

UNIVERSIDAD POLITÉCNICA DE MADRID
Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales



**Estudio de los contactos de adhesión y
fricción de los materiales compuestos
reforzados con fibras y matriz epoxi en
procesos automatizados de moldeo**

TESIS DOCTORAL

Presentada para optar al título de Doctor por:

Guillermo Retuerta del Rey

Máster en Ingeniería Industrial

Madrid, 2025



UNIVERSIDAD POLITÉCNICA DE MADRID
Escuela Técnica Superior de Ingenieros Industriales

Doctorado en Ingeniería Mecánica

**Estudio de los contactos de adhesión y
fricción de los materiales compuestos
reforzados con fibras y matriz epoxi en
procesos automatizados de moldeo**

TESIS DOCTORAL

Presentada para optar al título de Doctor por:

Guillermo Retuerta del Rey

Máster en Ingeniería Industrial

Bajo la dirección de:
Dr. Enrique Chacón Tanarro

Madrid, 2025

Título: Estudio de los contactos de adhesión y fricción de los materiales compuestos reforzados con fibras y matriz epoxi en procesos automatizados de moldeo

Autor: Guillermo Retuerta de Rey

Programa de Doctorado: Doctorado en Ingeniería Mecánica

Dirección de Tesis:

Dr. Enrique Chacón Tanarro (Director)

Revisores externos:

Tribunal de Tesis:

Fecha de defensa:

Esta Tesis ha sido parcialmente financiada por la Comunidad de Madrid a través de la convocatoria de ayudas destinadas a la realización de doctorados industriales con referencia IND2019/IND17112.

Agradecimientos

En primer lugar, me gustaría expresar mi más profundo agradecimiento a las dos personas que hace casi 6 años depositaron su confianza en mí para la realización de este doctorado industrial. Kike, gracias por tu dedicación como director de tesis, por estar siempre disponible para ayudarme y resolverme cualquier duda sin importar el día y la hora. Gracias también por ser esa voz de la conciencia que periódicamente me recordaba la importancia de este trabajo frente a otras actividades del día a día que, no en pocas ocasiones, resultaban más apetecibles en el corto plazo. Alex, gracias por abrirme las puertas de AEON-T cuando era poco más que una idea loca y los recursos eran tan limitados. Gracias a ti he aprendido que el “No” no es una opción y que lo que parece imposible siempre tiene otra perspectiva desde la que encontrar la solución.

Quiero agradecer también a Marcos, Carlos, Jaime, Víctor y todo el equipo pasado y presente de AEON-T por ser los mejores compañeros que he podido tener durante este tiempo. Gracias también a Alex, Javier, Alejandra y el resto de las personas de los grupos de ingeniería de fabricación y de ingeniería de máquinas que me han ayudado con las distintas fases de este proyecto. No quiero olvidarme tampoco de JuanPe y Andrea, las dos personas que me abrieron sin dudarlo las puertas de IMDEA Materiales sin pedir nada a cambio, confiando en esta investigación y poniendo a mi disposición todos los medios y conocimientos de los que disponían.

Una mención especial se merece mi familia y, muy en especial, mis padres. Esas personas que me han dado absolutamente todo en esta vida y han hecho posible que haya llegado a ser quien soy, no sólo a nivel académico y profesional, si no también a nivel personal. Este logro también es un poquito vuestro.

Por último, pero no menos importante, tengo que agradecer el apoyo a esa persona que supuso una motivación extra para iniciar este proyecto, a esa persona que siempre ha estado ahí, cada día, cada hora, y con la que durante este tiempo hemos alcanzado hitos aún más importantes que este doctorado. Gracias por acompañarme durante todos estos años. Gracias por ser la mejor compañera de vida que podría desear. Gracias Elena por ser la persona que eres y hacerme ser la persona que soy. Sin ti, esto no habría sido posible.

Abstract

The growing industrial demand for lightweight and high-performance structural components has led to the increasing adoption of prepreg composite materials in sectors such as automotive, aerospace, and high-performance sports. This evolution requires manufacturing processes that are more precise, repeatable, and adaptable to complex geometries. In this context, Progressive Draping Technology (PDT), developed by AEON-T Composite Technologies, emerges as a promising solution. This doctoral Thesis provides a detailed study of the adhesion and friction mechanisms involved in the automated fabrication of prepreg composites, with particular focus on the draping process enabled by PDT.

The research is structured around three key contact phenomena that directly influence both part quality and process feasibility. The first is the adhesion between the uncured prepreg and the rigid mold surfaces. An experimental methodology is proposed to quantify adhesion strength as a function of temperature, pressure, and contact time. This approach is also used to characterize the time-temperature superposition principle without requiring separation of the matrix from the reinforcement. Results confirm the validity of the methodology and emphasize the importance of testing under conditions that closely replicate the actual forming scenario, accounting for both material state and process conditions.

The second contact phenomenon concerns the friction between the uncured prepreg and non-stick materials such as silicone or Teflon, commonly used in gripping systems. A dedicated test rig is developed to precisely control the main process variables. The results show that the system operates under a hydrodynamic lubrication regime, highly sensitive to small variations in temperature, pressure, or sliding speed. This highlights the need for accurate control of process parameters to avoid defects such as wrinkling or material blockage.

Finally, the thesis explores the adhesive bonding of cured CFRP laminates to structural inserts manufactured using MEX/P technology. Using a bearing housing as a case study, an analytical model is developed to predict interfacial stresses under realistic loading. This model is validated through an experimental campaign evaluating the mechanical strength and viability of various insert configurations. Reinforced polyamide inserts demonstrate mechanical performance comparable to

traditional solutions such as CF-SMC, with the added benefits of lower cost and improved consistency.

Overall, this Thesis provides a robust experimental, methodological, and analytical foundation for understanding and optimizing tribological interactions in automated prepreg forming processes. The tools developed enhance the quality, reliability, and industrial scalability of PDT technology, supporting its adoption in demanding applications across automotive and aerospace industries.

Resumen

La creciente demanda industrial de componentes estructurales ligeros y resistentes ha impulsado la adopción de materiales compuestos preimpregnados en sectores como la automoción, la aeronáutica y los productos deportivos. Esta evolución exige procesos de fabricación más precisos, repetibles y adaptables a geometrías complejas. En este contexto surge la tecnología de preformado progresivo (PDT), desarrollada por AEON-T Composite Technologies. Esta Tesis doctoral estudia en detalle los mecanismos de adhesión y fricción que intervienen en la fabricación automatizada con preimpregnados, con especial atención al preformado mediante PDT.

La investigación se centra en tres tipos clave de contacto que afectan directamente a la calidad de la pieza y a la viabilidad del proceso. El primero es la adhesión entre el preimpregnado no curado y las superficies rígidas del molde. Se propone una metodología experimental para cuantificar la fuerza de adhesión según temperatura, presión y tiempo de contacto. También se aplica para la caracterización del principio de superposición tiempo-temperatura, sin necesidad de separar matriz y refuerzo. Los resultados confirman su validez y subrayan la importancia de caracterizar este principio en condiciones que reproduzcan fielmente el fenómeno a estudiar, considerando el estado del material y las condiciones de proceso.

El segundo tipo de contacto analiza la fricción entre el preimpregnado y materiales antiadherentes como silicona o teflón, usados en sistemas de sujeción. Se desarrolla un banco de ensayos capaz de controlar con precisión las variables principales. Los resultados muestran que el sistema opera en régimen de lubricación hidrodinámica, muy sensible a variaciones en temperatura, presión o velocidad. Esto obliga a controlar con precisión los parámetros de proceso para evitar defectos como arrugas o bloqueos.

Finalmente, se estudia la unión adhesiva entre laminados de CFRP curados e insertos fabricados mediante tecnología MEX/P. Usando un alojamiento de rodamiento como caso de estudio, se desarrolla un modelo analítico para predecir tensiones en la interfaz adhesiva bajo carga real. Se complementa con una campaña experimental que evalúa la resistencia y viabilidad de distintas configuraciones. Los insertos de poliamida reforzada presentan un comportamiento comparable a soluciones como CF-SMC, con menor coste y mayor repetibilidad.

En conjunto, esta Tesis aporta una base experimental, metodológica y analítica para comprender y optimizar las interacciones tribológicas en procesos automatizados de conformado con materiales compuestos. Las herramientas desarrolladas permiten mejorar la calidad, fiabilidad y escalabilidad industrial de la tecnología PDT, promoviendo su implantación en sectores exigentes como el aeroespacial o el automotriz.

Tabla de Contenido

<i>Agradecimientos</i>	v
<i>Abstract</i>	vii
<i>Resumen</i>	ix
<i>Tabla de Contenido</i>	xi
<i>Lista de Figuras</i>	xiv
<i>Lista de Tablas</i>	xxi
<i>Abreviaturas y Acrónimos</i>	xxii
1. Introducción	1
1.1. Motivación	1
1.2. Objetivos	4
1.3. Estructura del documento	5
2. Estado del arte	7
2.1. Materiales compuestos	8
2.2. Tecnologías industriales de preformado	11
2.2.1. Preformado por compresión (PF)	12
2.2.2. Preformado por diafragma (DF)	13
2.2.3. Soluciones pick-and-place	14
2.2.4. Colocación automática de fibras (AFP) y de cintas (ATL)	17
2.2.5. Otras tecnologías	19
2.3. Tecnología de preformado progresivo de AEON-T	20
2.4. Contacto tipo I	23
2.4.1. Tack en materiales preimpregnados	23
2.4.2. Principio de superposición tiempo-temperatura aplicado al tack	27
2.5. Contacto tipo II	28
2.6. Contacto adhesivo entre preimpregnado curado e insertos de fabricación aditiva para refuerzos locales	33
3. Caracterización de contacto tipo I y principio de superposición tiempo-temperatura en materiales compuestos preimpregnados no curados	37
3.1. Introducción	37
3.2. Metodología	38
3.2.1. Materiales	40
3.2.2. Calorimetría diferencial de barrido (DSC)	40
3.2.3. Fabricación del material compuesto pre-impregnado	41
3.2.4. Ensayos de adhesión	43

3.2.5. Ensayos reológicos	46
3.3. Resultados y discusión	48
3.3.1. DSC.....	48
3.3.2. Ensayos de adhesión.....	51
3.3.3. Ensayos reológicos	55
3.4. Conclusiones	58
4. Caracterización del contacto tipo II	63
4.1. Introducción.....	63
4.2. Metodología.....	64
4.2.1. Materiales	64
4.2.2. Diseño y descripción del banco de experimentos	65
4.2.3. Diseño y fabricación de las probetas	68
4.2.4. Variables de estudio.....	68
4.2.5. Procedimiento de ensayo	70
4.2.6. Plan de ensayos.....	71
4.3. Resultados y discusión	72
4.3.1. Influencia de la temperatura.....	72
4.3.2. Influencia de la fuerza de compactación	75
4.3.3. Influencia de la velocidad de deslizamiento	76
4.3.4. Influencia combinada. Curva de Stribeck.....	78
4.4. Conclusiones	79
5. Caracterización de la unión adhesiva entre insertos fabricados mediante MEX/P y preimpregnado curado en estructuras de soporte para rodamientos	81
5.1. Introducción.....	81
5.2. Metodología.....	82
5.2.1. Análisis estructural teórico	82
5.2.2. Geometría de las probetas	88
5.2.3. Materiales	89
5.2.4. Relleno.....	93
5.2.5. Superficies de unión.....	95
5.2.6. Tratamiento superficial	97
5.2.7. Proceso de curado.....	98
5.2.8. Ensayo de tracción de anillos	100
5.2.9. Plan de ensayos.....	106
5.3. Resultados y discusión	108
5.3.1. Resultados experimentales.....	108
5.3.2. Resultados analíticos	112
5.3.3. Consideraciones económicas.....	114
5.4. Conclusiones	114
6. Conclusiones	117
7. Trabajos futuros	119

Referencias	121
Anexo A: Planos de fabricación del utillaje de contacto tipo I	141
Anexo B: Planos de fabricación del utillaje de contacto tipo II	143
Anexo C: Planos de fabricación del utillaje de tracción anular	155
Anexo D: Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de contacto tipo II	159
Anexo E: Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de tracción anular.	166

Lista de Figuras

Fig. 1.1. Comparativa de resultados entre PF y PDT.....	2
Fig. 1.2. Representación esquemática de la tecnología de preformado progresivo (PDT).	3
Fig. 2.1. Comparativa de resistencia específica a tracción y módulo elástico específico de diferentes fibras comúnmente utilizadas en materiales compuestos [8].....	8
Fig. 2.2. Conformado por compresión de laminado multicapa de fibras secas NCF para componente estructural de BMW i3 donde se observan (1) las fibras, (2) el sistema de sujeción y (3) el semimolde inferior [36].	12
Fig. 2.3. Demostrador de conformado por doble diafragma Syensqo CYCOM EP2750 [41].	14
Fig. 2.4. Ejemplo simplificado de adaptación tridimensional en proceso de preformado pick-and-place. Figura adaptada de [42].....	15
Fig. 2.5. Sistema de posicionamiento de pieles activo APP desarrollado en el proyecto LOWFLIP [43].....	15
Fig. 2.6. FibreFORM de Loop Technology [45].	16
Fig. 2.7. Sistema de pick-and-place pasivo desarrollado por FORMHAND [42]..	16
Fig. 2.8. Fiber Patch Placement de CEVOTEC [54].	17
Fig. 2.9. Sistema AFP de material preimpregnado desarrollado por Coriolis [55].	18
Fig. 2.10. Esquema de la PDT. A la izquierda: sección 2D en la que se observa el sistema de pinzas multilamina diseñado para reducir la fricción entre capas. A la derecha: visualización 3D con las trayectorias de drapeado [23].....	20
Fig. 2.11. Diferentes soluciones conceptuales para el diseño del molde rígido probadas por AEON-T. (a) PLA de impresión 3D con recubrimiento de resina de poliéster, (b) PLA de impresión 3d con recubrimiento de silicona monocomponente termoformada, (c) resina epoxi con carga de marmolina, (d) silicona de colada de shore 60, (e) aluminio mecanizado con recubrimiento silicónico a alta temperatura, (f) PLA de impresión 3D con recubrimiento de teflón adhesivo, (g) PLA de impresión 3D con recubrimiento de silicona	

monocomponente y (h) PLA de impresión 3D con recubrimiento de silicona bicomponente.....	21
Fig. 2.12. Diferentes soluciones conceptuales para el diseño del sistema de pinzas probadas por AEON-T. (a) Láminas de silicona de colada de bajo shore, (b) láminas de silicona alimentaria de alto shore, (c) láminas de silicona adhesiva con soporte de PET, (d) láminas de PET con recubrimiento de silicona monocomponente y (e) láminas de PET con recubrimiento de teflón.	22
Fig. 2.13. Defectos originados por un tack insuficiente: (a) bloqueos en zonas cóncavas provocados por fuerzas de tracción, (b) arrugas inducidas por fuerzas de compresión y (c) desprendimientos debidos a una rigidez excesiva del laminado. Figura adaptada de [56].	24
Fig. 2.14. Esquema simplificado de los ensayos de caracterización del tack mediante: (a) prueba tipo sonda y (b) prueba de pelado. Figura adaptada de [56].	26
Fig. 2.15. Representación esquemática de los ensayos utilizados para caracterizar el contacto tipo II: (a) Pull-out y (b) pull-through.....	30
Fig. 2.16. Secciones realizadas en cuadros de bicicleta. Los refuerzos para la carga del rodamiento están fabricados con espumas (a), CFRP continuo (b), CF-SMC (c) e insertos metálicos (d). Las flechas señalan el elemento de refuerzo en cada estructura.	33
Fig. 3.1. Flujograma de la metodología aplicada para la validación de la metodología de caracterización del principio de superposición tiempo-temperatura en preimpregnados no curados.	39
Fig. 3.2. Curva típica de DSC.	41
Fig. 3.3. Superficie inicialmente seca del apilado tras el preimpregnado en las siguientes condiciones: (a) 50 °C y 0,2 MPa, (b) 50 °C y 0,4 MPa, (c) 60 °C y 0,2 MPa y (d) 60 °C y 0,4 MPa.....	42
Fig. 3.4. Utillaje del ensayo de adhesión tipo I durante las fases de (a) compresión y (b) despegado, donde se muestran: (1) disco base del utillaje, (2) muestra preimpregnada, (3) anillo de cierre y (4) cilindro móvil.	43
Fig. 3.5. Montaje del utillaje en el equipo DMA Q800 de TA Instruments con una muestra de preimpregnado colocada justo antes del inicio del ensayo.....	44
Fig. 3.6. Curvas típicas fuerza-tiempo y desplazamiento-tiempo obtenidas en el ensayo de adhesión tipo I.....	45

Fig. 3.7. Reómetro TA Instruments AR-2000ex.....	47
Fig. 3.8. Curvas combinadas de DSC correspondientes a una muestra de resina virgen, una muestra de material compuesto preimpregnado y una muestra extraída de las probetas de ensayo reológico.	50
Fig. 3.9. Curva TGA de una muestra de preimpregnado.	51
Fig. 3.10. Dependencia de la fuerza de adhesión (F_T) entre el material compuesto preimpregnado y el acero en función del tiempo de contacto bajo presión (t) a distintas temperaturas de ensayo (T).	53
Fig. 3.11. Dependencia de la fuerza de adhesión (F_T) entre el material compuesto preimpregnado y el acero en función de la temperatura de ensayo (T) para distintos valores de tiempo de contacto bajo presión (t).	53
Fig. 3.12. Curvas de fuerza de adhesión (F_T) desplazadas a temperaturas de (a) $T_0=30^\circ C$ and (b) $T_0=45^\circ C$ utilizando el principio de superposición tiempo-temperatura.....	54
Fig. 3.13. Resultados reológicos para las muestras (a) 1.1, (b) 1.2 y (c) 2.1. Se representan el módulo de almacenamiento (azul), el módulo de pérdida (verde) y la viscosidad compleja (rojo) para cada temperatura de ensayo.	55
Fig. 4.1. Perfil de viscosidad dinámica de la resina DT140RS con una velocidad de calentamiento constante de $2^\circ C/min$ [146]. En línea discontinua los valores extrapolados a partir de los datos del fabricante.....	65
Fig. 4.2. Visión general del banco de experimentos donde se observan: (a) PC de control de la máquina de tracción, (b) PC de control del osciloscopio, (c) exterior de la máquina de tracción con cerramiento aislante y (d) interior de la máquina de tracción con utillaje de contacto tipo II y sistema de calefacción.	66
Fig. 4.3. Utillaje empleado para la caracterización del contacto tipo II: (a) sección extraída del modelo CAD y (b) fotografía del utillaje instalado en la máquina de tracción.	67
Fig. 4.4. Curvas fuerza-desplazamiento obtenidas a diferentes temperaturas, con una velocidad de 60 mm/min y una fuerza de compactación de 50 N	73
Fig. 4.5. Comportamiento de la fuerza máxima en función de la temperatura....	73
Fig. 4.6. Aspecto de las superficies antiadherentes tras el ensayo a distintas temperaturas. La fila superior muestra las muestras de silicona y la inferior las	

de teflón. Las columnas, de izquierda a derecha corresponden a las temperaturas de 20 °C, 30 °C, 40 °C y 50 °C.....	74
Fig. 4.7. Curvas fuerza-desplazamiento obtenidas a diferentes fuerzas de compactación, con una velocidad de 60 mm/min y una temperatura de 30 °C.....	75
Fig. 4.8. Valores máximos de fuerza registrados para cada material en función de la presión de contacto.....	75
Fig. 4.9. Curvas fuerza-desplazamiento obtenidas a diferentes velocidades de deslizamiento, con una fuerza de compactación de 50 N y una temperatura de 30 °C.....	77
Fig. 4.10. Valores máximos de fuerza registrados para cada material en función de la velocidad de deslizamiento.	77
Fig. 4.11. Curvas de Stribeck para los contactos preimpregnado-silicona y preimpregnado-teflón.....	78
Fig. 5.1. Representación esquemática de un alojamiento de rodamiento genérico sometido a una carga radial. Los laminados de CFRP se representan en negro, el material de refuerzo en azul y las condiciones de carga en gris.	83
Fig. 5.2. Representación esquemática de la mitad de la estructura del tubo de dirección, la distribución de la carga del rodamiento y las tensiones internas en secciones de corte A^- y A^+	84
Fig. 5.3. Esquema de un cuarto de la estructura del alojamiento del rodamiento, con la distribución de carga y las tensiones internas en los cortes A^+ y B.....	85
Fig. 5.4. Distribución de tensiones descompuesta en la sección A^+ . A la izquierda, la distribución de tensiones debida a la carga de tracción en el inserto. En el centro, la distribución de tensiones debidas a las cargas de flexión en el inserto. A la derecha, las tensiones de tracción en los laminados de CFRP.	86
Fig. 5.5. Representación esquemática ampliada de las tensiones internas soportadas por la estructura del alojamiento de rodamiento. Los laminados de CFRP se representan en negro, el material de refuerzo en azul y las condiciones de carga en gris.	87
Fig. 5.6. (a) Representación esquemática de la geometría final de los insertos. (b) Inserto fabricado mediante AM tras el proceso de curado del CFRP. Las láminas de preimpregnado están unidas a las superficies cilíndricas externa e interna del anillo de la probeta.	89

