.

La medición y registro de la deformación longitudinal y lateral, requirió del uso de galgas extensométricas de la marca Vishay modelo EP-40-250BF-350/L, que cuentan con la longitud de galga adecuada para este tipo de materiales. La adhesión de las galgas a las muestras, se realizó de la misma forma que en el ensayo a tensión uniaxial de estos materiales; el registro de las deformaciones se realizó con la ayuda del equipo Vishay P3 siguiendo la misma metodología que para la determinación de la relación de Poisson. Las características técnicas de las galgas utilizadas se muestran en la Tabla 2.7.

Del mismo ensayo también fue posible la determinación del módulo elástico, utilizando los datos de deformación longitudinal y aplicando la ecuación 2.3.

Con el propósito de obtener la curva esfuerzo deformación longitudinal hasta la ruptura del material, se realizó adicionalmente el ensayo a tensión del laminado compuesto en una máquina de pruebas universales Shimadzu AG-1, empleando una celda de carga de 5 kN. El módulo elástico longitudinal fue determinado en el ensayo anterior utilizando los datos de deformación longitudinal medidos con las galgas.

En el caso del aluminio, el módulo a cortante se calculó mediante la ecuación 2.8 aplicable a materiales isotrópicos ^[84]:

$$G_{12} = \frac{E_1}{2(1+\nu_{12})} \quad (2.8)$$

2.5. DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES A Tensión DE ARREGLOS FML

La determinación del módulo elástico y de la resistencia a tensión longitudinal de los FMLs se realizó utilizando una celda de carga de 20 kN. El módulo elástico se determinó utilizando un extensómetro Shimadzu SG-25-10 a una velocidad de cabezal de 0.5 mm/min hasta alcanzar el 0.11 % de deformación. Las propiedades de resistencia a tensión se obtuvieron retirando el extensómetro y continuando la prueba a una velocidad de cabezal de 2 mm/min.

La determinación de dichas propiedades se realizó en paneles de muestra con la secuencia de apilamiento mostrada en la Tabla 2.8.

Tabla 2.8. Secuencia de apilamiento de FMLs para ensayos a tensión.

Material	Secuencia de apilamiento	Fracción volumen de aluminio (%)
FML 2/2 I	[Al, 0/90, 0/90, Al]	62.4
FML 2/2 II	[Al, ± 45 , ± 45 , Al]	62.4
FML 2/4 I	[Al, 0/90, 0/90, 0/90, 0/90, Al]	45.4
FML 2/4 II	[Al, 0/90, ± 45 , ± 45 , 0/90, Al]	45.4

2.6. PREDICCIÓN DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS DE LOS ARREGLOS FML POR MEDIO DE LA TEORÍA CLÁSICA DE LAMINACIÓN

La predicción de las propiedades elásticas como el módulo elástico longitudinal y la relación de Poisson, se realizó utilizando la teoría de laminación clásica (CLT), que estudia el comportamiento global de materiales compuestos laminados multidireccionales como una función de las propiedades y de la secuencia de apilamiento de las capas individuales. En la teoría de laminación clásica, cada lámina que conforma el material compuesto laminado, se considera como cuasi homogénea y ortotrópica. Así también, el laminado se considera delgado, por lo cual sus dimensiones son mucho más grandes que su espesor y se encuentra bajo un estado de esfuerzo plano. Adicionalmente la relación esfuerzo-deformación de las capas se considera como lineal [32, 33]:

La predicción de estas propiedades se realizó como se muestra en el algoritmo de la Figura 2.8.

Para poder realizar esta predicción es necesario conocer primeramente, la matriz de rigidez de los materiales constituyentes de los FMLs, es decir del aluminio y de los laminados compuestos I y II (orientados a $0^\circ/90^\circ$ y $\pm 45^\circ$, respectivamente). La matriz de rigidez es necesaria para establecer la relación esfuerzo-deformación de un material. Bajo un estado de esfuerzo plano en un material ortotrópico dicha relación está dada por la ecuación 1.3.

La ecuación 1.3 es aplicable para el aluminio y laminado compuesto I orientado a $0^\circ/90^\circ$. En el caso del laminado compuesto II, el cual está orientado a $\pm 45^\circ$, es aplicable la ecuación 1.5, donde de la matriz de rigidez, se obtiene por rotación de la matriz de rigidez del laminado compuesto orientado a $0^\circ/90^\circ$ [32, 33].

Una vez determinada la matriz de rigidez de los materiales constituyentes, se procedió al cálculo de lo que se denomina matriz de rigidez extensional para cada arreglo FML. De acuerdo a la teoría de laminación clásica, para materiales laminados simétricos, como los FMLs de la Tabla 2.8, la relación de fuerzas con la deformación del material laminado, queda establecida por la ecuación 1.35 [32, 33]: Donde cada elemento de la matriz de rigidez extensional está dado por la ecuación 1.26.

Es mediante la determinación de la matriz de rigidez extensional, como pueden obtenerse las propiedades elásticas como son el módulo elástico y la relación de Poisson, para cada arreglo FML, las cuales están dadas por las ecuaciones 1.38 y 1.40.

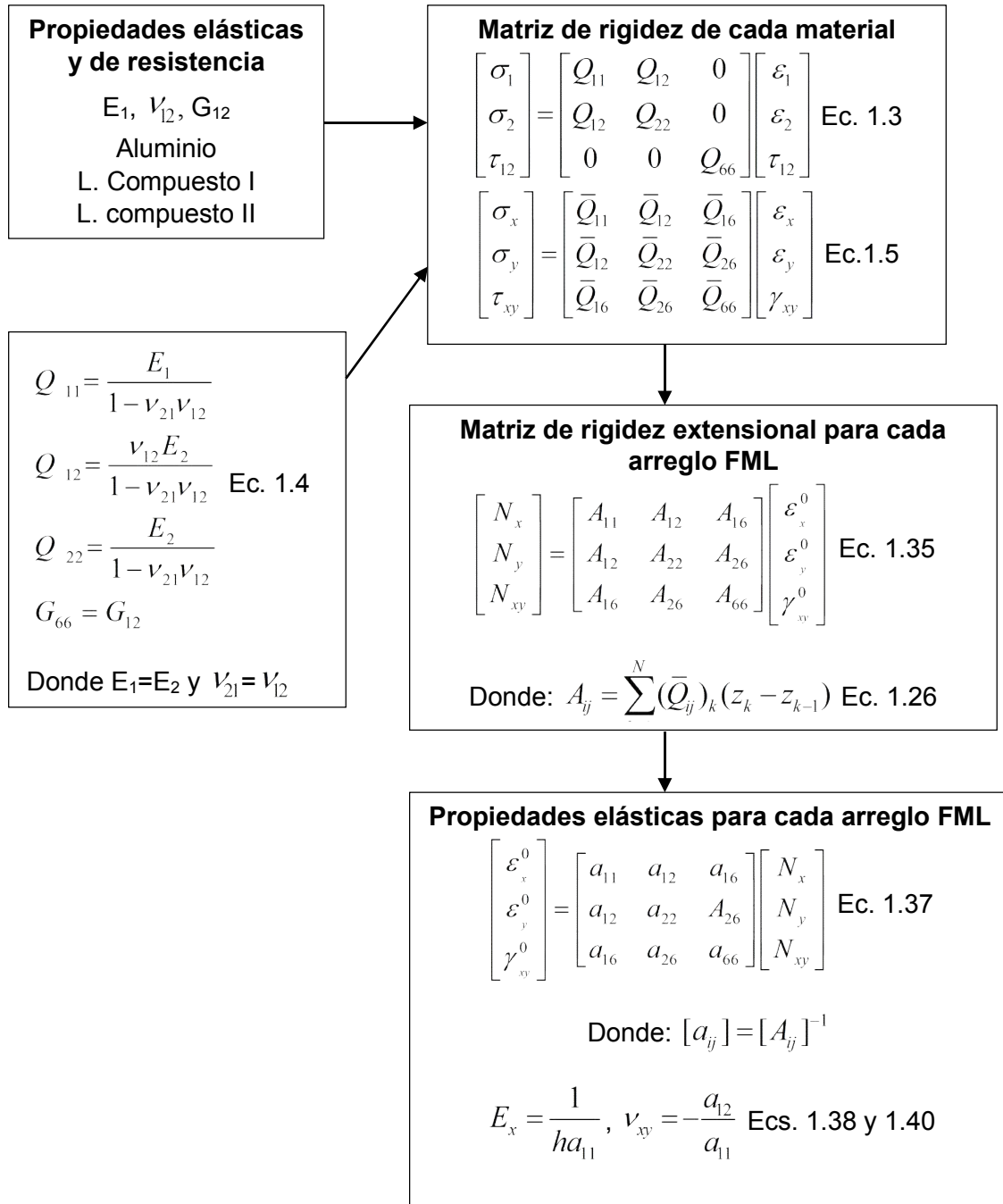


Figura 2.8. Algoritmo para la predicción de propiedades elásticas en arreglos FML.

2.7. ELABORACIÓN DE ESPECÍMENES DE PRUEBA PARA LA DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES A IMPACTO DE BAJA VELOCIDAD

La elaboración de las probetas de aluminio para los ensayos a impacto, se realizó por corte de piezas cuadradas de 140 mm x 140 mm en una cizalla que realiza un corte preciso y sin maltratar los bordes del metal. Posteriormente, las muestras fueron perforadas con ayuda de una fresadora con el propósito de poder fijarlas al marco de sujeción de la torre de impacto. La Figura 2.9 muestra la geometría de las probetas de aluminio (área circular de 10 mm de diámetro).

Ahora bien, la elaboración de paneles de muestra del laminado compuesto, se realizó mediante termomoldeo en un molde de 130 mm x 130 mm con las condiciones ya mencionadas para la elaboración de especímenes de prueba para los ensayos a tensión. La perforación de las probetas se realizó con ayuda de un sacabocado de golpe que realiza un corte preciso y sin provocar daño al material, obteniendo de esta forma especímenes de prueba similares a los obtenidos en el caso del aluminio.

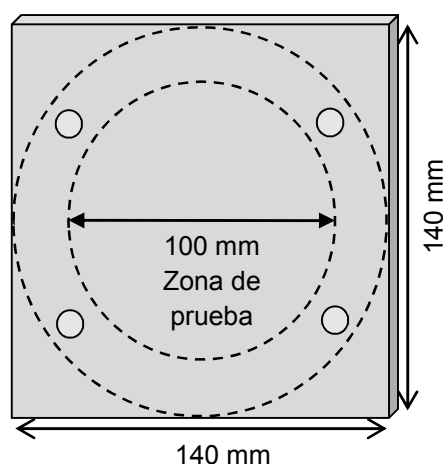


Figura 2.9. Geometría de muestras para pruebas de impacto.

Por su parte, los paneles de muestra para los FMLs también se obtuvieron de la misma forma que en el caso de las probetas para los ensayos a tensión. Una vez obtenidos los paneles, éstos fueron cortados y rectificados en muestras de 125 mm x 140 mm y la perforación de las muestras se realizó con ayuda de una fresa de manera similar al aluminio. La Tabla 2.9 resume el conjunto de los materiales evaluados para los ensayos a impacto.

Tabla 2.9. Secuencia de apilamiento de FMLs para ensayos a impacto.

Material	Secuencia de apilamiento	Fracción volumen de aluminio (%)	Espesor (mm)
Aluminio	-----	100	0.600
FML 2/2 I	[Al, 0/90, 0/90, Al]	62.4	1.866
FML 3/4	[Al, 0/90, 0/90, Al, 0/90, 0/90, Al]	55.4	3.183
Laminado compuesto I	[0/90] ₂	0	0.635

2.8. DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES A IMPACTO

La determinación de las propiedades a impacto del FML y de los materiales constituyentes se realizó en una torre de impacto fabricada en las instalaciones del CICY. Esta torre consiste de un sistema vertical por el cual se deja caer un impactor fijado a una base, la cual se desliza en caída libre por medio de barras de deslizamiento. La Figura 2.10 muestra la torre de impacto usada en el experimento.

La base del impactor contiene alojada en su parte inferior una celda de carga Kistler de 50 kN con una velocidad de adquisición de datos de 100 000 datos/segundo, capaz de registrar la historia fuerza-tiempo del evento de impacto. Así también, la base del impactor aloja en su parte superior un acelerómetro Slam Stick con capacidad de medir aceleración hasta 600 veces la gravedad (g) y una velocidad de adquisición de datos de 20 000 datos/segundo, permitiendo de esta manera el registro de la historia aceleración tiempo del evento de impacto. La adquisición de los datos de la celda de carga se realiza mediante un programa que permite la exportación de los datos en formato .xls; en tanto que la adquisición de datos del acelerómetro permite la descarga de los mismos, en el mismo formato.

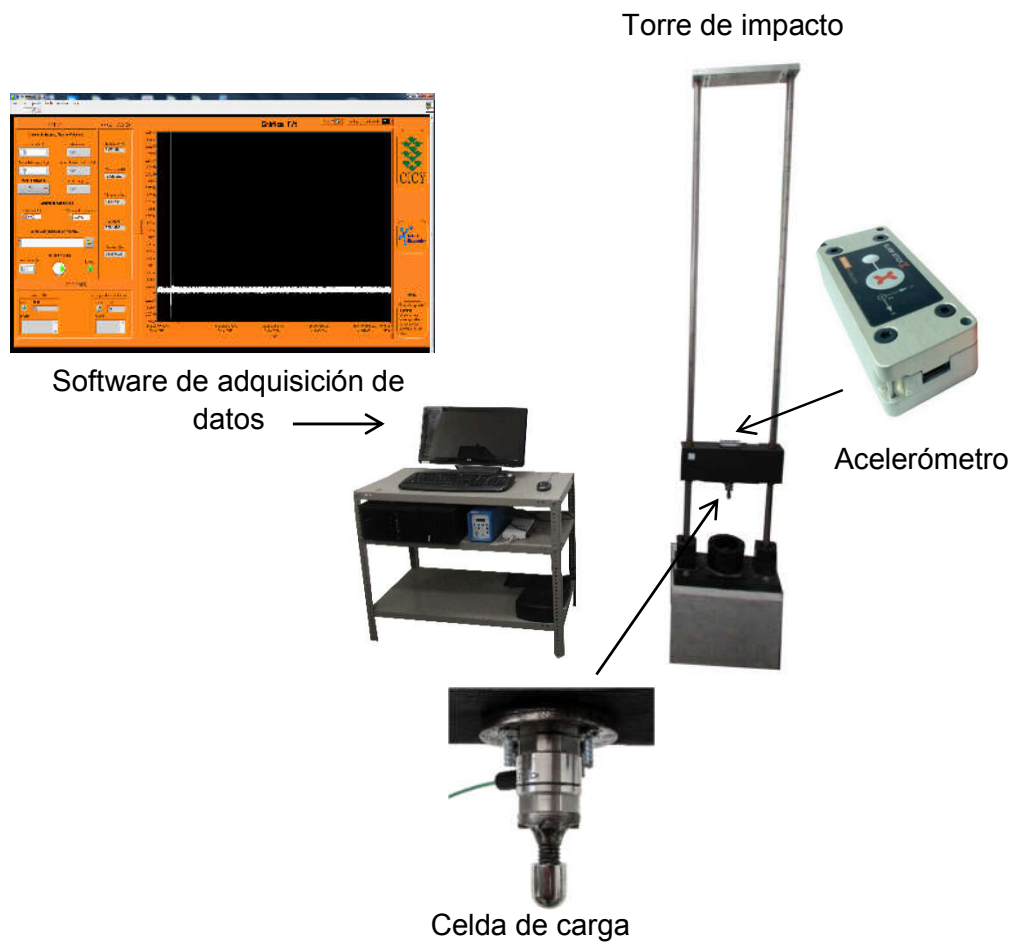


Figura 2.10. Componentes de la torre de impacto.

En el ensayo de impacto, la velocidad del impactor en el punto de contacto con la muestra, considerándose como un cuerpo en caída libre, está dada por:

$$v_0 = \sqrt{2gh_0} \quad (2.9)$$

Donde

g = Aceleración de la gravedad

h_0 = Altura desde la cual se deja caer el impactor

La energía en el punto de contacto con la muestra durante el evento de impacto, es decir la energía disponible para el evento de impacto está dada por:

$$E_{\text{impacto}} = mgh_0 = \frac{1}{2}mv_0^2 \quad (2.10)$$

E_{impacto} = Energía en el punto de contacto con la muestra

m = Masa de la base y del impactor

Los datos de aceleración proporcionados por el acelerómetro, permiten la obtención de la historia velocidad-tiempo, mediante integración de los datos de la historia aceleración-tiempo. Para realizar esto, la Figura 2.11 esquematiza el análisis realizado para obtener las ecuaciones de integración.

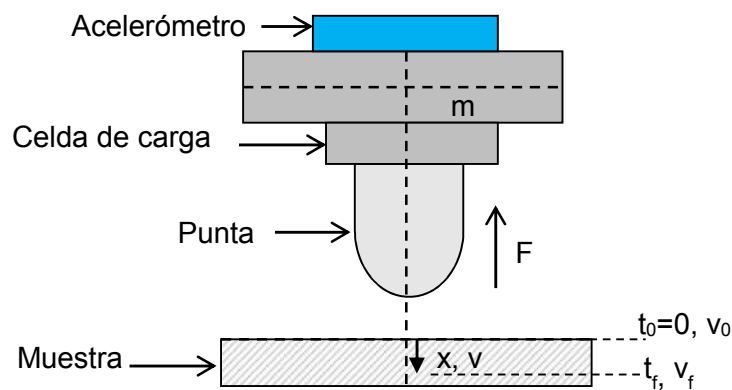


Figura 2.11. Esquema del ensayo de impacto.

La Figura 2.11 muestra las consideraciones de la velocidad y desplazamiento como positivas en dirección del impacto. Durante el evento de impacto, el impactor presentará una desaceleración, registrada por el acelerómetro, que se incrementa conforme se va desarrollando dicho evento. Esta desaceleración, provocará que la velocidad del impactor comience a disminuir, debido a que el material evaluado ejercerá una fuerza de oposición F para evitar ser penetrado. Para el análisis de los resultados esta desaceleración se mantendrá bajo el nombre de aceleración.

Sea la aceleración una función dependiente del tiempo definida por la siguiente ecuación:

$$a = -\frac{dv}{dt} \quad (2.11)$$

Para la derivada dv/dt se considera el signo (-) puesto que se produce una reducción de la velocidad.

Integrando la aceleración en función del tiempo es posible obtener la velocidad final en función del tiempo, durante el evento de impacto.

$$\int_0^t a dt = -\int_{v_o}^{v_f} dv \quad (2.12)$$

Integrando:

$$\begin{aligned} \int_0^t a dt &= -\int_{v_o}^{v_f} dv \\ \int_0^t a dt &= -(v_f - v_o) \\ \int_0^t a dt &= -v_f + v_o \\ v_f &= v_o - \int_0^t a dt \end{aligned} \quad (2.13)$$

Donde:

v_f = Velocidad a cualquier tiempo t

v_o = Velocidad en el punto de contacto del impactor con la muestra, es decir al tiempo, $t=0$

Sustituyendo la ecuación 2.9 en la ecuación 2.13 la velocidad en función del tiempo queda de la siguiente manera:

$$v_f = \sqrt{2gh_o} - \int_0^t a dt \quad (2.14)$$

La integración de la velocidad proporciona el desplazamiento, es decir, la indentación de la punta del impactor en el material, como se muestra en la ecuación 2.15:

$$v = \frac{dx}{dt}$$

$$\int_0^x dx = \int_0^t v_f dt \quad (2.15)$$

Sustituyendo la ecuación 2.14 en la ecuación 2.15 resulta:

$$x = \int_0^t \left[\sqrt{2gh_0} - \int_0^t a dt \right] dt$$

$$x = \sqrt{2gh_0}t - \int_0^t \left[\int_0^t a dt \right] dt \quad (2.16)$$

Obteniendo el desplazamiento en función del tiempo, es posible sincronizar la historia desplazamiento-tiempo, con los datos de carga proporcionados por la celda; de esta manera es posible obtener la curva carga-desplazamiento del material. La integración de esta curva proporciona, a su vez, la energía absorbida por el evento de impacto, como lo muestra la ecuación 2.17:

$$E_{abs} = \int_0^x F dx \quad (2.17)$$

El manejo matemático de los datos, así como la obtención de las curvas de integración se realizó utilizando el software OriginPro 8.5, el cual realiza el proceso de integración numérica utilizando un método de integración trapezoidal.

La energía de perforación específica (SPE) es otra propiedad que también puede determinarse para cada uno de los materiales. Ésta puede utilizarse para evaluar el desempeño a impacto de los materiales y se obtiene dividiendo la energía de perforación entre la densidad de área de cada material como se muestra en la ecuación 2.18:

$$SPE = \frac{E_p}{\rho_A} \quad (2.18)$$

Donde:

SPE = Energía de perforación específica

E_p = Energía para provocar la perforación del material

ρ_A = Densidad de área. Esta se obtiene de dividir el peso de la muestra entre el área normal al impacto.

Los ensayos de impacto se realizaron utilizando una punta hemisférica de 15.7 mm de diámetro y dos masas para el impactor, una masa de 1.397 kg y otra de 8.896 kg, las cuales se denominan masa 1 y masa 2, respectivamente. Para esto, los especímenes de prueba se fijaron a una mordaza circular que permite una zona de prueba de 100 mm de diámetro y los ensayos se realizaron variando la altura del impactor, y por ende la energía de impacto, hasta producir su perforación. Para cada nivel de energía de impacto, se probaron 3 muestras, con el fin de verificar la reproducibilidad del daño observado. Así también, se tuvo cuidado de evitar el rebote del impactor sobre la muestra, con el fin de evitar daños repetitivos y no representativos.

La Tabla 2.10 muestra la altura, velocidad y energía de impacto a las cuales se evaluaron cada uno de los materiales.

Tabla 2.10. Materiales y energías para los ensayos a impacto.

Material	Densidad de área (kg/m ²)	Masa del impactor	h ₀ (m)	v ₀ (m/s)	E _{impacto} (J)
Aluminio	1.586 ± 0.026	1	0.85	4.08	11.65
			1.05	4.54	14.39
			1.15	4.75	15.76
			1.25	4.95	17.13
Laminado compuesto I	0.676 ± 0.020	1	0.25	2.21	3.42
			0.40	2.80	5.48
			0.45	2.97	6.17
			0.55	3.28	7.54
			0.65	3.57	8.91
FML 2/2 I	3.810 ± 0.059	2	0.30	2.43	26.18
			0.35	2.62	30.54
			0.40	2.80	34.91
			0.50	3.13	43.63
			0.60	3.43	52.36
FML 3/4	6.282 ± 0.146	2	0.40	2.80	34.91
			0.60	3.43	52.36
			0.80	3.96	69.82
			1.00	4.43	87.27

2.9. METODOLOGÍA PARA EL TRATAMIENTO SUPERFICIAL

La última parte de este estudio involucra el análisis del efecto de tratamientos superficiales realizados a la aleación de aluminio, sobre las propiedades fisicoquímicas superficiales, la adhesión aluminio-matriz y sobre el desempeño mecánico a tensión e impacto de arreglos FML. A continuación se describe la metodología para los tratamientos superficiales realizados.

El primer tratamiento realizado fue un tratamiento superficial de desengrasado, considerado como uno de los tratamientos superficiales más básicos a la superficie del aluminio antes de unirla con adhesivos ^[25, 26]. Este tratamiento consistió de una limpieza con agua y jabón

seguida de enjuagues con agua destilada. Luego las láminas se secaron a 40 °C por 1 hora en una estufa de convección y posteriormente se realizó una limpieza con acetona como solvente desengrasante con ayuda de un paño húmedo y posterior inmersión de la lámina en dicho solvente para dejarlo secar al ambiente. Este tratamiento es el que se realizó para la elaboración de especímenes de muestra para la determinación de las propiedades a tensión e impacto de FMLs en las secciones 2.2 y 2.7.

El segundo tratamiento fue un tratamiento de lijado que consistió de una etapa de desengrasado, seguida de una etapa de lijado, la cual se realizó con una lijadora orbital utilizando una lija de tamaño de grano 600. Posterior al tratamiento de abrasión mencionado se repitió la limpieza de las láminas con acetona.

El tercer tratamiento superficial fue un tratamiento químico que se realizó de acuerdo a la metodología descrita por Zain *et al* ^[65]. Primero se desengrasaron y lijaron las láminas de acuerdo a los tratamientos anteriormente descritos. Seguidamente, las láminas se sumergieron en una solución de NaOH al 5 % por 5 minutos, se enjuagaron con agua desionizada hasta alcanzar un pH neutro, luego se sumergieron en una solución de HNO₃ al 30 % peso por 1 minuto y nuevamente se enjuagaron con agua desionizada hasta alcanzar un pH neutro. Tanto los baños químicos como los enjuagues se realizaron a temperatura ambiente. Por último, las láminas se secaron en una estufa de convección a 40 °C por una hora y se almacenaron en un desecador para su adecuada conservación.

2.10. CARACTERIZACIÓN SUPERFICIAL DEL ALUMINIO

Para la caracterización superficial de las láminas de aluminio se determinó el ángulo de contacto, se realizó un análisis superficial por medio de perfilometría, se realizó la microscopía electrónica de barrido (SEM) y espectroscopía fotoelectrónica de rayos X (XPS). Las condiciones de cada técnica utilizada se describen a continuación.

2.10.1. ÁNGULO DE CONTACTO

El ángulo de contacto proporciona una medida del grado de humectabilidad de una superficie sólida por un líquido, es así que ángulos de contacto pequeños se relacionan con una superficie que permite ser mejor humectada por un adhesivo. Para este estudio, el ángulo de contacto de las láminas de aluminio fue utilizado como un parámetro comparativo

para el mecanismo de humectabilidad que puede obtenerse para cada tratamiento utilizado. En este sentido, se determinó el ángulo de contacto estático en un goniómetro Tantec modelo LR92249, en muestras de 25.4 mm x 50.8 mm. Lo anterior se realizó depositando 2 μ L de agua desionizada como fluido de prueba y midiendo el ángulo de contacto dentro de los 10 segundos posteriores. Se tomaron 5 mediciones por muestra y se analizaron 5 muestras para cada tratamiento, obteniendo 25 lecturas por tratamiento.

2.10.2. ANÁLISIS POR PERFILOMETRÍA

Con el fin de obtener un parámetro cuantitativo de las características morfológicas de las superficies de aluminio, se determinaron los parámetros de rugosidad para cada condición. El análisis por perfilometría se realizó en un perfilómetro Dektak 8 Veeco, las mediciones se realizaron sobre una longitud de 5 mm. Para las muestras de aluminio correspondientes al tratamiento de desengrasado con acetona, el análisis se realizó en las direcciones longitudinal y perpendicular a la dirección de rolado de las láminas. Ahora bien, en el caso de las muestras de aluminio para los tratamientos de lijado y el tratamiento químico, el análisis se realizó en 3 direcciones: las dos anteriores y en dirección diagonal a la dirección de rolado; esto con el fin de verificar la uniformidad de ambos tratamientos. El análisis se realizó en dos muestras para cada tratamiento.

2.10.3. MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (SEM)

La morfología y la composición elemental de las superficies de las láminas de aluminio se analizaron mediante microscopía electrónica de barrido y espectroscopía de dispersión de rayos X, respectivamente. El análisis se realizó con un microscopio electrónico de barrido de bajo vacío JEOL JSM 6360 en muestras de 1 cm^2 , permitiendo detectar cambios morfológicos, como consecuencia de los tratamientos superficiales realizados.

2.10.4. ESPECTROSCOPIA FOTOELECTRÓNICA DE RAYOS X (XPS)

El análisis de las superficies por espectroscopía fotoelectrónica de rayos X se realizó en muestras de 100 mm^2 en un espectrómetro Thermo Scientific K-alpha, provisto de una fuente de rayos X con línea K- α monocromada de aluminio (1486.6 eV) y con un ángulo del rayo incidente de 30° respecto a la muestra. Se obtuvieron los espectros generales de cada superficie y los espectros de alta resolución para magnesio 1s, aluminio Al 2p y carbono 1s,

mediante los cuales fue posible realizar el análisis cuantitativo superficial de las especies químicas presentes.

2.11. DETERMINACIÓN DE LA RESISTENCIA DE LA ADHESIÓN A CORTANTE EN UNIONES DE ALUMINIO POR TRASLAPE SIMPLE

El efecto de los tratamientos superficiales al aluminio, sobre el grado de adhesión PPAM-aluminio se evaluó determinando la resistencia de la adhesión a cortante de uniones de lámina de aluminio con PPAM, de acuerdo a la norma ASTM D 1002. Esta norma es empleada para la determinación de la resistencia de la adhesión a cortante de adhesivos para unir metales, cuando éstos se encuentran en un arreglo de traslape simple ^[85]. En el ensayo los especímenes son sometidos a tensión por sus extremos, de esta forma se induce un esfuerzo cortante paralelo a la unión como se muestra en la Figura 2.12.

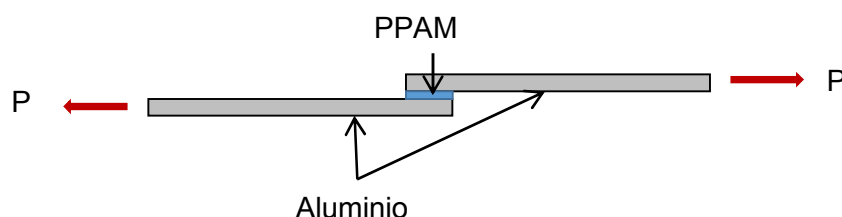


Figura 2.12. Representación de la prueba para medir la resistencia de adhesión a cortante (norma ASTM D 1002).

Los paneles de muestras se obtuvieron primeramente por corte y posterior tratamiento superficial de las láminas de aluminio. Luego las láminas fueron apiladas en un molde de 140 mm x 140 mm como se muestra en la Figura 2.13, para unirlos por traslape simple; utilizando una tira de la película de PPAM. Después de colocados los materiales, la unión de los mismos se realizó por termocompresión a 2 MPa y 175 °C por 20 minutos con una etapa posterior de enfriamiento. Los paneles obtenidos se cortaron y rectificaron obteniendo especímenes con la geometría recomendada por la norma, con un área para la zona de traslape 12.7 mm x 25.4 mm.

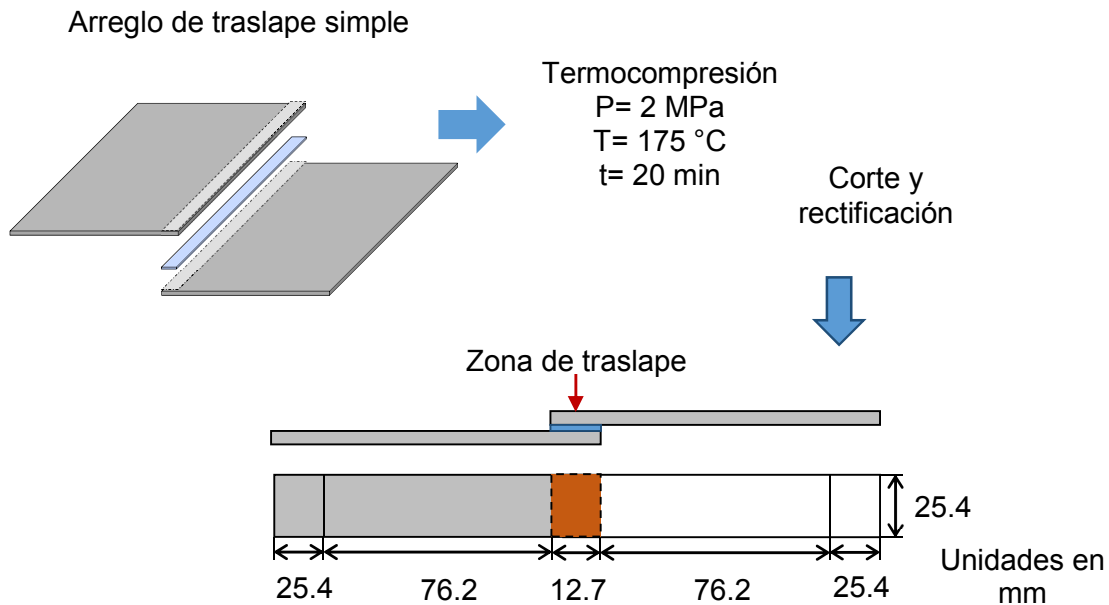


Figura 2.13. Secuencia de apilamiento y geometría de especímenes de prueba para determinar la resistencia de la adhesión a cortante.