Fig. 5.7. Proceso de corte de las capas de preimpregnado de CFRP.	90
Fig. 5.8. (a) Patrones triangulares en el interior de los insertos con 20% de relleno. (b) Patrones circunferenciales en el interior de los insertos con 100% de relleno.	94
Fig. 5.9. Probetas del ensayo de resolución a patrones con dimensión característica entre 0,3 mm y 1 mm. A la izquierda, los patrones de corrugado circunferencial. En el medio, los patrones de corrugado axial. A la derecha, los patrones de protrusiones piramidales.	96
Fig. 5.10. Probetas del ensayo de resolución a patrones con dimensión característica entre 1,25 mm y 3 mm. A la izquierda, los patrones de corrugado circunferencial. En el medio, los patrones de corrugado axial. A la derecha, los patrones de protrusiones piramidales.	96
Fig. 5.11. A la izquierda, representación esquemática de las distintas geometrías superficiales diseñadas. De arriba a abajo: superficie lisa, corrugado circunferencial, corrugado axial y salientes en forma de pirámide. A la derecha, corte transversal de las geometrías.	97
Fig. 5.12. Probetas sometidas a un proceso de curado mediante bolsas de vacío en el interior de un horno.	98
Fig. 5.13. Proceso de curado mediante prensa de platos calientes: (a) esquema en el que se representan las distribuciones de presión y (b) imagen tomada durante el proceso de fabricación.	99
Fig. 5.14. Diseño del molde de aluminio para fabricación de las probetas.	99
Fig. 5.15. Elemento de presión de silicona.	100
Fig. 5.16. Esquema del utillaje propuesto en la norma ASTM D 2290.	101
Fig. 5.17. Utillaje para el ensayo de tracción anular: (a) fotografía del conjunto y (b) vista en sección que muestra los distintos componentes.	101
Fig. 5.18. Resultados de la simulación del modelo lineal simplificado. (a) Desplazamientos. (b) Tensiones de Von Mises.	102
Fig. 5.19. Resultados de simulaciones locales detalladas. (a) Semidisco. (b) Pieza crítica de la mordaza.	103
Fig. 5.20. Ejemplo de una curva carga-desplazamiento obtenida en el ensayo de tracción de anillos diseñado. La línea discontinua representa la aproximación lineal utilizada para el cálculo de la rigidez.	104

Fig. 5.21. Línea de tendencia del ensayo de calibración.....	106
Fig. 5.22. Curvas carga-desplazamiento típicas para cada tipo de probeta. Los números de ensayo se indican en la Tabla 5.8.....	109
Fig. 5.23. Diferencias en la media e intervalo de confianza de los límites de primer fallo y de rotura de todos los insertos de fabricación aditiva ensayados. Los ID se indican en la Tabla 5.8.	109
Fig. 5.24. Media y regiones de confianza de las probetas con insertos de fabricación aditiva (ID 7) y de las probetas de CF-SMC (ID 8).....	111
Fig. 5.25. (a) Probeta con inserto de AM tras el ensayo de tracción. (b) Probeta de CF-SMC tras el ensayo de tracción.	112
Fig. D.1. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y silicona a 20°C, 60mm/min y 50N.....	159
Fig. D.2. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y teflón a 20°C, 60mm/min y 50N.....	159
Fig. D.3. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y silicona a 30°C, 12mm/min y 50N.....	160
Fig. D.4. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y teflón a 30°C, 12mm/min y 50N.....	160
Fig. D.5. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y silicona a 30°C, 60mm/min y 50N.....	161
Fig. D.6. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y teflón a 30°C, 60mm/min y 50N.....	161
Fig. D.7. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y silicona a 30°C, 60mm/min y 150N.....	162
Fig. D.8. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y teflón a 30°C, 60mm/min y 150N.....	162
Fig. D.9. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y silicona a 30°C, 300mm/min y 50N.....	163
Fig. D.10. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y teflón a 30°C, 300mm/min y 50N.....	163
Fig. D.11. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y silicona a 40°C, 60mm/min y 50N.....	164

Fig. D.12. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y teflón a 40°C, 60mm/min y 50N.....	164
Fig. D.13. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y silicona a 50°C, 60mm/min y 50N.....	165
Fig. D.14. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y teflón a 50°C, 60mm/min y 50N.....	165
Fig. E.1. Gráfica de los ensayos a probetas con inserto de AM con superficie lisa, sin chorreado, 20% de relleno y curado con bolsa de vacío.....	166
Fig. E.2. Gráfica de los ensayos a probetas con inserto de AM con corrugado circunferencial, sin chorreado, 20% de relleno y curado con bolsa de vacío.	166
Fig. E.3. Gráfica de los ensayos a probetas con inserto de AM con corrugado axial, sin chorreado, 20% de relleno y curado con bolsa de vacío.	167
Fig. E.4. Gráfica de los ensayos a probetas con inserto de AM con protrusiones piramidales, sin chorreado, 20% de relleno y curado con bolsa de vacío.	167
Fig. E.5. Gráfica de los ensayos a probetas con inserto de AM con superficie lisa, con chorreado, 20% de relleno y curado con bolsa de vacío.....	168
Fig. E.6. Gráfica de los ensayos a probetas con inserto de AM con superficie lisa, sin chorreado, 100% de relleno y curado con bolsa de vacío.....	168
Fig. E.7. Gráfica de los ensayos a probetas con inserto de AM con superficie lisa, sin chorreado, 100% de relleno y curado con prensado térmico.....	169
Fig. E.8. Gráfica de los ensayos a probetas de CF-SMC.....	169

Lista de Tablas

Tabla 3.1. Parámetros del ensayo para las pruebas de adhesión.	46
Tabla 3.2. Tabla resumen de los resultados de DSC.	51
Tabla 3.3. Valores de los factores de desplazamiento C_1 y C_2 a 30°C y 45°C calculados a partir de los ensayos de adhesión sobre muestras de material compuesto preimpregnado.	54
Tabla 3.4. Valores de C_1 obtenidos a partir de ensayos reológicos a $T_{ref}=30^{\circ}C$	56
Tabla 3.5. Valores de C_2 obtenidos a partir de ensayos reológicos a $T_{ref}=30^{\circ}C$	56
Tabla 3.6. Valores de C_1 obtenidos a partir de ensayos reológicos a $T_{ref}=45^{\circ}C$	56
Tabla 3.7. Valores de C_2 obtenidos a partir de ensayos reológicos a $T_{ref}=45^{\circ}C$	57
Tabla 4.1. Matriz de ensayos para el estudio del contacto tipo II.	71
Tabla 5.1. Propiedades de las láminas de preimpregnado CC206 ET445 43% T300 3k proporcionadas por el fabricante.	90
Tabla 5.2. Tabla comparativa de propiedades térmicas de materiales disponibles.	92
Tabla 5.3. Propiedades del filamento de fabricación aditiva PAHT CF15 en condiciones secas, proporcionadas por el fabricante.	92
Tabla 5.4. Parámetros de la impresora MEX/P Ultimaker S5. Los parámetros de relleno varían entre los distintos casos, mientras que el resto permanece constante.	93
Tabla 5.5. Mediciones obtenidas durante el ensayo de calibración.	105
Tabla 5.6. Resumen de las combinaciones de parámetros en las probetas ensayadas, incluyendo la cantidad fabricada para cada caso.	106
Tabla 5.7. Medias y errores estándar del límite de primer fallo y del límite de rotura para las distintas combinaciones de parámetros en los insertos de fabricación aditiva y en los insertos de referencia de CF-SMC.	108
Tabla 5.8. Tensiones en puntos críticos durante la rotura final de las probetas AM en la fase cinco, calculadas mediante el modelo estructural descrito en la sección 5.2.1.	113

Abreviaturas y Acrónimos

AFP	Automatic Fiber Placement (Colocación Automática De Fibra)
AM	Additive Manufacturing (Fabricación Aditiva)
APP	Advanced Ply Positioning (Posicionamiento Avanzado De Pieles)
ASTM	American Society For Testing And Materials (Sociedad Estadounidense De Ensayos Y Materiales)
ATL	Automated Tape Laying (Colocación Automática De Cinta)
CAD	Computer-Aided Design (Diseño Asistido Por Ordenador)
CFRP	Carbon Fiber Reinforced Polymer (Polímero Reforzado Con Fibra De Carbono)
CF-SMC	Carbon Fiber Sheet Molding Compound (Compuesto Moldeado En Lámina Con Fibra De Carbono)
CNC	Computer Numerical Control (Control numérico por ordenador)
DF	Diaphragm Forming (Preformado Por Diafragma)
DMA	Dynamic Mechanical Analysis (Análisis Mecánico Dinámico)
DOC	Degree Of Cure (Grado De Curado)
DSC	Differential Scanning Calorimetry (Calorimetría Diferencial De Barrido)
FPP	Fiber Patch Placement (Colocación de Parches de Fibra)
HDT	Heat Deflection Temperature (Temperatura De Deformación Bajo Carga)
LOWFLIP	Low Force Flexible Industrial Preforming (Preformado Industrial Flexible De Baja Fuerza)
MEX/P	Material Extrusion / Printing (Extrusión / Impresión De Material)
NCF	Non-Crimp Fabric (Tejido Sin Ondulación)
OoA	Out of Autoclave (Fuera de Autoclave)

PA	Polyamide (Poliamida)
PAHT CF15	High-Temperature Polyamide With 15% Carbon Fiber (Poliamida De Alta Temperatura Con 15% De Fibra De Carbono)
PCM	Prepreg Compression Moulding (Moldeo Por Compresión De Preimpregnado)
PDT	Progressive Draping Technology (Tecnología De Preformado Progresivo)
PET	Polyethylene Terephthalate (Polietileno Tereftalato)
PF	Press Forming (Preformado Por Compresión)
PLA	Polylactic Acid (Ácido Poliláctico)
PTFE	Polytetrafluoroethylene (Politetrafluoroetileno)
RTM	Resin Transfer Moulding (Moldeo Por Transferencia De Resina)
SAOS	Small-Amplitude Oscillatory Shear (Cizalladura Oscilatoria de Pequeña Amplitud)
TGA	Thermogravimetric Analysis (Análisis Termogravimétrico)
TRIOS	TRIOS Software (Software De Análisis Reológico De TA Instruments)
TTS	Time-Temperature Superposition (Superposición Tiempo-Temperatura)
UPM	Universidad Politécnica De Madrid
UV	Ultravioleta
VARTM	Vacuum-Assisted Resin Transfer Moulding (Moldeo Por Transferencia De Resina Asistido Por Vacío)
WLF	Williams-Landel-Ferry Model (Modelo De Superposición Tiempo-Temperatura)

1. Introducción

1.1. Motivación

Los materiales compuestos reforzados con fibras, en especial los laminados de matriz epoxi y refuerzo de fibra de carbono (CFRP), han revolucionado el diseño estructural en sectores como la aeronáutica, la automoción o el deporte de alto rendimiento. Su alta resistencia específica y rigidez, combinadas con la posibilidad de diseño direccional de propiedades, los convierten en materiales clave para estructuras ligeras, capaces de mejorar la eficiencia y las prestaciones mecánicas de los componentes de los que forman parte. En el sector aeroespacial, por ejemplo, los CFRP representan un alto porcentaje del peso estructural de las aeronaves modernas, como el Boeing 787 Dreamliner y el Airbus A350 XWB, lo que ha permitido mejoras significativas en el consumo del combustible y reducción de emisiones. En automoción, su uso también se está expandiendo rápidamente con aplicaciones en chasis, paneles de carrocería y refuerzos estructurales, impulsado fundamentalmente por la necesidad de aligeramiento para vehículos eléctricos y las nuevas reglamentaciones sobre reducción de emisiones. Se estima que el mercado global de CFRP crecerá de forma sostenida durante la próxima década, impulsado por su adopción transversal en sectores como energía, transporte o construcción [1]. Este crecimiento genera una presión creciente sobre los procesos de fabricación de este tipo de materiales compuestos, que deben ser optimizados y automatizados para poder cubrir las exigencias de volumen, calidad y coste de una producción industrial a gran escala.

Con el objetivo de hacer frente a estas necesidades, han surgido recientemente nuevas tecnologías de automatización para la fabricación con materiales compuestos que incluyen métodos como el preformado por compresión, el doble diafragma, la colocación automática de fibra (Automatic Fiber Placement, AFP), la colocación de parches de fibra (Fiber Patch Placement, FPP), o el conformado en prensa (Press Forming, PF), y procesos de consolidación como el moldeo por compuestos en lámina (Sheet Moulding Compound, SMC), el moldeo por transferencia de resina (Resin Transfer Moulding, RTM), o el moldeo por compresión de preimpregnado (Prepreg Compression Moulding, PCM). Estas técnicas buscan equilibrar productividad, calidad y costes, pero presentan limitaciones importantes al fabricar piezas 3D complejas con estos materiales,

especialmente en la etapa de preformado, donde la fricción entre capas y el molde genera defectos que reducen sus propiedades mecánicas finales. Dentro de estas tecnologías, los procesos que utilizan materiales preimpregnados se han consolidado como una de las opciones preferentes en aplicaciones estructurales de alto rendimiento. Esto se debe fundamentalmente a su excelente control sobre la relación fibra/resina, su homogeneidad y su compatibilidad con procesos de curado en autoclave o fuera de autoclave. Frente a otras alternativas como los procesos de infusión o RTM, los preimpregnados ofrecen mayor precisión dimensional y propiedades mecánicas superiores. En su contra, presentan desafíos específicos relacionados con su manipulación y conformado, debido a su naturaleza viscoelástica en estado no curado. En este contexto, la tecnología Progressive Draping Technology (PDT) [2] desarrollada por AEON-T Composite Technologies (spinoff de la UPM) destaca como una solución innovadora, al permitir el conformado de fibras 2D en formas 3D complejas aplicando presión de forma progresiva, lo que permite reducir significativamente la fricción interlaminar y los defectos generados. A diferencia de otras tecnologías convencionales que sacrifican productividad o calidad, la tecnología PDT permite fabricar preformas de alta calidad con tiempos de ciclo reducidos, tal y como se muestra en la Fig. 1.1, mostrando gran potencial para aplicaciones industriales, especialmente en

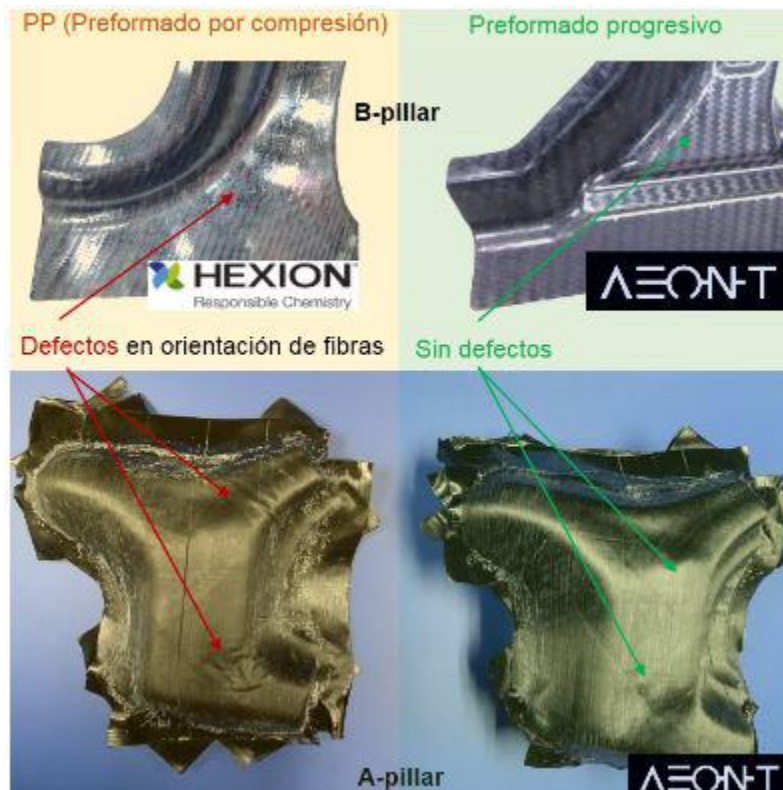


Fig. 1.1. Comparativa de resultados entre PF y PDT.

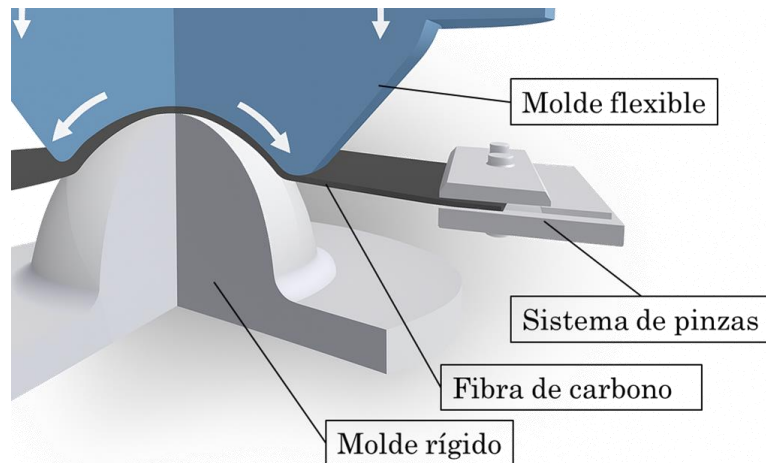


Fig. 1.2. Representación esquemática de la tecnología de preformado progresivo (PDT).

automoción y aeronáutica. El proceso, que se detalla en mayor profundidad en la sección 2.3 de este documento, se basa en el uso de un molde flexible que presiona gradualmente las fibras, previamente sujetas por un sistema de pinzas, contra un molde rígido con la forma final de la pieza, según se puede observar en la Fig. 1.2.

Pese a estas grandes ventajas de la tecnología PDT, el éxito de su implantación industrial aún requiere de ciertos desarrollos tecnológicos. Entre ellos, destaca la comprensión más detallada de los mecanismos tribológicos que gobiernan el contacto entre las láminas de preimpregnados no curadas y los utillajes del proceso con los que entran en contacto. Los procesos de fabricación con preimpregnados presentan dos tipos fundamentales de interacción tribológica, que deben ser comprendidos y controlados para garantizar la calidad del producto final. Por un lado, se encuentra el proceso de adhesión entre el preimpregnado y el molde rígido (en adelante, contacto tipo I), el cual determina en gran medida la precisión del posicionamiento de las capas de preimpregnado y la facilidad de desmoldeo tras su preformado. Por otro, los extremos de las capas de preimpregnado deben ser capaces de deslizarse de manera controlada en el sistema que las sujeta a medida que avanza el proceso y se produce la adaptación de las fibras. Por este motivo, la fricción existente entre el material preimpregnado y los materiales antiadherentes utilizados en los sistemas de pinzas (en adelante, contacto tipo II), influye en la capacidad de dicho material para adaptarse correctamente a geometrías complejas, sin inducir arrugas ni desplazamientos indeseados. Ambos tipos de contactos (I y II) están fuertemente condicionados por parámetros de proceso como son la temperatura, la carga y la velocidad de deformación. Por tanto, su comprensión resulta clave para poder desarrollar mejoras tecnológicas en los procesos de

automatización con composites. A pesar de su importancia, el comportamiento de este tipo de contactos ha sido escasamente caracterizado en la literatura.