El ensayo se realizó en una máquina de pruebas universales Shimadzu AG-1, utilizando una celda de carga de 20 kN y una velocidad de cabezal de 13 mm/min. Se probaron 5 especímenes para cada condición de tratamiento, obteniendo las curvas carga-desplazamiento y la resistencia de la adhesión a cortante mediante la ecuación 2.19:

$$\tau_{\max} = \frac{P_{\max}}{A} \quad (2.19)$$

Donde:

$\tau_{\max}$ = Resistencia de la adhesión a cortante

$P_{\max}$ = Carga máxima

A = Área de traslape

2.12. EFECTO DE LOS TRATAMIENTOS SUPERFICIALES DEL ALUMINIO SOBRE LAS PROPIEDADES A TENSIÓN UNIAXIAL E IMPACTO DE LOS FMLs

El efecto de los tratamientos superficiales realizados al aluminio sobre las propiedades elásticas y de resistencia a tensión uniaxial se realizó con las condiciones de prueba mencionadas en la sección 2.3, mientras que la determinación de las propiedades a impacto se realizó con las condiciones de prueba mencionadas en la sección 2.7. La Tabla 2.11 muestra los arreglos FML evaluados para cada ensayo. Los tratamientos superficiales empleados para esta parte del estudio fueron el tratamiento de desengrasado y el tratamiento químico superficial, considerados como se muestra en la sección de resultados como los tratamientos que mostraron el menor y el mayor desempeño de las propiedades de adhesión PPAM-aluminio.

En el caso del efecto de estos tratamientos sobre las propiedades a tensión uniaxial, se usaron dos orientaciones de laminado compuesto para los arreglos FML, $0^\circ/90^\circ$ y $\pm 45^\circ$. En el caso de las propiedades a impacto se usó una sola orientación con el propósito de eliminar el efecto de la orientación del tejido sobre las condiciones en la frontera de sujeción del tejido durante el ensayo de impacto.

Tabla 2.11. Arreglos FML para el estudio del efecto del tratamiento superficial sobre las propiedades mecánicas.

Material	Secuencia de apilamiento	Ensayo
FML 2/2-I-DE*	[Al, $0/90$, $0/90$, Al]	Tensión e impacto
FML 2/2-I-CT**	[Al, $0/90$, $0/90$, Al]	Tensión e impacto
FML 2/2-II-DE	[Al, ± 45 , ± 45 , Al]	Tensión
FML 2/2-II-CT	[Al, ± 45 , ± 45 , Al]	Tensión

*DE=Tratamiento de desengrasado **CT= Tratamiento químico superficial

CAPÍTULO 3

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

3.1. DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS Y DE RESISTENCIA A TENSIÓN DE LOS MATERIALES CONSTITUYENTES

3.1.1. ALUMINIO

Los ensayos a tensión de la aleación de aluminio se realizaron de acuerdo a la norma ASTM D 3039 [77].

Las propiedades mecánicas a tensión para la aleación de aluminio Al 5052 H32 se determinaron para dos grupos de muestras, el primer grupo consistió de probetas con la dirección de rolado del aluminio longitudinal a la dirección de la carga, en tanto que el segundo grupo consistió de muestras con la dirección de rolado del aluminio transversal a la dirección de la carga aplicada en el ensayo. La Tabla 3.1 muestra los resultados de las propiedades elásticas y de resistencia a tensión para ambas direcciones para lotes de 5 muestras cada uno.

Tabla 3.1. Propiedades a tensión del aluminio Al 5052 H 32.

Propiedad	Aluminio dirección longitudinal	Aluminio dirección transversal
Módulo elástico, E_1, E_2, (GPa)	$74.368 \pm 1.347^*$ $65.110 \pm 2.193^{**}$	$75.930 \pm 2.343^*$
Relación de Poisson, ν_{12}	0.330 ± 0.018	-----
Esfuerzo de cedencia (MPa)	164.392 ± 2.414	161.783 ± 3.369
Resistencia a la tensión, F_1^t, F_2^t, (MPa)	234.880 ± 4.200	233.333 ± 1.022
Deformación a la ruptura (mm/mm)	0.129 ± 0.013	0.119 ± 0.011

*Determinado con extensómetro **Determinado con galgas extensométricas

A partir de la información proporcionada por las tablas anteriores puede observarse que tanto la resistencia a tensión longitudinal, como la transversal, la deformación a la ruptura

y la relación de Poisson, en ambas direcciones fueron bastante cercanas al valor reportado por la literatura, el valor de módulo elástico tanto longitudinal como transversal fue ligeramente superior, en tanto que el valor de cedencia fue inferior al reportado.

Ahora bien, comparando las propiedades a tensión determinadas para ambas direcciones, puede observarse que no hay una diferencia significativa entre las mismas, por lo que puede decirse que la aleación de aluminio puede ser considerada como un material isotrópico. Una vez verificado que la aleación de aluminio pudiera considerarse como un material isotrópico, se realizó el ensayo a tensión en dirección longitudinal a la dirección de laminación del aluminio para la determinación de la relación de Poisson, cuyo valor se muestra en la tabla mencionada.

Las curvas esfuerzo-deformación representativas para cada grupo de muestras se presentan en la Figura 3.1. A partir de esta figura puede apreciarse que la zona elástica de ambos grupos de muestra son similares; también puede observarse que el límite de comportamiento elástico en ambos grupos el cual es bastante aproximado. Para valores superiores de esfuerzo se observa la deformación plástica del material la cual también fue bastante similar.

La Figura 3.2 muestra una de las probetas del ensayo a tensión transversal, donde el tipo de falla en ambos grupos de muestras fue el mismo, lo cual es típico de este metal y se origina debido a imperfecciones denominadas dislocaciones, las cuales se forman entre los cristales del aluminio ^[86, 87]. Estas dislocaciones facilitan el desplazamiento de los átomos metálicos sobre planos cristalográficos y producen la formación de bandas de deslizamiento, que a su vez, ocasionan la estricción del material hasta producirse la falla del mismo.

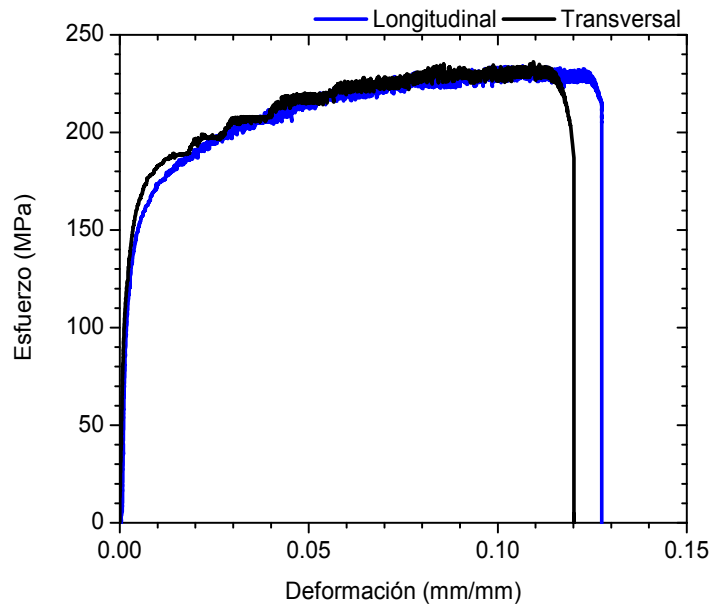


Figura 3.1. Curvas esfuerzo-deformación de probetas de aluminio orientadas longitudinal y transversalmente a la dirección de la carga aplicada.



Figura 3.2. Probeta de aluminio después de realizar el ensayo a tensión.

El módulo a cortante, puede obtenerse mediante la ecuación 3.1, aplicable a materiales isotrópicos.

$$G_{12} = \frac{E_1}{2(1+\nu_{12})} = \frac{65.110 GPa}{2(1+0.330)} = 24.477 GPa \quad (3.1)$$

El valor obtenido para esta propiedad elástica también es bastante cercano al reportado.

3.1.2. LAMINADOS COMPUESTOS

Los ensayos a tensión de los laminados compuestos también se realizaron de acuerdo a la norma ASTM D 3039. La Tabla 3.2 muestra los resultados de las propiedades elásticas y

de resistencia de los laminados compuestos I y II, orientados a $0^\circ/90^\circ$ y $\pm 45^\circ$, respectivamente para lotes de 5 muestras cada uno.

Tabla 3.2. Propiedades de resistencia a tensión longitudinal de laminados compuestos.

Propiedad	Laminado compuesto	Laminado compuesto-
	I	II
Módulo elástico, E_1, (GPa)	$17.062 \pm 1.497^*$	$1.517 \pm 0.114^*$
	$18.051 \pm 1.534^{**}$	$2.026 \pm 0.061^{**}$
Relación de Poisson, ν_{12}	0.428 ± 0.025	$0.862 \pm .026$
Esfuerzo de cedencia (MPa)	-----	11.683 ± 0.715
Resistencia a la tensión, F_1^t, (MPa)	480.650 ± 35.713	66.690 ± 1.592
Deformación a la ruptura (mm/mm)	0.024 ± 0.002	0.300

*Determinado con extensómetro **Determinado con galgas extensométricas

En el caso del laminado compuesto I, las propiedades mostradas en la Tabla 3.2, que corresponden al módulo elástico, resistencia a la tensión y deformación a la ruptura, son aproximadas a las propiedades determinadas para laminados compuestos a una capa, con la misma orientación, en el estudio realizado por González-Canché *et al* ^[23]. Así también se observa que la relación de Poisson del laminado compuesto orientado a $0^\circ/90^\circ$ es mayor que la del aluminio, por tanto, este material tiene mayor capacidad de deformarse transversalmente que el metal mencionado.

La curva esfuerzo-deformación representativa del laminado compuesto I se presenta en la Figura 3.3, donde se observa un comportamiento similar al presentado en el estudio de González-Canché *et al* ^[23], para un laminado compuesto a una capa. En este laminado compuesto, puede observarse claramente la contribución de la fibra al comportamiento del material, de tal forma que el mismo sigue un comportamiento lineal hasta la ruptura, la cual ocurrió de manera súbita por ruptura completa del mismo. La Figura 3.4 muestra una de las probetas después del ensayo a tensión, donde se observa la ruptura del textil y también zonas blanquecinas que corresponden a la ruptura de la matriz, sin observarse delaminación entre capas.

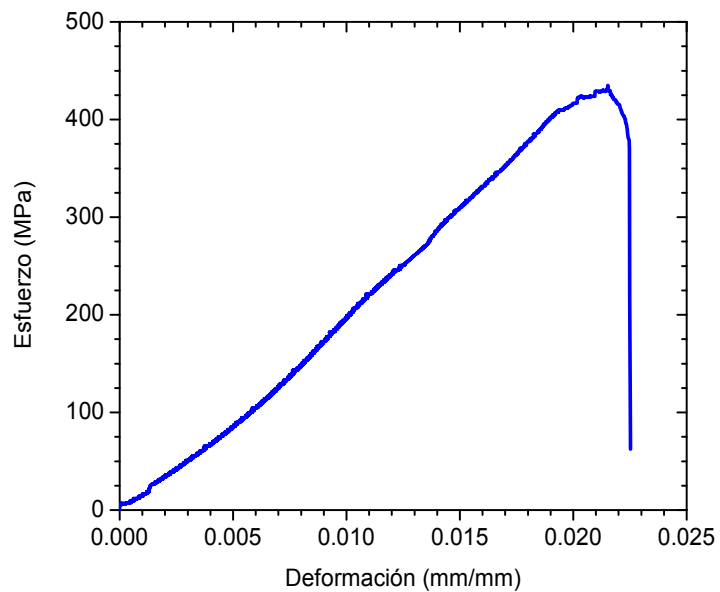


Figura 3.3. Curva esfuerzo-deformación a tensión longitudinal del laminado compuesto I.

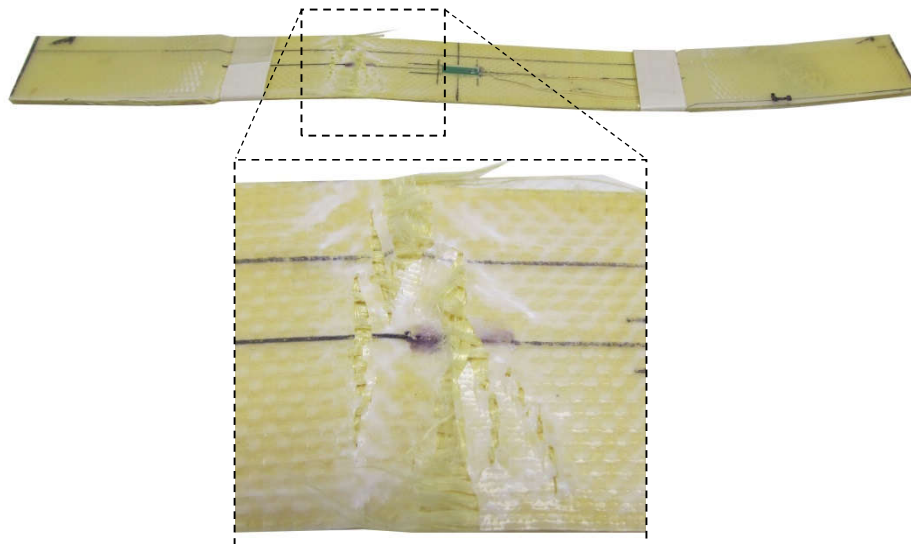


Figura 3.4. Probeta de laminado compuesto I después del ensayo a tensión.

Por otra parte, en el caso del laminado compuesto II, a partir de la Tabla 3.2 puede apreciarse la notable disminución del módulo elástico longitudinal, consecuencia del cambio

de orientación del tejido, reduciendo la rigidez del laminado compuesto, ya que el tejido no se encuentra orientado en dirección a su máxima capacidad para soportar carga (ej. $0^\circ/90^\circ$). Así también se observa que la relación de Poisson es mayor que la del aluminio y del laminado compuesto orientado I, lo que le permite deformarse transversalmente en mayor medida que los dos materiales antes mencionados.

En cuanto a la resistencia a la tensión del laminado compuesto II, ésta se determinó estableciendo un límite de deformación de 0.3 mm/mm (30 %). El límite de deformación mencionado se eligió debido a que, a esta deformación, no se presentó la ruptura del material y se había alcanzado el tiempo de prueba límite recomendado por la norma (10 minutos) ^[77], donde alcanzado este tiempo, se incrementó la velocidad de cabezal a 5 mm/min para producir la fractura del material. En este sentido, la resistencia a la tensión es significativamente inferior a la del aluminio y el laminado compuesto I producto del cambio de orientación del tejido; lo mismo puede decirse del esfuerzo de cedencia el cual es, por mucho, inferior a la del esfuerzo de cedencia de dicho metal.

La curva esfuerzo-deformación longitudinal representativa del laminado compuesto II se muestra en la Figura 3.5. A partir de la curva pueden apreciarse varias etapas en su comportamiento a tensión. Primeramente puede observarse la zona elástica del material, seguida de una zona que corresponde al intervalo de deformación plástica del laminado, donde éste presenta un intervalo de deformación considerable a niveles de esfuerzo que se incrementan muy poco. Posteriormente, a una deformación de 0.3 mm/mm, el laminado presenta una etapa en la cual lo que ocurre es un incremento considerable del valor del esfuerzo soportado. Las últimas dos etapas se relacionan con el cambio de orientación del tejido durante el desarrollo del ensayo, el comportamiento del material hasta la segunda etapa, es bastante similar al comportamiento mostrado por un material compuesto a base de polipropileno autoreforzado en la misma orientación estudiado por Carrillo y Cantwell ^[27]. Adicionalmente, posterior a la zona elástica el laminado, comienza a presentar lentamente una estricción que aumenta en la tercera etapa mencionada, y en la cual además del cambio de orientación del tejido en el laminado, se presenta también un curvamiento del mismo, de tal forma, que durante este proceso las mechas de tejido se alinean en dirección a la carga aplicada, produciéndose finalmente la falla del laminado.

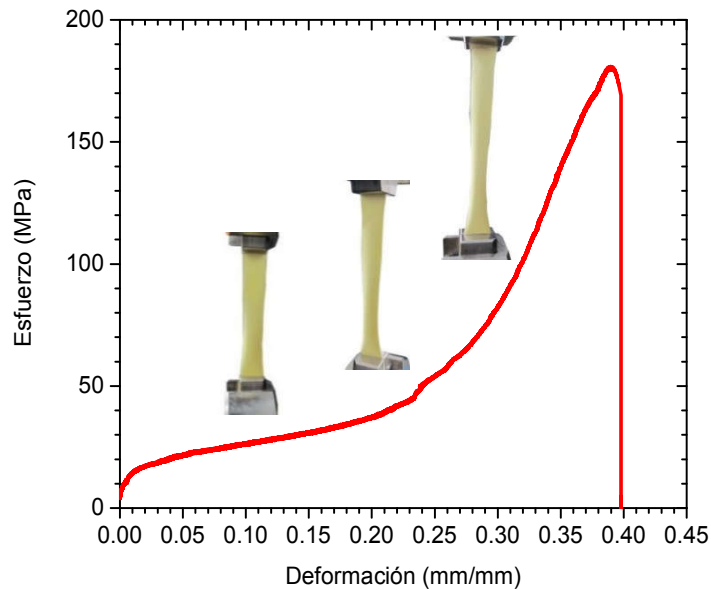


Figura 3.5. Curva esfuerzo-deformación a tensión longitudinal del laminado compuesto II.

La Figura 3.6 muestra la probeta después del ensayo, donde puede observarse la ruptura del material y el cambio de alineación de las mechas de tejido, produciendo un deslizamiento entre éstas y la matriz que las contiene, hasta producirse finalmente la falla, donde adicionalmente se produjo la delaminación entre capas. La apariencia de la misma también es similar a la de una probeta a base de polipropileno autoreforzado a la misma orientación, utilizada como núcleo de un FML estudiado por Carrillo y Cantwell ^[27].

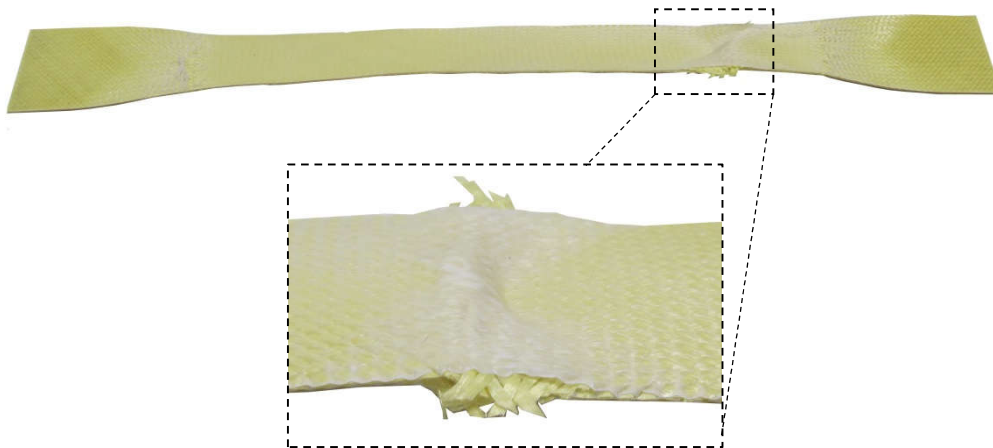


Figura 3.6. Probeta del laminado compuesto II del ensayo a tensión.

3.1.3. DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS Y DE RESISTENCIA BAJO ESFUERZO CORTANTE EN EL PLANO

Se realizó el ensayo a tensión longitudinal en el laminado compuesto II, orientado a $\pm 45^\circ$ para determinar las propiedades de estos laminados en un estado de esfuerzo cortante en el plano de acuerdo a la norma ASTM 3518 ^[82]; estas propiedades se presentan en la Tabla 3.3. La resistencia a cortante se obtuvo tomando en cuenta la resistencia hasta el 5 % de deformación a cortante como sugiere la norma, el cual es el límite de la deformación a cortante hasta donde es válido el supuesto de conservación de la orientación del material.

Tabla 3.3. Propiedades bajo esfuerzo cortante del laminado compuesto.

Módulo cortante, G_{12}, (MPa)	534.800 ± 32.631
Resistencia a cortante, S_{12}, (MPa)	9.995 ± 0.449

De la Tabla 3.3 se observa que la resistencia a cortante del laminado compuesto II, la cual puede considerarse una medida de la calidad de la unión fibra-matriz fue de 9.995 MPa. En cuanto al módulo elástico, puede observarse que su valor es superior al presentado en un estudio donde se realizó el mismo ensayo para un laminado a base del mismo tejido con polipropileno atáctico, obteniendo una resistencia a cortante de 268.832 ± 33.433 MPa ^[88], resaltando la mejora en la calidad de la unión fibra-matriz mediante el uso de polipropileno compatibilizante injertado con anhídrido maleico.

La curva esfuerzo-deformación a cortante de estos laminados se muestra en la Figura 3.7. De la curva esfuerzo-deformación bajo esfuerzo cortante, se observa primeramente una zona lineal correspondiente al comportamiento elástico del material. Posteriormente a esfuerzos cortantes aproximadamente de 7 MPa se observa un comportamiento no lineal correspondiente a la deformación plástica del material hasta alcanzar deformaciones a cortante mayores a la recomendada por la norma.

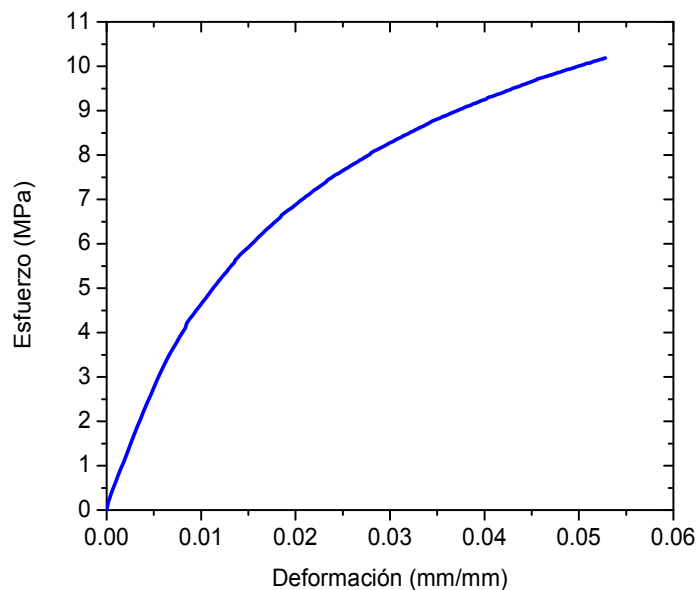


Figura 3.7. Curva esfuerzo-deformación a cortante en el plano del laminado compuesto II.

3.2. DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES A TENSIÓN DE ARREGLOS FML

3.2.1. FML 2/2 I

A continuación se presentan los resultados correspondientes a los ensayos a tensión longitudinal realizados sobre el arreglo FML 2/2 I orientado a $0^{\circ}/90^{\circ}$. El ensayo a tensión se realizó de acuerdo a la norma ASTM D 3039.

La Tabla 3.4 muestra los resultados de las propiedades a tensión del FML 2/2 I para un lote de 5 muestras. Puede observarse que la resistencia a la tensión es superior a la resistencia de la aleación de aluminio utilizada, producto de la contribución del laminado compuesto. Por otra parte, se aprecia que el esfuerzo de cedencia es menor que la del aluminio, así como la deformación a la ruptura.

Tabla 3.4. Propiedades a tensión de laminados FML 2/2 I.

Propiedad	FML 2/2 I
Módulo elástico, E_1, (GPa)	47.918 ± 1.650
Esfuerzo de cedencia (MPa)	108.112 ± 2.801
Resistencia a la tensión, F_1^t, (MPa)	334.067 ± 4.153
Deformación a la ruptura (mm/mm)	0.051 ± 0.004

La Figura 3.8 muestra las curvas esfuerzo-deformación para este arreglo y sus materiales constituyentes, aluminio y laminado compuesto I. A partir de esta figura puede apreciarse que el FML 2/2 I presenta una combinación del comportamiento a tensión de sus dos materiales constituyentes, presentando primeramente una zona elástica lineal, hasta alcanzar un comportamiento de cedencia del material similar al del aluminio. Seguidamente se observa una zona de transición donde a valores mayores de esfuerzo, el material presenta un comportamiento similar al del laminado compuesto I. Posteriormente el material alcanza un esfuerzo máximo, siendo éste mayor al alcanzado por el aluminio y luego se presenta la falla del tejido. Seguidamente, la probeta sigue soportando un nivel de esfuerzo, hasta que finalmente se presenta la falla de las caras de aluminio del FML. En cuanto a la deformación a la ruptura, puede observarse que el FML soportó un intervalo de deformación intermedio entre el laminado compuesto y el aluminio.

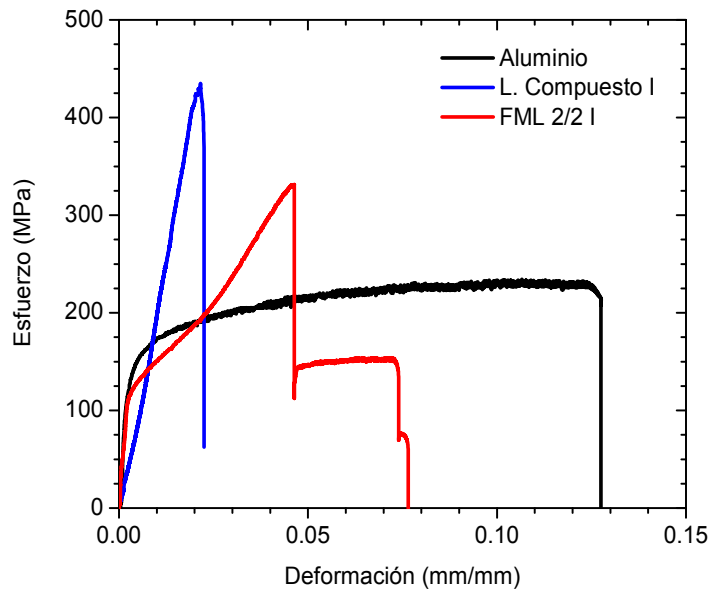


Figura 3.8. Comparación de las curvas esfuerzo-deformación de los ensayos a tensión de aluminio, laminado compuesto I y FML 2/2 I.

La Figura 3.9 muestra la falla en ambas caras de una de las probetas después de haber realizado el ensayo. A partir de la figura puede apreciarse la falla de las caras externas de aluminio, producto de la estricción de este material debido a la formación de bandas de deslizamiento. Un acercamiento a la zona de falla permite apreciar de mejor manera, la ruptura de las caras externas, así como la delaminación del material y ruptura del laminado compuesto.

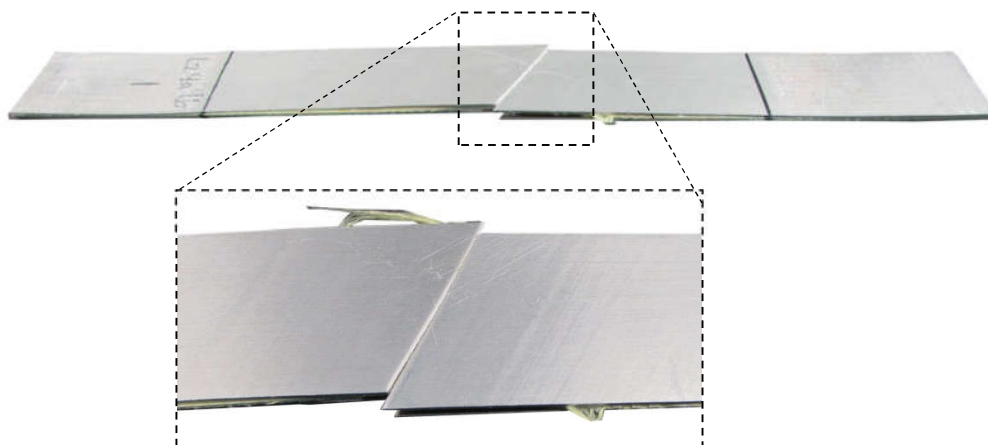


Figura 3.9. FML 2/2 I después del ensayo a tensión.

3.2.2. FML 2/2 II

La Tabla 3.5 muestra los resultados de las propiedades a tensión del FML 2/2 II. Puede observarse que el modulo elástico no presenta diferencias significativas con el módulo del FML 2/2 I, debido a la misma fracción volumen de aluminio utilizada en ambos arreglos (62.4 %). Por otra parte, las propiedades de resistencia a tensión y esfuerzo de cedencia de este arreglo se encuentran por debajo de las que presentó el FML anterior. Ahora bien, en relación a la deformación a la ruptura, ésta resultó superior, producto de la mayor capacidad de elongación del laminado compuesto II en comparación con el laminado compuesto I.

Tabla 3.5. Propiedades a tensión de laminados FML 2/2 II.

Propiedad	FML 2/2 II
Módulo elástico, E_1, (GPa)	47.345 ± 0.932
Esfuerzo de cedencia (MPa)	105.239 ± 2.447
Resistencia a la tensión, F_1^t, (MPa)	161.864 ± 0.772
Deformación a la ruptura (mm/mm)	0.104 ± 0.005

La Figura 3.10 muestra las curvas esfuerzo-deformación para este arreglo y sus materiales constituyentes, aluminio y laminado compuesto II. Primeramente, puede apreciarse que el comportamiento a tensión del FML 2/2 II se encuentra entre los valores de sus dos

materiales constituyentes y la forma de la curva esfuerzo-deformación es similar a la que presenta el aluminio. Esto se atribuye a que la orientación del tejido en el laminado compuesto II permite su máxima capacidad de soportar carga, y por lo tanto presenta un comportamiento similar al del metal en el arreglo. En este sentido, el esfuerzo se incrementa hasta alcanzar un máximo que se mantiene constante hasta que se produce la falla del laminado compuesto y posteriormente la falla de las láminas de aluminio del FML. También puede observarse que el intervalo de deformación soportado por el laminado compuesto, es mucho mayor al del aluminio, sin embargo esto no permitió que el FML pudiera deformarse más allá de los valores de deformación del aluminio.

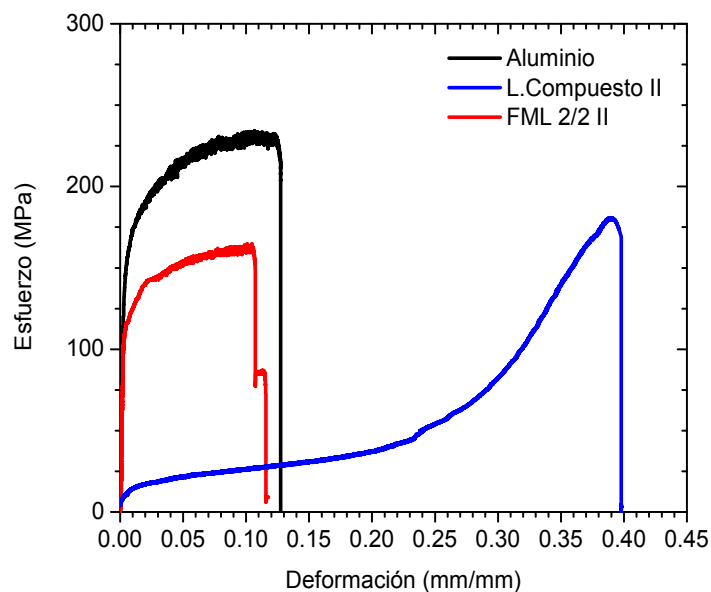


Figura 3.10. Comparación de las curvas esfuerzo-deformación de los ensayos a tensión de aluminio, laminado compuesto II y FML 2/2 II.

La Figura 3.11 muestra una de las probetas del arreglo después de haberse realizado el ensayo a tensión, donde puede apreciarse la reducción del ancho de la misma y además la formación de un curvamiento en el centro, que se atribuye al cambio de orientación del tejido en el laminado compuesto II, ya que durante el ensayo a tensión las fibras tienden a alinearse en dirección a la carga, provocando estricción en el laminado compuesto II, que aunado a la adhesión con el aluminio, el sistema FML tenderá a deformarse en su conjunto

provocando este curvamiento. Dicho curvamiento se da de manera gradual durante el ensayo y es durante la formación de este curvamiento, donde es posible detectar visualmente la delaminación entre el aluminio y el laminado compuesto, produciéndose la falla primeramente del tejido y posteriormente de las caras del aluminio. En cuanto a la falla de las caras puede observarse que ésta fue similar a la presentada por la aleación de aluminio. Como en el caso de las probetas del FML 2/2 I fue posible observar las líneas características producidas por la formación de las bandas de deslizamiento del metal.

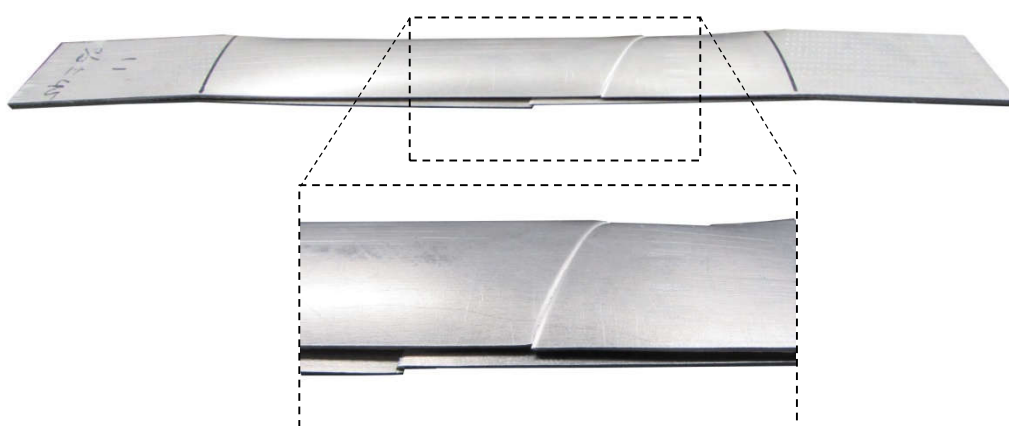


Figura 3.11. FML 2/2 II después del ensayo a tensión.

3.2.3. FMLs 2/4 I y II

En la Tabla 3.6 se presentan los resultados del ensayo a tensión longitudinal de los arreglos FMLs 2/4 I (con capas de laminado compuesto orientadas a $0^\circ/90^\circ$) y el 2/4 II en un arreglo cuasisotrópico ($0^\circ/90^\circ$, $\pm 45^\circ$, $\pm 45^\circ$, $0^\circ/90^\circ$) para un lote de 5 muestras de cada uno. Primeramente puede apreciarse que el módulo elástico en ambos arreglos fueron similares, producto de la misma fracción volumen de aluminio presente en los arreglos (45.4 %). Así también el esfuerzo de cedencia fue similar en ambos arreglos, pero ligeramente inferior al presentado por los arreglos FML 2/2 debido a la menor fracción volumen del aluminio en los arreglos FML 2/4.

Tabla 3.6. Propiedades a tensión de FMLs 2/4 I y 2/4 II.

Propiedad	FML 2/4 I	FML 2/4 II
Módulo elástico, E_1, (GPa)	40.080 ± 2.120	37.804 ± 1.443
Esfuerzo de cedencia (MPa)	92.717 ± 2.410	88.893 ± 3.401
Resistencia a la tensión, F'_1, (MPa)	363.386 ± 15.868	249.421 ± 4.456
Deformación a la ruptura (mm/mm)	0.053 ± 0.002	0.050 ± 0.005

La Figura 3.12 muestra la curva esfuerzo-deformación representativa para el arreglo FML 2/4 I. Puede observarse que el comportamiento esfuerzo-deformación de este arreglo FML es similar al del FML 2/2 I, debido a que el laminado compuesto posee la misma orientación del tejido de fibra en el laminado compuesto ($0^\circ/90^\circ$). En relación a la resistencia a la tensión, el FML 2/4 I presenta un ligero incremento en comparación con el FML 2/2 I; mientras que el intervalo de deformación hasta la ruptura soportado fue bastante similar al FML 2/2 I.

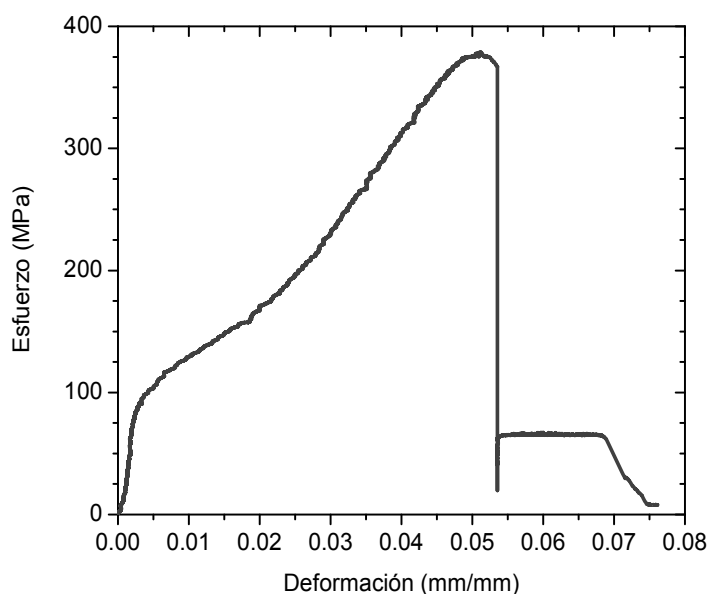


Figura 3.12. Curva esfuerzo-deformación a tensión longitudinal del FML 2/4 I con el tejido de fibra orientado a $0^\circ/90^\circ$.

La Figura 3.13 muestra una probeta después del ensayo del FML 2/4 I, donde puede observarse la falla del material, la cual es similar a la presentada por el aluminio por sí solo y a la del FML 2/2 I.

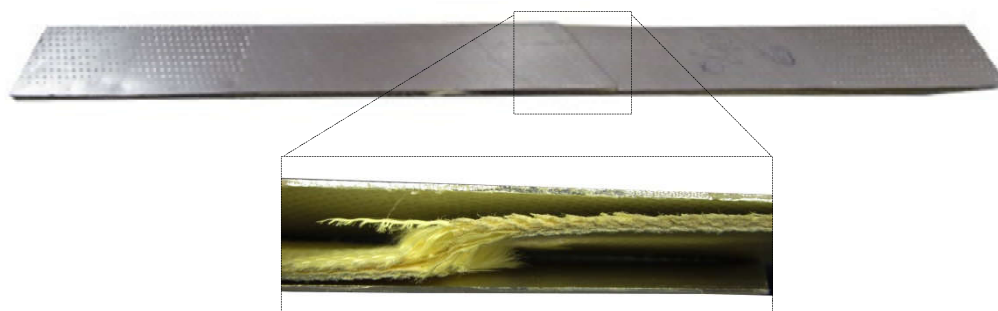


Figura 3.13. Probeta del FML 2/4 I después de haber realizado el ensayo a tensión.

La Figura 3.14 muestra una curva esfuerzo-deformación representativa del FML 2/4 II. Puede observarse que el comportamiento del FML 2/4 II es similar al del FML 2/2 I, dado que contiene 50 % de capas de laminado compuesto orientados a $0^{\circ}/90^{\circ}$, sin embargo, la resistencia a la tensión fue menor que la del FML 2/2 I, debido al resto de las capas de laminado compuesto orientadas a $\pm 45^{\circ}$, en tanto que su deformación a la ruptura fue similar a la del FML 2/2 I.

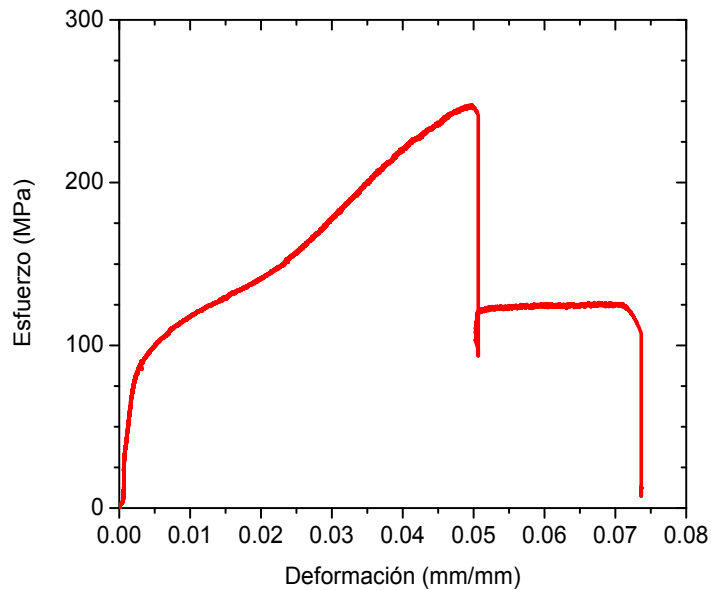


Figura 3.14. Curva esfuerzo-deformación longitudinal del FML 2/4 II.

La Figura 3.15 muestra una de las probetas después de realizar el ensayo, donde se observa cierto curvamiento en las caras de aluminio, al contener capas de laminado compuesto II orientadas a $\pm 45^\circ$. También se observa que en la zona de falla del material está presente la delaminación entre el laminado compuesto y el aluminio, así como la delaminación entre las capas del material compuesto, lo cual puede deberse a las diferencias entre la relación de Poisson de cada constituyente del FML.

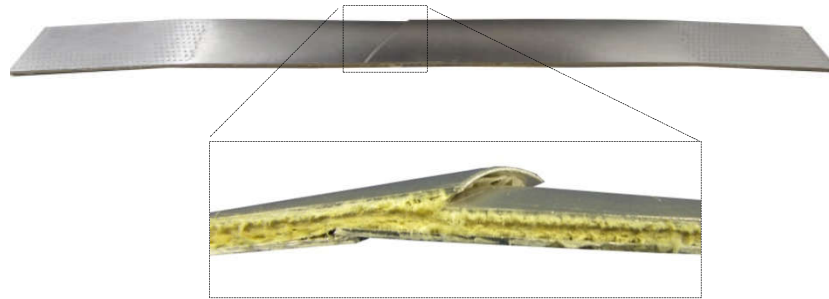


Figura 3.15. Probeta del FML 2/4 II después de haber realizado el ensayo a tensión.

Los resultados para las propiedades a tensión de los materiales constituyentes y de los arreglos mencionados se resumen en la Tabla 3.7. A partir de esta tabla puede apreciarse de manera más clara la contribución de los materiales constituyentes en las propiedades a tensión de los arreglos FML. Se observa en el caso del módulo elástico y esfuerzo de cedencia es mayor en los arreglos FML 2/2 que en los arreglos FML 2/4, producto de una mayor fracción volumen de aluminio en los FMLs 2/2 (62.4%) en comparación con los FMLs 2/4 (45.4%).

Por otra parte en cuanto a la resistencia a la tensión se observa que una mayor fracción volumen de laminado compuesto I en el arreglo FML 2/4 I produce un incremento en la resistencia a la tensión del 8.77 % en comparación con el FML 2/2 I; en tanto que en el caso del FML 2/4 II la inclusión de capas de laminado compuesto II orientadas a $\pm 45^\circ$ produjo un incremento de 6.19 % en su resistencia a tensión en comparación con el aluminio.

Ahora bien en el caso de la deformación a la ruptura se observa que ésta fue similar para los arreglos FML 2/2 I y los arreglos FML 2/4 I y II, no mostrando diferencias significativas. Se observa que la inclusión del laminado compuesto en el arreglo FML pareciera limitar la deformación a la ruptura de estos arreglos a diferencia del FML 2/2 II con capas de laminado compuesto II que presentó la mayor deformación a la ruptura de estos arreglos.

Tabla 3.7. Propiedades a tensión de FMLs y de materiales constituyentes.

Material/ Propiedad	Módulo elástico, E_1 , (GPa)	Relación de Poisson, ν_{12}	Esfuerzo de cedencia, (MPa)	Resistencia a la tensión, F_1' , (MPa)	Deformación a la ruptura (mm/mm)
Aluminio	65.110 ± 2.193	0.330 ± 0.018	164.392	234.880 ± 0.999	0.129 ± 0.003
Laminado compuesto I	18.051 ± 1.534	0.428 ± 0.025	--	515.956 ± 13.315	0.024 ± 0.0002
Laminado compuesto II	2.026 ± 0.061	0.862 ± 0.026	11.683 ± 0.715	66.690 ± 1.592	0.390 ± 0.011
FML 2/2 I	47.918 ± 1.650	--	108.112 ± 2.801	334.067 ± 4.153	0.051 ± 0.004
FML 2/2 II	47.345 ± 0.932	--	105.239 ± 2.447	161.864 ± 0.772	0.104 ± 0.005
FML 2/4 I	40.080 ± 2.120	--	92.717 ± 2.410	363.386 ± 15.868	0.053 ± 0.002
FML 2/4 II	37.804 ± 1.433	--	88.893 ± 3.401	249.421 ± 4.546	0.050 ± 0.005

La Figura 3.16 muestra las curvas esfuerzo-deformación representativas de todos los arreglos FML y el aluminio, donde se observa de manera más clara el incremento en la resistencia a la tensión del FML 2/4 I respecto a los demás arreglos FML; mientras que el FML 2/4 II, presenta una resistencia a la tensión mayor a la del FML 2/2 II y del aluminio, producto de la inclusión de capas de laminado compuesto en el arreglo. Ahora bien, la deformación a la ruptura fue similar para los arreglos FML 2/2 I y FMLs 2/4 I y II.

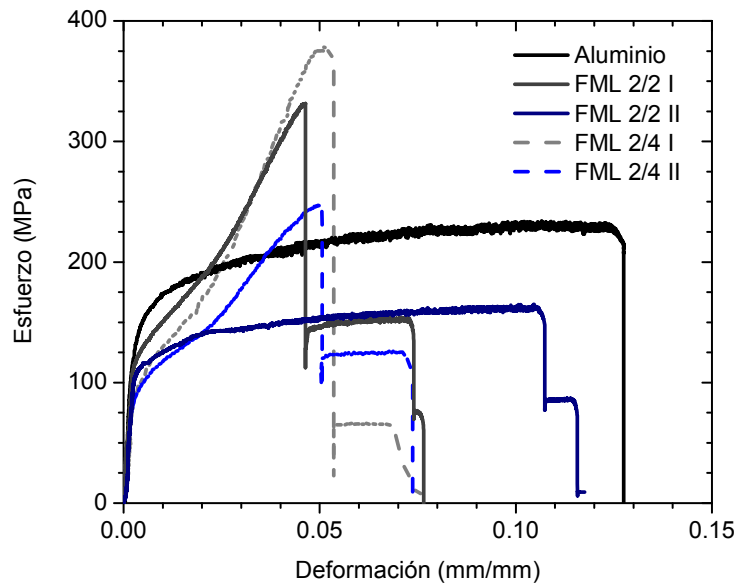


Figura 3.16. Curva esfuerzo-deformación de arreglos FMLs y del aluminio.

3.3. PREDICCIÓN DE LAS PROPIEDADES ELÁSTICAS DE LOS ARREGLOS FML POR MEDIO DE LA TEORÍA CLÁSICA DE LAMINACIÓN

El conjunto de propiedades elásticas determinadas para los materiales del aluminio y laminados compuestos I y II, mostradas en la Tabla 3.7 se utilizaron en la aplicación de la Teoría de Laminación Clásica para la predicción de las propiedades elásticas de los arreglos FML. En este sentido, la Tabla 3.8, compara el valor teórico con el valor experimental correspondiente del módulo elástico y la relación de Poisson para cada arreglo.

Tabla 3.8. Comparación de las propiedades elásticas experimentales con las obtenidas aplicando la teoría de laminación clásica (CLT).

Material/ Propiedad	Módulo elástico experimental, E_1, (GPa)	Módulo elástico CLT, E_1, (GPa)	Relación de Poisson, CLT ν_{12}
FML 2/2 I	47.918 ± 1.650	49.147	0.342
FML 2/2 II	47.345 ± 0.932	45.366	0.402
FML 2/4 I	40.080 ± 2.120	41.426	0.358
FML 2/4 II	37.804 ± 1.433	38.002	0.398

A partir de esta tabla puede observarse claramente que la teoría de laminación clásica puede usarse para la predicción del módulo elástico longitudinal, observando correspondencias bastante aproximadas con los valores determinados experimentalmente. En cuanto a la relación de Poisson, esta teoría proporciona un valor esperado para esta propiedad; por lo que esta teoría permite la predicción de estas propiedades hacia otros arreglos.

3.4. DETERMINACIÓN DE LAS PROPIEDADES A IMPACTO

A continuación se presentan los resultados de las propiedades a impacto normal por indentador hemisférico, de los materiales constituyentes y de los arreglos FML propuestos, sujetos firmemente con tornillos en un marco de prueba circular (ver sección 2.8).

3.4.1. ALUMINIO

La Figura 3.17 presenta los resultados para la respuesta fuerza-tiempo representativos de cada nivel de energía E_{impacto} , de los ensayos a impacto realizados al aluminio, en tanto que la Figura 3.18 muestra el daño presentado por cada una de las muestras.

A partir de la Figura 3.17 se observa que la curva para una E_{impacto} de 11.65 J corresponde a una respuesta fuerza-tiempo simétrica, cuya carga máxima es de 2300 N para luego descender, lo que indica que el aluminio sufrió cierto grado de deformación plástica sin llegar a la fractura del mismo, como puede observarse en la Figura 3.18. Un incremento de 2.74 J en la E_{impacto} produce una respuesta a la presentada por la curva fuerza-tiempo

correspondiente a la E_{impacto} de 14.39 J, la cual es similar a la de 11.65 J, pero soportando una carga mayor de hasta 2500 N y también con un grado de indentación mayor por el impactor, como también puede observarse en la Figura 3.17.

Ahora, bien el incremento en 1.37 J produce un cambio en la respuesta fuerza-tiempo del aluminio como puede observarse en la curva para una E_{impacto} de 15.76 J donde se presenta un ascenso de la carga hasta aproximadamente 2530 N para luego caer de manera abrupta, indicando que se ha presentado la fractura del material como puede observarse en la Figura 3.18.

Un incremento mayor en la E_{impacto} , produce un comportamiento mostrado por la curvas para la E_{impacto} de 17.17 J, que muestra de manera clara el progreso de la perforación del aluminio. La Figura 3.18 permite corroborar el grado de daño para este nivel de energía.

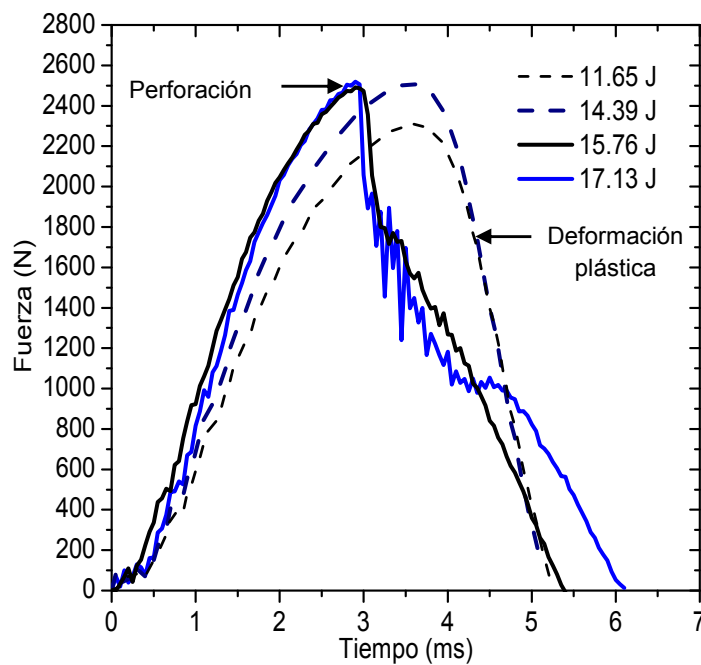


Figura 3.17. Curva fuerza-tiempo del aluminio para cada nivel de energía E_{impacto} evaluada.

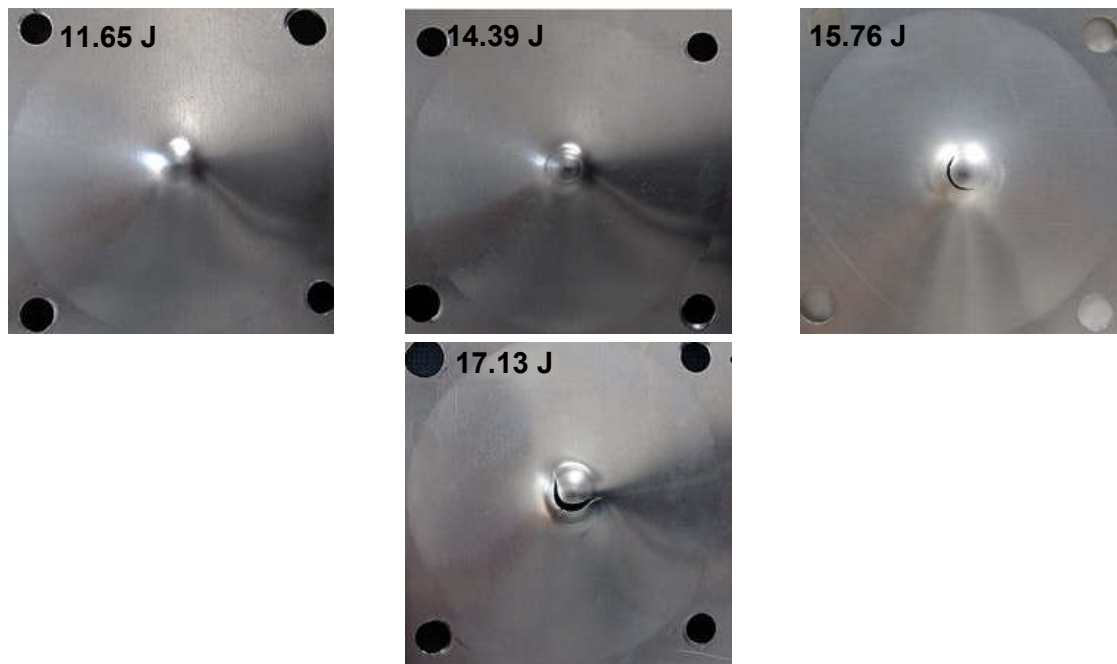


Figura 3.18. Cara posterior al impacto de las muestras del aluminio para cada E_{impacto} evaluada.

La Figura 3.19 muestra las curvas de fuerza, aceleración y velocidad en función del tiempo para cada nivel de E_{impacto} evaluada. De manera general, es posible observar como de acuerdo al incremento en la E_{impacto} , las oscilaciones en las curvas aceleración-tiempo son mayores, lo que contribuye a identificar, en conjunto con las curvas fuerza-tiempo, el progreso del daño del aluminio en cada nivel de energía. En este sentido, para las E_{impacto} de 11.65 J y 14.39 J, se observa que sus curvas aceleración-fuerza-tiempo son similares y correspondientes a la deformación plástica del aluminio.

A diferencia de las E_{impacto} mencionadas, las curvas de fuerza, aceleración y velocidad en función del tiempo para las E_{impacto} de 15.76 J y 17.17 J, muestran el incremento de las oscilaciones en las curvas aceleración-tiempo que indican el progreso de la propagación de las grietas para la fractura del aluminio, las cuales comienzan para la E_{impacto} de 15.76 J. La integración de las curvas aceleración-tiempo dan por resultado que las curvas velocidad-tiempo presenten un patrón sinuoso que inicia una vez alcanzada la carga máxima en la curva fuerza-tiempo, señalando el progreso de la fractura del aluminio.

Por otra parte, en el caso de las curvas energía-fuerza tiempo para las E_{impacto} de 11.65 J y 14.39 J se aprecia cómo una vez alcanzado el máximo de energía, se presenta un ligero descenso de la misma, lo cual indica el inicio del rebote del impactor, y por tanto, del cambio de dirección de la velocidad una vez alcanzada la carga máxima, como se observa en las curvas velocidad-fuerza-tiempo. En este sentido, el descenso en la energía de las curvas energía-tiempo, permite identificar la energía neta absorbida durante el evento de impacto como la correspondiente a este descenso, en tanto que la diferencia entre la energía máxima de la curva energía-tiempo y la de este descenso indica la energía de rebote.

En la curva energía tiempo, para la E_{impacto} de 15.76 J se aprecia como este descenso de energía es mínimo, mientras que para la correspondiente a la E_{impacto} de 17.17 J se aprecia cómo ya no se produce este descenso de energía después de alcanzar la carga máxima, lo que indica que la E_{impacto} inducida al aluminio se ha absorbido en la perforación del mismo.

Finalmente, la Figura 3.20 muestra las curvas fuerza-desplazamiento representativas para cada E_{impacto} evaluada. A partir de esta figura es posible observar el incremento en la indentación inducida por el impactor con el incremento de la E_{impacto} , hasta alcanzar la perforación del aluminio, mostrando una indentación máxima para la E_{impacto} de 17.17 J de aproximadamente 13.7 mm.

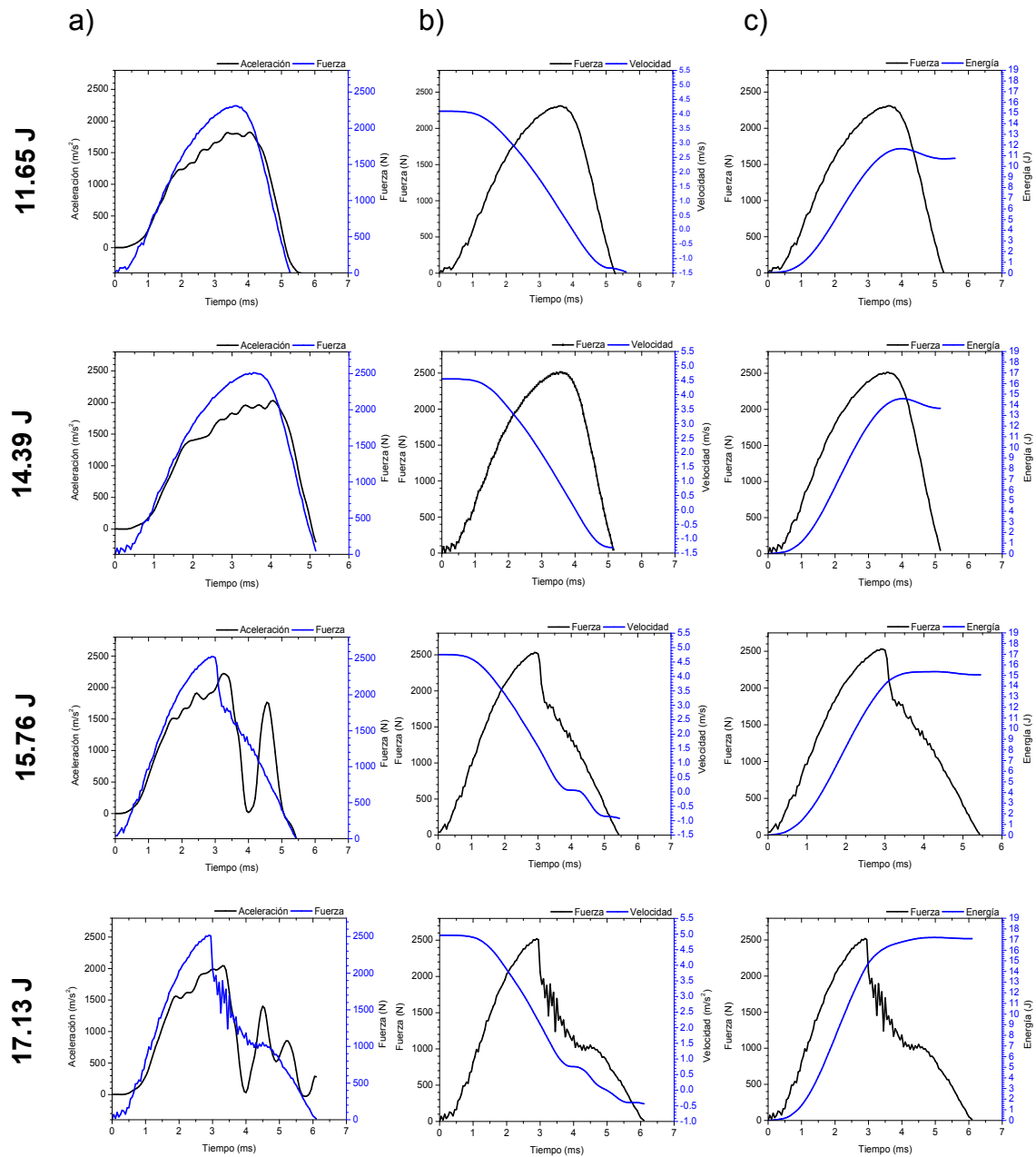


Figura 3.19. Curvas a) Aceleración-fuerza-tiempo, b) Velocidad-fuerza-tiempo, c) Energía-fuerza-tiempo del aluminio para cada E_{impacto} .

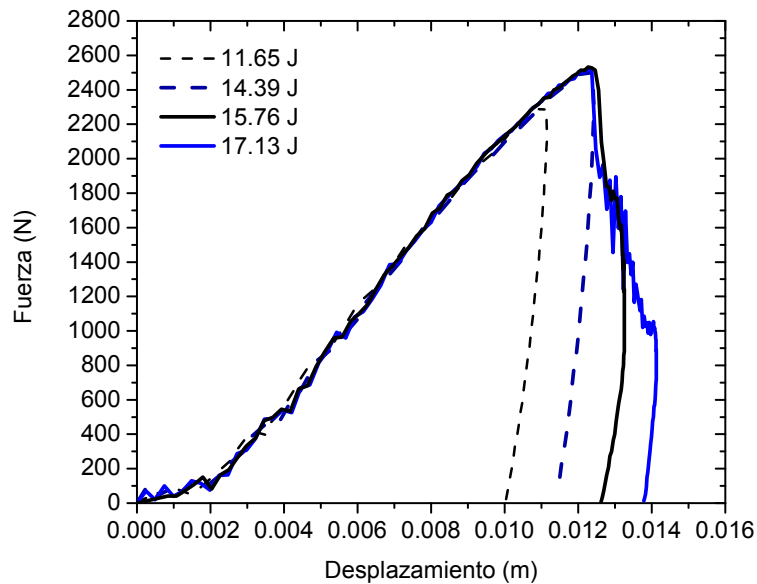


Figura 3.20. Curvas fuerza-desplazamiento del aluminio para cada E_{impacto} evaluada.