Por otra parte, el desarrollo industrial futuro de la tecnología PDT no solo depende de la calidad y repetibilidad del proceso de preformado, sino que también debe garantizar que los productos finales cumplan con los requisitos estructurales exigidos y estos sean competitivos respecto a otras tecnologías. En los laminados de CFRP, las cargas fuera del plano constituyen una limitación bien documentada en el estado del arte, que limitan las capacidades de poder fabricar componentes en materiales compuestos. Con el fin de vencer esta problemática, AEON-T propone la incorporación localizada de insertos compatibles fabricados aditivamente, con el fin de reforzar estas zonas críticas con cargas fuera de plano. La viabilidad de esta estrategia está estrechamente ligada a la capacidad de adhesión entre el material compuesto preimpregnado y los insertos aditivos empelados durante el proceso de la consolidación conjunta de ambos, por lo que el estudio de este contacto también resulta fundamental para la implantación industrial de la PDT.

En este contexto, el presente proyecto de doctorado industrial, galardonado con la ayuda para doctorados industriales de la Comunidad de Madrid en su convocatoria de 2019, se centra en la caracterización y mejora de los mecanismos de contacto que intervienen en la interacción entre los materiales compuestos reforzados con fibras y los utillajes e insertos aditivos empleados en su preformado y consolidación, ahondando en la estrecha colaboración existente entre la Universidad Politécnica de Madrid y AEON-T Composite Technologies.

1.2. Objetivos

Tal y como se ha justificado en la motivación de esta Tesis, el principal objetivo de la misma se centra en dar respuesta a la necesidad de **caracterización del comportamiento de los mecanismos de adhesión y fricción de los materiales compuestos preimpregnados durante sus procesos de fabricación**, ya sea en la interacción del preimpregnado con los utillajes durante el preformado, como en el proceso de consolidación del mismo junto con insertos fabricados aditivamente.

Para poder cumplir con este objetivo general, se han planteado un conjunto de metodologías experimentales que buscan alcanzar una serie de objetivos secundarios necesarios:

- **Caracterización de la adhesión entre preimpregnado y un utillaje rígido, correspondiente al contacto tipo I.** Este tipo de contacto presenta el siguiente reto técnico fundamental: debe permitir el correcto desmoldeo de la preforma, sin perjudicar con ello la calidad de la adaptación de las fibras al molde.
- **Caracterización del principio de superposición tiempo-temperatura en el contacto tipo I.** Esta caracterización resulta necesaria para poder caracterizar el comportamiento viscoelástico del material preimpregnado en función de la temperatura y los parámetros de proceso. La aplicación de este principio permite extrapolar el comportamiento adhesivo del contacto tipo I más allá de los rangos de tiempo de contacto y temperatura caracterizados experimentalmente que, a menudo, están limitados por capacidades de los equipos de ensayo o por el número de ensayos disponibles.
- **Caracterización del contacto de fricción entre el preimpregnado no curado y materiales antiadherentes (contacto tipo II)** comúnmente empleados en los utillajes del sistema de sujeción. Este contacto condiciona la capacidad de deslizamiento del material durante el proceso de conformado.
- **Caracterización del contacto entre preimpregnado e insertos de fabricación aditiva introducidos en laminados durante su consolidación.** Una correcta caracterización e integración de los insertos en los laminados de CFRP permite mejorar el comportamiento mecánico bajo cargas fuera del plano. De esta manera, controlando el comportamiento y viabilizando la inclusión de este tipo de refuerzos locales en las estructuras CFRP, se amplía el marco de aplicación de la tecnología PDT a nuevas aplicaciones de gran interés.

1.3. Estructura del documento

Esta Tesis se organiza en siete capítulos, cada uno dedicado a una fase específica del trabajo desarrollado:

- **Capítulo 1: Introducción.** Expone la motivación del estudio y los objetivos planteados. Además, introduce los principales conceptos abordados a lo largo del documento.

- **Capítulo 2: Estado del arte.** Revisa las tecnologías de preformado, con especial atención a la tecnología PDT, y realiza un análisis crítico de los enfoques existentes para la caracterización de los contactos estudiados en esta Tesis.
- **Capítulo 3: Caracterización del contacto tipo I y principio de superposición tiempo-temperatura.** Propone una nueva metodología experimental que permite caracterizar el principio de superposición tiempo-temperatura en el contacto tipo I entre preimpregnados no curados y superficies de utillajes.
- **Capítulo 4: Caracterización del contacto tipo II.** Describe una metodología para estudiar la fricción entre preimpregnados no curados y materiales de baja adherencia, con el objetivo de comprender el comportamiento tribológico en condiciones representativas de proceso.
- **Capítulo 5: Unión adhesiva entre insertos fabricados mediante MEX/P y laminados de CFRP.** Explora el uso de insertos poliméricos fabricados mediante MEX/P como refuerzos locales en estructuras de CFRP sometidas a cargas fuera del plano. A través del caso de un asiento de rodamiento, se desarrolla una metodología para caracterizar la unión adhesiva entre el inserto y el laminado, así como la resistencia estructural global.
- **Capítulo 6: Conclusiones.** Resume los principales hallazgos del proyecto de doctorado industrial, destacando las aportaciones científicas y técnicas alcanzadas.
- **Capítulo 7: Trabajos futuros.** Identifica líneas de investigación abiertas y posibles aplicaciones de las metodologías desarrolladas, con el objetivo de seguir avanzando en el conocimiento de los fenómenos tribológicos en procesos de moldeo de preimpregnados.

2. Estado del arte

El desarrollo de componentes estructurales mediante materiales compuestos reforzados con fibra ha adquirido una relevancia creciente en sectores como la aeronáutica, el transporte o la energía, gracias a su elevada relación resistencia/peso, la posibilidad de integración funcional y la adaptabilidad del diseño. En particular, el uso de preimpregnados ofrece ventajas significativas dentro de la familia de los materiales compuestos, como es su contenido de resina controlado, una excelente impregnación de las fibras y una buena repetibilidad del proceso, lo que permite obtener piezas de altas prestaciones y fiabilidad. Estas características hacen que los preimpregnados sean especialmente adecuados para aplicaciones estructurales exigentes.

En su contra, el comportamiento mecánico de los materiales preimpregnados durante las fases previas al curado, especialmente durante su conformado, sigue siendo una fuente de incertidumbre para las etapas de diseño y simulación de procesos automáticos. Esto último dificulta enormemente su mejora tecnológica. En este contexto, los distintos contactos en los que se encuentra involucrado el preimpregnado durante su manipulación y procesado juegan un papel determinante en la aparición de defectos. Estos defectos pueden deberse a la aparición de arrugas, desalineaciones o la falta de consolidación. A pesar de los avances más recientes, las metodologías experimentales aplicadas al conocimiento del comportamiento de estos fenómenos tribológicos son aún limitadas y no siempre reflejan de forma adecuada la respuesta viscoelástica de los materiales involucrados en el proceso.

El contenido de este capítulo tiene como objetivo revisar el estado actual de los materiales compuestos estructurales preimpregnados, sus procesos de conformado y los contactos que en ellos aparecen, las metodologías existentes para la caracterización experimental de estos contactos, y los modelos de adhesión y fricción empleados. Esta revisión ha servido como base para el desarrollo de las distintas metodologías propuestas en esta Tesis, identificando las fortalezas de los trabajos existentes en la literatura y adaptándolos a las necesidades específicas surgidas de los desarrollos industriales de AEON-T.

2.1. Materiales compuestos

Los materiales compuestos están constituidos por una matriz continua (polimérica, metálica o cerámica) y un refuerzo (en forma de fibras, partículas...), siendo los sistemas polímero-fibra continua los más empleados en la industria debido a su ligereza y versatilidad de procesamiento.

La creciente demanda de soluciones ligeras, resistentes y duraderas ha impulsado el desarrollo y uso de estos materiales en sectores como la aeronáutica, automoción, energía eólica, ferroviario, deportivo y de infraestructuras [3,4]. Los materiales compuestos presentan ventajas claras frente a los metales tradicionales: elevada relación resistencia/peso, resistencia a la corrosión, propiedades anisotrópicas ajustables mediante el diseño del laminado y la posibilidad de integrar múltiples funciones estructurales en una sola pieza [5–7].

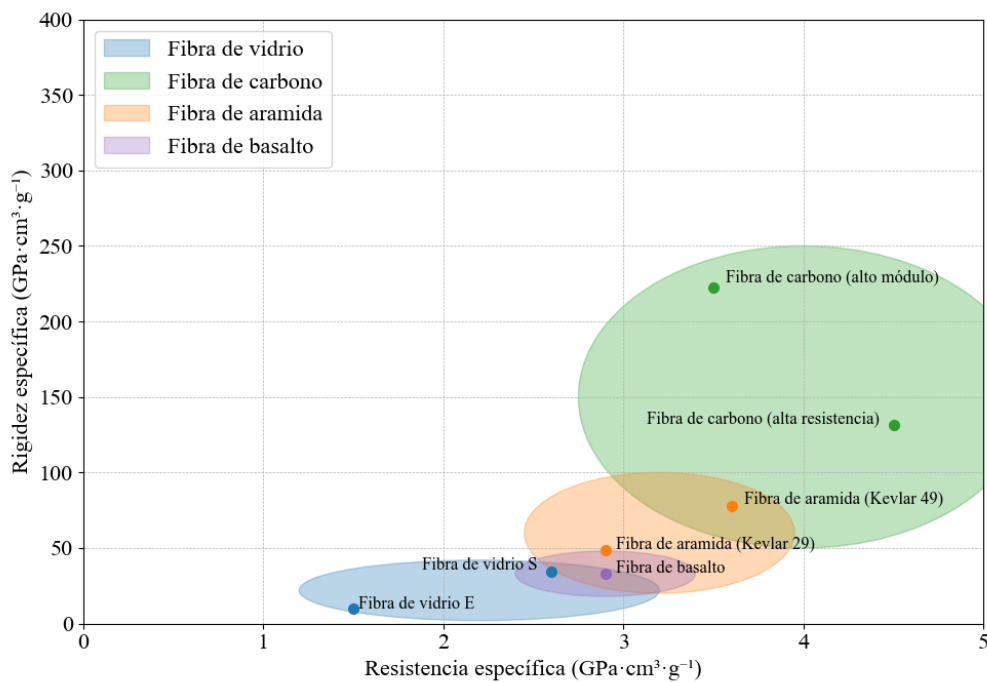


Fig. 2.1. Comparativa de resistencia específica a tracción y módulo elástico específico de diferentes fibras comúnmente utilizadas en materiales compuestos [8].

En las últimas décadas, los compuestos de matriz polimérica reforzados con fibra continua han cobrado especial protagonismo en sectores de alto valor añadido [9]. Entre ellos destacan los compuestos reforzados con fibra de carbono (CFRP, por sus siglas en inglés), que constituyen una de las tecnologías más avanzadas dentro de esta categoría [10]. Como se puede observar en la Fig. 2.1, estos materiales destacan por su altísima rigidez y resistencia específica, así como por su excelente

comportamiento a fatiga, lo que ha posibilitado su implementación a gran escala en estructuras aeronáuticas. En aviones comerciales como el Boeing 787 y el Airbus A350, los CFRP representan más del 50 % en peso de la estructura primaria del fuselaje y las alas [11].

Las aplicaciones de los CFRP se han diversificado notablemente en las últimas dos décadas. A nivel global, sectores como el eólico, el del transporte terrestre y el de los recipientes a presión, han superado en volumen de consumo al sector aeroespacial, tradicionalmente dominante [12]. Esta expansión ha sido posible gracias al desarrollo de fibras de carbono de bajo coste (como las de alto número de filamentos o "large tow") y tecnologías de procesamiento más eficientes, como la infusión de resina o el moldeo fuera de autoclave [13].

A pesar de sus ventajas, los materiales compuestos presentan ciertas limitaciones. Entre ellas, destacan la alta sensibilidad del comportamiento mecánico final con la calidad del proceso de fabricación, la dificultad de reciclado [14,15], el coste elevado de las materias primas [15,16], y la necesidad de técnicas de diseño y simulación específicas debido a su carácter anisotrópico.

Los materiales compuestos estructurales pueden clasificarse en dos grupos en función de la manera en que se combina refuerzo y matriz: tejidos secos o preimpregnados. Los tejidos secos están formados únicamente por la fibra de refuerzo, ya sea en forma de tejido bidimensional, multiaxial o unidireccional. Requieren un proceso posterior de impregnación con resina durante la fabricación de la pieza, lo que ofrece ventajas en términos de coste, almacenamiento, vida útil y flexibilidad del proceso [17,18]. No obstante, su uso presenta desafíos en la calidad de la impregnación, el contenido de vacío y la reproducibilidad de las propiedades.

Por el contrario, los tejidos preimpregnados son materiales en los que las fibras ya han sido impregnadas previamente con la matriz polimérica (habitualmente termoestable en estado B) durante su fabricación [19]. Esta configuración garantiza una distribución uniforme de la resina [20,21], un contenido preciso del material de refuerzo y excelentes propiedades mecánicas en el producto final [22]. Sin embargo, requieren condiciones de almacenamiento en frío, tienen una vida útil limitada y precisan procesos más exigentes en términos de conformado y curado.

Independientemente del tipo de refuerzo, el procesado de materiales compuestos se divide en tres etapas principales [23]:

- Preparación de las fibras o pieles 2D: se realiza el corte y apilado de las capas de refuerzo siguiendo la arquitectura del laminado. Esto puede hacerse manualmente o mediante métodos automatizados, como el corte CNC o la colocación automática de fibras (AFP, por sus siglas en inglés) en 2D.
- Moldeo o preformado 3D: las capas planas se deben adaptar a la geometría del molde. En tejidos secos, esto se logra mediante utillajes, vacío, cosido o la aplicación de calor, previo a la impregnación con resina. En preimpregnados, la forma se define directamente sobre el molde, aprovechando la pegajosidad (tack) natural del material para facilitar la adhesión interlaminar y al utillaje. Tradicionalmente, este proceso se ha realizado mediante laminación manual [24]. No obstante, en las últimas décadas se han desarrollado múltiples tecnologías industriales de preformado, con distintos niveles de automatización y control, que permiten mejorar la repetibilidad y eficiencia del proceso. Dado que esta fase está estrechamente vinculada con los objetivos principales de esta Tesis, dichas tecnologías se analizan en mayor profundidad en la sección 2.2 de este documento.
- Curado de la resina: en esta fase se lleva a cabo la consolidación final del laminado. Los tejidos secos se impregnan con resina mediante impregnación manual o técnicas como infusión al vacío (VARTM) o moldeo por transferencia de resina (RTM), y posteriormente se curan térmicamente. Los preimpregnados requieren únicamente la etapa de curado. El método más habitual es el curado en autoclave, bajo presión y temperatura controladas, aunque existen soluciones fuera de autoclave (OoA) como el curado en prensas calientes, microondas o UV, especialmente en sectores industriales con altos volúmenes de producción.

La elección entre las distintas tecnologías existentes para cada una de las tres etapas anteriores resulta determinante para adecuar el proceso productivo a los requisitos específicos de diseño, costes, volumen de fabricación y prestaciones mecánicas esperadas. En este contexto, los materiales preimpregnados han experimentado en las últimas décadas un notable incremento en su uso dentro del mercado global de los composites de matriz polimérica [25]. Su elevada precisión, reproducibilidad y compatibilidad con tecnologías de automatización los han convertido en una alternativa preferente no solo en el sector aeronáutico, sino también en áreas como la automoción, los productos deportivos avanzados y otras

aplicaciones industriales de alta exigencia. Este auge se ha visto impulsado por la mejora de las formulaciones de resinas de curado rápido, la disponibilidad de fibras de menor coste y, especialmente, el avance de técnicas de moldeo automatizadas que permiten escalar la producción hasta los volúmenes requeridos por estos sectores sin comprometer la calidad del producto final [26–28].

2.2. Tecnologías industriales de preformado

El preformado es una etapa crítica en la fabricación de componentes en materiales compuestos, ya que permite transformar un apilado bidimensional de capas de refuerzo en una geometría tridimensional que se ajuste a la forma final de la pieza. Se trata de un proceso complejo en el que intervienen múltiples fuerzas de distinta naturaleza. Por un lado, las propias fibras de refuerzo presentan una rigidez a la flexión, pero en el caso de tejidos secos no impregnados, esta rigidez es significativamente menor que la rigidez en el plano, ya que puede producirse deslizamiento interlaminar con poca resistencia. Sin embargo, cuando se trata de materiales preimpregnados, el laminado adquiere una rigidez significativa a la cortadura interlaminar, lo que se traduce en una mayor resistencia a la flexión fuera del plano [29,30]. Al conformar geometrías de doble curvatura entra en juego también la cortadura en el plano, cuya resistencia también está dominada por las propiedades del polímero de la matriz. Además de oponerse al conformado, esta rigidez intralaminar puede generar fuerzas de compresión en las fibras, lo que da lugar a la aparición de arrugas.

Junto con la resistencia interna del propio material, durante el proceso de conformado también actúan fuerzas de fricción entre el preimpregnado y las superficies sobre las que debe deslizar, así como fuerzas de adhesión en superficies como el molde sobre el que se realiza el preformado, o utillajes de manipulación de pieles, y que deben garantizar un correcto posicionamiento de las pieles para asegurar la tolerancia geométrica. Por estos motivos, resulta de gran relevancia comprender y controlar los fenómenos de adhesión y fricción que se producen entre el preimpregnado y las superficies con las que interactúa. Este conocimiento permite mitigar los efectos perjudiciales asociados a dichos fenómenos y, al mismo tiempo, aprovechar aquellos que resultan beneficiosos. A continuación, se describen los principales procesos industriales de preformado, explicando sus principios de funcionamiento, ventajas y limitaciones, con especial énfasis en los contactos tribológicos que se generan durante el proceso y que son objeto de estudio en esta Tesis. Aunque los desarrollos de esta Tesis se centran en la mejora del

proceso de preformado PDT, muchos de los resultados que derivan de ella son también de aplicación para alguna de estas tecnologías.

2.2.1. Preformado por compresión (PF)

Uno de los métodos más extendidos en producción en serie es el press forming o conformado por compresión. Este método, derivado de la tecnología de estampación de metales, consiste en aplicar presión mediante moldes rígidos para adaptar el laminado a la geometría deseada. Tal y como se muestra en la Fig. 2.2, las fibras (1) son colocadas en un sistema de sujeción (2) que las mantiene tensas y las introduce entre los dos semimoldes (3). Una vez posicionadas, la prensa cierra el molde adaptando las fibras a su geometría. El sistema de agarre de las fibras debe permitir ciertos deslizamientos para garantizar un drapeado correcto. Aunque este tipo de preformado puede aplicarse tanto a tejidos secos como a preimpregnados, se emplea principalmente con estos últimos, ya que no requieren procesos de impregnación adicionales. Su principal ventaja es la elevada productividad, al tratarse de un proceso de ciclo corto. No obstante, la presión directa puede generar arrugas, desalineaciones, bloqueos y otros defectos como recogen Azzouz et al [31] en su revisión.