Adicionalmente, la Figura 3.21 muestra el perfil de energías de los ensayos realizados al aluminio. Este perfil muestra la relación entre la energía absorbida promedio (E_a), obtenida de las curvas energía-tiempo, para cada E_{impacto} . A partir de esta figura puede relacionarse la energía absorbida por el material con el progreso del daño del aluminio [44, 45]. En este sentido, la línea de máxima energía absorbida corresponde a una referencia en la que el impacto se da tal que la E_{impacto} y la energía absorbida en el evento de impacto es la misma, es decir, toda la energía disponible para el evento de impacto se ha transformado en energía para inducir daño al material, tal que no hay un exceso de la misma disponible para el rebote del impactor.

En el caso de las muestras de aluminio, puede observarse como en los primeros puntos correspondientes a las E_{impacto} de 11.65 J y 14.39 J, que corresponden a un daño por deformación plástica, la E_a es menor a la E_{impacto} , y por tanto, se produce un rebote del impactor, el cual se observa en el descenso en las curvas energía-tiempo de la Figura 3.19. Posteriormente, los 2 puntos subsecuentes, correspondientes a las E_{impacto} de 15.76 J y 17.17 J se aproximan a la línea de máxima energía absorbida y corresponden al inicio de la fractura y perforación del aluminio, respectivamente.

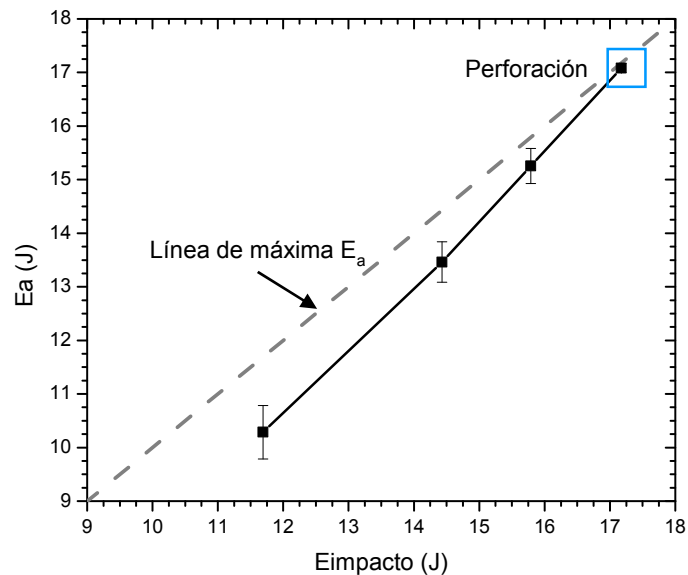


Figura 3.21. Perfil de energía E_a - E_{impacto} del aluminio.

3.4.2. LAMINADO COMPUESTO I

A continuación se presentan los resultados de los ensayos de impacto a baja velocidad del laminado compuesto I. Los ensayos a impacto se realizaron haciendo un barrido a diversos niveles de energía E_{impacto} permitiendo inducir diversos tipos de daño, desde la deformación plástica hasta su perforación.

La Figura 3.22 muestra de manera resumida la respuesta fuerza-tiempo representativa para cada nivel de energía E_{impacto} evaluada; en tanto que la Figura 3.23, muestra el daño presentado por las muestras. Puede apreciarse como con el incremento en los niveles de energía E_{impacto} , se incrementa la capacidad de soportar carga del laminado compuesto.

Para la E_{impacto} de 3.42 J puede observarse que la curva fuerza-tiempo muestra una apariencia simétrica sin presentar ninguna caída abrupta de la carga, presentando una carga máxima 1545 N y posterior reducción de la misma, que se asocia con la deformación plástica del laminado compuesto, como se muestra en la Figura 3.22, en la cual se observa el área de indentación del impactor en la cara anterior al impacto y la presencia de zonas

blancuzcas tanto en la cara anterior como en la posterior que indican la deformación plástica de la matriz.

El incremento de la E_{impacto} de 2.06 J, produjo la respuesta fuerza-tiempo presentada por la curva para una E_{impacto} de 5.48 J. A partir de dicha curva, si bien se observa de manera similar, una apariencia simétrica con una carga máxima mayor (2025 N), puede notarse el comienzo de un patrón sinuoso en el descenso de la carga, lo que sugiere que el material presenta el desarrollo de un daño mayor, como puede observarse en la Figura 3.23; se aprecia un área de indentación del impactor mayor en la cara anterior al impacto, así como el comienzo de la ruptura de la matriz en la cara posterior al impacto. Ahora bien, incrementando la E_{impacto} hasta 6.17 J puede observarse un incremento de la carga hasta aproximadamente 2100 N se observa una curva fuerza-tiempo de apariencia simétrica similar al caso de los dos niveles de E_{impacto} anteriores. En la Figura 3.23 se observa un daño similar al presentado con la E_{impacto} de 5.48 J.

Por otra parte, para un nivel de energía de E_{impacto} de 7.54 J es posible observar en su curva fuerza-tiempo el progreso del daño del material, teniendo una carga máxima de 2126 N seguido de una caída abrupta de la misma, para luego presentar una segunda caída. La primera caída de la carga puede estar asociada con la ruptura de matriz y fibras de tejido de la cara posterior al impacto, como se observa en la Figura 3.23, en tanto que la segunda caída se asocia con el inicio de la ruptura del material en la cara anterior al impacto, como puede observarse en la misma figura. Ahora bien, la curva fuerza-tiempo correspondiente a la E_{impacto} de 8.91 J muestra la respuesta al impacto del laminado compuesto en la cual se logró la perforación completa del mismo, como se observa en la Figura 3.23. Puede notarse como la curva fuerza-tiempo refleja el progreso de la perforación del laminado compuesto con una carga máxima de 2235 N y posterior presencia de caídas de carga que corresponden al desarrollo de la ruptura de la carga anterior y posterior al impacto hasta alcanzar la perforación completa del material.

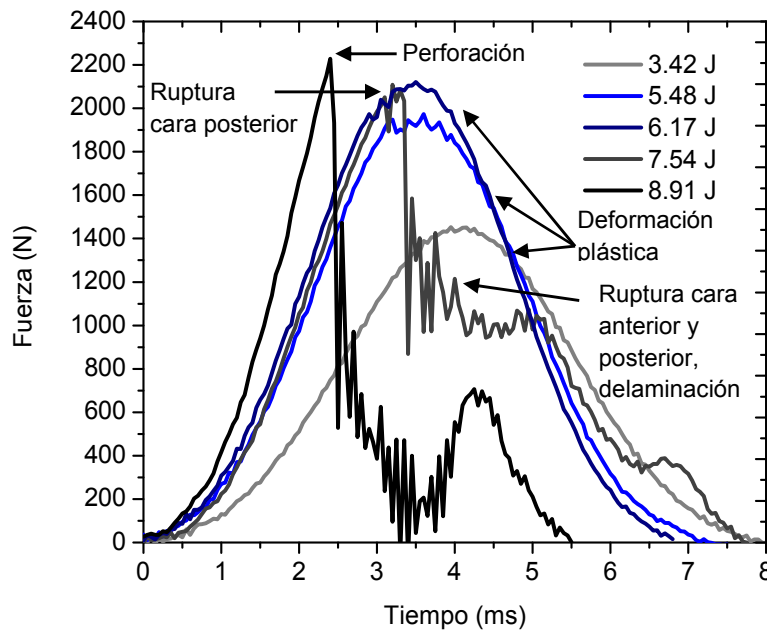


Figura 3.22. Curva fuerza-tiempo del laminado compuesto I para cada nivel de energía E_{impacto} evaluada.

La Figura 3.24 muestra las curvas de fuerza, aceleración y velocidad del laminado compuesto I en función del tiempo para cada nivel de energía E_{impacto} . La Figura 3.24a muestra las curvas aceleración-fuerza-tiempo, donde es posible observar el incremento de las oscilaciones de la aceleración conforme se incrementa la E_{impacto} . Es así que para la E_{impacto} de 3.42 J, donde se produce la deformación plástica del laminado compuesto, puede notarse que las oscilaciones en la aceleración son pocas a diferencia de las observadas para E_{impacto} mayores, donde se da el inicio de la ruptura de la matriz y de las fibras, donde estas oscilaciones incrementan. Esto también se refleja en el patrón sinuoso de la reducción de la velocidad durante el evento de impacto para cada E_{impacto} , como se observa en las curvas velocidad-fuerza-tiempo de la Figura 3.24b.

Las curvas energía-fuerza-tiempo presentadas en la Figura 3.24c permiten determinar la energía absorbida durante el evento de impacto para cada E_{impacto} evaluada. En el caso de las energías de impacto de 3.42 J y 5.48 J puede observarse cómo la energía disminuye una vez alcanzada la carga máxima, indicando el inicio del rebote del impactor. En el caso de la E_{impacto} de 7.54 J, donde se da el inicio de la ruptura de la matriz y fibras, todavía se presenta una disminución de la energía, siendo la energía absorbida aquella

correspondiente al final del evento de impacto. Lo anterior no sucede con la E_{impacto} de 8.91 J, donde se aprecia que ya no se presenta esta disminución y por tanto la energía absorbida corresponde a la máxima de la curva energía-tiempo.

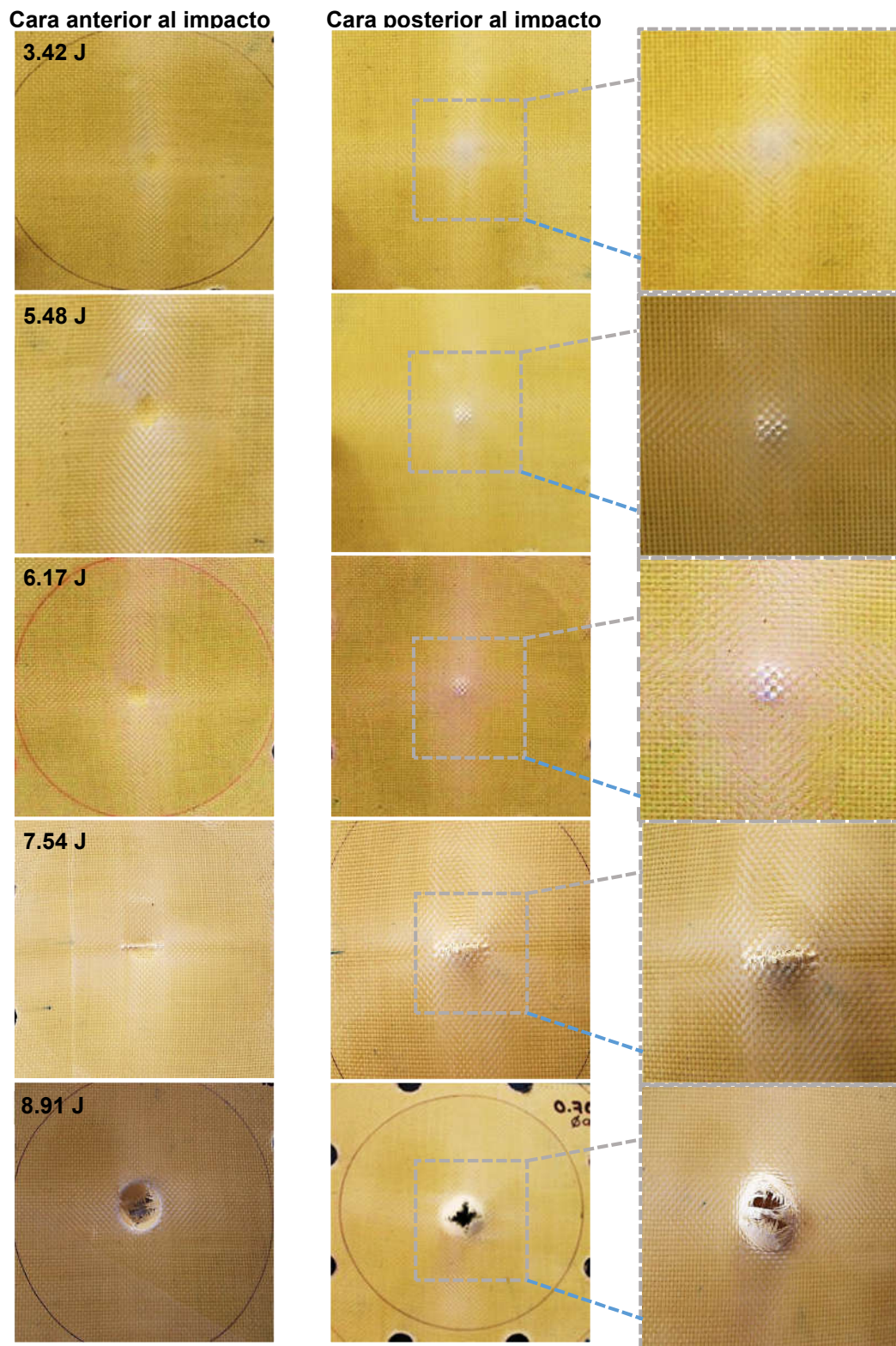


Figura 3.23. Muestras de laminado compuesto I después del ensayo de impacto.

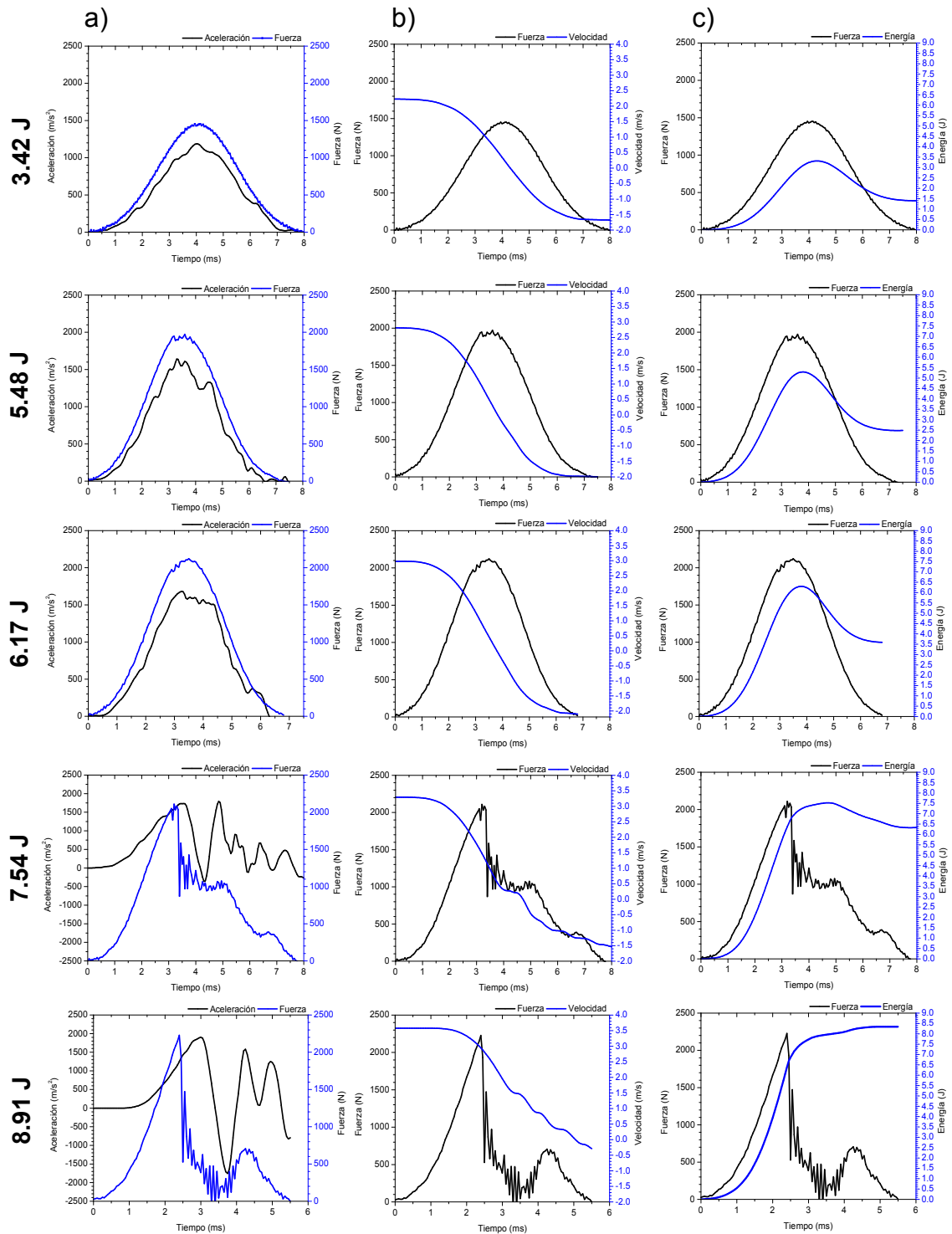


Figura 3.24. Curvas a) Aceleración-fuerza-tiempo, b) Velocidad-fuerza-tiempo, c) Energía-fuerza-tiempo del laminado compuesto I para cada E_{impacto} .

La Figura 3.25 resume de manera comparativa el comportamiento fuerza-desplazamiento en cada E_{impacto} evaluada, donde es posible observar el progreso del daño en la deformación permanente del material.

En la curva fuerza-desplazamiento para las E_{impacto} de 3.42 J y 5.48 J, se aprecia cierto grado de recuperación del material en su deformación plástica, mostrando una deformación permanente de aproximadamente 2.5 mm. En el caso de la curva fuerza-desplazamiento para la E_{impacto} de 6.17 J, puede notarse como también se presenta cierto grado de recuperación del material pero con una deformación permanente mayor de aproximadamente 3.6 mm.

Ahora bien, en las curvas fuerza-desplazamiento para los niveles de energía de 7.54 J y 8.91 J, puede observarse como a partir de la E_{impacto} de 7.54 J se observa el inicio de la ruptura de la matriz y fibras del laminado, lo que se refleja en una deformación permanente mayor; cuando se alcanza la perforación del material a una E_{impacto} de 8.91 J, donde la deformación permanente fue de aproximadamente 10.4 mm.

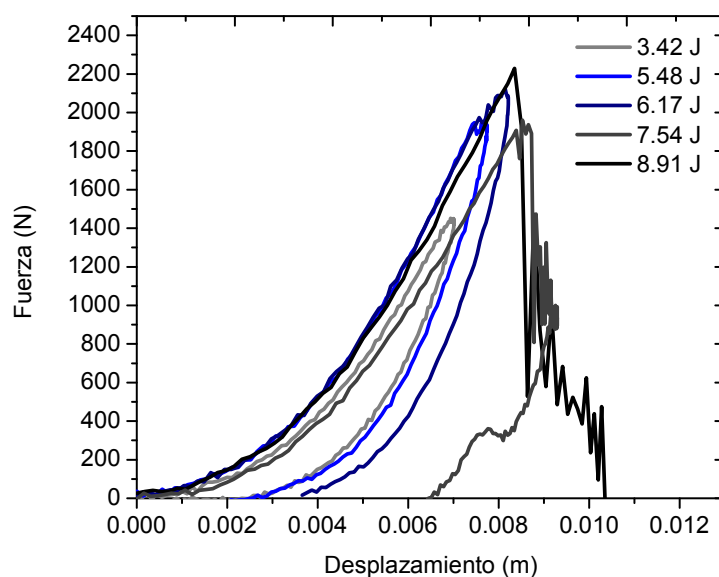


Figura 3.25. Curvas fuerza-desplazamiento del laminado compuesto I para cada E_{impacto} evaluada.

De manera similar al aluminio, la Figura 3.26 muestra el perfil de energía del laminado compuesto, que muestra la relación entre la energía absorbida promedio E_a y la E_{impacto} de los ensayos realizados.

En este sentido, a partir de esta figura puede observarse cómo para las E_{impacto} de 3.42 J, 5.48 J y 6.17 J, los cuales corresponden a niveles de energía que inducen deformación plástica al material, la E_a es menor a la E_{impacto} , por tanto hay un exceso de energía que se manifiesta con el rebote del impactor y en el descenso de energía una vez alcanzado el máximo en las curvas energía tiempo. Ahora bien, para los dos puntos subsecuentes, que corresponden a las E_{impacto} de 7.54 J y 8.91 J, se observa un acercamiento a la línea de máxima absorción de energía produciéndose un incremento en la capacidad de absorción de energía del laminado compuesto, hasta finalmente alcanzarla en un punto que coincide con la perforación del material.

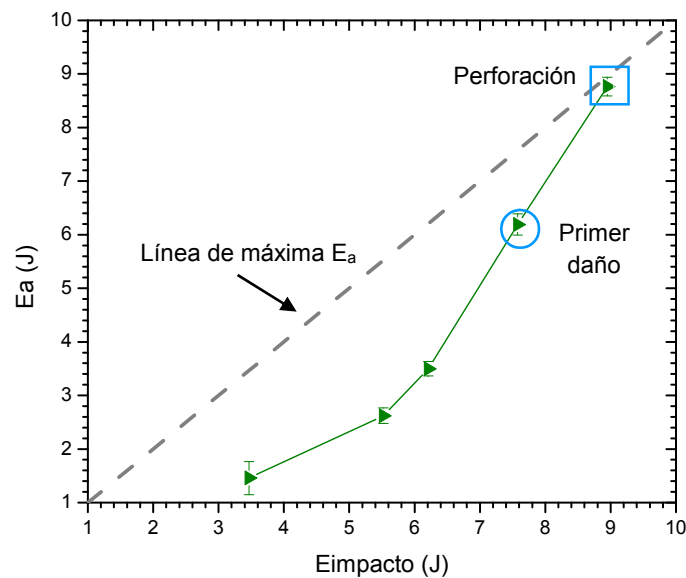


Figura 3.26. Perfil E_a - E_{impacto} del laminado compuesto I.

3.4.3. ARREGLOS FML

3.4.3.1. FML 2/2 I

Se realizaron los ensayos de impacto a baja velocidad del FML 2/2 I a diferentes niveles de energía E_{impacto} . La Figura 3.27 muestra las curvas fuerza-tiempo representativas, correspondientes a los niveles de energía E_{impacto} evaluados, de acuerdo a la Tabla 2.9 de la sección 2.7. Se observa de manera general cómo este arreglo es capaz de soportar niveles de carga superiores a la de sus materiales constituyentes.

La Figura 3.27a, muestra la historia fuerza-tiempo del evento de impacto para las E_{impacto} de 26.18 J y de 30.54 J. La primera de éstas corresponde al inicio del daño en la cara posterior al impacto, como puede observarse en la Figura 3.28, la cual muestra las probetas del FML 2/2 I después de los ensayos a impacto.

En este sentido, a partir de la curva fuerza-tiempo de la E_{impacto} de 26.18 J es posible identificar un pico que señala un cambio de pendiente en la curva que se asocia con la presencia de plasticidad. Seguidamente, el FML continúa experimentando una tendencia ascendente en su capacidad de soportar carga hasta alcanzar los 5130 N, para después presentar un descenso, que indica el inicio del daño en la cara posterior al impacto, con la aparición de una grieta en la dirección de rolado del aluminio que luego se divide en otras dos, como se observa en la Figura 3.28.

En la curva fuerza-tiempo que corresponde a la E_{impacto} de 30.55 J puede verse de manera más clara el cambio de pendiente que señala la presencia de plasticidad y el ascenso hasta una carga máxima similar con posterior descenso, el cual corresponde a la propagación de las grietas formadas en la cara posterior al impacto, así como el inicio de cierto grado de delaminación, como puede observarse en la Figura 3.28.

La Figura 3.27b, muestra las curvas fuerza-tiempo para las E_{impacto} de 34.91 J, y 43.63 J. La curva fuerza-tiempo para la primera de éstas corresponde a la fractura de la cara de aluminio anterior y posterior al impacto, mostradas en la Figura 3.28. A partir de la curva fuerza-tiempo, es posible identificar el inicio de la plasticidad del material seguido de un incremento en la carga hasta alcanzar un máximo asociado a la ruptura de la cara posterior al impacto, seguido de un ligero descenso en la carga hasta producirse la ruptura de la cara

anterior. Luego se produce un segundo descenso hasta que la carga descende a cero. Este segundo descenso se asocia a la propagación de las grietas de las caras de aluminio y la ruptura de las fibras.

La curva fuerza-tiempo para la E_{impacto} de 43.63 J muestra de manera más clara los dos picos correspondientes a la fractura de las caras de aluminio así como una etapa que corresponde a la ruptura de las fibras del laminado compuesto, acompañado de delaminación hasta alcanzar la perforación del material como lo muestra la Figura 3.28. De igual forma puede apreciarse la presencia del PPAM adherido a la superficie del aluminio, lo que indica el buen grado de adhesión de los materiales constituyentes.

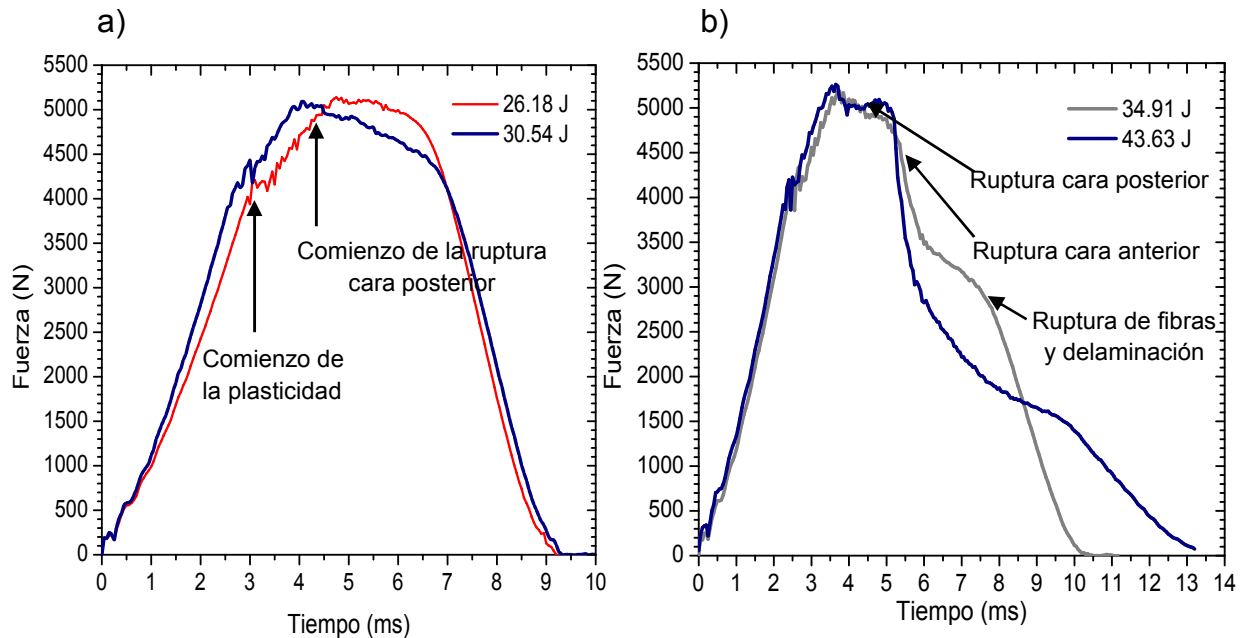


Figura 3.27. Curvas fuerza-tiempo de los ensayos a impacto en el FML 2/2 I.

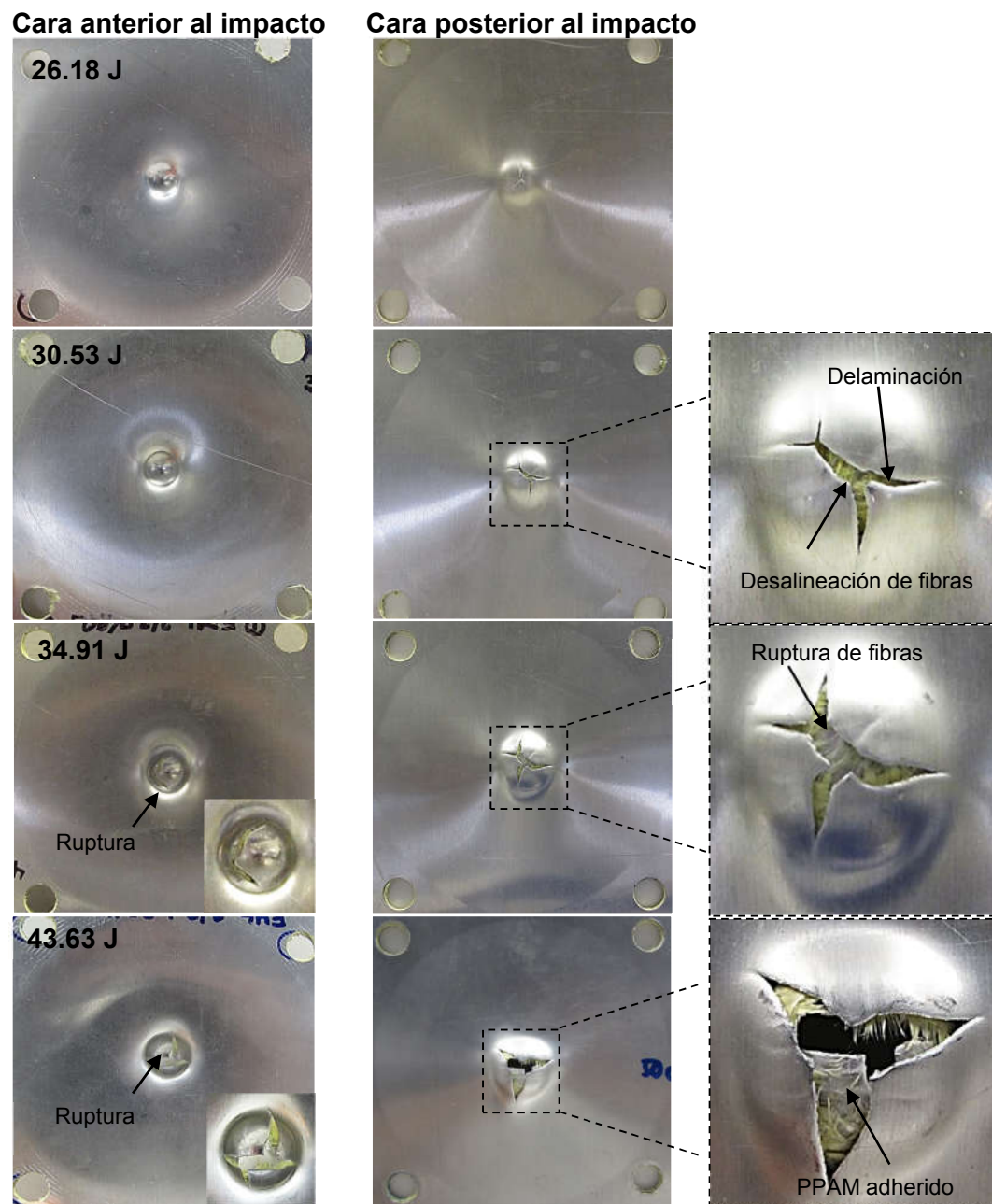


Figura 3.28. Muestras del FML 2/2 I después del ensayo de impacto para cada nivel de energía E_{impacto} evaluada.

La Figura 3.29 muestra las curvas de fuerza, aceleración, velocidad y energía en función del tiempo para cada nivel de E_{impacto} evaluada. La Figura 3.29a muestra la curva aceleración-fuerza-tiempo donde puede observarse el comportamiento combinado de los

materiales constituyentes en la respuesta al impacto del FML. Así también es posible apreciar que, de manera similar al laminado compuesto, las oscilaciones de la aceleración se incrementan conforme se alcanza la carga máxima soportada para cada nivel de E_{impacto} . Estas oscilaciones se incrementan también de acuerdo a la energía de impacto evaluada, mostrando el progreso del daño del material, sobre todo cuando comienza a producirse la ruptura de fibras en el laminado compuesto lo que se aprecia de manera más evidente a partir de las curvas con la E_{impacto} de 34.91 J y en los subsecuentes niveles de energía evaluados.

La Figura 3.29b muestra las curvas representativas velocidad-fuerza-tiempo para cada E_{impacto} evaluada, donde, es posible observar cómo la velocidad del impactor se reduce conforme se desarrolla el evento de impacto. En el caso de las energías E_{impacto} de 26.18 J y de 30.54 J se aprecia el inicio del cambio de dirección de la velocidad una vez que comienza el descenso de la carga, lo que indica el inicio del rebote del impactor. Para la E_{impacto} de 34.91 J puede observarse que el incremento de las oscilaciones en la curva aceleración-tiempo ocasiona que la curva velocidad-tiempo presente una apariencia sinuosa, lo que indica también, el progreso de la ruptura de las fibras del laminado compuesto, que se vuelve más evidente para la curva correspondiente a la energía E_{impacto} de 43.63 J. En este nivel de energía E_{impacto} , se aprecia cómo el descenso de la velocidad se da de manera más atenuada conforme se desarrolla la perforación del FML.

La Figura 3.29c muestra las curvas representativas energía-fuerza-tiempo, correspondientes para cada nivel de energía E_{impacto} . A partir de esta figura es posible observar la capacidad de absorción de energía del FML mediante los diversos mecanismos de falla, deformación plástica, ruptura de las caras de aluminio, ruptura del laminado compuesto y delaminación.

Finalmente la Figura 3.30 presenta las curvas fuerza-desplazamiento para cada nivel de energía de impacto, donde es posible observar el progreso de la deformación (indentación) experimentada por el FML en cada nivel de energía de impacto. Puede apreciarse que las curvas fuerza-desplazamiento de las energías E_{impacto} de 26.18 J y 30.54 J muestran cierta tendencia de recuperación del material, lo cual disminuye para la curva de 34.91 J, y no se observa para la curva de 43.63 J. Lo anterior guarda concordancia con las curvas energía-

tiempo donde para las energías E_{impacto} de 26.18 J y 30.54 J se observa cierta disminución de la energía absorbida por el material después de haber alcanzado su máximo.

Por otra parte, es importante notar, cómo para este arreglo se necesita de una energía de impacto mayor para su perforación, en comparación a sus materiales constituyentes, producto de la inclusión del laminado compuesto en el arreglo y a los diversos mecanismos de falla mencionados, capaces de absorber la energía de impacto.

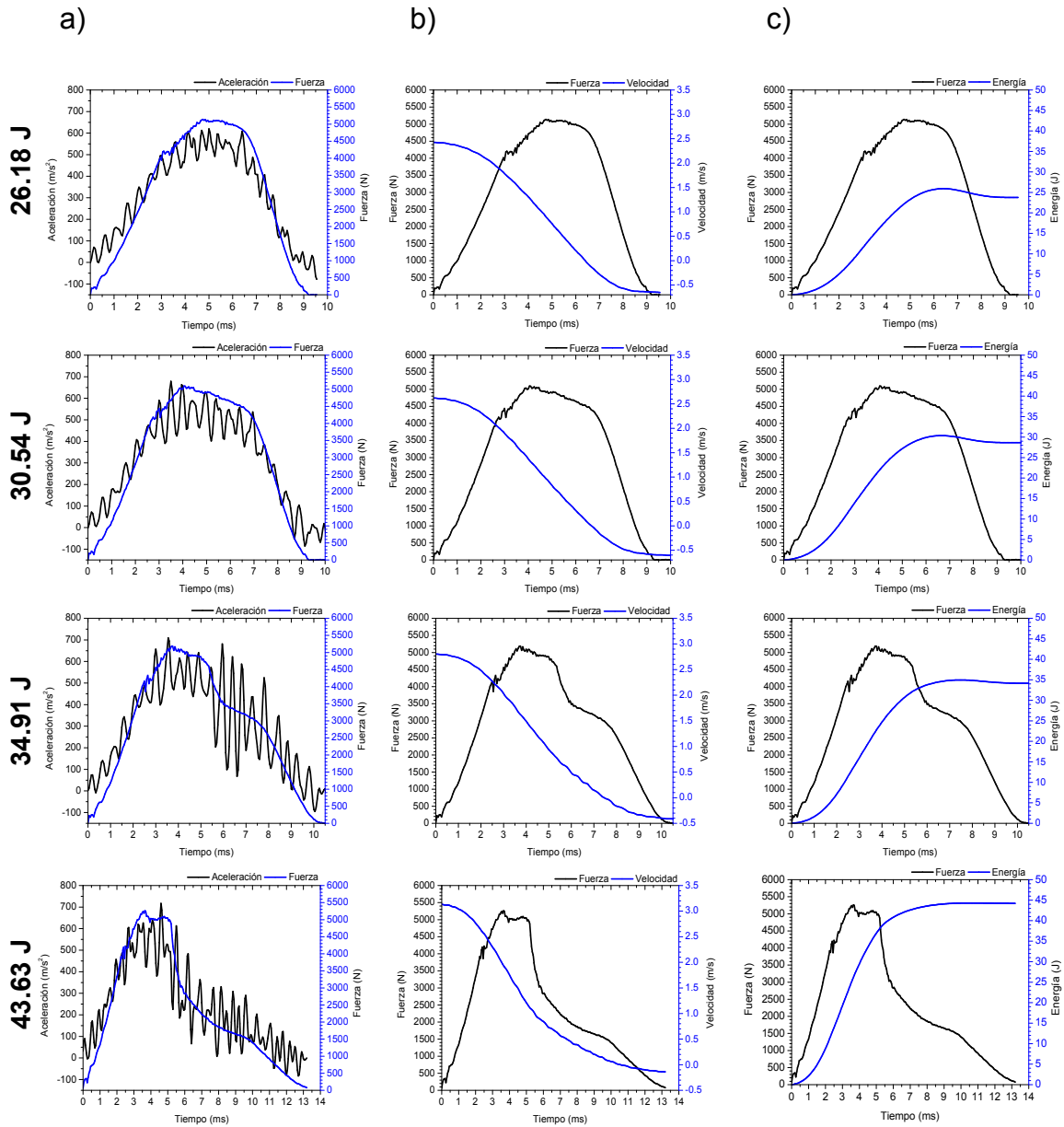


Figura 3.29. Curvas a) Aceleración-fuerza-tiempo, b) Velocidad-fuerza-tiempo, c) Energía-fuerza-tiempo del FML 2/2 I para cada E_{impacto} .

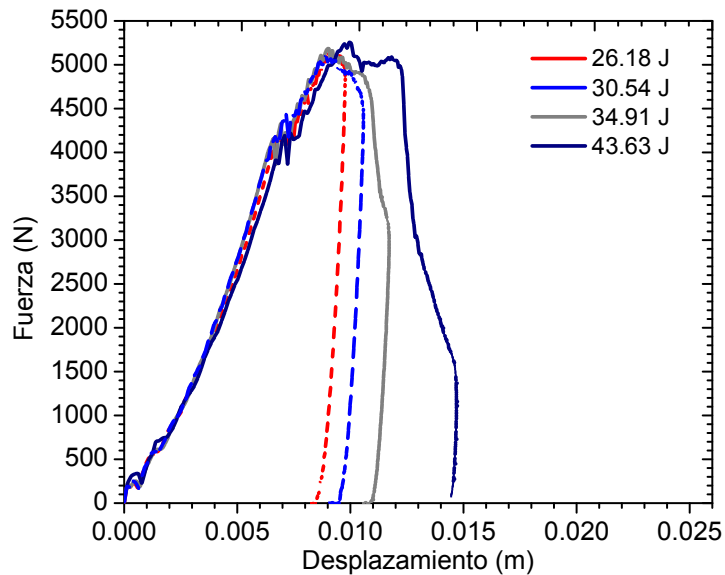


Figura 3.30. Curvas carga-desplazamiento del FML 2/2 I para cada nivel de energía de impacto.

A partir de los resultados obtenidos en este arreglo FML, para los niveles de E_{impacto} evaluados se presenta el perfil de energía en la Figura 3.31. A partir de esta figura se aprecia cómo para la E_{impacto} de 26.18 J, correspondiente a la inicio de la ruptura de la cara posterior al impacto del FML 2/2, la energía absorbida E_a aún es menor a la E_{impacto} ; en tanto que la perforación se da con la E_{impacto} de 43.63 J cuyo punto toca la línea de máxima energía absorbida.

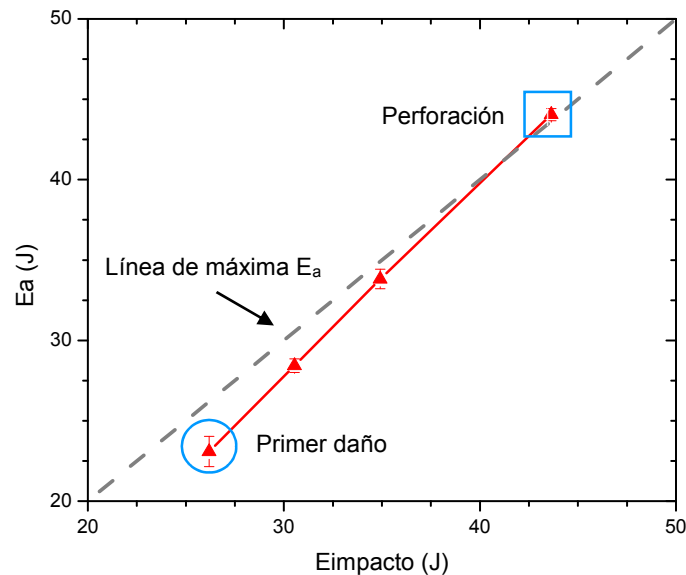


Figura 3.31. Perfil E_a - E_{impacto} del FML 2/2 I.

3.4.3.2. FML 3/4

A continuación se presentan los resultados de los ensayos de impacto para el FML 3/4 $[Al/(0^\circ/90^\circ)_2/Al/(0^\circ/90^\circ)_2/Al]$ para cada nivel de energía E_{impacto} evaluada.

La Figura 3.32 muestra las curvas fuerza-tiempo representativas para cada nivel de energía E_{impacto} ; en tanto que la Figura 3.33, muestra las probetas después del ensayo.

A partir de la Figura 3.32 puede observarse la historia fuerza-tiempo del ensayo realizado utilizando una E_{impacto} de 34.91 J provocando la deformación plástica del FML 3/4, como se muestra en la Figura 3.33. La curva fuerza-tiempo muestra una apariencia simétrica, con un cambio de pendiente alrededor de los 6800 N que indica el comienzo de la plasticidad del FML, posteriormente continúa con un ascenso en la carga para luego descender a cero.

Es importante resaltar que este nivel de energía corresponde a la ruptura de ambas caras de aluminio en el FML 2/2 I, por lo que la incorporación de una mayor fracción volumen de material compuesto, en la secuencia de apilamiento del FML 3/4, contribuye a que éste posea una mayor capacidad de soportar carga; a diferencia del FML 2/2 I, el cual presenta una carga máxima de aproximadamente 5400 N posterior a la cual se presenta la ruptura

de sus caras de aluminio; por lo que puede decirse que a este nivel de energía el FML 3/4 conserva aún la integridad del material.

La curva fuerza-tiempo correspondiente a la E_{impacto} de 52.36 J muestra de manera similar una apariencia simétrica, con el cambio de pendiente correspondiente a la presencia de plasticidad del FML, seguida de un incremento en la carga y la presencia de un pico que indica la formación de una grieta en la cara posterior al impacto, como se muestra en la Figura 3.33. Este nivel de energía es superior al de la perforación completa del FML 2/2 I; mientras que el FML 3/4 comienza apenas el daño en la integridad de sus materiales constituyentes, a una carga de aproximadamente de 8800 N, la cual es por mucho mayor a la carga máxima soportada por el FML 2/2 I.

La curva fuerza-tiempo correspondiente a la E_{impacto} de 69.82 J muestra el progreso del daño del material para la ruptura de las caras anterior y posterior al impacto, como se muestra en la Figura 3.33. En esta figura se puede apreciar la propagación de grietas en la cara posterior al impacto, la ruptura de la lámina intermedia de aluminio, la ruptura de fibras presente en el laminado compuesto, de la cara anterior al impacto, así como delaminación entre el laminado compuesto y el aluminio de la cara posterior al impacto. El desarrollo de estos mecanismos de falla hacen que el evento de impacto tenga una duración mayor, mostrado en la curva fuerza-tiempo, alcanzando una carga máxima soportada por el material de 9000 N con una subsecuente caída escalonada de la misma.

La curva fuerza-tiempo correspondiente a la E_{impacto} de 87.27 J corresponde a la perforación completa del FML 3/4, como se muestra en la Figura 3.33. La curva fuerza-tiempo corresponde al desarrollo de los mecanismos de falla mencionados para una E_{impacto} de 69.82 J y por eso la curva presenta una forma similar con una caída de carga más atenuada y que se asocia a la propagación de grietas de los materiales constituyentes así como a la presencia de delaminación del material. La Figura 3.33 muestra la vista de la cara anterior al impacto mostrando cómo el material se encuentra completamente perforado.

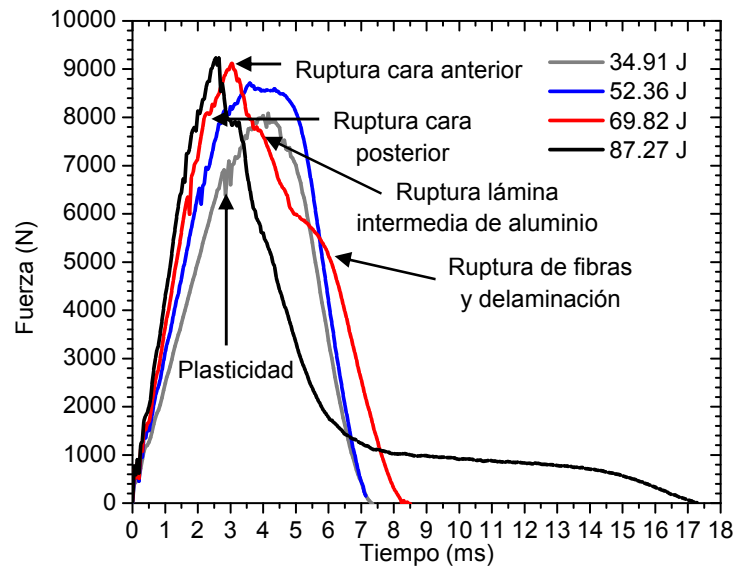


Figura 3.32. Curva fuerza-tiempo del FML 3/4 para cada nivel de energía.

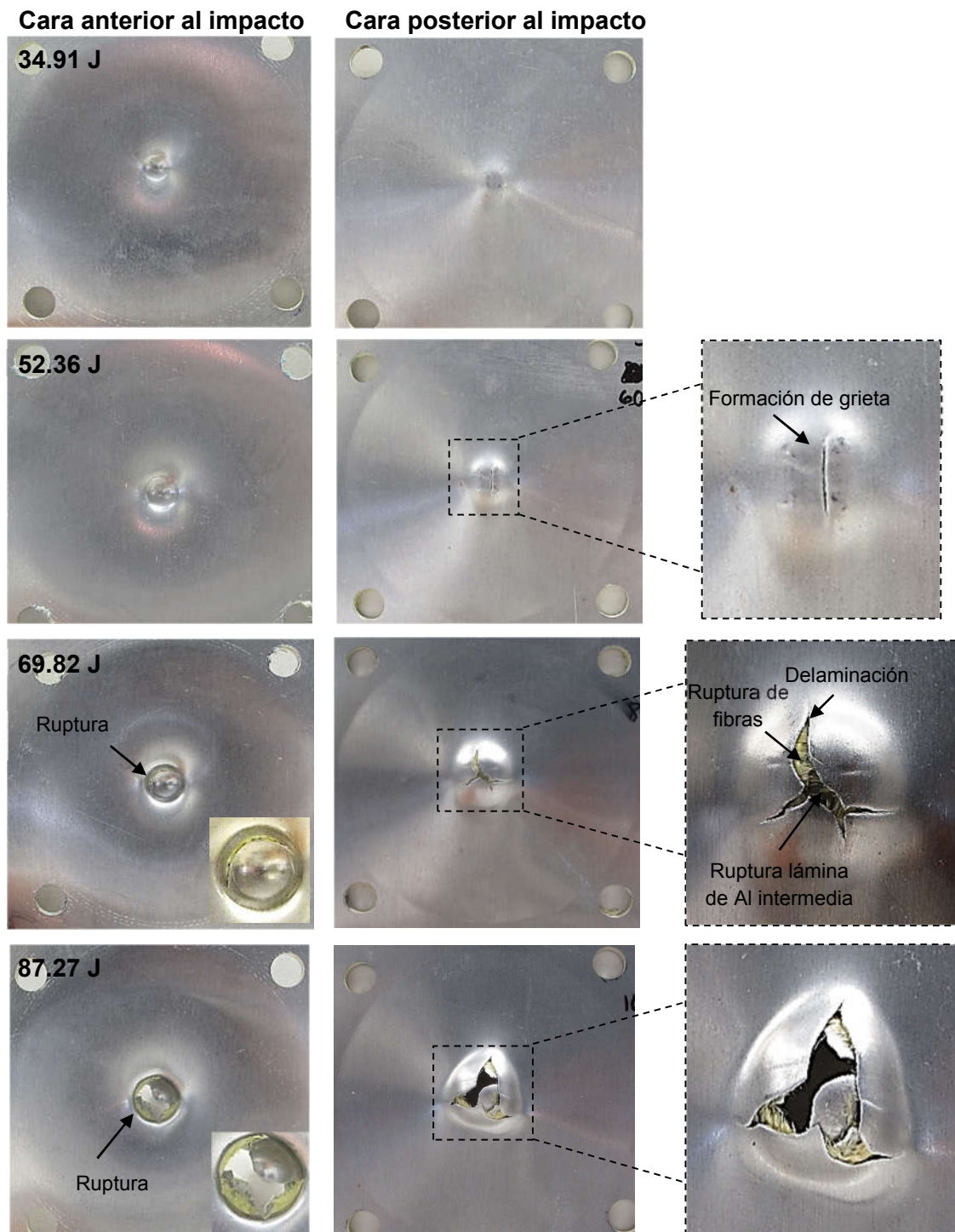


Figura 3.33. Probetas del FML 3/4 después del ensayo de impacto a baja velocidad, para cada nivel de energía de impacto.

La Figura 3.34 muestra las curvas de fuerza, aceleración, velocidad y energía en función del tiempo para cada nivel de E_{impacto} evaluada.

Las curvas representativas aceleración-fuerza-tiempo, correspondientes a cada E_{impacto} se muestran en la Figura 3.34a. La curva para la E_{impacto} de 52.36 J corresponde a la formación de la primera grieta en el FML, a partir de esta curva y en las siguientes, es posible observar que las oscilaciones de la aceleración se incrementan conforme aumenta la energía de impacto, producto de la fractura de los materiales constituyentes del FML y de la delaminación entre los mismos.

En el caso de la E_{impacto} de 87.27 J, donde se da la perforación completa del material, las oscilaciones se incrementan significativamente en conjunto con la caída atenuada de la carga que señala el progreso de la perforación del material. Lo anterior también se refleja en la Figura 3.34b que muestra las curvas velocidad-fuerza-tiempo representativas para cada nivel de energía. El incremento de las oscilaciones de la aceleración conforme se desarrolla la perforación del FML se traduce en una caída sinuosa de la velocidad una vez alcanzada la carga de perforación.

La Figura 3.34c muestra las curvas fuerza-energía-tiempo representativas para cada nivel de E_{impacto} , mostrando que la energía de impacto correspondiente a 87.27 J corresponde a la nivel máximo de absorción de energía, dado que a este nivel se da la perforación completa del FML y la curva energía-tiempo no muestra una caída de la energía al alcanzar la carga máxima por el material.

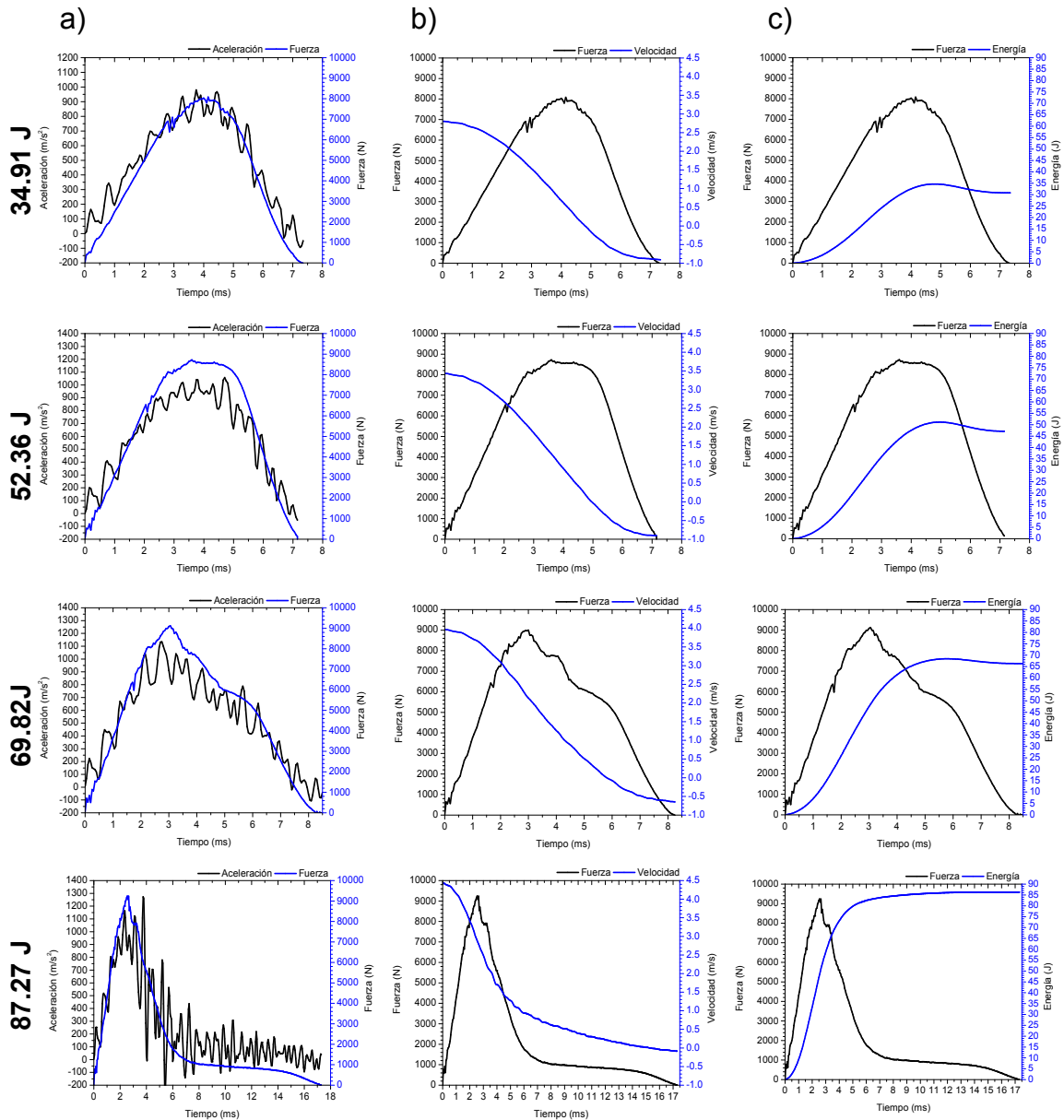


Figura 3.34. Curvas a) Aceleración-fuerza-tiempo, b) Velocidad-fuerza-tiempo, c) Energía-fuerza-tiempo del FML 3/4 para cada E_{impacto} .

Finalmente la Figura 3.35 muestra las curvas carga-desplazamiento para cada nivel de E_{impacto} . A partir de estas curvas puede apreciarse el progreso de la indentación del material conforme se incrementa la energía del impacto, hasta la penetración. En conjunto con las gráficas energía-tiempo es posible apreciar cómo en los dos niveles de E_{impacto} más bajos, el material presenta cierto grado de recuperación.

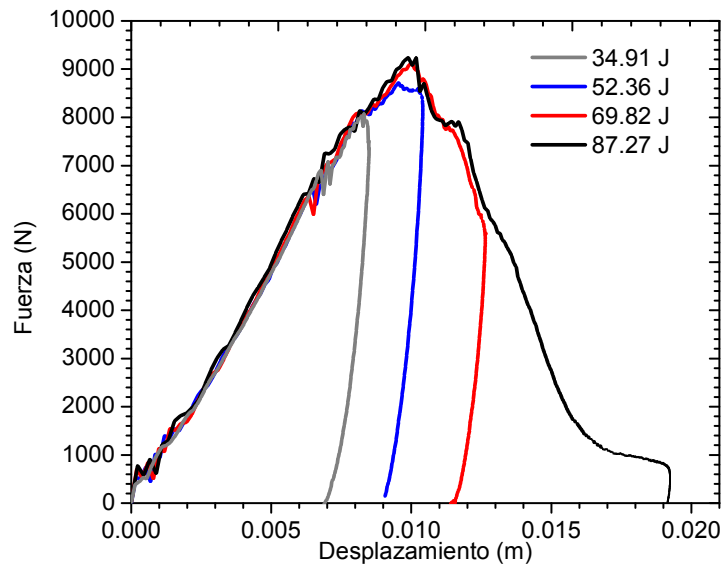


Figura 3.35. Curvas carga-desplazamiento del FML 3/4 para cada nivel de energía.

A partir de los resultados obtenidos para este arreglo se presenta su perfil de energía correspondiente en la Figura 3.36. Para el FML 3/4, el inicio de la ruptura de la cara posterior al impacto se produce a 52.36 J donde la energía absorbida E_a aún es menor que la E_{impacto} , ahora bien, la perforación que se produjo con la energía E_{absmax} de 87.27 J, toca la línea de máxima energía absorbida.

Por otra parte, comparando la energía para producir la perforación de ambos arreglos FML puede apreciarse el incremento en la energía necesaria para producir la perforación del FML 3/4 en comparación con el FML 2/2 I, debido a los diversos mecanismos de falla involucrados y también al incremento en la fracción volumen del laminado compuesto (44.6%) del FML 3/4, en comparación con la del FML 2/2 (37.6 %).

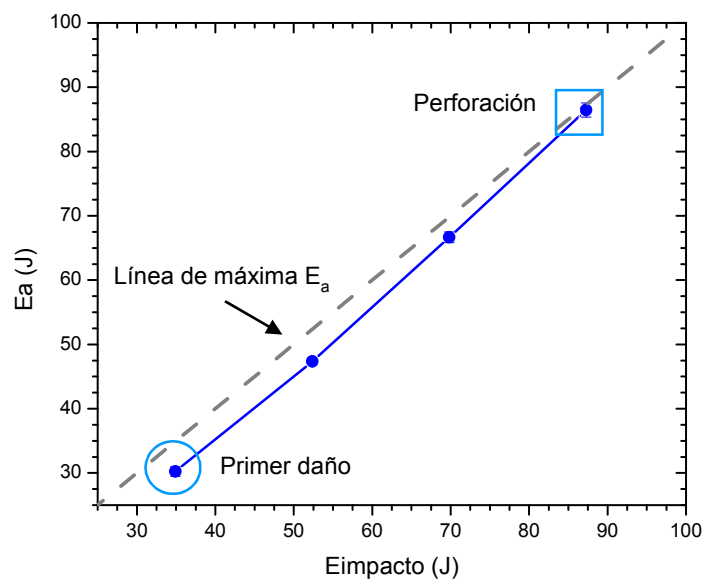


Figura 3.36. Perfil E_a - E_{impacto} del FML 3/4.

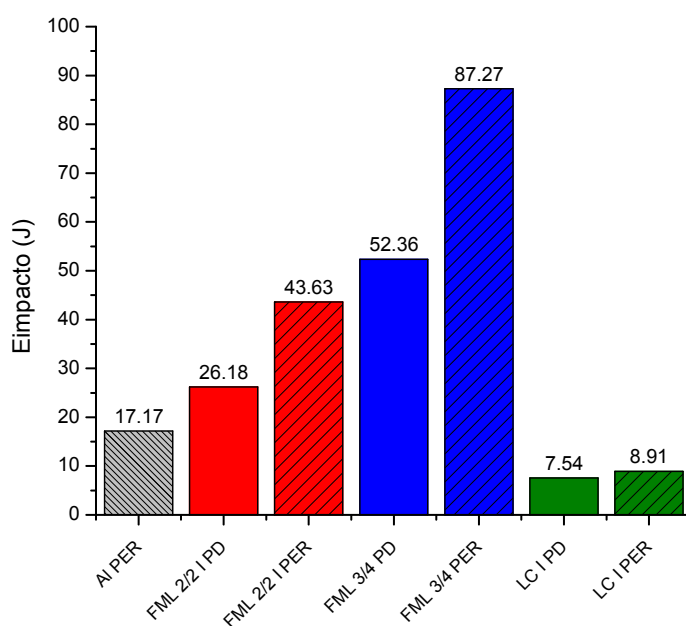
3.4.4. ENERGÍA PARA PRIMER DAÑO Y PERFORACIÓN DEL FML Y SUS MATERIALES CONSTITUYENTES

La Tabla 3.9 resume las energías de impacto necesarias para el primer daño y de perforación de los materiales estudiados.

Tabla 3.9. Energía para el primer daño y perforación del FML y de sus materiales constituyentes.

Material	E_{impacto} Primer daño (J)	E_{impacto} Perforación (J)
Aluminio	-----	17.17
Laminado Compuesto I	7.54	8.91
FML 2/2 I	26.18	43.63
FML 3/4	52.36	87.27

La Figura 3.37 muestra de manera más clara la comparación entre dichas energías para los materiales estudiados, donde se observa, cómo los arreglos FML presentan una mayor energía para el primer daño y perforación que sus materiales constituyentes; sin embargo, una adecuada comparación puede realizarse utilizando la energía específica, que involucra a la densidad de área del material, y se muestra en la Tabla 3.10. La densidad de área del material se definió previamente como el peso del material dividido por el área normal al impacto.



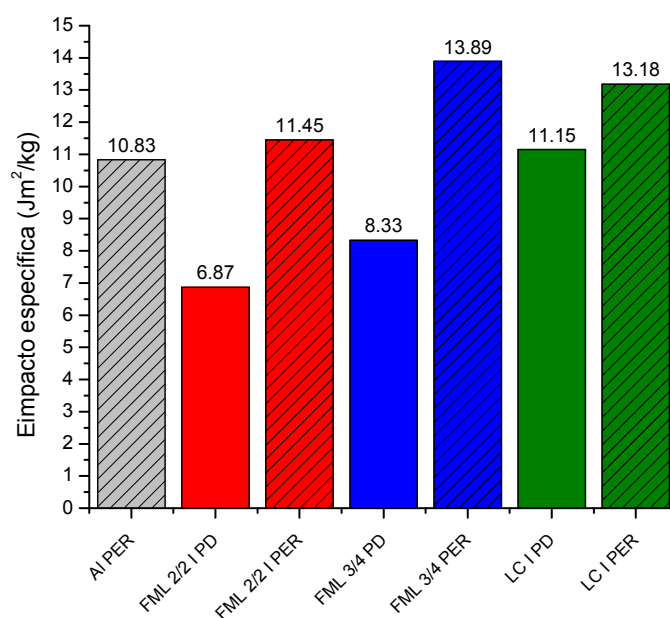
LC I =Laminado compuesto I PD=Primer daño PER=Perforación

Figura 3.37. Energías para primer daño y perforación de cada uno de los materiales estudiados.

Tabla 3.10. Energía para primer daño y de perforación específicas de cada uno de los materiales.

Material	Densidad de área (kg/m ²)	Energía específica para primer daño (Jm ² /kg)	Energía específica para perforación (Jm ² /kg)
Aluminio	1.586 ± 0.026	-----	10.83
Laminado Compuesto I	0.676 ± 0.020	11.15	13.18
FML 2/2 I	3.810 ± 0.059	6.87	11.45
FML 3/4	6.282 ± 0.146	8.33	13.89

La Figura 3.38 presenta de manera más clara la energía específica para el primer daño y perforación de cada uno de los materiales, observando que el FML 3/4, resulta el más atractivo por su máxima absorción de energía en relación a su densidad de área.