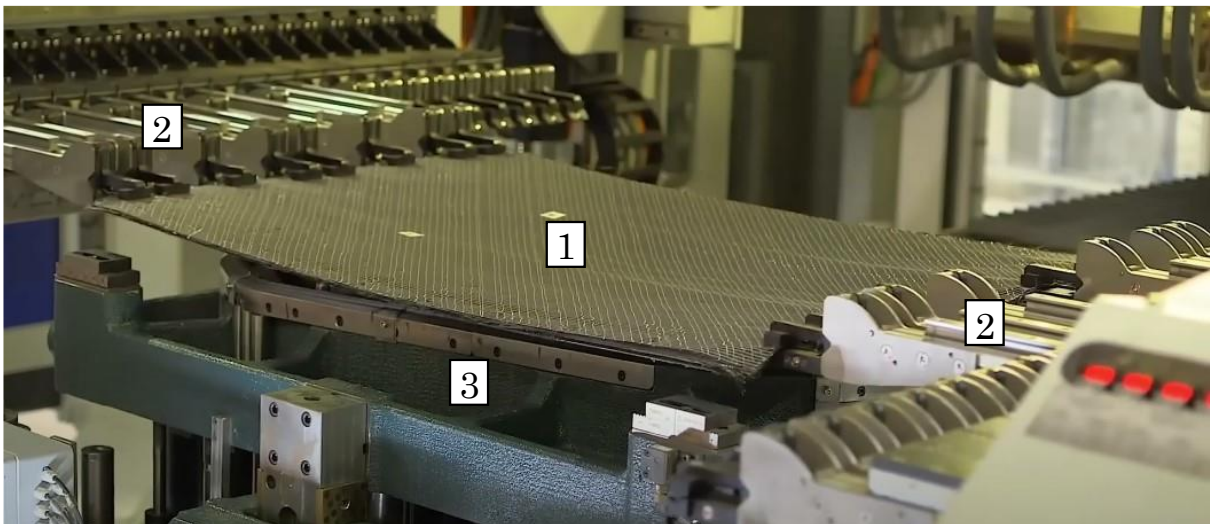


Fig. 2.2. Conformado por compresión de laminado multicapa de fibras secas NCF para componente estructural de BMW i3 donde se observan (1) las fibras, (2) el sistema de sujeción y (3) el semimolde inferior [36].

En PF, la calidad final depende en gran medida del diseño del utillaje, el control de la velocidad de cierre de los moldes y las fuerzas de adhesión y fricción presentes entre el laminado (especialmente si es preimpregnado) y los utillajes durante el proceso [30,31]. Autores como Nosrat Nezami et al. [32] o Jajpal et al. [33] han

desarrollado sistemas que reducen los defectos en laminados de una capa de tejido seco. No obstante, siguen presentando limitaciones en el preformado de laminados de múltiples capas [34], especialmente cuando se trabaja con preimpregnados, que presentan una fricción interlaminar y preimpregnado-utillajes superior a la de los tejidos secos [35].

2.2.2. Preformado por diafragma (DF)

Otra tecnología ampliamente utilizada para materiales preimpregnados es el conformado por diafragma, un proceso de conformado que combina vacío, presión y calor para dar forma al laminado. En esta técnica, el apilado de capas se sitúa dentro de una cámara calefactada, donde queda cubierto por una o varias membranas flexibles (diafragmas) tal y como se muestra en la Fig. 2.3. Aplicando vacío en toda la superficie del molde y, si es necesario, presión adicional desde la parte exterior, se consigue conformar el material de manera controlada, favoreciendo su adaptación a la geometría del molde y mejorando el contacto interlaminar. Existen dos variantes principales de este proceso: el conformado con diafragma simple y el de doble diafragma. En el primero, la membrana cubre únicamente la cara superior del laminado, ejerciendo la presión que empuja el material hacia el molde. En el segundo, más habitual en aplicaciones industriales, el material queda completamente envuelto entre dos membranas, lo que permite una distribución más uniforme del vacío y una reducción significativa de la fricción con el molde durante el proceso, ya que esta segunda membrana hace de separación entre el molde y el laminado. Pese a que esta tecnología reduce los defectos debidos a la fricción molde-laminado respecto a tecnologías más sencillas, como el conformado por compresión, también presenta ciertas limitaciones. Entre los principales desafíos se encuentran la aparición de arrugas o pliegues [39], asociados a distribuciones de las fuerzas de fricción con las membranas que generan esfuerzos de compresión en las fibras hasta llegar al pandeo local, o bloqueos en zonas cóncavas donde las fricciones con los utillajes e interlaminares impiden la correcta adaptación a la geometría [40]. Como evolución de esta técnica, se han propuesto soluciones híbridas como el hybrid vacuum-robotic forming, desarrollado por Elkington et al. [40], que incorpora asistencia robótica para reducir los bloqueos en zonas con curvaturas agudas, aplicando una fuerza adicional que permite vencer la fricción del preimpregnado con el molde. Aunque esta alternativa permite una mayor adaptabilidad geométrica que las soluciones tradicionales de preformado por diafragma, también implica un aumento adicional

en el tiempo de proceso, lo cual podría evitarse conociendo y controlando con precisión los fenómenos tribológicos que ocurren durante el proceso.

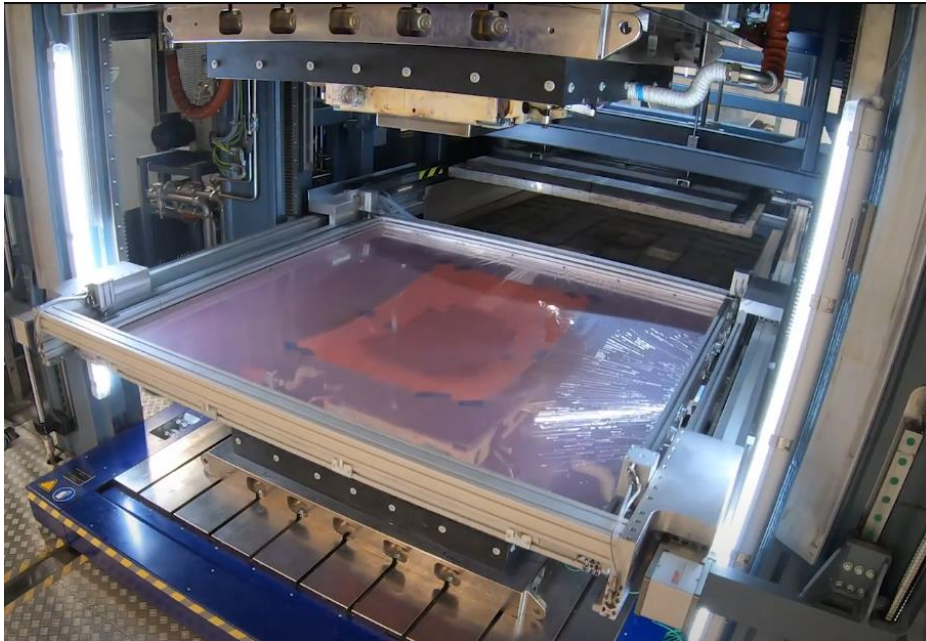


Fig. 2.3. Demostrador de conformado por doble diafragma Syensqo CYCOM EP2750 [41].

2.2.3. Soluciones pick-and-place

Las soluciones robóticas de tipo pick-and-place han adquirido un protagonismo creciente en el ámbito de la automatización de procesos de preformado debido a su capacidad para adaptarse a diferentes geometrías, su flexibilidad operativa y su elevada precisión en la colocación de las pieles de refuerzo. Estas tecnologías consisten en sistemas robotizados equipados con efectores finales que permiten recoger, transportar y posicionar las capas de material compuesto directamente sobre el molde, asegurando el control de orientación y continuidad entre capas.

Uno de los principales retos técnicos en estos sistemas radica en la transición desde la manipulación bidimensional a la conformación tridimensional, donde es necesario que los puntos de agarre del material se repositionen entre sí de forma coordinada para adaptarse a la geometría como se muestra en la Fig. 2.4. Esto último implica mantener distancias relativas constantes entre pinzas o permitir un deslizamiento controlado del material respecto a los puntos de sujeción, adaptándose así a la curvatura del molde sin generar tensiones no deseadas. En función del grado de control sobre este reposicionamiento, las tecnologías se dividen en dos grandes categorías: soluciones activas y pasivas [42]

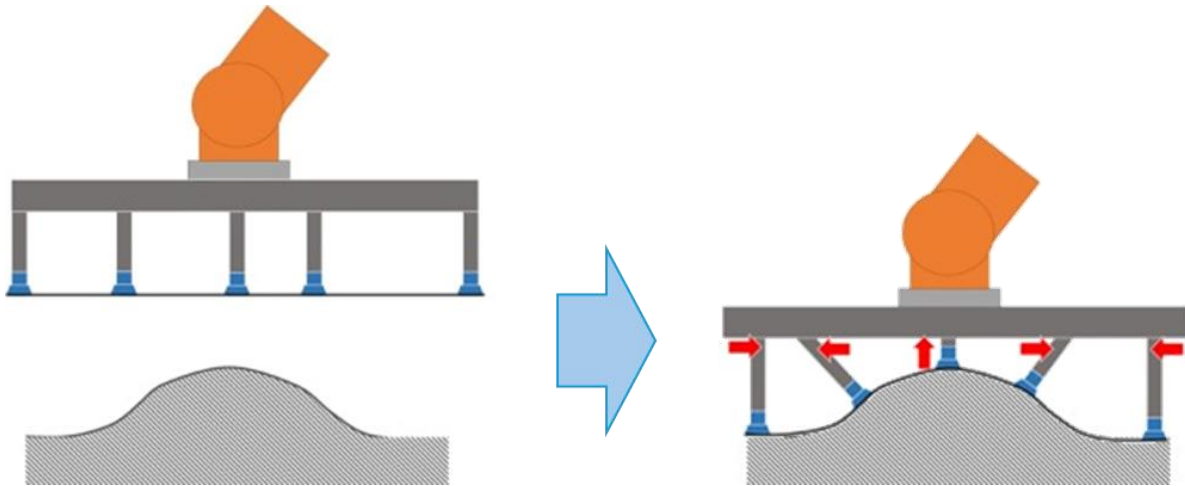


Fig. 2.4. Ejemplo simplificado de adaptación tridimensional en proceso de preformado pick-and-place. Figura adaptada de [42].

En el drapado activo, el movimiento relativo de los puntos de agarre se realiza mediante movimientos intencionados de los mismos para adaptarse a la geometría deseada. Dentro de este grupo, se engloban soluciones en las que dicho movimiento se realiza de forma programada mediante varios robots actuando de forma sincronizada y adaptando el material a la superficie del molde. Un ejemplo de esta categoría es el sistema de posicionamiento avanzado de pieles (APP) desarrollado por Szczeny et al. [43] en el marco del proyecto LOWFLIP, mostrado en la Fig. 2.5. También se han desarrollado soluciones más compactas en las que mecanismos embebidos en el efector final, como el mostrado en la Fig. 2.6, permiten deformar localmente la piel durante su aplicación sobre las geometrías de doble curvatura de los moldes [44–46].

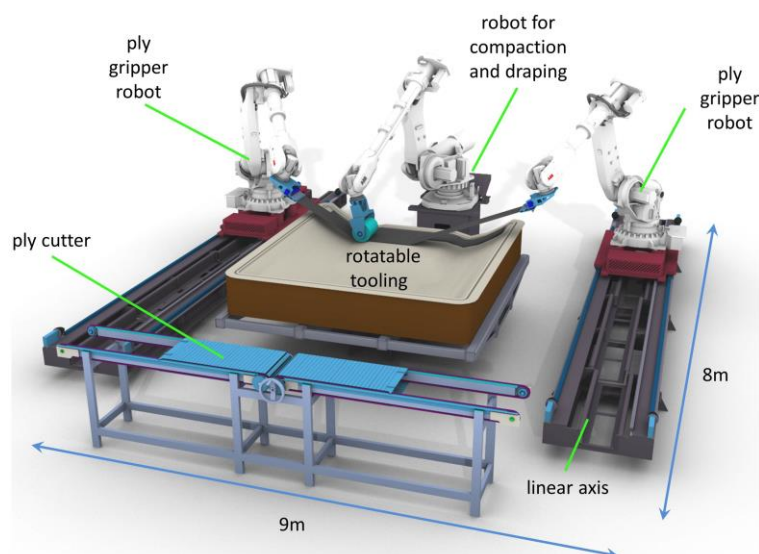


Fig. 2.5. Sistema de posicionamiento de pieles activo APP desarrollado en el proyecto LOWFLIP [43].



Fig. 2.6. FibreFORM de Loop Technology [45].

Por otro lado, las soluciones pasivas dependen del diseño del efector final para lograr que la piel adopte la forma deseada sin actuar directamente sobre los puntos de agarre. La mayoría se basan en membranas o superficies elásticas que, al aplicar presión contra el molde, se adaptan pasivamente a su geometría [47–49]. Si bien son sistemas más simples, presentan restricciones en cuanto a la profundidad y complejidad geométrica que pueden alcanzar. Para superar estas limitaciones, se han desarrollado enfoques como el de Löchte et al. [50], industrializado por la empresa FORMHAND GmbH (ver Fig. 2.7), o el *Fiber Patch Placement* (FPP) desarrollado por Snudenn et al. [51–53] y comercializado por CEVOTEC GmbH (ver Fig. 2.8), que permite una colocación segmentada y adaptable de pequeñas porciones del refuerzo.

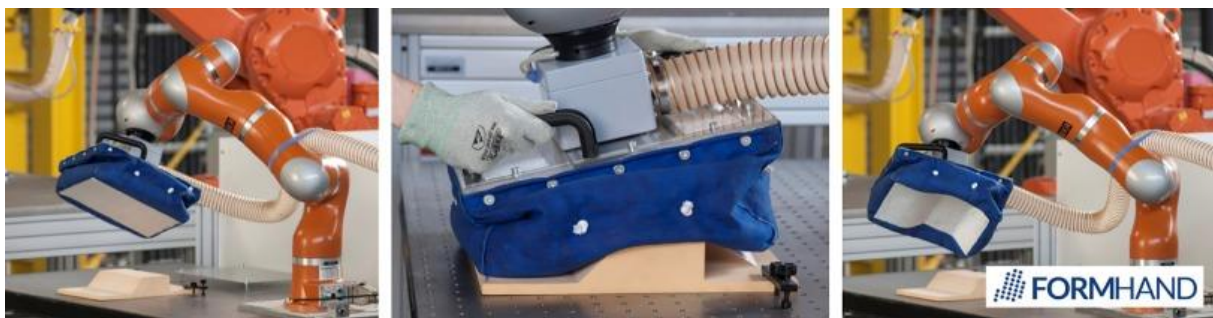


Fig. 2.7. Sistema de pick-and-place pasivo desarrollado por FORMHAND [42].

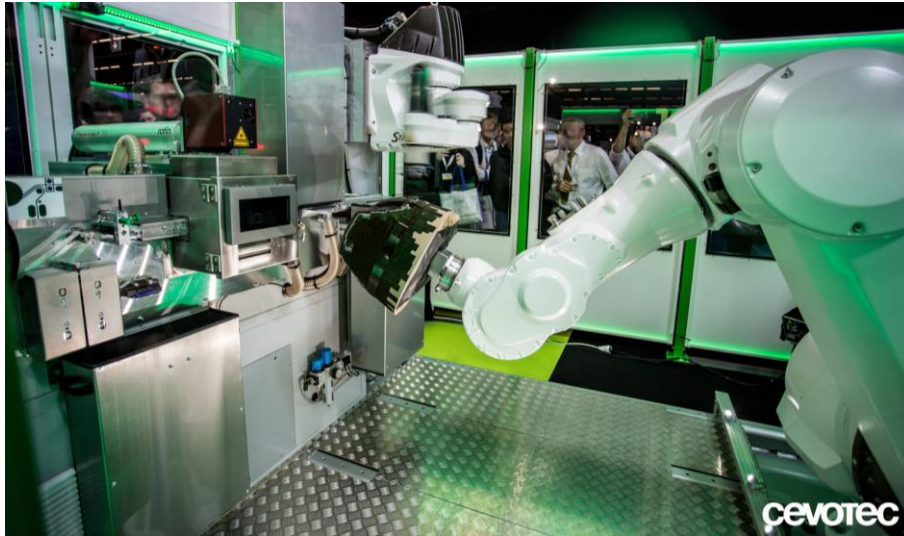


Fig. 2.8. Fiber Patch Placement de CEVOTEC [54].

El rendimiento de todos estos sistemas automatizados de pick-and-place depende en gran medida de la eficacia de los sistemas de agarre, que deben asegurar una sujeción firme de las pieles de refuerzo sin impedir su capacidad de deslizamiento y deformación en el plano (shear) controlados, permitiendo así una correcta adaptación a la geometría del molde. Además, la interacción entre el material y los utillajes debe estar cuidadosamente gestionada para evitar problemas de adherencia o fricción excesiva. Los diseños de estos sistemas de agarre varían en función del tipo de refuerzo utilizado, ya sea tejido seco o preimpregnado. La mayoría de los desarrollos tecnológicos se han enfocado en soluciones para tejidos secos, debido a la mayor facilidad de manipulación que ofrecen en comparación con los preimpregnados [42]. Estos últimos, a pesar de su creciente protagonismo en aplicaciones industriales [25], presentan desafíos añadidos derivados de la presencia de resina en estado B. Esta condición genera una fricción interlaminar significativa y complica los contactos tanto con los utillajes como con los mecanismos de sujeción. Estos fenómenos tribológicos, especialmente complejos en preimpregnados, no han sido suficientemente abordados en la literatura técnica y continúan representando una barrera importante para la implementación industrial de sistemas de drapado automatizado con este tipo de materiales.

2.2.4. Colocación automática de fibras (AFP) y de cintas (ATL)

Una de las tecnologías más consolidadas en el ámbito aeroespacial y en la fabricación de grandes estructuras compuestas es la colocación automatizada de fibras (AFP, por sus siglas en inglés) y de cintas (ATL). Ambas técnicas permiten posicionar material de forma precisa, continua y automatizada sobre una

superficie o un molde, lo que facilita la obtención de laminados con una orientación de fibras óptima y con un alto grado de repetibilidad.

En el caso de la AFP, el proceso consiste en la colocación de haces estrechos de fibras, como se muestra en la Fig. 2.9, que pueden estar preimpregnados o en estado seco, mediante una cabeza robotizada capaz de controlar la trayectoria, el ángulo de colocación y la tensión del material. Esta técnica se ha convertido en una de las preferidas para aplicaciones de alta responsabilidad estructural por su capacidad de adaptarse a superficies curvas con alta precisión, permitiendo flexibilidad geométrica y reducción de desperdicio de material. Sin embargo, presenta limitaciones en términos de velocidad, ya que la anchura de deposición es reducida. Además, la planificación de trayectorias y la integración con procesos posteriores de inspección y curado representan un reto de complejidad técnica y logística.



Fig. 2.9. Sistema AFP de material preimpregnado desarrollado por Coriolis [55].

Por otro lado, el ATL es un proceso similar al AFP cuya principal diferencia es que trabaja con cintas anchas de fibras. Esto le hace especialmente indicado para geometrías planas o de curvatura sencilla, como paneles de fuselaje o componentes de gran tamaño en el sector aeronáutico. El ATL destaca por su elevada productividad y uniformidad, aunque su aplicación está limitada a piezas con curvaturas sencillas debido al riesgo de generación de arrugas y bloqueos.

La calidad de las preformas obtenidas mediante estas tecnologías, también depende de manera significativa del control de las propiedades adhesivas [56] y de fricción [57] de los preimpregnados utilizados. Defectos como bloqueos por falta de adhesión del preimpregnado al molde o distorsiones en el plano de las fibras por un control inadecuado de la fricción con el utillaje son comunes en este tipo de tecnologías.

2.2.5. Otras tecnologías

Las soluciones industriales presentadas hasta ahora en esta sección 2.2 buscan ser tecnologías polivalentes que, teniendo en cuenta sus restricciones, permitan el preformado de diversas geometrías de piezas. Sin, embargo, también existen algunas tecnologías desarrolladas en exclusiva para aplicaciones más concretas que se presentan brevemente a continuación.

El filament winding, o bobinado de filamentos, es una técnica empleada principalmente en la fabricación de estructuras con simetría de revolución, como depósitos o tubos [58]. En este proceso, haces de fibras secas o preimpregnadas se enrollan de manera controlada sobre un mandril rotatorio, siguiendo trayectorias definidas que permiten ajustar con precisión la orientación de las fibras. Su productividad es muy alta, especialmente para piezas con geometría regular, y la calidad del laminado suele ser elevada si se controlan adecuadamente la tensión de los filamentos y las condiciones de curado. No obstante, su aplicación está restringida a geometrías cilíndricas o axiales.