LC=Laminado compuesto I PD=Primer daño PER=Perforación

Figura 3.38. Energías específicas para primer daño y perforación de cada uno de los materiales estudiados.

A partir de la Figura 3.38 puede apreciarse como la inclusión de un material compuesto termoplástico tenaz en los arreglos FML, contribuye al incremento de la energía específica para el primer daño, conforme se incrementa la fracción volumen del laminado compuesto para el FML 3/4 (44.6 %), en comparación con el FML 2/2 I (37.6 %). Esto también se observa para la energía específica de perforación, cuyos valores en ambos arreglos FML fueron mayores a la energía específica de perforación presentada por el aluminio. Lo anterior se debe a la naturaleza tenaz del laminado compuesto, así como los diversos mecanismos de falla involucrados en la fractura de ambos arreglos FML.

3.5. TRATAMIENTO Y CARACTERIZACIÓN SUPERFICIAL DEL ALUMINIO

3.5.1. ÁNGULO DE CONTACTO

La Figura 3.39 muestra los resultados del ángulo de contacto, así como las gotas de agua desionizada, para las superficie de las láminas de aluminio en función del tratamiento superficial realizado. Se observa que el ángulo de contacto determinado para las muestras con el tratamiento de desengrasado, fue de 75.6°; mientras que para las muestras de con el tratamiento de lijado, el ángulo de contacto fue de 70.7° resultando en una reducción moderada de 4.9°.

Por otro lado, el ángulo de contacto para las muestras con el tratamiento químico resultó de 29.2° mostrando una reducción importante respecto a los dos tratamientos anteriores. Se sabe que mientras más pequeño sea el ángulo de contacto, el adhesivo humectará un área mayor de la superficie del sustrato, en comparación con superficies de ángulos de contacto mayores, donde el adhesivo humectará un área menor de su superficie ^[18]. De acuerdo a la teoría de adhesión por humectación, mientras mayor sea la energía de superficie del sustrato, en comparación con la del adhesivo, mayor será la humectabilidad de la superficie y por tanto mayor será el grado de adhesión adhesivo-sustrato ^[24, 55]. Si se comparan los valores de ángulo de contacto obtenidos en las muestras de aluminio desengrasado y aluminio tratado químicamente, puede decirse que el tratamiento químico superficial aplicado al aluminio proporciona una mejor humectabilidad a la superficie del metal, y por tanto, contribuye a la mejora en la adhesión PPAM-aluminio.

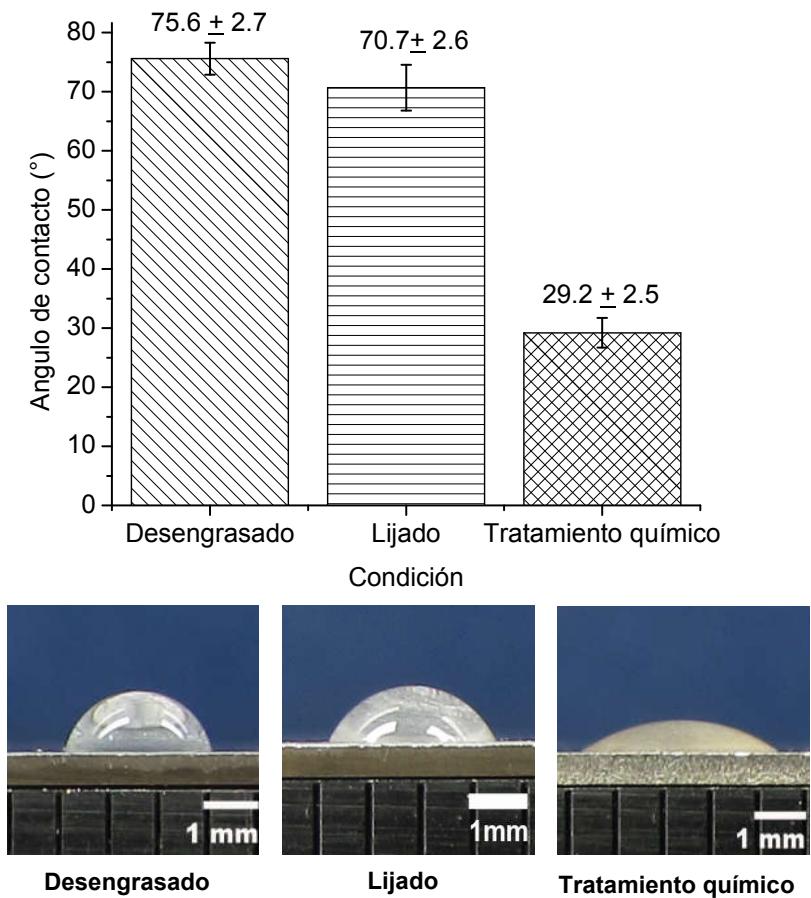


Figura 3.39. Ángulo de contacto de las superficies de aluminio para cada condición de tratamiento.

3.5.2. MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO (SEM)

La microscopía electrónica de barrido permitió visualizar las diferentes características morfológicas superficiales del aluminio de acuerdo a cada tratamiento superficial realizado. En este sentido, la Figura 3.40 muestra las micrografías de las superficies del aluminio para cada condición de tratamiento.

La Figura 3.40a muestra la superficie del aluminio con el tratamiento de desengrasado, donde se observan líneas que corresponden a la dirección de laminación del aluminio, así como la presencia de zonas oscuras que pueden atribuirse a la presencia de

contaminantes orgánicos que no fueron removidos completamente después del lavado, secado y limpieza con acetona.

La Figura 3.40b muestra la superficie de las muestras del aluminio con el tratamiento de lijado, observando el cambio de morfología de la superficie en comparación con el aluminio desengrasado, debido a la eliminación de las líneas de laminación producto del tratamiento abrasivo, obteniendo de esta manera, una superficie de apariencia más rugosa. También puede observarse, en menor medida, la presencia de puntos oscuros que también pueden relacionarse con la presencia de contaminantes orgánicos remanentes.

La Figura 3.40c muestra la superficie del aluminio tratado químicamente, observándose en primera instancia, que la superficie presenta una apariencia más limpia que la de las dos condiciones anteriores, así como algunas marcas remanentes del proceso de lijado. Lo que resalta de esta superficie, es la aparición de pequeñas cavidades que se atribuyen al tratamiento químico realizado, características de este tipo de tratamiento. Estas cavidades son provocadas por la disolución del aluminio superficial y la capa nativa de óxido de aluminio presente, favoreciendo la liberación de partículas intermetálicas, así como la remoción de productos de corrosión derivados del tratamiento químico. Adicionalmente, puede apreciarse cómo estas cavidades dan lugar a una superficie de apariencia más irregular, en comparación con la del aluminio lijado cuya superficie se observa más compacta; dichas irregularidades pueden actuar como sitios potenciales de anclaje mecánico que favorecen la adhesión PPAM-aluminio [61, 63, 67].

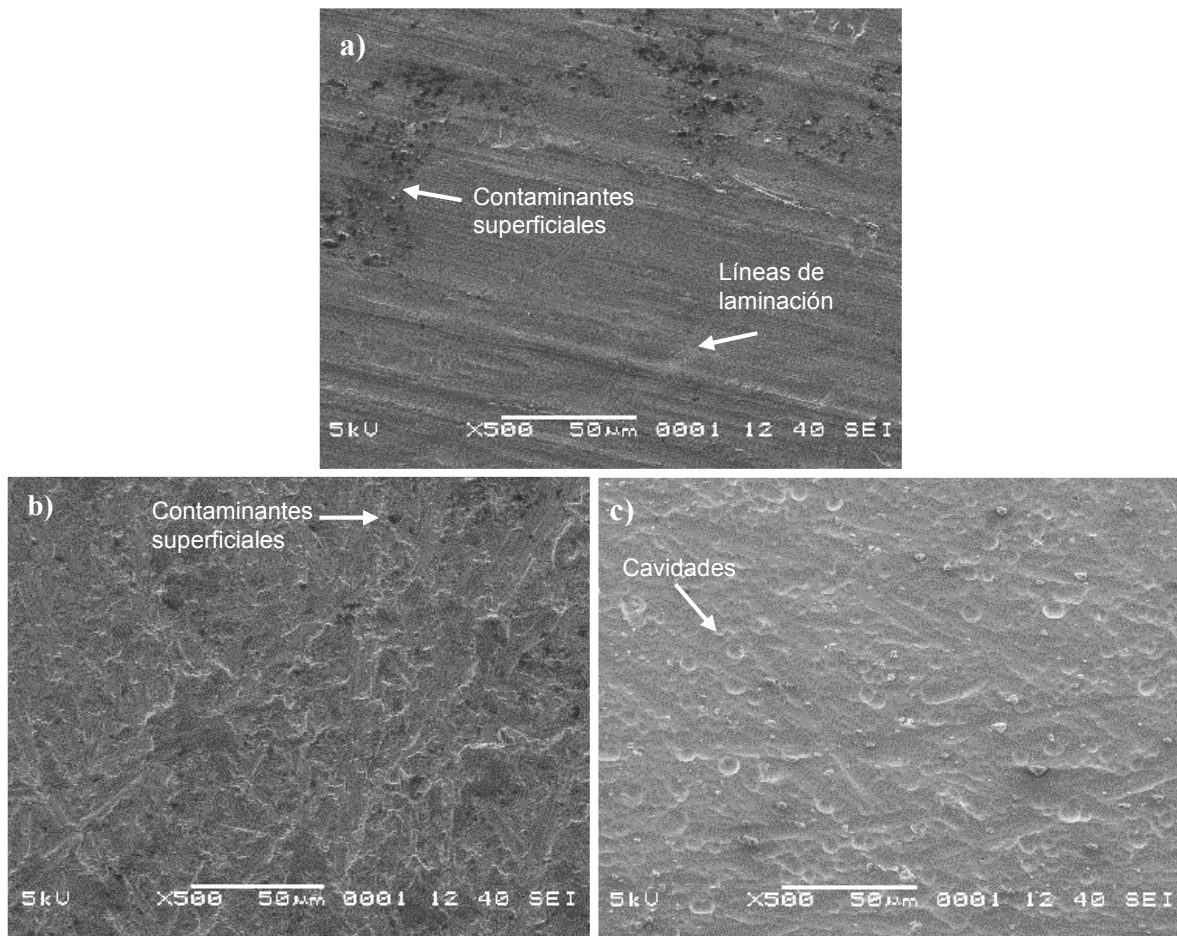


Figura 3.40. Micrografía electrónica de barrido de superficies de aluminio. a) Aluminio desengrasado, b) Aluminio lijado, c) Aluminio tratado químicamente.

3.5.3. ANÁLISIS POR PERFILOMETRÍA

El análisis por perfilometría permitió determinar los parámetros de rugosidad para cada muestra, los cuales se presentan en la Tabla 3.11.

Tabla 3.11. Parámetros de rugosidad para cada condición de las láminas de aluminio.

Condición	Parámetros de rugosidad (μm)			
	Ra	Rq	Rt	Rz Din
Desengrasado* (paralelo)	0.219 ± 0.014	0.281 ± 0.029	1.748 ± 0.349	1.067 ± 0.206
Desengrasado* (perpendicular)	0.397 ± 0.000	0.500 ± 0.004	3.140 ± 0.137	2.256 ± 0.110
Lijado	0.382 ± 0.11	0.500 ± 0.009	3.640 ± 0.250	2.534 ± 0.066
Tratamiento químico	0.398 ± 0.019	0.536 ± 0.085	5.275 ± 0.941	3.216 ± 0.282

*Paralela y perpendicularmente a la dirección de rolado

A partir de la Tabla 3.11 puede observarse, en primera instancia, la dependencia de los parámetros de rugosidad para las muestras de aluminio desengrasado, respecto a la dirección de rolado del aluminio.

Por otra parte, se aprecia como hay un incremento general de los parámetros de rugosidad con cada etapa de los tratamientos realizados. Estas diferencias se hacen más importantes si se comparan los parámetros de rugosidad del aluminio desengrasado paralelo a la dirección de laminación, respecto al aluminio lijado y tratado químicamente. Esta comparación toma importancia puesto que las muestras para la determinación de las propiedades mecánicas de adhesión y tensión se elaboraron con el aluminio desengrasado orientado en esta dirección. En este sentido, puede apreciarse como a partir del tratamiento químico de lijado comienza un incremento en la rugosidad media Ra, que muestra la altura promedio de picos y valles; lo mismo sucede con el parámetro Rq, o desviación estándar de los mismos, así como los parámetros Rt y Rz que proporcionan una magnitud de la distancia entre el pico más alto y valle más bajo, así como la distancia promedio de los mismos. Seguidamente, con el tratamiento químico superficial, se produce de nuevo un incremento en los parámetros anteriores, mostrando una diferencia importante respecto a la condición de aluminio desengrasado, por lo que las muestras de aluminio tratado químicamente presentaron el mayor incremento de los parámetros de rugosidad.

Ahora bien, comparando la rugosidad de las muestras de aluminio lijado y tratado químicamente, las diferencias más importantes se observaron en los parámetros R_t y R_z , lo que sugiere que mediante el tratamiento químico se logra una superficie con picos y valles de mayor altura y profundidad, en comparación con el aluminio lijado. Esto pudo apreciarse también en los cambios morfológicos observados por SEM para estas dos condiciones de tratamiento; donde las cavidades observadas para las muestras de aluminio tratado químicamente parecieran proporcionar a la superficie, una distancia de picos y valles mayor a la que presentaría la superficie del aluminio lijado de apariencia más compacta, confiriendo al aluminio tratado químicamente una superficie más rugosa con mejores sitios de enclavamiento mecánico con la matriz a base de PPAM.

3.5.4. ESPECTROSCOPIA FOTOELECTRÓNICA DE RAYOS X (XPS)

El análisis por espectroscopía fotoelectrónica de rayos X, permitió observar los cambios en la composición elemental de la superficie para cada condición de tratamiento, así como los cambios químicos producidos después de cada uno.

La Figura 3.41 muestra el espectro de XPS general para cada condición de tratamiento, donde se identifican los elementos aluminio (Al), magnesio (Mg), oxígeno (O) y carbono (C), siendo los dos primeros, elementos principales de la aleación de aluminio. En este sentido se observa como para el aluminio lijado y desengrasado el Mg ya no se encuentra presente en la superficie. La Tabla 3.12 muestra la composición elemental para cada condición donde se aprecia de mejor manera la eliminación de este elemento para las condiciones de tratamiento mencionadas. Con la eliminación del Mg en la superficie, se esperaría que su capa nativa frágil y desmoronable de MgO superficial, que resulta perjudicial para la adhesión entre el PPAM y el aluminio ^[25, 89], se eliminara de la superficie, favoreciendo de esta manera la adhesión entre la matriz y el metal.

Por otra parte, la tabla muestra el porcentaje de O el cual puede atribuirse a la presencia de óxidos metálicos de la superficie, así como a compuestos orgánicos presentes debido a contaminación orgánica. Otro porcentaje relevante es el porcentaje de C presente para cada condición, atribuible a la presencia de contaminación orgánica remanente después del tratamiento. En este sentido, se aprecia que para el aluminio desengrasado el porcentaje de C presente es del 12.59 %, para el aluminio lijado de 22.41 % y para el aluminio tratado químicamente de 3.41 %, lo que indica que para el tratamiento químico se

obtiene una reducción del 72.92 % del contenido de C respecto al aluminio desengrasado y del 84.74 % respecto al aluminio lijado, de manera que mediante el tratamiento químico es posible obtener una superficie más limpia en comparación con los dos tratamientos anteriores, mejorando de esta manera la humectabilidad de la superficie, como pudo observarse en los resultados correspondientes al ángulo de contacto, y por tanto, es de esperar que se presente una mejora de la humectabilidad de la superficie metálica por una matriz polimérica con un componente polar como lo es el PPAM.

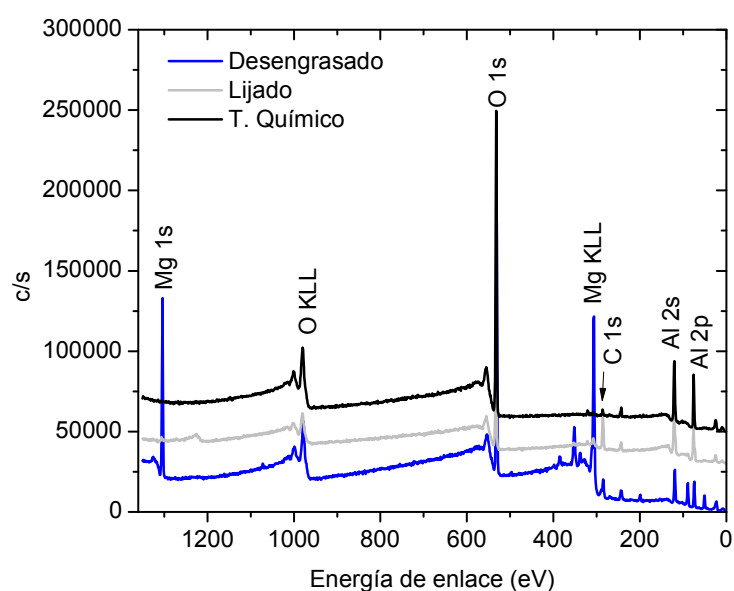


Figura 3.41. Espectro XPS general para cada condición de tratamiento.

Tabla 3.12. Composición elemental superficial para cada condición de tratamiento.

Elemento	Aluminio desengrasado	Aluminio lijado	Aluminio tratado químicamente
	% Atómico	% Atómico	% Atómico
C	12.59	22.41	3.41
O	47.39	37.80	56.55
Mg	19.33	0.00	0.00
Al	20.69	39.79	40.04
Total	100.00	100.00	100.00

Se realizó también un análisis más detallado, verificando la presencia de MgO en la superficie del aluminio desengrasado. La Figura 3.42 muestra el espectro de alta resolución para el Mg 1s donde puede ubicarse un pico a 1304 eV el cual se asocia a la presencia de MgO ^[90], con lo cual puede apreciarse que tanto el tratamiento de lijado como el tratamiento químico eliminan esta capa de óxido superficial.

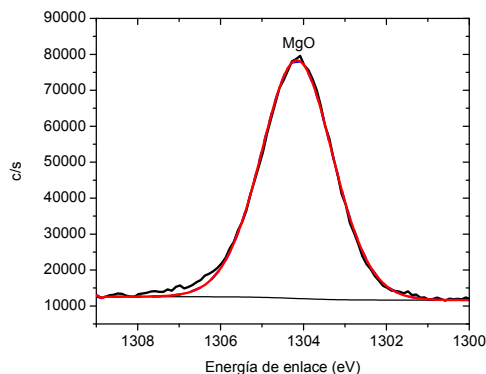


Figura 3.42. Espectro XPS de alta resolución Mg 1s del aluminio desengrasado.

También se obtuvieron los espectros de alta resolución Al 2p de cada condición de tratamiento, mediante los cuales se determinó el contenido de Al₂O₃ y Al metal en la superficie.

La Figura 3.43a muestra el espectro para el Al 2p del aluminio desengrasado. Puede identificarse el pico ubicado a 71.08 eV ^[67], el cual se relaciona con la presencia de Al

metálico en la superficie. El segundo pico ubicado a 74.08 eV [67, 91, 92] se relaciona con la presencia del Al enlazado al O formando el óxido Al_2O_3 de la capa nativa del mismo, presente en el aluminio desengrasado.

De manera similar, las Figuras 3.43b y c muestran el espectro de alta resolución del Al 2p del aluminio lijado y tratado químicamente, donde se muestran los picos para el aluminio en su estado metálico y el Al enlazado al O presente en el óxido Al_2O_3 , como en el caso de las muestras de aluminio desengrasado. La deconvolución de los picos del Al 2p permitió el cálculo del área de cada uno, así como la proporción Al: Al_2O_3 para cada condición de tratamiento.

En este sentido, la proporción Al: Al_2O_3 para el aluminio desengrasado fue de 0.158, para el aluminio lijado de 0.211 y para el aluminio tratado químicamente fue de 0.023, lo que implica un incremento de 7 veces de la cantidad de Al_2O_3 en el aluminio tratado químicamente respecto al aluminio desengrasado y de 9 veces respecto al aluminio lijado. El análisis del área de los picos para el aluminio tratado químicamente dio por resultado que el porcentaje relativo de Al_2O_3 fue de 97.78 %, lo sugiere que aproximadamente la totalidad de la superficie se encuentra cubierta por esta capa de óxido; a diferencia de las muestras de aluminio desengrasado, cuyo porcentaje relativo de Al_2O_3 fue de 86.35 % y de aluminio lijado de 83.40 %. Esto sugiere que es posible que el aluminio en su estado natural, como se encuentra en el aluminio desengrasado y lijado, no cuenten con una capa de óxido nativa uniforme y que mediante el tratamiento químico, se obtiene una superficie cubierta casi en su totalidad con una capa de óxido nueva, casi libre de contaminantes, que favorece la reducción importante del ángulo de contacto para las muestras de aluminio tratado químicamente.

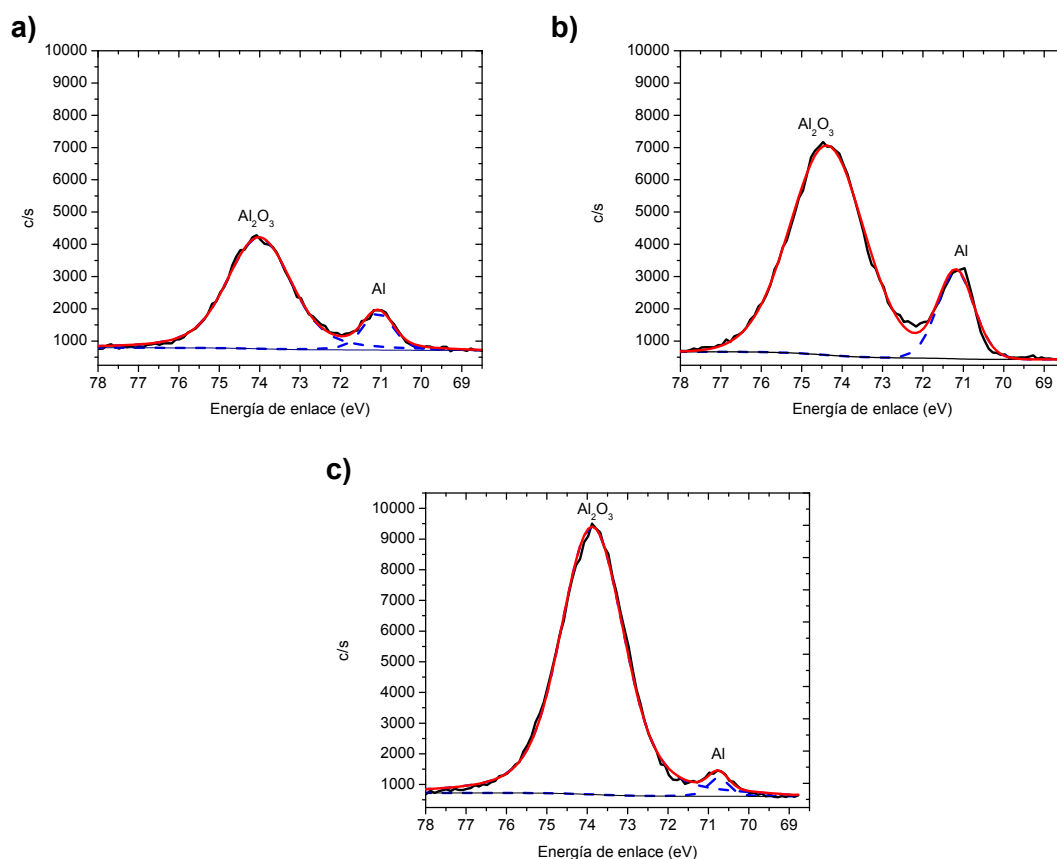


Figura 3.43. Espectro XPS de alta resolución Al 2p. a) Aluminio desengrasado, b) Aluminio lijado, c) Aluminio tratado químicamente.

Ahora bien, la Figura 3.44 muestra el espectro de alta resolución para el C1s y deconvoluciones para cada condición de tratamiento, donde se realizó un análisis más detallado de la contaminación orgánica presente. La Figura 3.44a muestra el espectro de alta resolución C 1s del aluminio desengrasado donde se identifica el pico localizado a 284.5 eV correspondiente los enlaces C-C/C-H, el pico localizado a 287.5 eV correspondiente al enlace C-O y el pico localizado a 289.4 eV correspondiente al enlace C=O^[93, 94], los cuales se asocian a contaminación orgánica remanente y posibles residuos de solvente utilizado para el tratamiento de desengrasado.

La Figura 3.44b muestra el espectro de alta resolución C 1s del aluminio lijado donde se identifica también el pico localizado a 284.5 eV correspondiente al enlace C-C y un pico

localizado a 282.9 eV el cual se asocia a carburos ^[95] correspondientes al material de la lija utilizada para el proceso de lijado que consiste principalmente de SiC.

Finalmente la Figura 3.44c muestra el espectro de alta resolución C 1s del aluminio tratado químicamente donde se identifican los mismos picos que en el caso del aluminio desengrasado pero a un porcentaje mucho menor como se observó en la Tabla 3.13, con lo cual puede apreciarse que efectivamente con el tratamiento químico se logra una superficie más limpia en la cual la presencia de impurezas o contaminantes orgánicos es mínima.

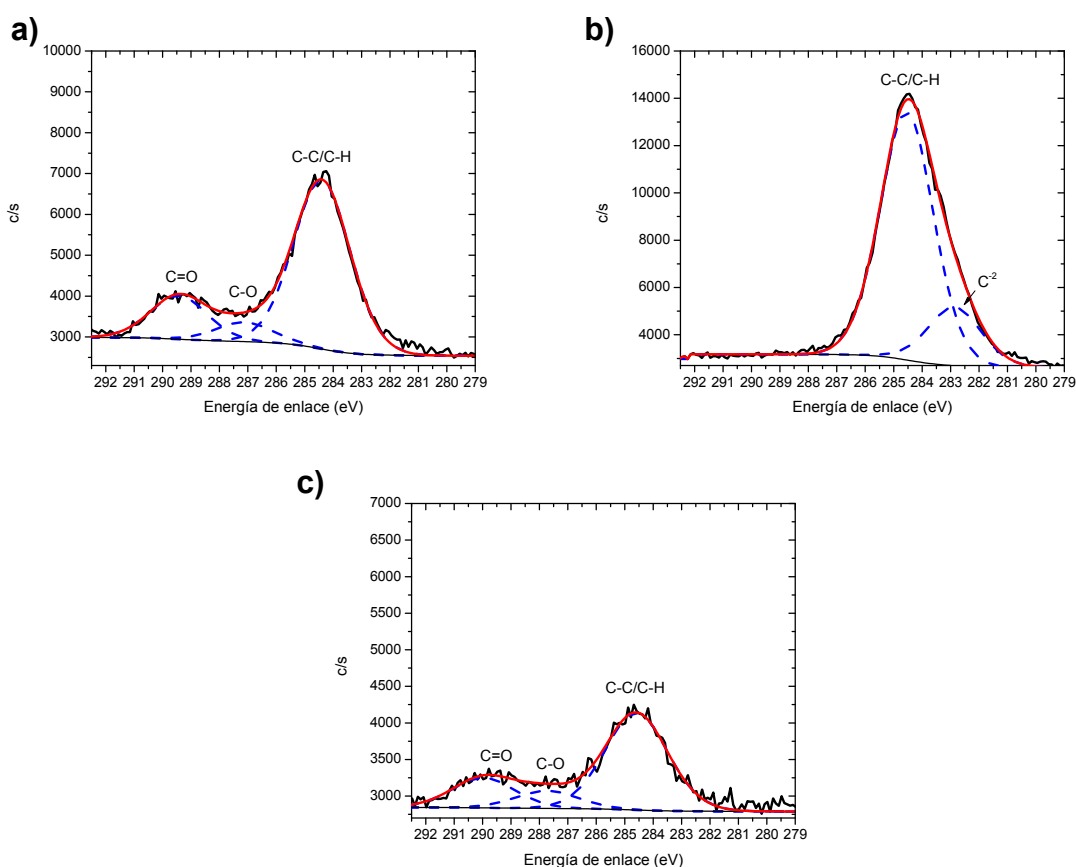


Figura 3.44. Espectro XPS de alta resolución C 1s. a) Aluminio desengrasado, b) Aluminio lijado, c) Aluminio tratado químicamente.

3.5.5. DETERMINACIÓN DE LA RESISTENCIA DE LA ADHESIÓN A CORTANTE EN UNIONES DE ALUMINIO POR TRASLAPE SIMPLE

El efecto de los tratamientos superficiales realizados al aluminio sobre el grado de adhesión PPAM-aluminio se evaluó mediante la determinación de la resistencia de la adhesión a cortante de acuerdo a la norma ASTM D 1002 ^[85]. Los resultados de esta propiedad se presentan en la Figura 3.45a, donde se observa la mejora en la resistencia de la adhesión a cortante de acuerdo al tipo de tratamiento efectuado. En el caso del aluminio lijado puede observarse que mediante el tratamiento abrasivo se logra un incremento en la resistencia de la adhesión a cortante de aproximadamente 51 %, en comparación con esta propiedad para el aluminio desengrasado. Ahora bien, para el aluminio tratado químicamente, el incremento en dicha propiedad es de hasta un 76 %, el cual puede atribuirse a la mejora en la rugosidad de la superficie, la remoción de agentes contaminantes, así como la presencia de un mayor porcentaje de óxido de aluminio en la superficie, dando lugar a una capa de óxido más uniforme, que en conjunto con la rugosidad y limpieza superficial, proporcionarían un mayor número de sitios potenciales tanto de enclavamiento mecánico como de interacción química con la matriz; a diferencia de lo que podría lograrse con un tratamiento de limpieza con solvente o abrasivo por sí solos.

La Figura 3.45b muestra la curva carga-desplazamiento para ambos grupos de muestras, donde se aprecia el incremento en la capacidad de soportar carga y desplazamiento para las muestras de aluminio lijado y tratado en comparación de las muestras de aluminio natural.

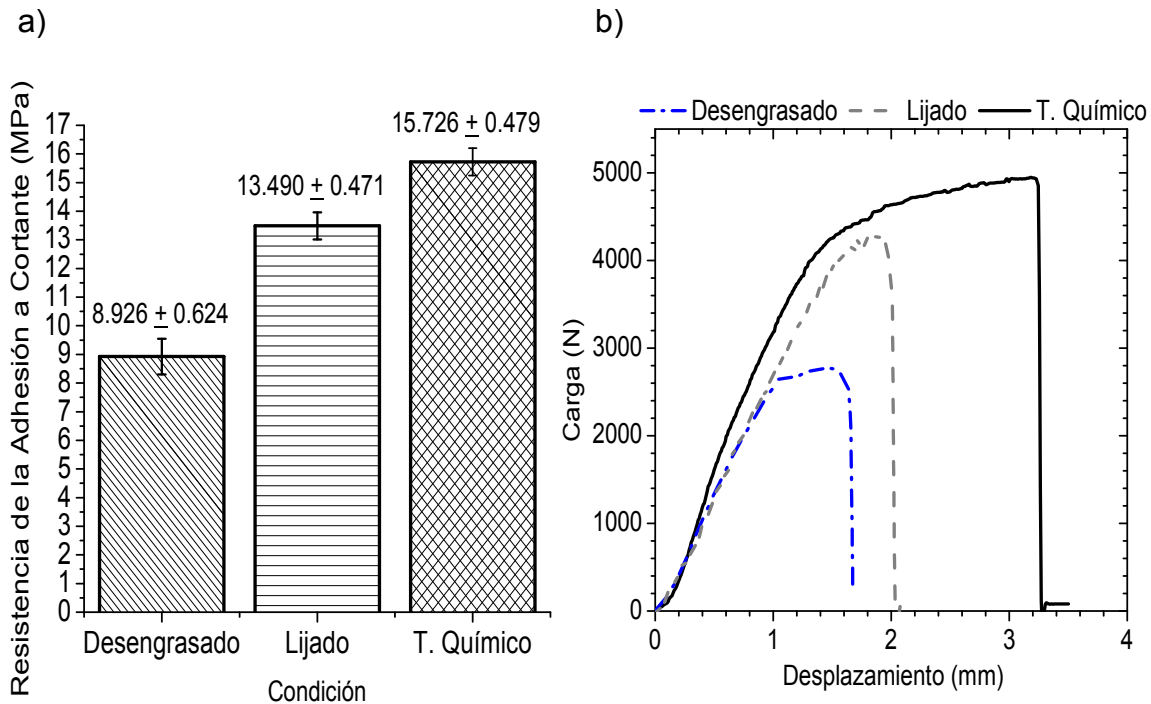


Figura 3.45.a) Resistencia de la adhesión a cortante, b) Curva carga-desplazamiento para cada condición de tratamiento.