La pultrusión es otro proceso industrial relevante en la fabricación de materiales compuestos, especialmente adecuado para producir perfiles con sección transversal constante. Este método implica la tracción continua de fibras secas o preimpregnadas a través de un baño de resina y, posteriormente, por una matriz calefactada donde se produce la polimerización y consolidación del compuesto [59]. Sus principales ventajas incluyen la posibilidad de alta automatización, bajos costes operativos y la producción en masa con calidad constante. Sin embargo, su limitación principal radica en la restricción geométrica, siendo inapropiada para perfiles con variaciones dimensionales o geométricas significativas a lo largo de su longitud.

El braiding, o trenzado de fibras, permite fabricar estructuras tubulares mediante el entrelazado continuo de haces de fibra [60]. Se utiliza principalmente con fibras secas, aunque existen variantes con impregnación in situ. Esta técnica es particularmente eficiente para cubrir superficies tridimensionales complejas y ofrece una buena resistencia mecánica en múltiples direcciones. La productividad del proceso es alta, pero la calidad del producto final puede variar dependiendo de la uniformidad del trenzado y del proceso de consolidación posterior.

2.3. Tecnología de preformado progresivo de AEON-T

Como respuesta a las limitaciones presentadas en las tecnologías de preformado industrial, Abou-Assali et al. [2] han desarrollado, en el marco de la empresa AEON-T Composite Technologies, la tecnología de preformado progresivo o Progressive Draping Technology (PDT). Esta tecnología, aunque comparte fundamentos con el preformado por compresión tradicional, introduce mejoras innovadoras significativas tanto en la precisión de la orientación de las fibras como en la reducción de defectos durante el conformado de piezas de geometría compleja. Tal y como se ilustra en la Fig. 2.10, el sistema básico del PDT consta de un cuerpo deformable vinculado a una matriz móvil, que ejerce una compresión progresiva contra un molde rígido con la forma final deseada. Entre este molde y el cuerpo deformable se posicionan las capas de fibra, que son mantenidas bajo tensión y guiadas con precisión mediante un sistema de pinzas, cuyo movimiento está coordinado con el descenso controlado de la matriz. Esta compresión progresiva, guiada por trayectorias de drapeado específicas, mejora la adaptación de las fibras a superficies con curvaturas complejas, garantizando un mayor control sobre su orientación final.

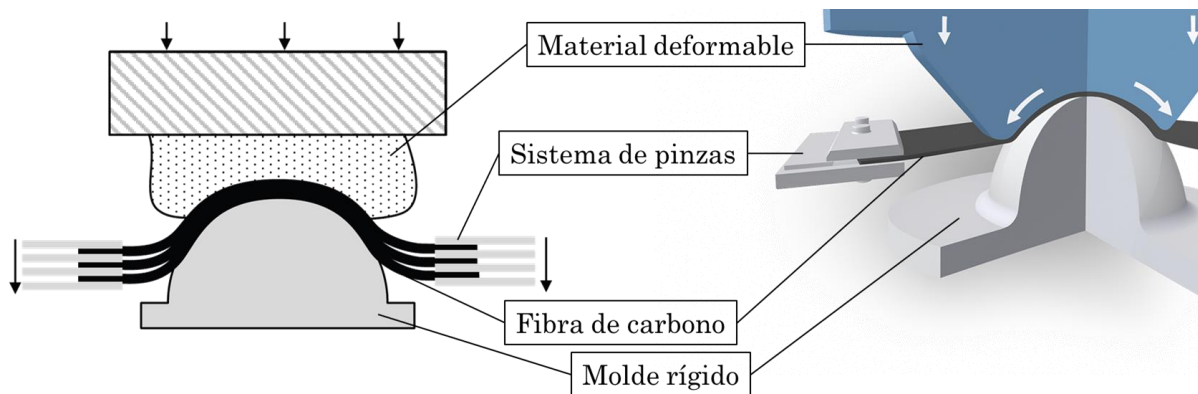


Fig. 2.10. Esquema de la PDT. A la izquierda: sección 2D en la que se observa el sistema de pinzas multilamina diseñado para reducir la fricción entre capas. A la derecha: visualización 3D con las trayectorias de drapeado [23].

De manera similar al preformado por compresión, las fibras se adaptan al molde rígido por la presión ejercida por el material deformable, generando un contacto adhesivo, que en esta Tesis se define como contacto de tipo I. Este tipo de contacto, que se analiza más en detalle en la sección 2.4, resulta crucial para la correcta implantación industrial de la tecnología PDT por dos motivos. Por un lado, debe garantizar una adherencia suficiente para mantener la posición relativa de las pieles de preimpregnado frente a la tensión ejercida por el sistema de pinzas. Por

otro, debe permitir el desmoldeo posterior de la preforma tras el conformado, sin inducir deformaciones permanentes en la geometría de la preforma. Este equilibrio resulta particularmente complejo de alcanzar, debido fundamentalmente a la presencia de resina en estado B, la cual presenta un comportamiento tribológico complejo dependiente de los parámetros del proceso. La Fig. 2.11 presenta diferentes soluciones de materiales ensayadas por AEON-T para la fabricación del molde rígido, orientadas a alcanzar este compromiso funcional. Entre ellas se incluyen recubrimientos de silicona, teflón y resinas sobre sustratos de PLA o aluminio. Hasta el momento, las soluciones basadas en recubrimientos de silicona o teflón han ofrecido los resultados más prometedores, aunque el desmoldeo controlado sigue siendo uno de los desafíos tecnológicos pendientes y el ajuste del proceso para estos moldes sigue resultando complejo.



Fig. 2.11. Diferentes soluciones conceptuales para el diseño del molde rígido probadas por AEON-T. (a) PLA de impresión 3D con recubrimiento de resina de poliéster, (b) PLA de impresión 3d con recubrimiento de silicona monocomponente termoformada, (c) resina epoxi con carga de marmolina, (d) silicona de colada de shore 60, (e) aluminio mecanizado con recubrimiento silicónico a alta temperatura, (f) PLA de impresión 3D con recubrimiento de teflón adhesivo, (g) PLA de impresión 3D con recubrimiento de silicona monocomponente y (h) PLA de impresión 3D con recubrimiento de silicona bicomponente.

Una ventaja clave del preformado progresivo es la adaptabilidad del proceso para integrar múltiples orientaciones de fibra en una misma operación de preformado, característica de especial interés en aplicaciones estructurales que requieren laminados multiaxiales. Sin embargo, tal y como se detalla en la sección 2.2, esta versatilidad introduce un desafío añadido: la fricción entre capas capaz de generar arrugas o desalineaciones. Esta fricción resulta particularmente elevada en el caso de los materiales preimpregnados debido a la presencia de la resina que dificulta el deslizamiento relativo necesario de las capas durante su adaptación al molde. Para mitigar estos efectos con materiales preimpregnados, la tecnología PDT

incorpora láminas de separación interlaminar, como las que se muestran en la parte izquierda de la Fig. 2.10 Estos elementos están fabricados en materiales de baja adherencia como siliconas reforzadas o compuestos basados en teflón, permitiendo así el desplazamiento relativo entre capas, eliminando el fenómeno de bloqueo y contribuyendo a mantener la continuidad de fibras del apilado.

En relación con lo anterior, el contacto tribológico que se produce entre las láminas de separación y las capas de preimpregnado se define en esta Tesis como contacto tipo II. El comportamiento de este tipo de contactos condiciona directamente el campo de tensiones generado en las fibras durante el proceso de drapeado. Si la fricción es excesiva, se impide el desplazamiento necesario, lo que genera acumulaciones de tensión que pueden conducir a bloqueos, especialmente en zonas cóncavas con doble curvatura. Por el contrario, una fricción demasiado baja no genera suficiente tensión en las fibras, pudiendo generar problemas como arrugas debidas a las fuerzas de compresión en el plano, o contactos prematuros con el molde u otras fibras. Además, una distribución y evolución temporal no homogénea de la fricción, con picos locales, puede originar distorsiones en la orientación de las fibras que afectan negativamente al comportamiento mecánico de la pieza final.

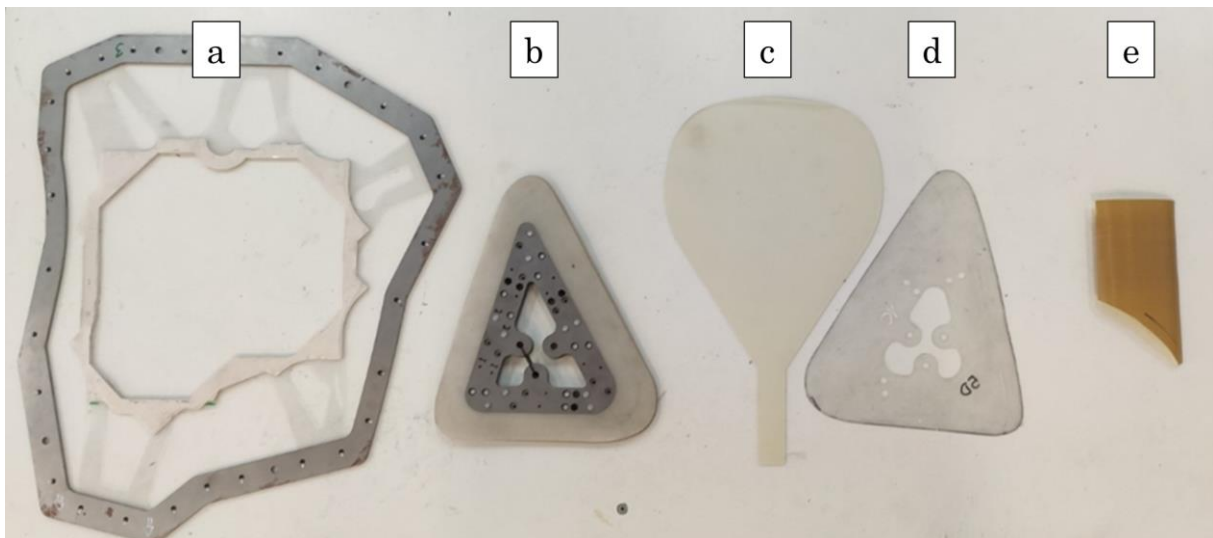


Fig. 2.12. Diferentes soluciones conceptuales para el diseño del sistema de pinzas probadas por AEON-T. (a) Láminas de silicona de colada de bajo shore, (b) láminas de silicona alimentaria de alto shore, (c) láminas de silicona adhesiva con soporte de PET, (d) láminas de PET con recubrimiento de silicona monocomponente y (e) láminas de PET con recubrimiento de teflón.

Los ensayos experimentales llevados a cabo por AEON-T con distintas configuraciones del sistema de pinzas, representados en la Fig. 2.12, han demostrado que tanto el material, como el espesor de las láminas de separación,

son parámetros críticos para el éxito del proceso. En particular, las láminas fabricadas con elastómeros de silicona han mostrado un comportamiento muy favorable. Estas permiten un contacto suave y continuo con la superficie del preimpregnado, reduciendo el coeficiente de fricción incluso con valores de elevada. Además, su capacidad de deformación local contribuye a mantener una presión de contacto homogénea ejercida por las pinzas, evitando zonas de compresión diferencial que podrían inducir defectos.

En resumen, el diseño y control adecuados de los contactos tipo I y II son elementos clave para garantizar la aplicabilidad industrial de la tecnología PDT. El contacto tipo I, que tiene lugar entre las fibras y el molde rígido, y el contacto tipo II, que se produce entre las fibras y las láminas de separación, influyen de forma directa en la calidad de las piezas producidas. Una caracterización precisa de ambos contactos es esencial para comprender los mecanismos tribológicos que gobiernan el proceso y, a partir de ahí, establecer estrategias de control eficaces, así como el diseño de los sistemas de agarre y sus materiales constitutivos. La optimización de estas interacciones no solo es crucial para asegurar la calidad geométrica y estructural de la preforma, sino también para garantizar la repetibilidad y escalabilidad del proceso en entornos de fabricación automatizados de alta cadencia.

2.4. Contacto tipo I

2.4.1. Tack en materiales preimpregnados

En las secciones 2.2 y 2.3 se han examinado los diferentes procesos automáticos de preformado, así como los contactos tribológicos asociados a cada uno de ellos, con especial atención a la tecnología PDT, y su impacto en la calidad del proceso y de la pieza final. En esta sección se aborda el estado del arte en el estudio de la pegajosidad de los materiales compuestos preimpregnados, comúnmente referida en la literatura técnica como tack, por su terminología inglesa. Este fenómeno, que en esta Tesis se corresponde con el contacto tipo I, se define como la resistencia al despegue frente a los esfuerzos de despegue normales a las superficies en contacto.

En este estudio, el tack se debe a la adherencia intrínseca del preimpregnado, la cual se manifiesta sin necesidad de reacciones químicas avanzadas ni evaporación de solventes, y permite que el material conserve su posición durante el proceso de conformado del laminado [56]. Esta adherencia se rige por el equilibrio dinámico entre mecanismos adhesivos y cohesivos, los cuales se ven fuertemente

condicionados por una amplia variedad de factores, tanto intrínsecos como extrínsecos al material.

Desde los primeros estudios en la década de 1980 [61], se identificó el tack como un factor determinante para asegurar la calidad y productividad en la fabricación de estructuras compuestas avanzadas [26]. Estos primeros trabajos de investigación se centraron en ofrecer soluciones a los problemas prácticos relacionados con los defectos de producción, tales como arrugas, pliegues o desprendimientos, provocados por niveles inapropiados de tack durante la deposición del material [62–64]. En los procesos de colocación automática de fibras (AFP o ATL), un tack insuficiente puede impedir que, en zonas cóncavas, las fuerzas de adhesión contrarresten la tensión generada por las fibras, lo que puede provocar que el laminado se desprege del molde, generando bloqueos como se muestra en la Fig. 2.13a. Por el contrario, en regiones donde el laminado está sometido a fuerzas de compresión (como en geometrías convexas en procesos como PDT o PF, o al depositar fibras en trayectorias curvas durante el AFP), una baja adhesión puede inducir la formación de arrugas, como se observa en la Fig. 2.13b. Finalmente, la Fig. 2.13c muestra un fenómeno común a cualquier técnica de preformado: una vez retirada la presión que mantiene el laminado contra el molde, la propia rigidez del material puede provocar su desprendimiento si el tack no es suficiente, con la consiguiente pérdida de la geometría. Estos defectos limitan la aplicación de las tecnologías de preformado porque, como se ha demostrado en la literatura, comprometen las propiedades mecánicas de las piezas finales [65–68].

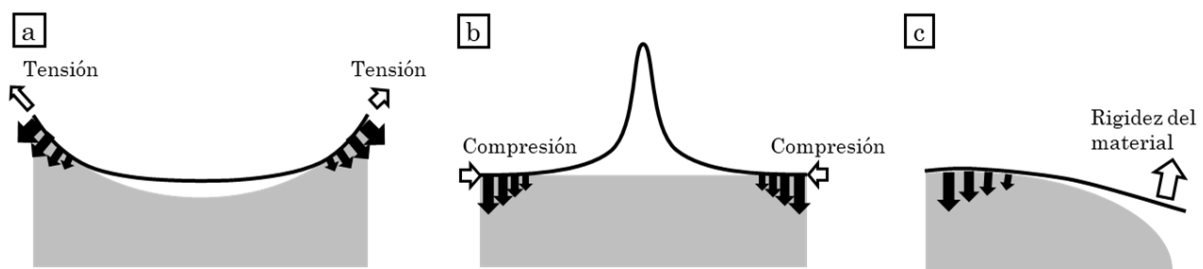


Fig. 2.13. Defectos originados por un tack insuficiente: (a) bloqueos en zonas cóncavas provocados por fuerzas de tracción, (b) arrugas inducidas por fuerzas de compresión y (c) desprendimientos debidos a una rigidez excesiva del laminado. Figura adaptada de [56].

El tack está estrechamente relacionado con parámetros del proceso de preformado como son la temperatura, la presión de compactación, el tiempo de contacto, la tasa de separación y el tipo de superficie en contacto [56]. Entre estos factores, la temperatura se ha identificado como el más determinante, presentando una influencia no lineal con un comportamiento característico en forma de campana

[69–71]. A bajas temperaturas, la alta viscosidad de la matriz epoxi impide una humectación adecuada del sustrato, lo que genera un nivel de tack reducido y se traduce en fallos adhesivos entre el preimpregnado y el sustrato [72]. Conforme la temperatura aumenta, la viscosidad disminuye, favoreciendo inicialmente el flujo de la resina y el establecimiento de un contacto eficaz, lo que incrementa la adherencia. Sin embargo, al sobrepasar una cierta temperatura umbral, la matriz pierde rigidez mecánica y la resistencia interna de la película adhesiva disminuye, produciéndose fallos cohesivos prematuros. En este último régimen, la resina se comporta como un material blando que no puede soportar tensiones de tracción significativas, lo que reduce drásticamente su tack. Este equilibrio existente entre la resistencia adhesiva y la resistencia a la cizalladura interna de la matriz define el punto de máxima adherencia, y su localización depende de las propiedades viscoelásticas específicas del conjunto resina-refuerzo [73,74].

Además de la temperatura, otros factores fundamentales en el tack son la presión y el tiempo de compactación, que influyen directamente en la formación del contacto adhesivo entre el preimpregnado y el sustrato [61,71,72,75]. Desde un punto de vista mecánico, ambos parámetros condicionan el grado de humectación del sustrato por parte de la matriz y, por tanto, la magnitud de las fuerzas adhesivas generadas en la interfaz. El aumento de la presión de compactación favorece el colapso de rugosidades superficiales y la penetración del adhesivo en irregularidades locales, incrementando así el área real de contacto y, con ello, el nivel de tack registrado [75]. De manera similar, al aumentar el tiempo de compactación se prolonga el periodo durante el cual el sistema permanece bajo carga, lo que permite que la resina fluya más eficientemente y se establezca un grado de contacto mayor entre las superficies. No obstante, el efecto de ambos parámetros tiende a estabilizarse, alcanzando un régimen asintótico en el que incrementos adicionales no conducen a aumentos significativos del tack [75].

Por último, la influencia de la velocidad de separación de las dos superficies también es significativa. Elevadas velocidades de separación incrementan la fuerza inicial necesaria para despegar el material, reflejando la dependencia viscoelástica inherente de la matriz polimérica [61,70,75,76]. Factores ambientales como el envejecimiento del preimpregnado y la absorción de humedad afectan igualmente al tack. El envejecimiento, derivado del avance del curado a temperatura ambiente, reduce generalmente el tack [70]. Por su parte, la humedad absorbida actúa como plastificante temporal, alterando las propiedades viscoelásticas del material y generando comportamientos no lineales

[74]. Propiedades intrínsecas del material como la viscosidad de la resina, el grado de impregnación, el tipo de fibras o la fracción volumétrica de estas afectan también al tack [56].

Los métodos experimentales más empleados en la actualidad que cuantifican el grado de tack son el ensayo de sonda (probe tack test) y el ensayo de pelado (peel test) [56]. Ambos ensayos comparten el objetivo de caracterizar la interacción adhesiva-cohesiva del preimpregnado en estado B, pero difieren sustancialmente en su configuración, manera de aplicar la carga y condiciones de contacto.

El ensayo de sonda simula el contacto puntual y breve entre el preimpregnado y una superficie rígida bajo una carga controlada, normal al plano del material. Durante el ensayo, tal y como se muestra en la Fig. 2.14a, una sonda plana entra en contacto con la muestra bajo una fuerza compresiva durante un tiempo definido, tras lo cual se retira, registrando la fuerza de separación en función del desplazamiento. Este método permite determinar tanto la fuerza máxima de despegue como la energía total necesaria para la separación [77,78]. Además, la prueba proporciona información sobre los mecanismos de fallo (adhesivo o cohesivo) y la deformación viscoelástica del adhesivo durante el proceso de despegue. Este tipo de ensayos representan de manera precisa contactos presentes en procesos industriales como el contacto preimpregnado-molde rígido de la PDT o el contacto entre el preimpregnado y el efector final del FPP.

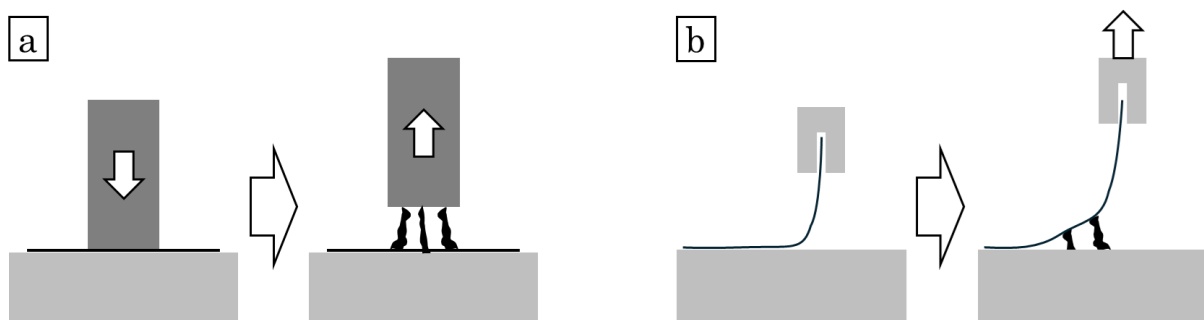


Fig. 2.14. Esquema simplificado de los ensayos de caracterización del tack mediante: (a) prueba tipo sonda y (b) prueba de pelado. Figura adaptada de [56].

El ensayo de pelado, por otro lado, está diseñado para evaluar la resistencia al despegue progresivo del preimpregnado adherido a un sustrato. La Fig. 2.14b esquematiza este tipo de ensayo, en el que se tira de la muestra por un extremo y con un ángulo constante (por ejemplo, 90° o 45°) mientras se mide la componente normal de la fuerza necesaria para mantener el pelado. Este tipo de ensayo, pese a que caracteriza la misma propiedad que los anteriores, presenta unas condiciones de contorno más parecidas a procesos como el AFP o el APP. Al igual que el ensayo

de sonda, los estudios encontrados miden la fuerza de pelado media y, en algunos casos, la energía de adhesión.

En términos comparativos, el ensayo de sonda presenta mayor sensibilidad para estudiar parámetros como el tiempo de contacto, la temperatura o la velocidad de separación, siendo especialmente útil para estudios paramétricos y modelización viscoelástica. El ensayo de pelado, en cambio, es más adecuado para evaluar el rendimiento global de la unión bajo condiciones mecánicas más cercanas a algunos procesos industrial que trabajan en continuo. Por ello, ambos métodos ofrecen información complementaria, y su elección depende del objetivo del estudio y del tipo de interacción adhesiva que se desea caracterizar.

2.4.2. Principio de superposición tiempo-temperatura aplicado al tack

El principio de superposición tiempo-temperatura (TTS) constituye una herramienta ampliamente utilizada para describir el comportamiento viscoelástico de materiales poliméricos. Este principio, formulado por Williams, Landel y Ferry (WLF) [79], permite extrapolar los valores de las propiedades termo-mecánicas de los materiales viscoelásticos a distintas temperaturas a partir de datos medidos a una temperatura de referencia. En el ámbito de los materiales preimpregnados, su aplicación resulta especialmente útil para modelar variables como la viscosidad, el módulo dinámico o la respuesta adhesiva del sistema, en función de la temperatura y el tiempo de contacto, evitando así la necesidad de ensayar experimentalmente toda la gama de condiciones operativas y sus combinaciones.

La aplicación del principio TTS al estudio del tack en preimpregnados ha sido explorada por autores como Crossley et al. [73] o Smith et al. [80], quienes han demostrado que este principio puede extenderse al análisis de la fuerza de despegue máxima (F_T) obtenida en ensayos de adhesión, estableciendo que la respuesta adhesiva puede modelarse mediante la ecuación de WLF:

$$F_T(T, t) = F_T(T_0, t \cdot a_T) \quad (2.1)$$

$$\log_{10} a_T = -\frac{C_1(T - T_0)}{C_2 + (T - T_0)} \quad (2.2)$$

donde T es la temperatura, t el tiempo de contacto y C_1 y C_2 los factores de desplazamiento del modelo WLF a la temperatura de referencia T_0 , siendo C_1 adimensional y C_2 expresado en las mismas unidades de T . Ambas son constantes

positivas que dependen tanto de la resina empleada como de la temperatura que use como referencia T_0 .

La aplicación del principio TTS al estudio del tack presenta diversos desafíos metodológicos. En la literatura, los factores de desplazamiento del modelo WLF suelen determinarse mediante ensayos reológicos, en los que se modifican tanto el periodo de oscilación como la temperatura de ensayo [81,82]. Sin embargo, cuando se trabaja con materiales preimpregnados, la presencia de fibras de refuerzo interfiere en la medición precisa de las propiedades viscoelásticas de la matriz, lo que dificulta la obtención de resultados fiables [83]. Por este motivo, en la mayoría de los casos se recurre a la separación de la matriz del refuerzo para poder aplicar estos métodos, lo cual introduce una alteración del conjunto original. Además, el principio TTS solo puede aplicarse si el grado de curado del polímero se mantiene constante; cualquier alteración en dicho parámetro modifica la estructura interna del material, afectando a sus propiedades viscoelásticas. Así, el propio proceso de aislamiento de la matriz podría comprometer la estabilidad del grado de curado, y con ello, la validez de los factores de desplazamiento obtenidos.

A pesar de su utilidad para caracterizar el tack y extrapolar su comportamiento bajo distintas condiciones operativas en procesos automáticos de preformado de materiales compuestos preimpregnados, el principio TTS ha tenido una aplicación limitada en la literatura especializada, debido a las dificultades metodológicas ya descritas. Estudios como el de Tajvidi et al. [84] han puesto de manifiesto que los factores de desplazamiento derivados del modelo WLF no son necesariamente transferibles entre diferentes propiedades del material. Este hecho subraya la importancia de desarrollar metodologías de caracterización específicas, adaptadas a la propiedad concreta que se desea estudiar, en este caso, el tack.

2.5. Contacto tipo II

Como se ha expuesto en las secciones 2.2 y 2.3, durante el proceso de preformado de materiales compuestos preimpregnados se producen distintas interacciones tribológicas que condicionan directamente la calidad de las piezas. Una de las más relevantes es la fricción entre el preimpregnado no curado y los utillajes con los que interacciona, en especial con los sistemas de pinzas, definida en esta Tesis como contacto tipo II. Este contacto se diferencia del contacto tipo I en que la fuerza que se opone a la unión adhesiva es tangencial a la superficie de contacto y, por

tanto, se produce un deslizamiento con fricción en lugar de un pelado como en el tipo I.

El contacto tipo II se localiza en la interfaz entre las capas externas del laminado y las superficies móviles o separadoras del sistema de preformado. La fricción en esta interfaz está determinada por las propiedades reológicas de la resina, el tipo de refuerzo, el acabado superficial del utillaje y las condiciones de proceso como temperatura, presión y velocidad de deformación. Las tensiones generadas en estas zonas afectan directamente a la capacidad del laminado para deformarse sin inducir defectos como alabeos o bloqueos [18]. En procesos como el PF, el DF o el PDT, una fricción excesiva puede impedir el deslizamiento necesario entre el preimpregnado y el sistema de pinzas, generando acumulaciones de tensión localizadas. Estas tensiones pueden provocar a su vez defectos como distorsiones en la orientación de las fibras [85] o incluso bloqueos completos del movimiento del laminado, dificultando su adaptación a geometrías complejas, especialmente en zonas cóncavas [86–89]. Por otro lado, una fricción insuficiente puede traducirse en una falta de tensión sobre las pieles. En procesos en los que el deslizamiento de las pieles respecto a sus utillajes de sujeción es necesario, como en el PF, DF, PDT o preformado mediante pick-and-place pasivo, una tensión insuficiente puede provocar arrugas generadas por esfuerzos de compresión en el plano [90–92], pandeos de fibras [87,93,94] o incluso desprendimientos del material por su propio peso. En cambio, en procesos donde no se deben producir deslizamientos entre el preimpregnado y los utillajes, como puede ser el AFP, el APP o el ATL, la falta de fricción puede facilitar deslizamientos no deseados, originando desalineaciones entre capas y pérdida de continuidad del refuerzo. Por todo esto, el conocimiento profundo del contacto tipo II resulta imprescindible para poder ajustar adecuadamente los distintos parámetros de proceso durante las operaciones de preformado con el objetivo de minimizar la aparición de defectos.

A pesar de su importancia, no existe un procedimiento estandarizado y ampliamente aceptado para caracterizar la fricción preimpregnado-utillaje en condiciones representativas del proceso de preformado. El ensayo ASTM D1894 [95], habitualmente empleado para películas plásticas, resulta insuficiente. Esto se debe a que no contempla particularidades clave de los preimpregnados, como el comportamiento viscoelástico de la matriz o la interacción con el refuerzo [96]. Por esta razón, se han desarrollado metodologías específicas entre las que destacan los ensayos tipo "pull-out" [18,97–99] y "pull-through" [96,99–101]. Ambos procedimientos consisten en hacer deslizar un material central entre dos

superficies externas, controlando variables como la presión de contacto, la temperatura y la velocidad de desplazamiento. La Fig. 2.15 muestra esquemáticamente ambas tipologías de ensayo. En el método pull-out, una capa central se extrae entre otras, lo que provoca una reducción progresiva del área de contacto. En el método pull-through, en cambio, uno de los materiales (habitualmente el central) presenta mayor longitud en la dirección del desplazamiento, lo que permite mantener constante la superficie de contacto y, por tanto, asegurar una presión uniforme durante el ensayo [99]. Ambos métodos se han empleado para caracterizar tanto la fricción entre el preimpregnado y el utillaje, como la fricción interlaminar entre capas de preimpregnado. Dado que esta Tesis se centra en el contacto entre preimpregnado y utillaje, los resultados y observaciones aquí presentados se restringen exclusivamente a aquellos estudios que analizan específicamente esta configuración de contacto.

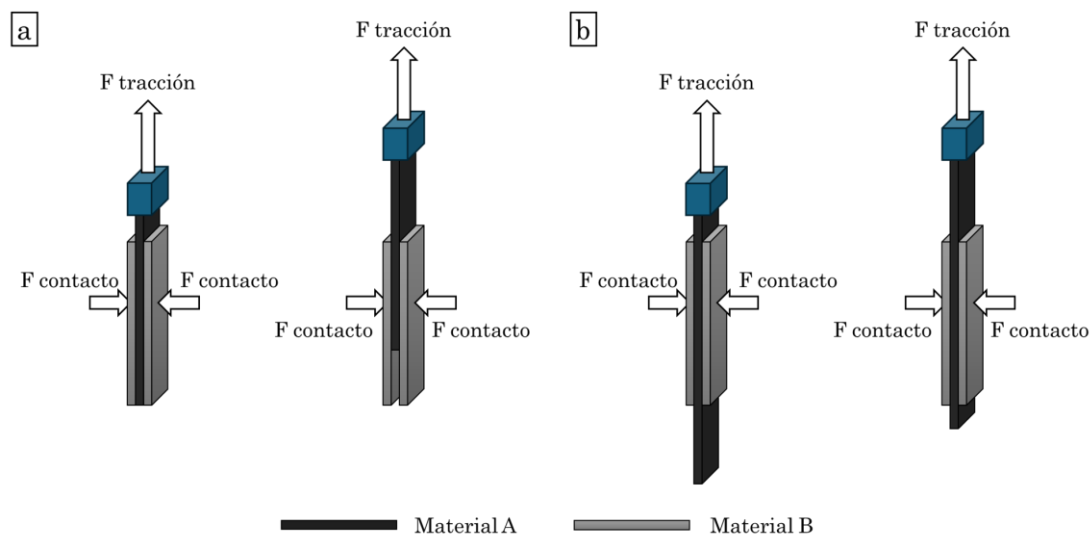


Fig. 2.15. Representación esquemática de los ensayos utilizados para caracterizar el contacto tipo II: (a) Pull-out y (b) pull-through.

La fricción preimpregnado-utillaje depende en gran medida de la temperatura, ya que esta afecta directamente a la viscosidad de la matriz y, por tanto, al régimen de lubricación en la interfaz de contacto. A temperaturas bajas y medias, al aumentar la temperatura, la viscosidad disminuye, facilitando la formación de una película lubricante que reduce el coeficiente de fricción, lo que se traduce en un régimen hidrodinámico [101]. Este comportamiento ha sido observado por varios autores, que reportan una disminución progresiva de la fricción con el aumento de temperatura dentro de un rango operativo moderado [101,102]. Sin embargo, otros trabajos, como el de Lee et al. [103], han identificado una tendencia contraria, con incrementos del coeficiente de fricción a temperaturas más elevadas. Estos autores

atribuyen este aumento a fenómenos como la migración excesiva de la resina hacia zonas no presurizadas o la reducción del espesor de la película lubricante, lo que provoca contacto directo entre las fibras y la superficie del utillaje (régimen de lubricación límite) [98,104]. Además, algunos estudios han observado que, a temperaturas muy elevadas, el comportamiento de la fricción puede volverse errático debido a la influencia de la velocidad de curado o a la degradación de la matriz, lo que sugiere la existencia de un umbral óptimo para minimizar la fricción [18,96,105,106].

Aparte de la temperatura, la presión aplicada sobre los contactos también resulta determinante. A bajas presiones, puede mantenerse un régimen hidrodinámico gracias a la película de resina, facilitando el deslizamiento entre las superficies [102,107]. Sin embargo, al aumentar la presión, la resina puede ser expulsada de la interfaz, reduciendo el espesor de la película lubricante y provocando un contacto sólido más dominante, que incrementa la fricción [18,96]. Este efecto ha sido corroborado en diversos estudios, que muestran una relación no lineal entre la presión y el esfuerzo de fricción, con zonas de saturación e incluso aumentos bruscos al superar ciertos umbrales de compactación [18,97,108]. Trabajos como los desarrollados por Gorczyca et al. [109,110] indican que, bajo presiones elevadas, pueden establecerse mecanismos de fricción dominados por el contacto directo fibra-utillaje, especialmente cuando la presión no se distribuye de forma homogénea. En ese caso, se pueden generar gradientes o inclinaciones de las superficies de contacto que alteran la uniformidad del contacto [99,111].

Por último, el efecto de la velocidad de deslizamiento también depende del régimen de lubricación y de los materiales implicados. A velocidades bajas, predominan mecanismos adhesivos y viscoelásticos, en los que la resistencia al movimiento está dominada por la deformación del material y la adherencia de la resina a la superficie de contacto [101]. A medida que la velocidad aumenta, se ha observado una reducción del coeficiente de fricción en algunos estudios, atribuida al establecimiento de una película continua de resina capaz de soportar carga, favoreciendo un régimen hidrodinámico [96,102,106]. No obstante, esta tendencia no es universal ya que otros trabajos reportan respuestas no lineales o incrementos de fricción a altas velocidades, sobre todo cuando el desplazamiento rápido impide una redistribución homogénea de la resina o favorece su migración fuera del área de contacto [18,96]. Este fenómeno también se ha relacionado con la presencia de picos iniciales de fricción seguidos de estabilizaciones durante los ensayos, lo que sugiere transiciones entre regímenes dominados por la matriz y otros dominados

por el refuerzo o el contacto sólido-sólido [101,106]. Por tanto, la velocidad debe analizarse siempre en combinación con temperatura, presión y estado de curado.

El comportamiento de los contactos de fricción resulta complejo y la interacción entre variables han sido ampliamente analizada con la obtención experimental de curvas de Stribeck. Estas curvas relacionan el coeficiente de fricción con el número de Hersey, dependiente de la viscosidad, la velocidad de deslizamiento y la presión normal en un contacto lubricado [57]. Esta representación permite identificar transiciones entre los regímenes de lubricación límite, mixta e hidrodinámica y comprender los mecanismos dominantes en cada caso [101]. En el régimen de lubricación límite, donde la película de resina es prácticamente inexistente, el contacto ocurre entre superficies sólidas, y el coeficiente de fricción puede describirse mediante la ley de Coulomb, siendo dependiente del material y prácticamente independiente de la velocidad [18]. En el régimen hidrodinámico, la fricción está dominada por la resistencia viscosa del fluido (resina), y el coeficiente disminuye al aumentar la velocidad o disminuir la presión. El régimen mixto, intermedio entre ambos, es particularmente relevante en el procesado de preimpregnados, ya que combina zonas de contacto directo con zonas lubricadas [96,101]. Estudios recientes han demostrado que los preimpregnados operan mayoritariamente en este régimen mixto durante el preformado, lo que explica la sensibilidad de los resultados obtenidos a pequeñas variaciones en las condiciones de proceso [18,106]. A pesar de su utilidad, la curva de Stribeck presenta limitaciones, ya que no considera explícitamente los mecanismos adhesivos de la matriz, que pueden superponerse a los efectos de lubricación.

Todos los estudios mencionados a lo largo de esta sección se centran en el contacto entre el material preimpregnado y las superficies metálicas que constituyen el utillaje, salvo el estudio de Wang et al. [97], que también evalúa la fricción entre el preimpregnado y la película separadora (release film) utilizada durante el preformado por doble diafragma. Sin embargo, tal y como se ha explicado en la sección 2.3 sobre la tecnología PDT, pilar fundamental en la motivación de esta Tesis, el contacto tipo II se da entre el preimpregnado y materiales de baja adherencia que deben permitir un deslizamiento controlado para conseguir un drapeado correcto. Hasta el momento, no se han realizado estudios que caractericen el contacto entre estos dos tipos de materiales, lo cual resalta la necesidad de caracterizar los contactos de fricción entre preimpregnados y superficies de baja adherencia para tecnologías avanzadas como la PDT.

2.6. Contacto adhesivo entre preimpregnado curado e insertos de fabricación aditiva para refuerzos locales

Tal como se expone en la sección 2.1, los materiales compuestos reforzados con fibra de carbono (CFRP) han adquirido gran protagonismo en sectores como la automoción y la aeronáutica debido a su excelente relación resistencia/ peso frente a materiales convencionales como el acero o el aluminio. No obstante, los laminados de fibra continua presentan limitaciones cuando se enfrentan a cargas fuera del plano, como se ha documentado en múltiples estudios [112–114]. Además, las estructuras de CFRP suelen diseñarse con espesores reducidos para minimizar el peso, lo que compromete su capacidad para resistir este tipo de esfuerzos.

En diversas aplicaciones reales, estas solicitaciones fuera del plano o de flexión son inevitables a nivel local. Ejemplos representativos incluyen largueros de alas de avión [115], casquillos en brazos de suspensión [116] o alojamientos de rodamientos en tubos de dirección de bicicletas, tal y como se ha podido comprobar en algunos de los proyectos desarrollados por AEON-T. Por tanto, es necesario desarrollar estrategias de refuerzo que permitan a los componentes de CFRP soportar estas condiciones de carga sin comprometer su integridad estructural.

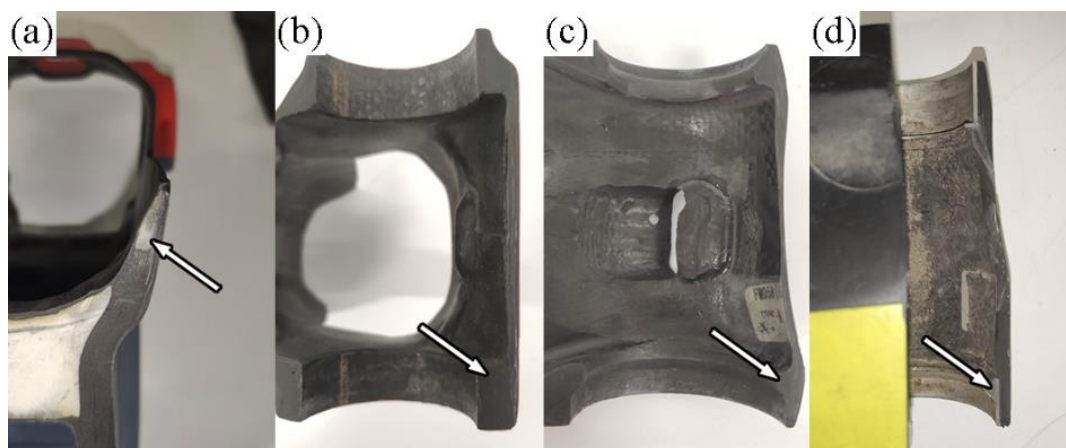


Fig. 2.16. Secciones realizadas en cuadros de bicicleta. Los refuerzos para la carga del rodamiento están fabricados con espumas (a), CFRP continuo (b), CF-SMC (c) e insertos metálicos (d). Las flechas señalan el elemento de refuerzo en cada estructura.