La mejora en la resistencia de la adhesión a cortante puede explicarse por la mejora en la adhesión, que se asocia a la contribución de los diferentes mecanismos de adhesión presentes en el aluminio lijado y tratado químicamente.

En este sentido, la resistencia de la adhesión a cortante más baja, presentada en el aluminio desengrasado, se atribuye a la presencia de contaminantes orgánicos y al MgO presente en la superficie, lo cual impide una buena unión entre el PPAM y el aluminio ^[89]. Así también la rugosidad limitada de su superficie influye en la reducción de su enclavamiento mecánico y humectabilidad con el PPAM, y por tanto reduce su resistencia interfacial cuando se compara con los otros tratamientos superficiales. En el caso del aluminio lijado, su mayor rugosidad incrementa su área superficial lo que resulta en un mejor enclavamiento mecánico y humectabilidad con el PPAM y por lo tanto en un incremento de la resistencia en la adhesión a cortante.

Ahora bien, en el caso del aluminio tratado químicamente, éste presentó la mayor resistencia de la adhesión a cortante. La mejora en la adhesión para esta condición de

tratamiento se atribuye al incremento en su humectabilidad, una superficie más rugosa, libre de contaminantes y de MgO, así como un incremento de cavidades en su superficie para un mejor anclaje mecánico. Esta mejora en la adhesión también puede ser atribuida al incremento de sitios potenciales para la interacción química con la matriz polimérica debido a que la superficie presenta un contenido casi en su totalidad de Al_2O_3 , el cual tiene el potencial de generar enlaces covalentes y puentes de hidrógeno con el anhídrido maleico injertado en el PPAM [22]. Chen *et al.* demostraron que se alcanzaba una alta resistencia interfacial adhesiva en uniones Aluminio/PPAM/aluminio debido a interacciones químicas entre la capa de óxido superficial de las hojas de aluminio el anhídrido maleico injertado en el polipropileno.

Las Figuras 3.46a y 3.46b presentan la zona de falla de la unión de la prueba de traslape para las muestras de aluminio desengrasado y las de aluminio con tratamiento químico, respectivamente. Las fotografías muestran cómo la falla producida en las muestras de aluminio desengrasado corresponde a una mezcla de fractura interfacial y falla adhesiva interlaminar, en tanto que la falla producida en las muestras de aluminio tratado corresponde a una falla cohesiva interlaminar. La micrografía de la Figura 3.46a muestra que la parte inferior, corresponde a una zona con matriz aún adherida al aluminio, mientras que la parte superior corresponde a la superficie del aluminio casi limpia, lo que sugiere una adhesión pobre entre el PPAM y el aluminio. Adicionalmente, es posible apreciar la deformación plástica de la matriz en dirección a la carga del ensayo.

En contraste, la micrografía de la Figura 3.46b muestra en la parte inferior, la superficie correspondiente a la matriz y en la parte superior, la superficie del aluminio cubierta por PPAM, lo que indica que se produjo un mayor grado de adhesión en la interface PPAM-aluminio. Se aprecia también la deformación plástica de la matriz en dirección de la carga aplicada, la cual es mucho más importante que en el caso de las muestras de aluminio desengrasado.

El incremento en la resistencia de la adhesión a cortante para las muestras de aluminio desengrasado, en comparación con las de aluminio tratado químicamente, guarda concordancia con los resultados del ángulo de contacto, siendo éste menor (con mayor humectabilidad) para las muestras de aluminio tratado químicamente que para las muestras de aluminio desengrasado. La mejora en el grado de adhesión PPAM-aluminio en las

muestras de aluminio tratado también puede explicarse debido a la remoción de contaminantes de su superficie, la formación de una superficie más rugosa que favorece en anclaje mecánico del PPAM, así como a la nueva capa formada de Al_2O_3 , capaz de interactuar químicamente con este polímero, mejorando por tanto el desempeño mecánico a cortante de la unión entre estos materiales.

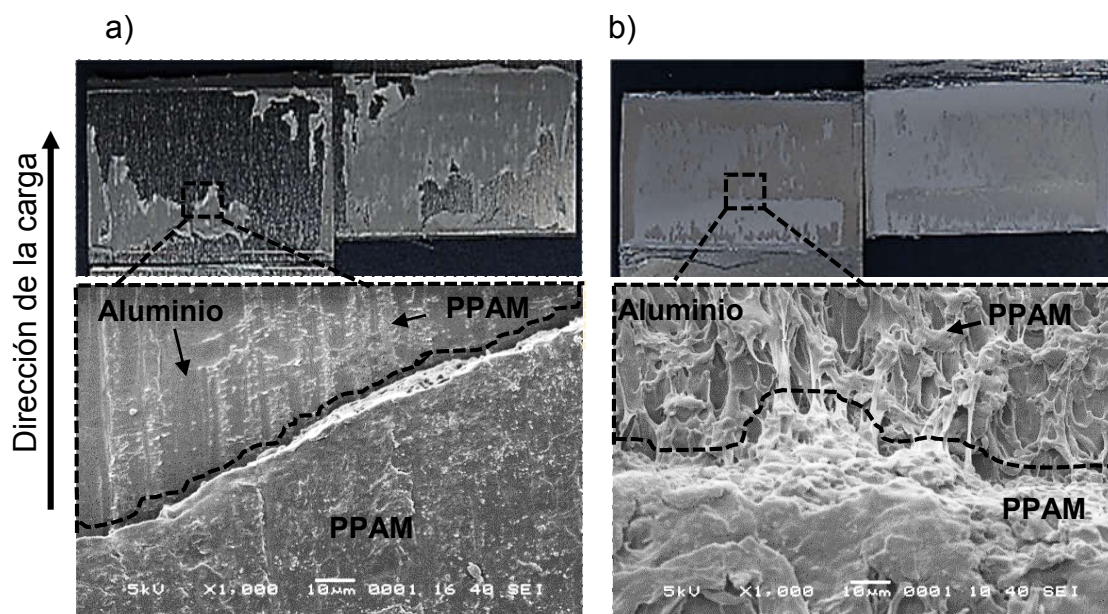


Figura 3.46. Superficies de falla de la unión para la determinación de la resistencia de la adhesión a cortante. a) Aluminio desengrasado, b) Aluminio tratado.

Adicionalmente se determinó la composición elemental por EDX de las superficies de desunión, en la zona donde se encontraba el aluminio para cada condición. La composición elemental de cada una de estas zonas se presenta en la Tabla 3.13.

Tabla 3.13. Composición elemental de las superficies de desunión.

Elemento	Aluminio desengrasado		Aluminio tratado	
	% Peso	% Atómico	% Peso	% Atómico
C	61.18	77.23	86.85	93.06
O	2.31	2.19	2.05	1.65
Mg	1.13	0.70	0	0
Al	35.38	19.88	11.10	5.29
Total	100.00	100.00	100.00	100.00

Puede observarse, como la superficie del aluminio tratado, se encuentra cubierta por una mayor cantidad de PPAM, corroborado un mayor contenido de carbono y menor contenido de aluminio, en comparación con la superficie de aluminio natural, lo que guarda concordancia con las micrografías mostradas en la Figura 3.46.

3.6. EFECTO DE LOS TRATAMIENTOS SUPERFICIALES AL ALUMINIO SOBRE LAS PROPIEDADES A TENSIÓN UNIAXIAL E IMPACTO DE LOS FMLs.

3.6.1. PROPIEDADES A TENSIÓN

El efecto de los tratamientos superficiales realizados sobre el desempeño mecánico a tensión de cada arreglo FML, se evaluó mediante un ensayo a tensión uniaxial de acuerdo a la norma ASTM D 3039. La Tabla 3.14 resume el conjunto de propiedades para cada tipo de arreglo y condición de las láminas de aluminio evaluadas. Las Figuras 3.47a y 3.47b y muestran el comportamiento esfuerzo deformación de cada uno de los mismos.

Tabla 3.14. Propiedades mecánicas a tensión uniaxial de los arreglos FML.

Propiedad	FML 2/2 I-DE	FML 2/2 I-CT	FML 2/2 II-DE	FML 2/2 II-CT
Módulo elástico (GPa)	47.918 ± 1.650	49.724 ± 0.437	47.345 ± 0.932	49.242 ± 1.615
Esfuerzo de cedencia (MPa)	108.112 ± 2.801	103.844 ± 2.4389	105.239 ± 2.447	107.724 ± 1.547
Resistencia a la tensión (MPa)	334.067 ± 4.153	360.218 ± 2.710	161.864 ± 0.772	186.272 ± 1.393
Deformación a la ruptura (mm/mm)	0.051 ± 0.004	0.042 ± 0.002	0.104 ± 0.005	0.073 ± 0.002

DE-Desengrasado, CT-Con tratamiento

La Tabla 3.14 muestra como las propiedades elásticas y de cedencia fueron similares para todos los arreglos. Ahora bien, la Tabla 3.14, en conjunto con las curvas esfuerzo-deformación de la Figura 3.47a, muestran las propiedades así como el comportamiento a tensión de los FMLs 2/2 I para las condiciones de aluminio desengrasado y tratado químicamente. Se aprecia como ambos arreglos presentan primero una zona elástica lineal, seguida de una zona de cedencia (aproximadamente a 110 MPa) relacionada con la cedencia de las caras de aluminio, para luego continuar con una tendencia ascendente en su capacidad de soportar esfuerzo; esta etapa se asocia a la contribución del laminado compuesto a 0°/90° orientado a su máxima capacidad de soportar carga. Finalmente, esta tendencia ascendente del esfuerzo termina por la delaminación del FML y ruptura del laminado compuesto, los esfuerzos subsecuentes corresponden a las láminas de aluminio que continuaron soportando carga hasta producirse la falla completa del material.

De manera análoga, la Tabla 3.14, en conjunto con la Figura 3.47b, muestran las propiedades y comportamiento esfuerzo-deformación a tensión de los FMLs 2/2 II para las condiciones de aluminio desengrasado y tratado químicamente. Se observa, en primera instancia una zona elástica lineal, seguida de una zona de cedencia, asociada también con la cedencia de las caras del aluminio. Sin embargo, en los FMLs 2/2 II la contribución de la fibra dentro del arreglo deja de ser tan evidente debido a la orientación del tejido del

laminado compuesto a $\pm 45^\circ$. La orientación a $\pm 45^\circ$ del laminado compuesto ocasiona que las mechas del tejido de aramida tiendan a alinearse en dirección a la carga durante el ensayo, provocando que los FMLs 2/2 II presenten un intervalo de deformación a la ruptura mayor al presentado por los FMLs 2/2 I, para finalmente, producirse la falla por delaminación y ruptura del laminado compuesto. Los esfuerzos posteriores al de ruptura corresponden a las láminas de aluminio que continuaron soportando carga hasta que se produjo la ruptura completa del material.

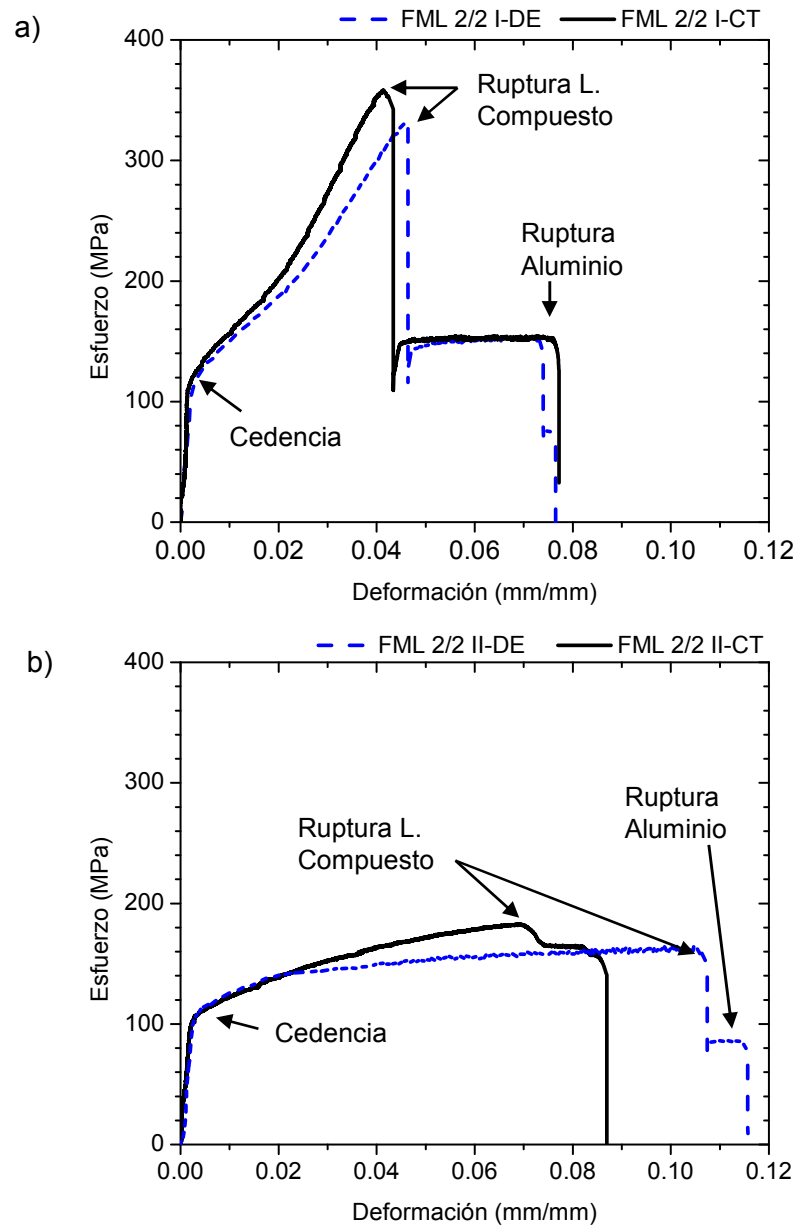


Figura 3.47. Curvas esfuerzo-deformación bajo tensión uniaxial. a) FMLs 2/2-I, b) FMLs 2/2-II.

Si se analiza el desempeño mecánico a tensión de los FMLs de acuerdo a la condición de tratamiento del aluminio, posterior a la zona de cedencia comienzan las diferencias en las propiedades y comportamiento mecánico, entonces el FML 2/2 I-CT presenta una

resistencia a la tensión casi 8 % superior al FML 2/2 I-DE pero soportando un intervalo de deformación menor. El incremento en la resistencia a la tensión y la reducción del intervalo de deformación soportado por los arreglos se atribuye a la mejora en la adhesión de los materiales constituyentes del FML, producto del tratamiento químico efectuado, haciendo más efectiva la transferencia de esfuerzos entre los diferentes materiales aunque restringiendo la deformación entre los mismos.

Por otra parte, el arreglo FML 2/2 II-CT presentó un incremento de la resistencia a la tensión de aproximadamente del 15% en comparación con el FML 2/2 II-DE, con láminas de aluminio desengrasado. La curva esfuerzo-deformación del FML 2/2 II-CT muestra un comportamiento ascendente, incrementando su esfuerzo en la zona plástica hasta la ruptura, a diferencia del FML 2/2 II-DE; lo que indica que existe una mejor transferencia de esfuerzos para la condición de aluminio tratado químicamente, que para la condición de aluminio desengrasado, permitiendo una mejor contribución de las fibras de tejido en la capacidad de soportar carga dentro del arreglo FML. En cuanto al intervalo de deformación soportados por estos arreglos, se observó que de manera similar a los arreglos FML 2/2 I, existe una reducción de la deformación a la ruptura para el FML 2/2 II-CT en comparación con el FML 2/2 II-DE; debido a que la mejora en la adhesión entre el aluminio y la matriz del laminado compuesto dificulta la estricción del laminado compuesto, produciendo la falla prematura del arreglo.

Adicionalmente se realizó el análisis óptico de la zona de falla de las muestras, como se presenta en la Figura 3.48, donde se aprecia la zona de falla para los FML 2/2 I-DE y CT (desengrasado y con tratamiento). A partir de esta figura puede apreciarse como las láminas de aluminio químicamente tratado se encuentra cubiertas por la matriz polimérica a base de PPAM, en tanto que las láminas de aluminio desengrasado muestran una superficie cubierta parcialmente por la matriz. Lo anterior sugiere que el tratamiento químico realizado a las capas de aluminio contribuye a un mejor desempeño mecánico de los FMLs, lo cual tiene relevancia en el caso de aplicaciones ingenieriles donde la resistencia es más importante que la deformación a la falla.

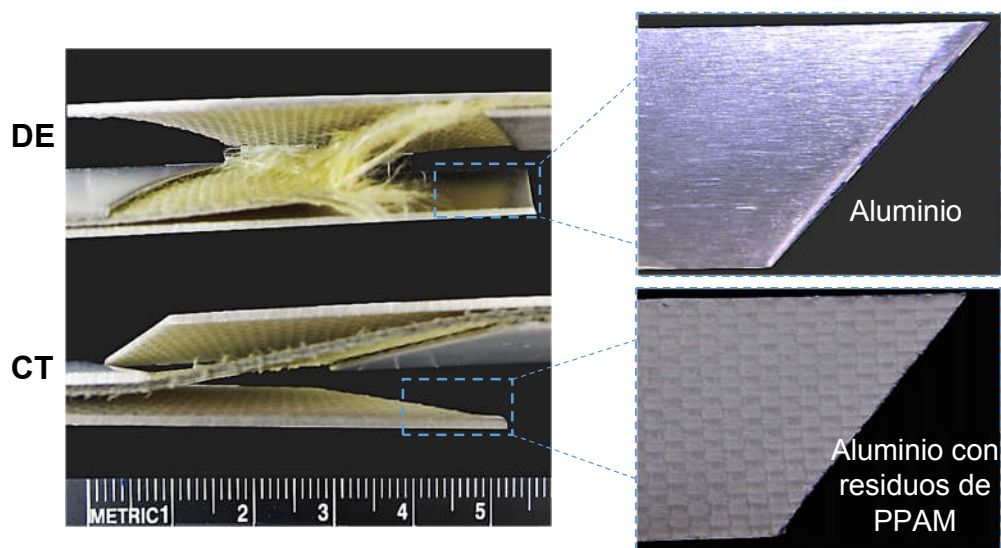


Figura 3.48. Zona de fractura de los FMLs 2/2 I después del ensayo a tensión.

3.6.2. PROPIEDADES A IMPACTO

A continuación se presentan las curvas fuerza-tiempo del arreglo FML 2/2 I-CT con tratamiento químico superficial a las caras externas de aluminio. Los ensayos a impacto se realizaron a los mismos niveles de energía que el arreglo FML 2/2 I-DE con el tratamiento de desengrasado aplicado a las caras del aluminio. La Figura 3.49a muestra la historia fuerza-tiempo del evento de impacto para las E_{impacto} de 26.18 J y de 30.54 J. La primera, corresponde al inicio de daño en la cara posterior al impacto, como se observa en la Figura 3.50 que presenta las probetas después de los ensayos. La curva fuerza-tiempo correspondiente a este nivel de energía, de manera similar a arreglo 2/2 I-DE, presenta plasticidad y apariencia simétrica. Por su parte, la curva correspondiente a la E_{impacto} de 30.54 J muestra también la presencia de plasticidad y el ascenso hasta una carga máxima, donde se observa una mayor propagación de grietas formadas en la cara posterior al impacto, así como cierto grado de delaminación, como puede observarse en la Figura 3.50.

La Figura 3.49b muestra las curvas fuerza-tiempo para las E_{impacto} de 34.91 J y 43.63 J, cuyas muestras presentaron los mismos tipos de daño que el FML 2/2 I-DE. En este sentido, la curva fuerza-tiempo para la E_{impacto} de 34.91 J corresponde a la fractura de la cara de aluminio anterior y posterior al impacto, mostradas en la Figura 3.50; en esta curva se identifica el inicio de la plasticidad del material y el incremento en la carga hasta un máximo

asociado a la ruptura de la cara posterior al impacto, seguido de un primer descenso asociado a la ruptura de la cara anterior y finalmente un segundo descenso asociado a la propagación de las grietas de las caras de aluminio y la ruptura de las fibras. La curva fuerza-tiempo para la E_{impacto} de 43.63 J muestra de manera similar los picos correspondientes a los tipos de daño mencionados, acompañado de ruptura de fibras y delaminación hasta alcanzar la perforación del material como se muestra en la Figura 3.50.

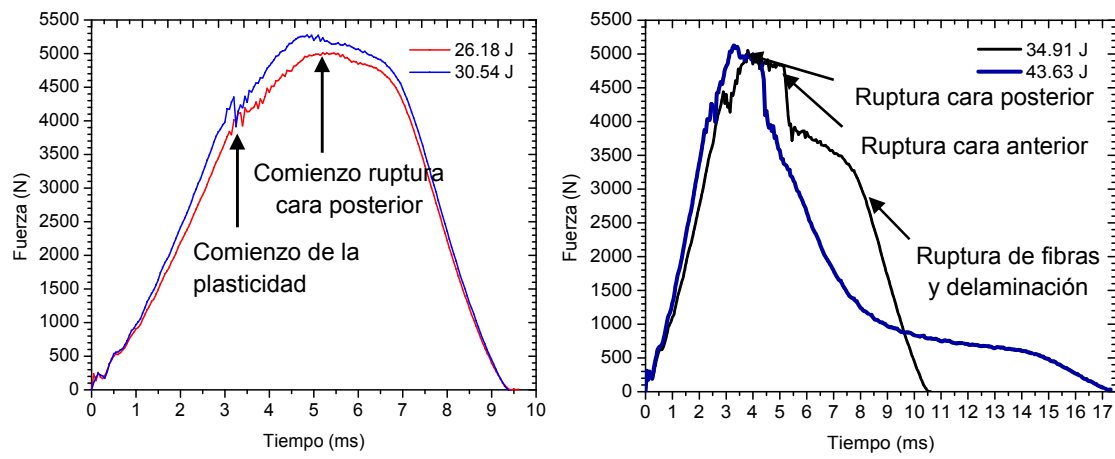


Figura 3.49. Curvas fuerza-tiempo de los ensayos a impacto en el FML 2/2 I-CT.

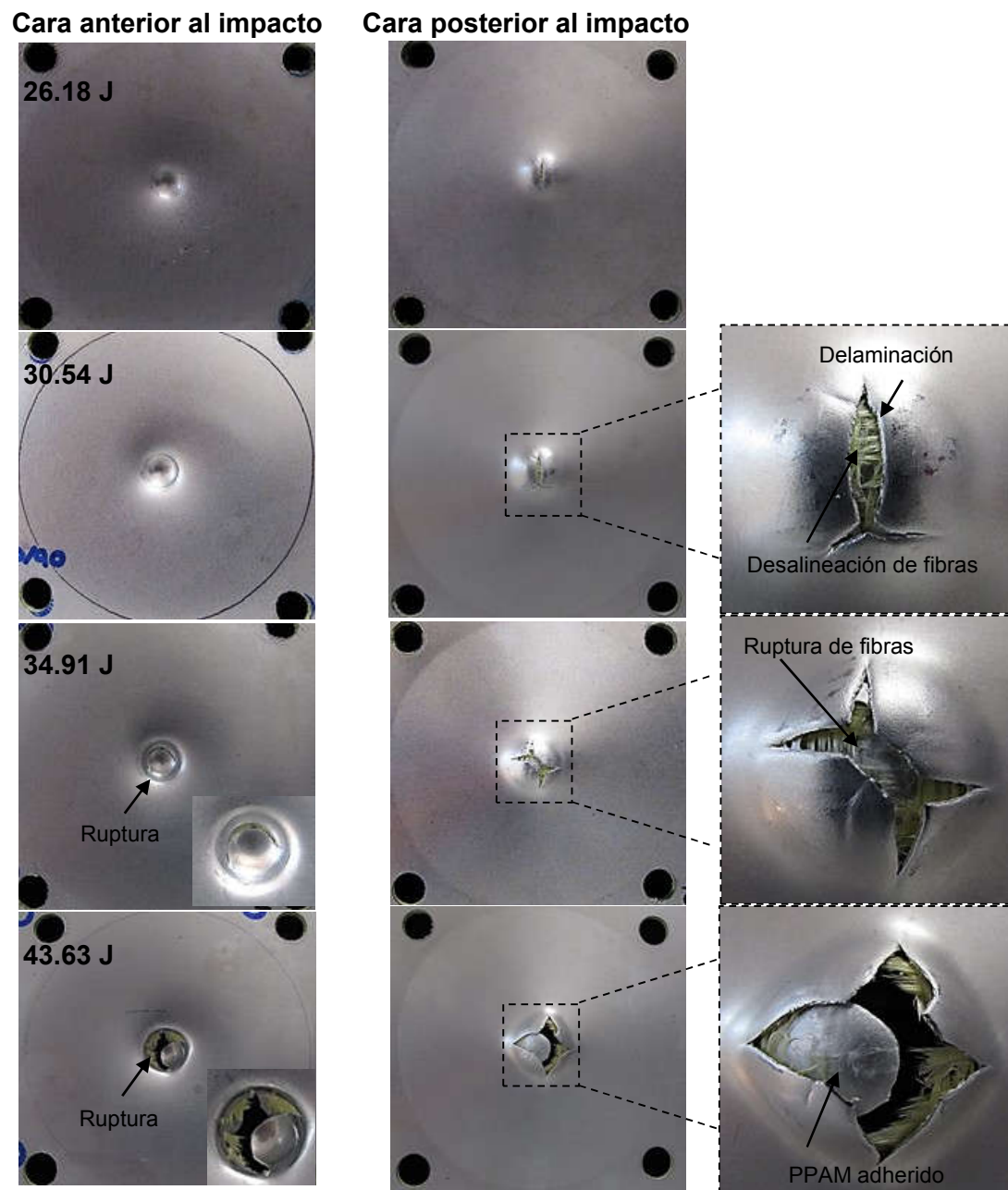


Figura 3.50. Muestras del FML 2/2 I-CT después del ensayo de impacto para cada nivel de energía E_{impacto} evaluada.

La Figura 3.51 muestra de manera comparativa la respuesta fuerza-tiempo de los arreglos FML 2/2 I-DE y FML 2/2 I-CT (desengrasado y con tratamiento), para cada E_{impacto} evaluada;

donde puede observarse que presentaron un comportamiento similar y soportando niveles de carga también similares.

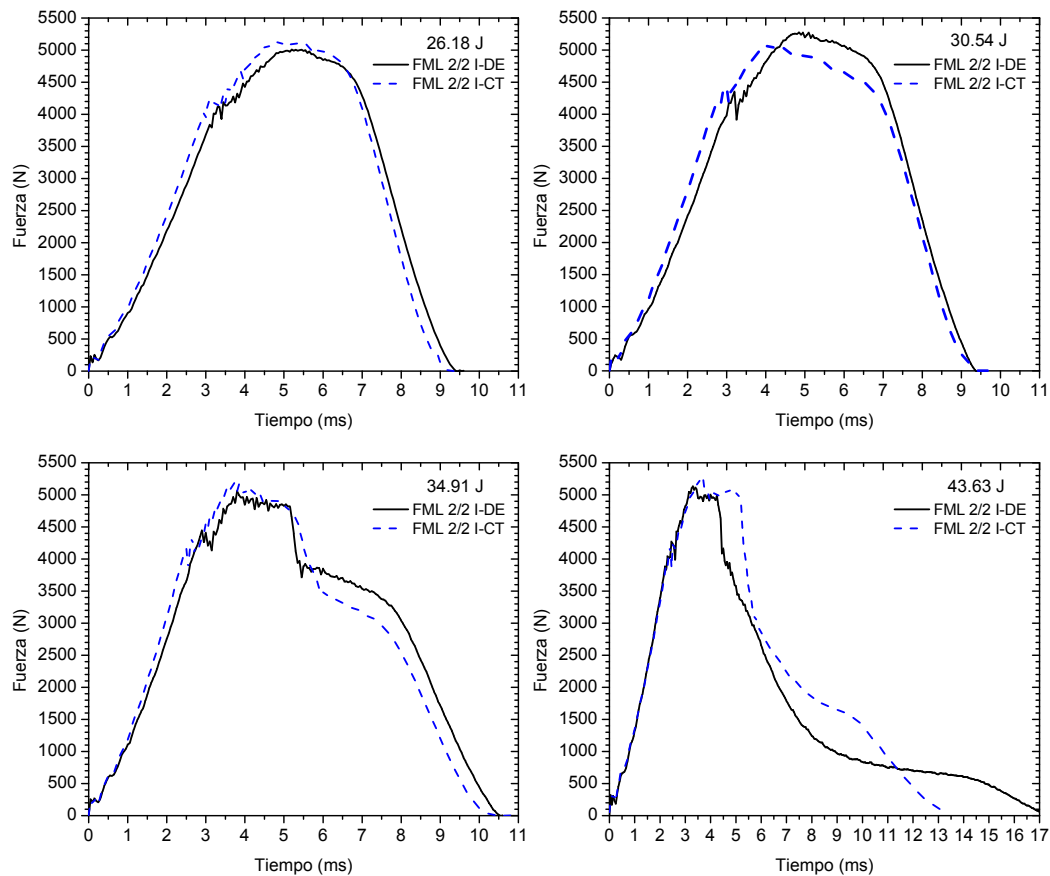


Figura 3.51. Comparación de la respuesta fuerza-tiempo de los arreglos FML 2/2 I-DE y FML 2/2 I-CT.

El comportamiento de las variables fuerza, aceleración, velocidad y energía en función del tiempo del arreglo FML 2/2 I-CT fueron similares a las del FML 2/2 I-DE y se presentan en el Anexo. La Figura 3.52 muestra el comportamiento fuerza-desplazamiento del FML 2/2 I-CT el cual fue también similar al presentado por el FML 2/2 I-DE.

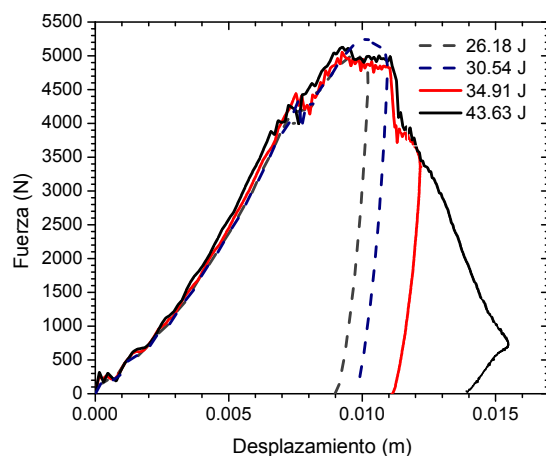


Figura 3.52. Curvas carga-desplazamiento del FML 2/2 I-CT para cada nivel de energía de impacto.