Entre las soluciones desarrolladas, una de las más extendidas es el uso de núcleos de espuma (Fig. 2.16a), que presentan bajo peso y coste reducido [117]. Sin embargo, sus propiedades mecánicas limitadas restringen su uso en aplicaciones exigentes. Por ello, se han adoptado alternativas basadas en refuerzos de CFRP, tanto continuo (Fig. 2.16b) como discontinuo (Fig. 2.16c). Un ejemplo son los compuestos de moldeo en lámina con fibra de carbono (CF-SMC, Carbon Fibre

Sheet Moulding Compound), empleados, entre otros, por Lamborghini en componentes de suspensión [118]. Estos materiales presentan buena conformabilidad y son capaces de absorber esfuerzos concentrados, aunque con una notable pérdida de propiedades respecto al CFRP continuo: reducciones del 65 % en resistencia a tracción y compresión, y del 22 % en resistencia a flexión [119]. Martulli et al. han empleado CF-SMC en la fabricación de componentes automotrices de pared gruesa [120]. Su estudio revela que la variabilidad inherente al proceso de moldeo por compresión, debida a patrones de flujo complejos y distribución aleatoria de haces de fibra, impide correlacionar los parámetros de fabricación con el rendimiento estructural [121]. Esta incertidumbre en las propiedades finales limita su aplicabilidad en diseños donde se requiere predictibilidad y fiabilidad.

Con el objetivo de superar esta limitación, se ha explorado el uso de insertos metálicos como núcleos estructurales dentro del laminado de CFRP, como los mostrados en la Fig. 2.16d. Por ejemplo, Xiong et al. proponen uniones a tracción reforzadas mediante un núcleo de fibra de vidrio combinado con un anillo metálico interior [122], mientras que Türk et al. desarrollan insertos de titanio mediante fabricación aditiva para aplicaciones biomédicas y de robótica móvil [123,124]. Aunque estas soluciones reducen la variabilidad del CF-SMC, presentan inconvenientes relevantes: la posibilidad de corrosión como observado por Song et al. [125], problemas de adhesión en la interfaz CFRP-metal, y una penalización en peso que puede comprometer la eficiencia estructural.

Una alternativa emergente consiste en integrar insertos poliméricos fabricados mediante procesos de fabricación aditiva (AM) directamente en el laminado de CFRP. Esta aproximación combina automatización, repetibilidad dimensional y compatibilidad entre materiales. En particular, la tecnología MEX/P (Material EXtrusion of Polymers) ha ganado popularidad por su bajo coste y accesibilidad [126]. Una de sus principales ventajas es la posibilidad de alinear la dirección de extrusión del filamento con las trayectorias principales de esfuerzo [127,128], lo que permite personalizar el refuerzo del inserto en función de las cargas esperadas.

La poliamida (PA) es uno de los materiales más utilizados en MEX/P debido a sus buenas propiedades térmicas, estabilidad dimensional y compatibilidad química con matrices epoxi. Variantes comerciales de PA presentan temperaturas de deformación bajo carga (HDT, Heat Deflection Temperature) superiores a 150 °C [129–132], lo que permite soportar sin deformación el proceso de curado del laminado, que suele situarse entre 100 °C y 150 °C. Además, la PA presenta una

excelente adhesión con la resina epoxi debido a la formación de enlaces covalentes entre los grupos funcionales amina y epóxido [130]. Esta unión química asegura una interfaz robusta durante y después del curado. Al tratarse de materiales orgánicos, la interacción entre PA y epoxi elimina también el riesgo de corrosión, asegurando la durabilidad estructural de la unión a largo plazo.

3. Caracterización de contacto tipo I y principio de superposición tiempo-temperatura en materiales compuestos preimpregnados no curados

3.1. Introducción

El estudio del comportamiento adhesivo y termo-reológico de materiales compuestos preimpregnados no curados resulta crucial para el diseño y la optimización de procesos de conformado avanzados, como los descritos en las secciones 2.2 y 2.3. En estos contextos, tal y como se explica en la sección 2.4, la fuerza de adhesión entre el preimpregnado y las superficies del utillaje influye de forma determinante tanto en la calidad final del producto como en la estabilidad del proceso.

Este capítulo presenta una metodología experimental concebida específicamente para caracterizar el contacto tipo I, descrito en la sección 2.4, el cual reproduce la interacción entre un preimpregnado no curado y una superficie rígida, como la de un molde. La característica principal de este tipo de contacto es que la fuerza de despegue actúa en dirección normal a la superficie, configurando un modo de fallo de tipo "pelado". Las propiedades adhesivas que caracterizan este tipo de interacción dependen en gran medida de variables como la presión, la temperatura y el tiempo de contacto. Estas dos últimas están fuertemente relacionadas mediante el principio de superposición tiempo-temperatura que permite extrapolar los valores de la fuerza de adhesión a distintas temperaturas a partir de datos medidos a una temperatura de referencia.

El principio de superposición tiempo-temperatura, tal y como se explica en la sección 2.4.2, se describe mediante el modelo de Williams-Landel-Ferry (WLF). Este modelo se basa en las ecuaciones (2.1) y (2.2), que presentan dos parámetros experimentales, C_1 y C_2 , dependientes del material viscoelástico, en este caso, de la resina. Según se describe la sección 2.4.2, el cálculo de estos factores de desplazamiento supone un reto metodológico por la influencia de las fibras de refuerzo y la dificultad de extrapolación de los valores calculados para dichos factores entre propiedades del material.

Partiendo de la metodología de caracterización del contacto tipo I, y con un enfoque innovador, este trabajo adapta dicha estrategia experimental para la caracterización del principio de superposición tiempo-temperatura en materiales compuestos preimpregnados no curados. A través de ensayos tipo sonda (*probe tack test*), se evalúa el comportamiento adhesivo del material en función de la temperatura y el tiempo de contacto, sin necesidad de separar la resina de las fibras, preservando así la representatividad del conjunto resina-fibra. Esta metodología permite construir curvas maestras de fuerza de adhesión y, a partir de ellas, calcular los factores de desplazamiento del modelo WLF. Para validar la coherencia y solidez del enfoque, se incluyen ensayos reológicos sobre la misma resina que permiten calcular los factores de desplazamiento C_1 y C_2 por los métodos tradicionalmente utilizados en la literatura.

Para garantizar que el grado de curado no presente variaciones significativas, y que por tanto los valores obtenidos a través de los ensayos reológicos y los obtenidos a través de la metodología propuesta sean comparables, se determina el grado de curado de cada muestra utilizada mediante ensayos de calorimetría diferencial de barrido (DSC, por sus siglas en inglés). Este método analítico permite evaluar la reacción de polimerización de la resina, la cual es una reacción finita y exotérmica. Durante este proceso, la entalpía de reacción alcanza un valor específico que puede cuantificarse utilizando la técnica DSC. Si ha tenido lugar un curado previo, incluso mínimo, el análisis DSC evidenciará una disminución en la entalpía de reacción proporcional al grado de curado alcanzado.

En conjunto, esta metodología integrada permite calcular con precisión los factores de desplazamiento del modelo de WLF para materiales compuestos preimpregnados no curados, proporcionando una herramienta valiosa para controlar los niveles de tack en los procesos automatizados de preformado.

3.2. Metodología

Esta sección describe la metodología experimental desarrollada para caracterizar el principio de superposición tiempo-temperatura de un material compuesto preimpregnado a medida. En primer lugar, se detallan los materiales empleados y el proceso de fabricación del preimpregnado con el fin de garantizar la reproducibilidad y coherencia de los resultados. A continuación, se presentan como técnicas complementarias la calorimetría diferencial de barrido (DSC), los ensayos

de adherencia tipo I y las medidas reológicas. En la Fig. 3.1 se muestra gráficamente la metodología planteada y su proceso de validación.

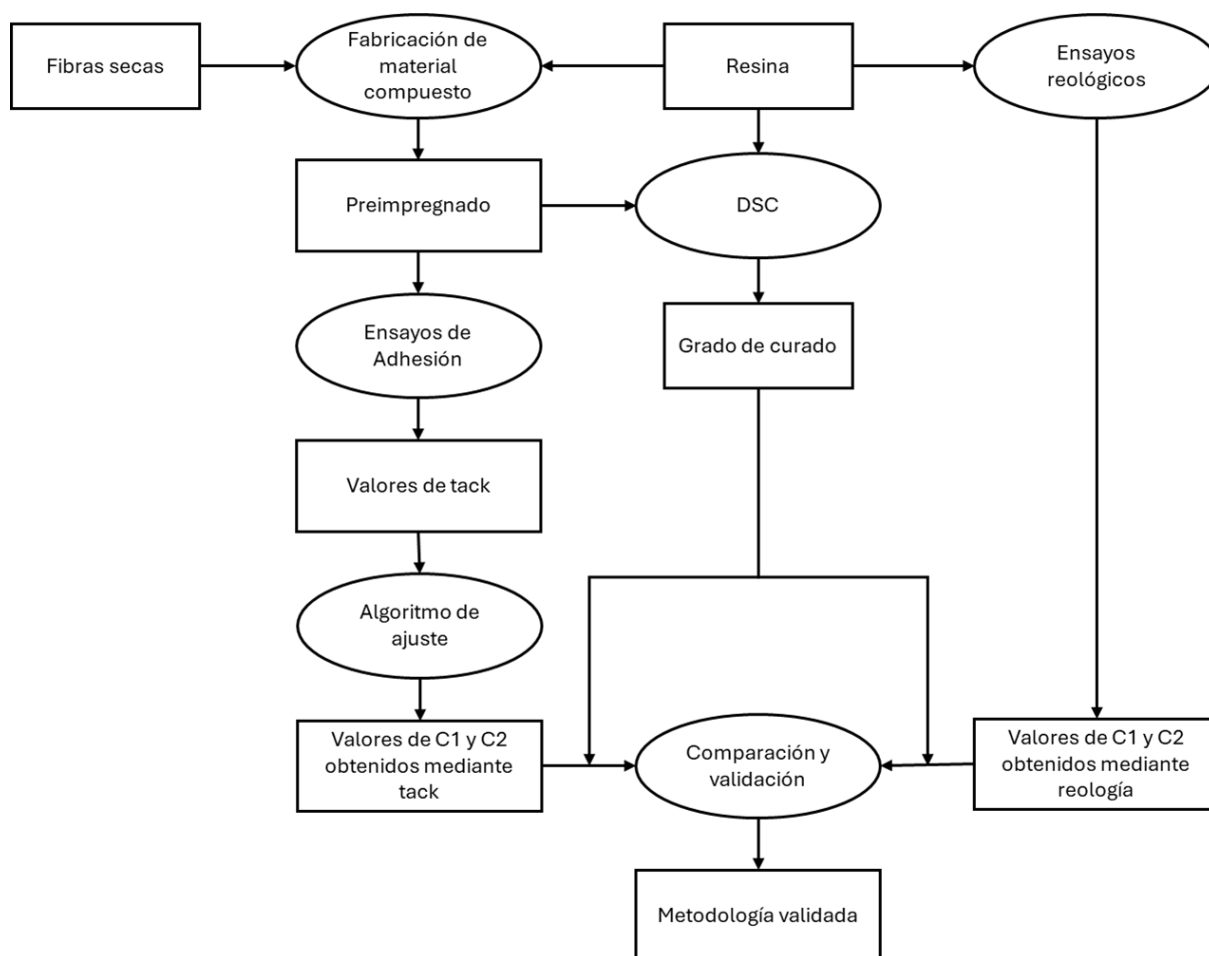


Fig. 3.1. Flujograma de la metodología aplicada para la validación de la metodología de caracterización del principio de superposición tiempo-temperatura en preimpregnados no curados.

Los ensayos de adherencia tipo I, que representan el contacto entre el material preimpregnado y el molde rígido, permiten caracterizar de forma precisa cómo afectan las variables temperatura y tiempo de contacto a la fuerza de adhesión entre el preimpregnado no curado y el molde. En este estudio, los ensayos se realizan utilizando una máquina de análisis mecánico dinámico (DMA), que permite aplicar y controlar con precisión parámetros como la temperatura y el tiempo de contacto, simulando las condiciones reales del proceso.

Los datos obtenidos se utilizan, además, como entrada para el modelo de Williams-Landel-Ferry (WLF), lo que permite extraer sus constantes, que constituyen el principal objetivo de este estudio. Estas constantes, derivadas de los ensayos de adherencia realizados mediante DMA, se comparan con los valores obtenidos en ensayos reológicos independientes de la resina, validando así la coherencia del

método. Para evaluar la equivalencia de los resultados, se realiza un análisis DSC sobre todos los tipos de muestra, confirmando que el grado de curado es equivalente en los distintos ensayos. Gracias a esta metodología integrada, el estudio garantiza la solidez en la determinación de los parámetros del modelo WLF y la fiabilidad de los modelos predictivos derivados.

3.2.1. Materiales

Para la realización de este trabajo se emplea un material compuesto preimpregnado no comercial desarrollado para el proyecto. Este material se fabrica a partir de un tejido con armadura sarga 2x2, confeccionado con fibra de carbono TC203T, producida por el grupo Teijin. El tejido presenta un gramaje de 200 g/m². Además, se incorpora una película de resina epoxi MTF A500, suministrada por la empresa SHD Composites, con un peso equivalente también de 200 g/m².

La elección de estos materiales, de común aplicación en los procesos de AEON-T, garantiza la disponibilidad de la resina en los formatos necesarios para este estudio. Esto incluye tanto la resina aislada de la fibra, utilizada en los ensayos reológicos, como su combinación con el refuerzo textil, conformando así un preimpregnado empleado en los ensayos de adherencia tipo I.

3.2.2. Calorimetría diferencial de barrido (DSC)

Los ensayos de calorimetría diferencial de barrido (DSC) se realizan utilizando un calorímetro de alta precisión, modelo Q200 de TA Instruments. En cada ensayo se emplean muestras de aproximadamente 20 mg, lo que permite obtener resultados consistentes y representativos. El objetivo principal de estos experimentos es determinar la entalpía total asociada a la reacción de polimerización de la resina objeto de estudio.

El procedimiento experimental consiste en someter una muestra de resina virgen a un ciclo térmico controlado que comienza con una rampa de calentamiento hasta alcanzar los 300 °C. A continuación, se realiza un enfriamiento controlado hasta temperatura ambiente, seguido de un segundo calentamiento hasta volver a alcanzar los 300 °C. Este ciclo se ejecuta a una velocidad constante de 10 °C/min, lo que permite evaluar con precisión los cambios térmicos durante el proceso.

La Fig. 3.2 muestra una curva típica de DSC correspondiente al primer calentamiento de una resina epoxi. En esta curva pueden identificarse dos características clave del material: por un lado, la temperatura de transición vítrea

(T_g), definida por el punto de inflexión; y por otro, la entalpía de polimerización, asociada a la conversión completa de la resina. Esta última se manifiesta como un valle en la curva debido a la naturaleza exotérmica del proceso, y el área bajo dicha curva, delimitada por la línea base trazada en línea de puntos, representa la entalpía liberada durante la reacción. Conociendo este valor en distintos estados de la resina, es posible calcular el grado de curado alcanzado.

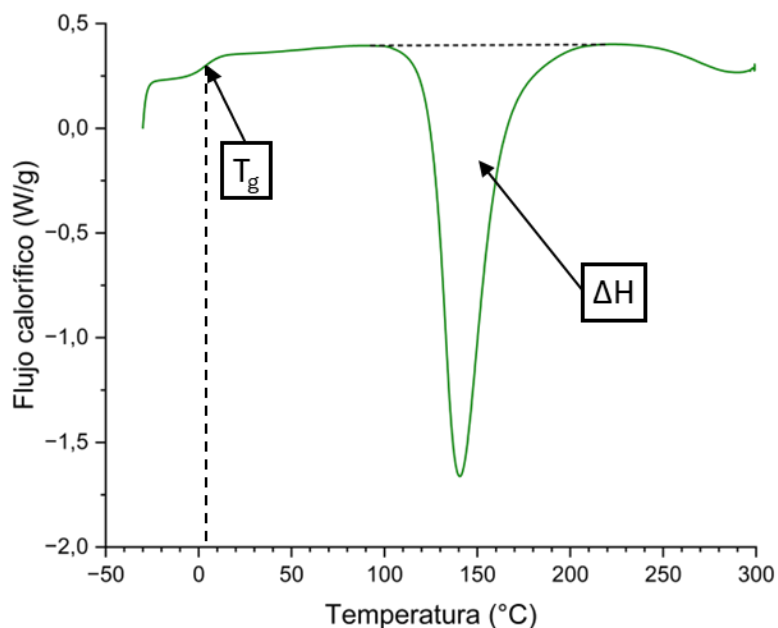


Fig. 3.2. Curva típica de DSC.

Se aplica el mismo ciclo térmico a muestras obtenidas de los apilados diseñados para los ensayos reológicos, así como del material compuesto preimpregnado. La comparación entre las curvas obtenidas a partir de resina virgen, de muestras para reología y de muestras destinadas a ensayos de adhesión es fundamental, ya que permite verificar si la resina ha experimentado el mismo grado de curado durante su preparación. Este análisis no solo aporta información sobre el estado de curado, sino que también permite confirmar la equivalencia de las propiedades térmicas entre los diferentes tipos de muestra empleados en el estudio.

3.2.3. Fabricación del material compuesto pre-impregnado

La fabricación del material compuesto preimpregnado se realiza mediante una prensa de platos calientes, que permite aplicar de forma controlada temperatura y presión sobre un apilado de tejido y resina. El proceso tiene una duración de 10

minutos, lo que garantiza la interacción entre los componentes. Los ensayos se decidieron llevar a cabo a temperaturas de 50 °C y 60 °C, las cuales, según el análisis térmico realizado mediante DSC, se sitúan por debajo del umbral de inicio del curado de la resina, identificado en torno a los 90 °C (como se justificará más adelante en la sección 3.3.1). Este aspecto es fundamental, ya que asegura que el material no inicie su curado de forma prematura durante el proceso de impregnación.

Asimismo, se comparan los resultados obtenidos al modificar la presión de compactación, establecida en el rango de 0,2 a 0,4 MPa [133]. La Fig. 3.3 muestra el aspecto inicial de la superficie seca de las fibras tras el proceso de impregnación, indicando las distintas combinaciones de presión y temperatura aplicadas. A partir de estas observaciones, se concluye que el aumento de temperatura, tal como se aprecia en las muestras b y d, mejora la impregnación de las fibras. Además, a 60 °C, una mayor presión de compactación proporciona resultados algo más favorables.

Por tanto, dentro de los rangos estudiados, la transferencia óptima de resina se alcanza con una temperatura de 60 °C y una presión de 0,4 MPa. Este conjunto de condiciones permite una transferencia eficaz de la resina, obteniéndose un material compuesto uniforme a partir del cual se extraen las muestras necesarias para los ensayos de adhesión descritos en las secciones siguientes del estudio.