Ahora bien, la Tabla 3.15 muestra las energías absorbidas promedio para cada E_{impacto} evaluada mostrando que los arreglos FML no presentaron diferencias significativas en su capacidad de absorción de energía. Esto se muestra de manera más clara en la Figura 3.53 que muestra los perfiles de energía de ambos arreglos FML 2/2 I, por lo que el tratamiento químico no tuvo un efecto en la capacidad de absorción de energía a impacto normal del arreglo FML. Esto resulta interesante dependiendo de la aplicación para FML; para cargas estáticas, el tratamiento químico resulta una opción donde la resistencia a tensión es importante en tanto que para cargas dinámicas el tratamiento químico no ofrece una mejora significativa en la capacidad de absorción de energía del FML.

Tabla 3.15. Energía absorbida promedio de los arreglos FML 2/2 I.

$E_{\text{impacto}} \text{ (J)}$	$E_a \text{ (J)}$	
	FML 2/2 I-DE	FML 2/2 I-CT
26.18	23.09 ± 0.95	23.95 ± 0.68
30.54	28.43 ± 0.42	27.85 ± 0.44
34.91	33.82 ± 0.61	33.75 ± 0.33
43.63	44.04 ± 0.38	43.09 ± 0.63

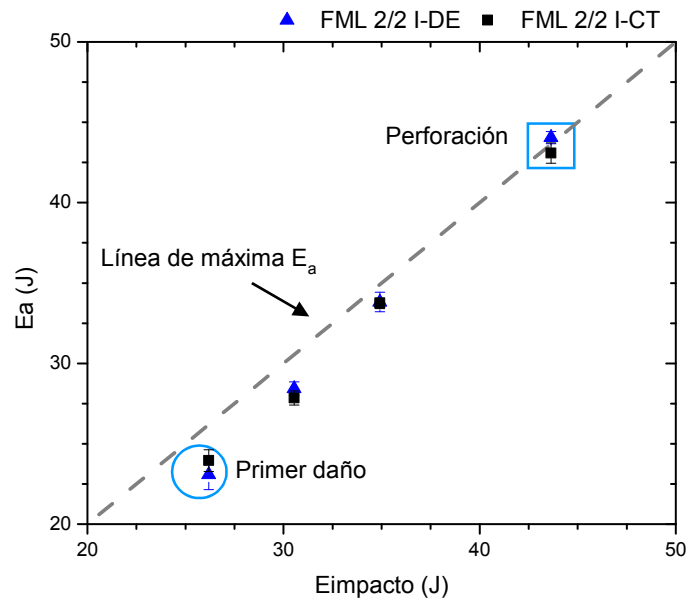


Figura 3.53. Perfil de energía E_a -Eimpacto de los arreglos FML 2/2-I.

CONCLUSIONES

Se realizó la caracterización mecánica a tensión uniaxial de los materiales constituyentes de los arreglos FML, lo que permitió conocer el comportamiento esfuerzo-deformación de cada uno y así obtener las propiedades elásticas y de resistencia.

Se obtuvieron diversos arreglos FML a partir de la aleación de aluminio de la serie 5000 y un material compuesto laminado a base de polipropileno modificado reforzado con un tejido de fibras de aramida. A partir de los arreglos propuestos fue posible observar diferencias en su comportamiento esfuerzo-deformación dependientes de la orientación de tejido, y fracción volumen de aluminio. En este sentido, se observó que el arreglo FML 2/2 I, con capas de laminado compuesto I, orientado a $0^{\circ}/90^{\circ}$, presentó una resistencia a la tensión mayor que la del aluminio por sí solo, producto de la incorporación del laminado compuesto orientado a su capacidad máxima de soportar carga. Por el contrario, el arreglo FML 2/2 II presentó una resistencia a la tensión inferior a la del arreglo 2/2 I, pero presentando una deformación a la ruptura mayor, producto de la mayor capacidad de soportar deformación debido a la orientación a $\pm 45^{\circ}$ de las de fibras del tejido en el laminado compuesto II.

En relación a los arreglos FML 2/4, el FML2/4 I presentó una resistencia a la tensión 8.77 % mayor a la del FML 2/2 I producto de la mayor fracción volumen de laminado compuesto I (54.6 %). Por su parte, el FML 2/4 II presentó una resistencia a la tensión menor a la del FML 2/2 I, debido a la inclusión de capas de laminado compuesto II. En relación a la deformación a la ruptura se observó que no se presentaron diferencias significativas entre los arreglos FML 2/2 I, 2/4 I y 2/4 II. Por otra parte, en el caso del módulo elástico, fue posible observar la dependencia del mismo en función de la fracción volumen de aluminio; siendo éste mayor para los arreglos FML 2/2 con una fracción volumen de aluminio de 62.4 %, que para los arreglos FML 2/4 II con una fracción volumen de aluminio de 45.4 %.

Por otra parte, se aplicó la Teoría de Laminación Clásica para la predicción de las propiedades elásticas de los arreglos FML estudiados, mostrando que los valores obtenidos para el módulo elástico mediante esta teoría mostraron una precisión aproximadamente del 93 % respecto a los valores obtenidos experimentalmente.

En el caso de las propiedades dinámicas, los ensayos a impacto a baja velocidad permitieron obtener las curvas fuerza-tiempo y energía-tiempo que en conjunto con la observación del daño presentado, permitieron comparar el desempeño de los arreglos FML, con el de sus materiales constituyentes. En este sentido, los arreglos FML presentaron una mayor capacidad de soportar carga que el aluminio y laminado compuesto, observando que el FML 3/4 presentó una capacidad de soportar carga mayor a la del FML 2/2 I. Así también, las curvas fuerza-tiempo en conjunto con la observación del daño presentado permitieron la identificación de los diversos mecanismos de falla presentados en cada uno de los materiales relacionándolos a su vez con su curva energía-tiempo respectiva y por ende con su capacidad de absorción de energía. Es así que fue posible determinar la energía para primer daño y perforación de los arreglos FML 2/2 I y 3/4 la cual resultó ser mayor a la del aluminio por sí solo, producto de los diversos mecanismos de falla involucrados durante el impacto, tales como deformación plástica, delaminación, ruptura de las láminas de aluminio y ruptura del laminado compuesto; siendo el FML 3/4 el arreglo con la mayor capacidad de absorción de energía.

En el caso de los tratamientos superficiales aplicados al aluminio, se realizaron tres diferentes tratamientos superficiales (desengrasado, lijado y el tratamiento químico) con el fin de investigar su efecto sobre las propiedades a tensión y a impacto de los arreglos FMLs. En este sentido, la caracterización superficial por ángulo de contacto mostró que el tratamiento químico presentó el menor ángulo de contacto y por tanto una superficie mejor humectable en comparación de los tratamientos de desengrasado y lijado. En análisis por perfilometría mostró también que mediante el tratamiento químico se logra una superficie más rugosa en comparación con los tratamientos mencionados. Por su parte, las micrografías por SEM mostraron que el tratamiento químico proporciona una superficie con cavidades, las cuales le confieren una morfología de picos y valles más rugosa; dichas cavidades actúan como sitios de enclavamiento mecánico con la matriz a base de PPAM. Por su parte, la caracterización superficial por XPS reveló que mediante el tratamiento químico se logra una superficie más limpia y con un mayor contenido de óxido de aluminio superficial que favorece la adhesión química entre el metal y la matriz. La mejora en la humectabilidad de la superficie, así como la mejora en la rugosidad, limpieza y contenido de óxido de aluminio son factores que favorecieron la adhesión entre la matriz y el metal, por lo cual el tratamiento químico, presentó la mayor resistencia de la adhesión a cortante

en uniones por traslape simple en comparación con el tratamiento de desengrasado y lijado. Ahora bien, los ensayos a tensión realizados en FMLs con caras de aluminio desengrasadas y tratadas químicamente, mostraron que éstas últimas presentaron una resistencia a tensión superior que los FMLs con caras de aluminio desengrasado pero una deformación inferior a la ruptura. En cuanto a las propiedades a impacto, los ensayos mostraron que no se presentaron diferencias significativas en el comportamiento fuerza-tiempo y en la capacidad de absorción de energía entre los FMLs con caras de aluminio desengrasado y los FML con caras de aluminio tratadas químicamente.

PERSPECTIVAS

El presente proyecto de investigación mostró que la incorporación de caras externas de aluminio y un material compuesto laminado aramida PPAM, para la elaboración de un FML, mejoró la respuesta a tensión y al impacto de este material, en comparación con sus materiales constituyentes. Dados los resultados obtenidos, se propone lo siguiente para futuras investigaciones:

- Dado que la adhesión entre los componentes de un FML es un factor determinante en las propiedades del material, se propone determinar la tenacidad a la fractura interfacial de este material empleando un método de prueba de viga cantilever simple, así como el análisis de los mecanismos de fractura.
- Estudiar el efecto de otro tratamiento superficial al aluminio, como el uso de agentes silanizantes, sobre las propiedades a tensión y a impacto de los arreglos FML, comparando las propiedades obtenidas con aquellas obtenidas con el tratamiento realizado en este estudio.
- Estudiar las propiedades dinámicas de los arreglos FMLs mediante el uso de una barra de Hopkinson para distintos estados de esfuerzo.
- Estudiar las propiedades de los arreglos FML estudiados bajo impacto a alta velocidad o balístico, comparando sus propiedades de absorción de energía respecto a sus materiales constituyentes.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] C. A. J. R. Vermeeren, An historic overview of the development of fibre metal laminates, *Applied Composite Materials*, Vol. 10, p. 189-205, 2003.
- [2] L. B. Vogelesang; A. Vlot, Development of fibre metal laminates for advanced aerospace structures, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 103, p. 1-5, 2000.
- [3] A. Asundi; A. Y. N. Choi, Fiber Metal Laminates: An advanced material for future aircraft, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 63, p. 384-394, 1997.
- [4] J. J. Homan, Fatigue initiation in fibre metal laminates, *International Journal of Fatigue*, Vol. 28, p. 366-374, 2006.
- [5] T. Sinmazçelik; E. Avcu; M. Ö. Bora; O. Çoban, A review: Fiber metal laminates, background, bonding types and applied test methods, *Materials and Design*, Vol. 32, p. 3671-3685, 2011.
- [6] A. Vlot, Impact loading on fibre metal laminates, *International Journal of Impact Engineering*, Vol. 18, p. 291-307, 1996.
- [7] P. Compston; W. J. Cantwell, The interfacial fracture toughness of a polyamide-based fiber metal laminated bonded with a ionomer resin, *Journal of Materials Science Letters*, Vol. 20, p. 509-512, 2001.
- [8] P. Compston; W. J. Cantwell, Impact perforation resistance and fracture mechanics of a thermoplastic based fiber-metal laminate, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 20, p. 597-599, 2001.
- [9] P. Compston; W. J. Cantwell; N. Jones, Influence of loading rate on the interfacial fracture toughness of a polyamide-based fiber-metal laminate, *Journal of Materials Science Letters*, Vol. 21, p. 383-386, 2002.
- [10] J. G. Carrillo; W. J. Cantwell, Mechanical properties of a novel fiber-metal laminate based on a polypropylene composite, *Mechanics of Materials*, Vol. 41, p. 828-838, 2009.
- [11] G. Reyes; H. Kang, Mechanical behavior of lightweight thermoplastic fiber-metal laminates, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 186, p. 284-290, 2007.

- [12] P. Compston; W. J. Cantwell; N. Jones, The influence of loading rate on the interfacial fracture toughness of a polypropylene-based fiber-metal laminate, *Journal of Materials Science Letters*, Vol. 21, p. 263-266, 2002.
- [13] L. Mosse; P. Compston; W. J. Cantwell; M. Cardew-Hall; S. Kalyanasundaram, The effect of process temperature on the formability of polypropylene based fibre-metal laminates, *Composites: Part A*, Vol. 36, p. 1158-1166, 2005.
- [14] L. Mosse; P. Compston; W. J. Cantwell; M. Cardew-Hall; S. Kalyanasundaram, Stamp forming of polypropylene based fibre-metal laminates: The effect of process variables on formability, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 172, p. 163-168, 2006.
- [15] J. G. Carrillo; W. J. Cantwell, A comparison of ply-level and sublaminates-level scaling of fibre metal laminates with in-plane dimensions, *Advanced Composites Letters* Vol. 16, p. 233-236, 2007.
- [16] J. G. Carrillo; W. J. Cantwell, Scaling effects in the tensile behavior of fibre-metal laminates, *Composites Science and Technology*, Vol. 67, p. 1684-1693, 2007.
- [17] G. Reyes; W. J. Cantwell, The mechanical properties of fibre-metal laminates based on glass fibre reinforced polypropylene, *Composites Science and Technology*, Vol. 60, p. 1085-1094, 2000.
- [18] C. Ochoa-Putman; U. K. Vaidya, Mechanisms of interfacial adhesion in metal-polymer composites: Effect of chemical treatment, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 42, p. 906-915, 2011.
- [19] J. Schultz; L. Lavielle; A. Carre; P. Comien, Surface properties and adhesion mechanisms of graft polypropylenes, *Journal of Materials Science*, Vol. 24, p. 4363-4369, 1989.
- [20] B. Kouini; A. Serier, Properties of polypropylene/polyamide nanocomposites prepared by melt processing with a PP-g-MAH compatibilizer, *Materials and Design*, Vol. 34, p. 313-318, 2012.

- [21] H. A. Rijsdijk; M. Contant; A. A. J. M. Peijs, Continuous-glass-fibre-reinforced polypropylene composites: I. Influence of maleic-anhydride-modified polypropylene on mechanical properties, *Composites Science and Technology*, Vol. 48, p. 161-172, 1993.
- [22] M.-A. Chen; H.-Z. Li; X.-M. Zhang, Improvement of shear strength of aluminium-polypropylene lap joints by grafting maleic anhydride onto polypropylene, *International Journal of Adhesion and Adhesives*, Vol. 27, p. 175-187, 2007.
- [23] N. G. Gonzalez-Canche; E. A. Flores-Johnson; J. G. Carrillo, Mechanical characterization of fiber metal laminate based on aramid fiber reinforced polypropylene, *Composite Structures*, Vol. 172, p. 259-266, 2017.
- [24] J.-K. Kim; Y.-W. Mai, *Engineered interfaces in fiber reinforced composites*, Elsevier, UK, 1998, p. 416.
- [25] G. W. Critchlow; D. M. Brewis, Review of surface pretreatments for aluminium alloys, *International Journal of Adhesion and Adhesives*, Vol. 16, p. 255-275, 1996.
- [26] G. W. Critchlow; K. A. Yendall; D. Bahrani; A. Quinn; F. Andrews, Strategies for the replacement of chromic acid anodising for the structural bonding of aluminium alloys, *International Journal of Adhesion and Adhesives*, Vol. 26, p. 419-453, 2006.
- [27] J. G. Carrillo, A Study of the Mechanical Properties and Scaling Effects in a Thermoplastic Fibre-Metal Laminate, Ph. D. Thesis, University of Liverpool, Liverpool, UK, 2007.
- [28] M. R. Abdullah; W. J. Cantwell, The impact resistance of polypropylene-based fibre metal laminates, *Composites Science and Technology*, Vol. 66, p. 1682-1693, 2006.
- [29] L. B. Vogelesang; A. Vlot, Towards application of fibre metal laminates in large aircraft, *Aircraft Engineering and Aerospace Technology*, Vol. 71, p. 558-570, 1999.
- [30] P. Cortes, The fracture properties of a fiber metal laminate based on a self-reinforced thermoplastic composite material, *Polymer Composites*, Vol. 35, p. 427-434, 2014.
- [31] P. Cortés; W. J. Cantwell, The fracture properties of a fibre–metal laminate based on magnesium alloy, *Composites Part B: Engineering*, Vol. 37, p. 163-170, 2005.

- [32] R. M. Jones, *Mechanics Of Composite Materials*, Taylor & Francis, USA, 1998, p. 538.
- [33] I. M. Daniel; O. Ishai, *Engineering Mechanics of Composites Materials*, Oxford University Press Incorporated, New York, USA, 2006, p. 411.
- [34] W. Tong, A planar plastic flow theory of orthotropic sheet metals and the experimental procedure for its evaluations, *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Science*, Vol. 461, p. 1775-1809, 2005.
- [35] M. Luo, *Ductile Fracture Characterization of an Aluminum Alloy Sheet using Numerical Simulations and Tests* Impact and Crashworthiness Lab. Department of Mechanical Engineering. Massachusetts Institute of Technology, Massachusetts, 2008.
- [36] J. M. Whitney, *Structural Analysis of Laminated Anisotropic Plates*, Taylor & Francis, 1987.
- [37] G. B. Chai; P. Manikandan, Low velocity impact response of fibre-metal laminates – A review, *Composite Structures*, Vol. 107, p. 363-381, 2014.
- [38] S. Abrate, *Impact Engineering of Composite Structures*, Springer, Italy, 2011, p. 409.
- [39] S. R. Reid; G. Zhou, *Impact Behaviour of Fibre-reinforced Composite Materials and Structures*, CRC Press, Boca Raton, USA, 2000, p. 280.
- [40] M. O. W. Richardson; M. J. Wisheart, Review of low-velocity impact properties of composite materials, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 27, p. 1123-1131, 1996.
- [41] J.-K. Kim; M.-L. Sham, Impact and delamination failure of woven-fabric composites, *Composites Science and Technology*, Vol. 60, p. 745-761, 2000.
- [42] T. Pärnänen; M. Kanerva; E. Sarlin; O. Saarela, Debonding and impact damage in stainless steel fibre metal laminates prior to metal fracture, *Composite Structures*, Vol. 119, p. 777-786, 2015.
- [43] M. Sadighi; R. C. Alderliesten; R. Benedictus, Impact resistance of fiber-metal laminates: A review, *International Journal of Impact Engineering*, Vol. 49, p. 77-90, 2012.

- [44] A. Agirregomezkorta; A. B. Martínez; M. Sánchez-Soto; G. Aretxaga; M. Sarrionandia; J. Aurrekoetxea, Impact behaviour of carbon fibre reinforced epoxy and non-isothermal cyclic butylene terephthalate composites manufactured by vacuum infusion, *Composites Part B: Engineering*, Vol. 43, p. 2249-2256, 2012.
- [45] J. I. Múgica; L. Aretxabaleta; I. Ulacia; J. Aurrekoetxea, Impact characterization of thermoformable fibre metal laminates of 2024-T3 aluminium and AZ31B-H24 magnesium based on self-reinforced polypropylene, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 61, p. 67-75, 2014.
- [46] T. Pärnänen; R. Alderliesten; C. Rans; T. Brander; O. Saarela, Applicability of AZ31B-H24 magnesium in Fibre Metal Laminates – An experimental impact research, *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, Vol. 43, p. 1578-1586, 2012.
- [47] L. Ferrante; F. Sarasini; J. Tirillò; L. Lampani; T. Valente; P. Gaudenzi, Low velocity impact response of basalt-aluminium fibre metal laminates, *Materials & Design*, Vol. 98, p. 98-107, 2016.
- [48] H. Palkowski; A. Carradò; J. Faerber; S. Niemeyer; G. Ziegmann, Metal/polymer/metal hybrid systems: Towards potential formability applications, *Composites Structures*, Vol. 93, p. 715-721, 2011.
- [49] J. G. Carrillo; W. J. Cantwell, Scaling effects in the low velocity impact response of fiber-metal laminates, *Journal of Reinforced Plastics and Composites*, Vol. 27, p. 893-907, 2008.
- [50] J. Múgica; L. Aretxabaleta; I. Ulacia; J. Aurrekoetxea, Comportamiento a impacto de baja velocidad de laminados fibra-metal de magnesio con polipropileno auto-reforzado y polipropileno reforzado con fibra de vidrio, 2013.
- [51] R. Santiago; W. Cantwell; M. Alves, Impact on thermoplastic fibre-metal laminates: Experimental observations, *Composite Structures*, Vol. 159, p. 800-817, 2017.
- [52] P. Cortés; W. J. Cantwell, The prediction of tensile failure in titanium-based thermoplastic fibre–metal laminates, *Composites Science and Technology*, Vol. 66, p. 2306-2316, 2006.

- [53] S. Ebnesajjad, *Adhesive Technology Handbook*, William Andrew, New York, USA, 2008, p. 387.
- [54] K. L. Devries; D. Adams, *Mechanical testing of adhesive joints*, *Adhesion Science and Engineering The Mechanics of Adhesion*, D. A. Dillard; A. V. Pocius, Ed.; Elsevier, Amsterdam, Netherlands, 2002; Vol. 1, p. 193-208.
- [55] D. Hull, *Materiales compuestos*, Ed. Reverté, España, 1987, p. 255.
- [56] Y. Yuan; T. R. Lee, *Contact Angle and Wetting Properties*, *Surface Science Techniques*, G. Bracco; B. Holst, Ed.; Springer Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2013, p. 3-34.
- [57] Information on Contact Angle, 2017.
- [58] I. Novák; I. Chodák, Effect of grafting on polypropylene adhesive characteristics, *Journal of Materials Science Letters*, Vol. 14, p. 1298-1299, 1995.
- [59] B. Kouini; A. Serier, Properties of polypropylene/polyamide nanocomposites prepared by melt processing with a PP-g-MAH compatibilizer, *Materials and Design*, Vol. 34, p. 313-318, 2012.
- [60] H. M. Dunlop; M. Benmalek, Role and characterization of surfaces in the aluminium industry, *Journal de physique IV France*, Vol. 7, p. 163-164, 1997.
- [61] S. S. Golru; M. M. Attar; B. Ramezanzadeh, Effects of different surface cleaning procedures on the superficial morphology and the adhesive strength of epoxy coating on aluminium alloy 1050, *Progress in Organic Coatings*, Vol. 87, p. 52-60, 2015.
- [62] S. Sharifi Golru; M. M. Attar; B. Ramezanzadeh, Effects of surface treatment of aluminium alloy 1050 on the adhesion and anticorrosion properties of the epoxy coating, *Applied Surface Science*, Vol. 345, p. 360-368, 2015.
- [63] S. G. Prolongo; A. Ureña, Effect of surface pre-treatment on the adhesive strength of epoxy–aluminium joints, *International Journal of Adhesion and Adhesives*, Vol. 29, p. 23-31, 2009.

- [64] S. Y. Park; W. J. Choi; H. S. Choi; H. Kwon, Effects of surface pre-treatment and void content on GLARE laminate process characteristics, *Journal of Materials Processing Technology*, Vol. 210, p. 1008-1016, 2010.
- [65] N. M. Zain; S. H. Ahmad; E. S. Ali, Effect of surface treatments on the durability of green polyurethane adhesive bonded aluminium alloy, *International Journal of Adhesion and Adhesives*, Vol. 55, p. 43-55, 2014.
- [66] P. R. Underhill; A. N. Rider, Hydrated oxide film growth on aluminium alloys immersed in warm water, *Surface and Coatings Technology*, Vol. 192, p. 199-207, 2005.
- [67] N. Saleema; D. K. Sarkar; R. W. Paynter; D. Gallant; M. Eskandarian, A simple surface treatment and characterization of AA 6061 aluminum alloy surface for adhesive bonding applications, *Applied Surface Science*, Vol. 261, p. 742-748, 2012.
- [68] E. C. Botelho; R. A. Silva; L. C. Pardini; M. C. Rezende, Evaluation of adhesion of continuous fiber–epoxy composite/aluminum laminates, *Journal of Adhesion Science and Technology*, Vol. 18, p. 1799-1813, 2004.
- [69] R. E. Smallman; A. H. W. Ngan, *Physical metallurgy and advanced materials*, 2007.
- [70] A. Sexton; W. Cantwell; S. Kalyanasundaram, Stretch forming studies on a fibre metal laminate based on a self-reinforcing polypropylene composite, *Composite Structures*, Vol. 94, p. 431-437, 2012.
- [71] Matweb material property data. Aluminum 5052-H32. , 2014.
- [72] K. Jud, Adhesive films for the production of aluminium honeycombs panels, C. Adhesives, Switzerland, 2011, p. 5.
- [73] Collano 23.110/23.111 Technical data sheet, C. Adhesives, 2010, p. 1.
- [74] Kevlar® 724. Ficha técnica comercial, C. P. Ballistic, México, 2010, p. 1.
- [75] H. H. Yang, Aramid fibers, *Comprehensive Composite Materials*, K. Anthony; Z. Carl, Ed.; Pergamon, Oxford, 2000; Vol. 1, p. 199-229.

- [76] ASTM Standard B 557. Standard Test Methods of Tension Testing Wrought and Cast Aluminum- and Magnesium-Alloy Products, American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, USA, 2000, p. 16.
- [77] ASTM Standard D 3039. Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, USA, 2000, p. 13.
- [78] S. K. Mazumdar, Composites Manufacturing: Materials, product and process engineering, CRC Press, Florida, USA, 2002, p. 396.
- [79] F. G. Díaz-Rubio, Bandas Extensométricas, 2004.
- [80] Strain gauge catalog. Series F. Tokyo Sokki Kenkyujo., 2014, p. 3.
- [81] Precision strain gages catalog. Vishay Precision Group., U.S.A., 2010, p. 171.
- [82] ASTM D Standard D 3518. Standard Test Method for In-Plane Shear Response of Polymer Matrix Composite Materials by Tensile Test of a $\pm 45^\circ$ Laminate., American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, USA, 2000, p. 7.
- [83] G. H. Staab, Laminar Composites, Elsevier, USA, 1999, p. 314.
- [84] E. P. Popov; T. A. Balan, Engineering mechanics of solids, Prentice Hall, 1998.
- [85] ASTM Standard D 1002. Standard Test Method for Apparent Shear Strength of Single-Lap-Joint Adhesively Bonded Metal Specimens by Tension Loading (Metal-to-Metal), American Society for Testing and Materials, West Conshohocken, USA., 2001, p. 5.
- [86] W. F. Smith, Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales, McGraw Hill, España, 1998, p. 368.
- [87] B. S. Mitchell, An introduction to materials engineering and science for chemical and materials engineers, Wiley-Interscience, New Jersey, USA, 2004, p. 968.
- [88] R. A. Gamboa-Castellanos, Propiedades a tensión de un blindaje termoplástico a base de fibras de aramida., Centro de Investigación Científica de Yucatán. Yucatán, México. , 2012, p. 28.

- [89] G. W. Critchlow; D. M. Brewis, Influence of surface macroroughness on the durability of epoxide-aluminium joints, *International Journal of Adhesion and Adhesives*, Vol. 15, p. 173-176, 1995.
- [90] D. Gouvêa; G. J. Pereira; L. Gengembre; M. C. Steil; P. Roussel; A. Rubbens, et al., Quantification of MgO surface excess on the SnO₂ nanoparticles and relationship with nanostability and growth, *Applied Surface Science*, Vol. 257, p. 4219-4226, 2011.
- [91] J. van den Brand; P. C. Snijders; W. G. Sloof; H. Terryn; J. H. W. de Wit, Acid-Base Characterization of Aluminum Oxide Surfaces with XPS, *The Journal of Physical Chemistry B*, Vol. 108, p. 6017-6024, 2004.
- [92] V. A. Naumkin; A. Kraut-Vass; C. Powell; S. Gaarenstroom, NIST X-ray Photoelectron Spectroscopy Database. U. S. A. : National Institute of Standards and Technology (NIST); 2012.
- [93] F. D'Souza; K. M. Kadish, *Handbook of Carbon Nano Materials: (In 2 Volumes)* Volume 5: Graphene — Fundamental Properties Volume 6: Graphene — Energy and Sensor Applications, World Scientific Publishing Company, 2014, p. 552.
- [94] E. Yasuda; M. Inagaki; K. Kaneko; M. Endo; A. Oya; Y. Tanabe, *Carbon Alloys: Novel Concepts to Develop Carbon Science and Technology*, Elsevier Science, 2003, p. 584.
- [95] J. Binner; Y. Zhang, Characterization of silicon carbide and silicon powders by XPS and zeta potential measurement, *Journal of Materials Science Letters*, Vol. 20, p. 123-126, 2001.

ANEXO

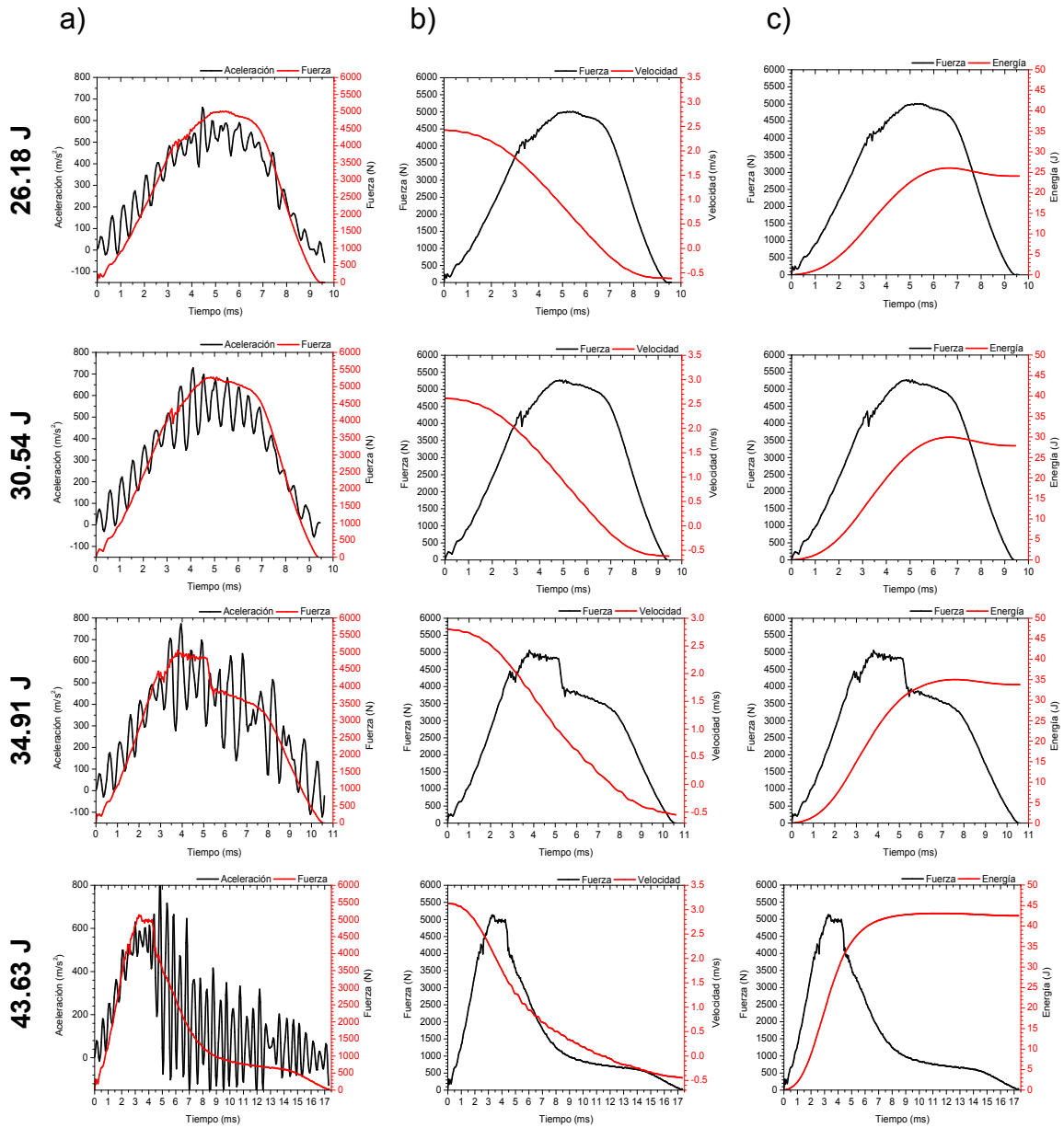


Figura A1. Curvas a) Aceleración-fuerza-tiempo, b) Velocidad-fuerza-tiempo, c) Energía-fuerza-tiempo del FML 2/2 I-CT para cada E_{impacto} .