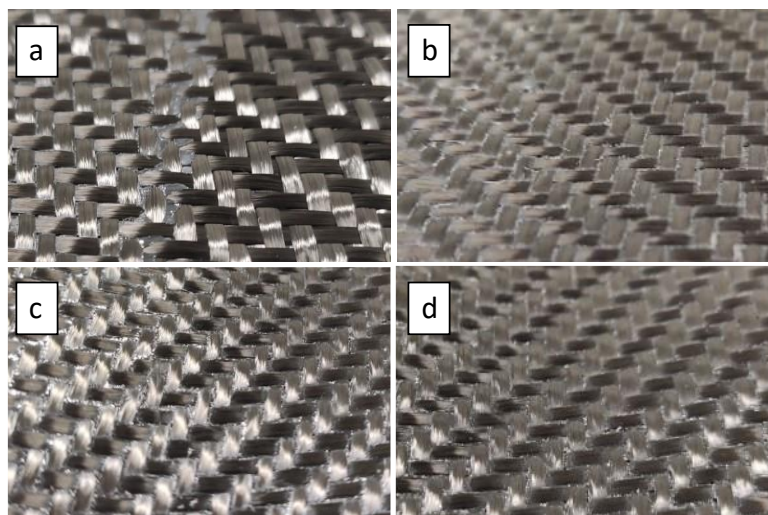


Fig. 3.3. Superficie inicialmente seca del apilado tras el preimpregnado en las siguientes condiciones: (a) 50 °C y 0,2 MPa, (b) 50 °C y 0,4 MPa, (c) 60 °C y 0,2 MPa y (d) 60 °C y 0,4 MPa.

3.2.4. Ensayos de adhesión

Para medir la fuerza de adhesión normal se emplea un equipo de análisis mecánico dinámico (DMA) modelo Q800 de TA Instruments. Este dispositivo permite un análisis detallado del comportamiento de los materiales frente a diferentes condiciones de carga y temperatura. Para este trabajo se desarrolla un utillaje específico, diseñado para adaptarse a los requerimientos particulares del ensayo de adhesión tipo I. Este utillaje asegura la sujeción adecuada de las muestras, dejando libre la zona en la que se aplica la carga de contacto.

El utillaje, representado en la Fig. 3.4, y cuyos planos de fabricación se pueden encontrar en el Anexo A, consta de un disco de 40 mm de diámetro (1), que actúa como base sobre la que se sitúan las muestras circulares de 25 mm de diámetro de material compuesto preimpregnado sin curar (2). Estas muestras se fijan mediante un anillo de cierre (3), que no solo garantiza su correcta posición, sino que también tensa las fibras para evitar deslizamientos, lo que reproduce el estado de tracción que experimentan durante el proceso PDT al estar sujetas por el molde flexible y el sistema de pinzas, asegurando así resultados reproducibles. La parte móvil del utillaje está compuesta por un cilindro de acero pulido de 10 mm de diámetro (4) que reproduce la superficie del molde rígido. Este pistón desciende de forma controlada para aplicar una carga de compresión durante un tiempo predefinido, como se muestra en la Fig. 3.4a. A continuación, se aplica una rampa de tracción que se mantiene hasta superar la fuerza de adhesión en la interfaz entre la resina y el acero, como se detalla en la Fig. 3.4b. Este método de ensayo permite una

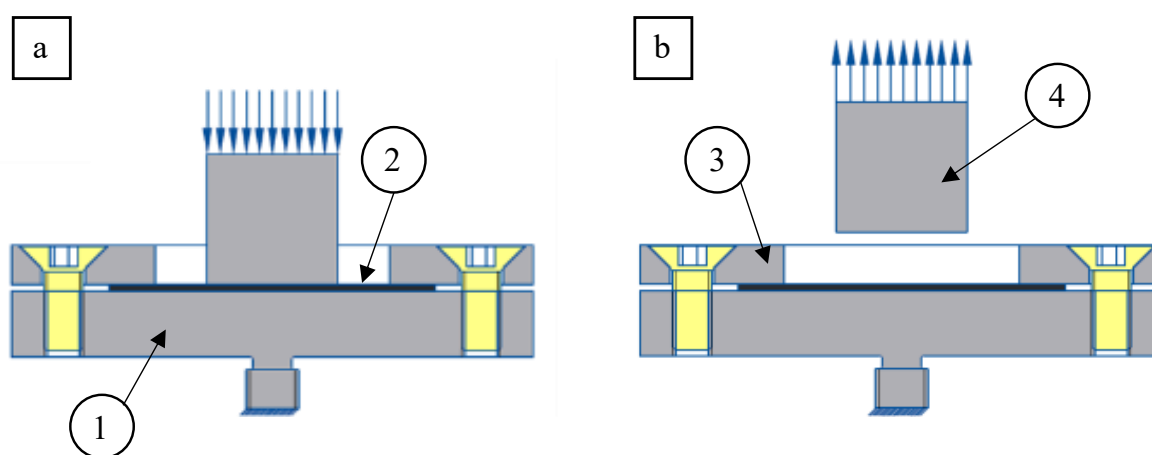


Fig. 3.4. Utillaje del ensayo de adhesión tipo I durante las fases de (a) compresión y (b) despegado, donde se muestran: (1) disco base del utillaje, (2) muestra preimpregnada, (3) anillo de cierre y (4) cilindro móvil.



Fig. 3.5. Montaje del utillaje en el equipo DMA Q800 de TA Instruments con una muestra de preimpregnado colocada justo antes del inicio del ensayo.

evaluación precisa de la fuerza de adhesión normal entre el pistón de acero y el preimpregnado. La Fig. 3.5 muestra el utillaje completamente montado en el equipo de ensayo, justo antes de la ejecución de una prueba.

El procedimiento de ensayo consta de los siguientes pasos:

1. La muestra de material compuesto (2) se coloca con el lado que contiene la mayor cantidad de resina orientado hacia arriba en el disco de 40 mm (1) y se asegura con el anillo de cierre (3).
2. El horno del equipo se cierra y el ambiente cerrado se lleva a la temperatura indicada en los parámetros de ensayo.
3. Se mantiene la temperatura de forma isoterma durante 5 minutos para asegurar que tanto el utillaje como la muestra alcancen el valor objetivo.
4. Una vez estabilizada la temperatura, se inicia el ensayo descendiendo el cilindro de 10 mm (4) hasta entrar en contacto con la muestra, aplicando una fuerza de compresión de 3 N.
5. La fuerza de contacto se mantiene durante el tiempo establecido en los parámetros del ensayo y, transcurrido ese tiempo, se libera.
6. Se aplica una fuerza de tracción creciente a una velocidad constante y común a todos los ensayos hasta que se produce el fallo en la interfaz resina-acero. Esta velocidad se define en 9 N/mm en este estudio por encontrarse dentro de los rangos óptimos de funcionamiento del equipo.

7. Se retira la muestra y se limpia con acetona tanto la superficie del pistón como la del anillo antes del siguiente ensayo.

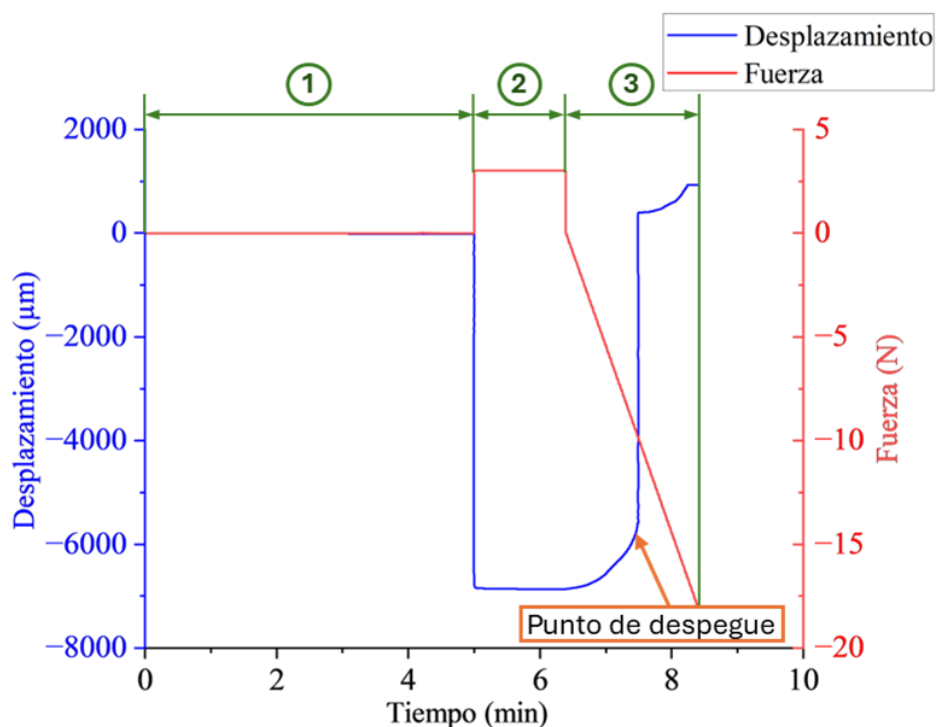


Fig. 3.6. Curvas típicas fuerza-tiempo y desplazamiento-tiempo obtenidas en el ensayo de adhesión tipo I.

La Fig. 3.6 ilustra una curva típica obtenida en este tipo de ensayos, en la que pueden distinguirse claramente las tres fases del procedimiento:

1. La primera fase corresponde al mantenimiento isoterma previo al contacto.
2. La segunda fase es la fase de compresión, en la que se aplica una fuerza positiva constante de 3N. Durante esta etapa, se produce una unión adhesiva entre el preimpregnado y el pistón de acero, que debe vencerse en la siguiente fase.
3. La tercera fase, o fase de despegue, se caracteriza por una rampa de tracción iniciada desde cero que aumenta a razón de 9 N/min.

Es durante esta última fase cuando se produce la rotura. El punto de fallo se identifica en la curva de desplazamiento mostrada en la Fig. 3.6, mediante el punto que corresponde a la máxima velocidad de separación, calculada como la derivada del desplazamiento respecto al tiempo. El valor de fuerza medido en ese instante representa la fuerza máxima de adhesión alcanzada entre el material compuesto preimpregnado y el acero del pistón.

Este procedimiento se repite para cada una de las temperaturas y tiempos de contacto documentados en la Tabla 3.1. Se seleccionan un total de siete temperaturas distribuidas linealmente entre 20 °C y 50 °C. Los tiempos de contacto se distribuyen de forma logarítmica en el intervalo de 0,1 a 10 minutos. Los valores de estos parámetros se escogen por ser rangos típicos en el procesado de preimpregnados mediante tecnologías como PDT, AFP o DD, entre otras.

Tabla 3.1. Parámetros del ensayo para las pruebas de adhesión.

Temperaturas de ensayo	°C	15; 20; 25; 30; 35; 40; 45; 50
Tiempos de mantenimiento bajo presión	min	0,10; 0,14; 0,19; 0,27; 0,37; 0,52; 0,72; 1; 1,39; 1,93; 2,68; 3,73; 5,18; 7,2; 10,00

A partir de los valores de fuerza máxima de adhesión obtenidos en los ensayos, se elaboran curvas que muestran la evolución de dicha fuerza en función del tiempo de contacto para cada temperatura analizada. Mediante la aplicación del principio de superposición tiempo-temperatura, es posible construir una curva maestra a una temperatura de referencia (T_0). Para ello, se trasladan horizontalmente las curvas experimentales obtenidas, aplicando las ecuaciones (2.1) y (2.2) formuladas por Williams, Landel y Ferry. Los datos experimentales se procesan mediante un algoritmo de optimización diseñado para este fin, cuyo objetivo es ajustar las constantes C_1 y C_2 de la ecuación de Williams-Landel-Ferry. Este algoritmo ajusta los datos desplazados a una curva de la forma $F_T(t, T_0) = a \cdot t^b$ maximizando simultáneamente el coeficiente de determinación R^2 . Se seleccionan dos temperaturas intermedias del rango ensayado como temperaturas de referencia para el ajuste: 30 °C y 45 °C. Como resultado, se obtiene una curva maestra que, además de representar los datos experimentales, permite predecir el comportamiento del material bajo condiciones no ensayadas directamente.

3.2.5. Ensayos reológicos

Para la realización de los distintos ensayos reológicos desarrollados en el presente estudio se utiliza un reómetro de alta precisión TA Instruments AR-2000ex, mostrado en la Fig. 3.7, equipado con platos planos de aluminio de 25 mm de diámetro. La preparación de las probetas se lleva a cabo mediante el apilado de capas de resina hasta alcanzar unas dimensiones finales de 25 mm de diámetro y 1 mm de espesor. Este proceso de apilado resulta fundamental, ya que la uniformidad en el espesor de las muestras es esencial para obtener resultados consistentes y representativos en los ensayos reológicos.

Un aspecto crítico en la fabricación de estas probetas es asegurar que las propiedades termomecánicas del material sean homogéneas y equivalentes a las de la resina que compone el material compuesto preimpregnado [74]. Para ello, es necesario controlar la historia térmica del material y, por tanto, el grado de curado alcanzado. Una variación en el grado de curado puede influir significativamente en las propiedades reológicas y, en consecuencia, en los resultados del ensayo [134]. Con el fin de compactar y homogeneizar el apilado de resina durante la fabricación de las probetas, el material se somete a un ciclo térmico a 60°C durante un periodo de 10 minutos. Este tratamiento térmico no solo facilita la fusión y distribución uniforme de la resina, sino que también, al tratarse del mismo ciclo térmico al que se somete la resina del material preimpregnado descrito anteriormente, permite alcanzar un grado de curado equivalente al del preimpregnado, garantizando así la fiabilidad y utilidad de los ensayos reológicos en el contexto de este estudio.

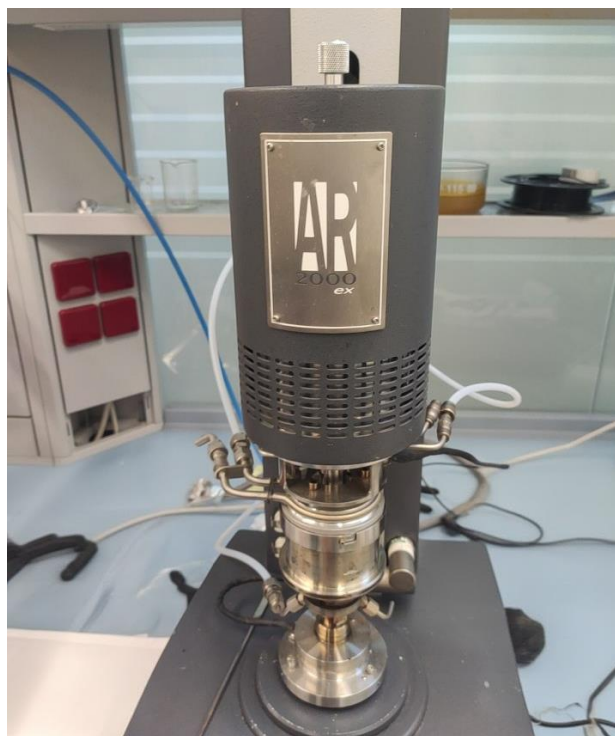


Fig. 3.7. Reómetro TA Instruments AR-2000ex.

Los ensayos de cizalladura oscilatoria de pequeña amplitud (SAOS) se realizan para evaluar las propiedades viscoelásticas de la resina. Estos ensayos consisten en aplicar deformaciones oscilatorias de pequeña magnitud a la muestra. A partir de la medición del esfuerzo cortante y la deformación resultantes, se obtienen parámetros reológicos como el módulo de almacenamiento (G'), el módulo de pérdida (G'') y la viscosidad compleja (η^*). El módulo de almacenamiento refleja la capacidad del material para almacenar energía elásticamente, mientras que el

módulo de pérdida indica la energía disipada en forma de calor durante la deformación.

En este estudio se realizan barridos de frecuencia isotérmicos en un rango de 0,5 a 200 rad/s, lo que permite obtener una visión amplia de la respuesta del material ante distintas frecuencias de oscilación. Además, se exploran temperaturas entre 30°C y 60°C, con incrementos de 3°C. A partir de los resultados obtenidos es posible representar la evolución de los módulos de almacenamiento (G') y de pérdida (G''), los cuales se ven afectados tanto por la temperatura como por la frecuencia de oscilación. Tal como demuestran diversos autores, estos módulos cumplen con el principio de superposición tiempo-temperatura [135,136]. Gracias a esta propiedad, aplicando las ecuaciones (2.1) y (2.2), es posible calcular los factores de desplazamiento de Williams-Landel-Ferry (C_1 y C_2). Para llevar a cabo el cálculo de estas constantes se emplea la funcionalidad interna del software TRIOS 5.1.1 utilizado para el control del reómetro. Para garantizar la comparabilidad de los resultados obtenidos, las temperaturas de referencia seleccionadas para el cálculo de C_1 y C_2 coinciden con las utilizadas en los ensayos de adhesión tipo I: 30°C y 45°C.

Con el fin de analizar la sensibilidad de los resultados, este cálculo se repite para cada una de las tres probetas mediante cuatro enfoques distintos: considerando exclusivamente G' , exclusivamente G'' , exclusivamente μ^* y considerando de forma simultánea las tres magnitudes. Este planteamiento permite evaluar tanto la dispersión entre muestras como la influencia de la variable reológica utilizada. Tal como señalan Tajvidi et al. [84], existe controversia en torno a la aplicabilidad universal de un mismo conjunto de factores de desplazamiento para todas las propiedades del material, por lo que resulta interesante comprobar esta hipótesis dentro del presente estudio.

3.3. Resultados y discusión

3.3.1. DSC

La Fig. 3.8 muestra los resultados del análisis térmico obtenidos a partir de tres muestras distintas de resina, correspondientes a los tres estados de la resina descritos en la sección 3.2.2. Cada una de ellas es sometida a un ciclo de calentamiento controlado especificado en esa misma sección. La parte superior de la figura corresponde a una muestra de resina virgen. En ella, se destaca la

temperatura de transición vítrea, claramente definida por el punto de inflexión observable durante el primer ciclo de calentamiento, situado en 3,7 °C. Este punto es fundamental, ya que indica el cambio en las propiedades mecánicas de la resina, pasando de un estado rígido y frágil a uno más flexible y maleable. Esta transición es especialmente relevante en procesos de conformado, donde el comportamiento térmico condiciona la capacidad del material para adaptarse al molde sin fracturarse. Además, una Tg baja en el estado no curado implica una mayor facilidad para procesar la resina a temperaturas moderadas sin que se inicie el curado de forma prematura, lo que resulta crucial para el control del ciclo térmico en procesos de fabricación con preimpregnados. Además, se ha observado que la temperatura a la que se inicia el proceso de polimerización es aproximadamente 90 °C. Este momento se identifica por una caída en la curva, que refleja la emisión de calor asociada al proceso exotérmico de la reacción de polimerización. Este fenómeno es clave, pues marca el inicio de la transformación química que conducirá al curado de la resina. Estos dos puntos resultan relevantes porque es dentro de este intervalo de temperatura donde puede aplicarse el principio de superposición tiempo-temperatura, al mantenerse el grado de curado de la resina relativamente constante, sin presentar variaciones significativas. Por último, se observa que la energía de polimerización de la resina, calculada como el área comprendida entre el pico de la curva y la línea base definida como en la sección 3.2.2, es de 350 J/g. Este valor proporciona una indicación cuantitativa de la energía necesaria para completar la polimerización de la resina.

La sección central de la figura presenta los resultados correspondientes a una muestra de resina extraída de probetas fabricadas para la caracterización reológica. En este caso, la Tg es ligeramente inferior, con un valor de 2,8 °C, y la entalpía de polimerización asciende a 343 J/g.

La parte inferior de la figura muestra los datos relativos a un material compuesto preimpregnado sin curar. En esta curva se identifica una Tg de 2,9 °C y una entalpía de polimerización de 148 J/g. Sin embargo, dado que este material contiene únicamente una parte de resina respecto al total del material compuesto, es necesario corregir la entalpía medida para reflejar el contenido real de resina [137]. Este valor ha sido determinado mediante un ensayo de análisis termogravimétrico (TGA) realizado sobre la misma muestra tras completar el análisis por DSC. El TGA es una técnica que permite cuantificar la pérdida de masa de una muestra conforme se incrementa la temperatura, lo que resulta útil para diferenciar entre los componentes orgánicos e inorgánicos del material. En

este caso, al calentar la muestra, la resina se degrada y se volatiliza, mientras que las fibras de carbono permanecen estables. La Fig. 3.9 muestra la curva representativa obtenida, en la que se observa una reducción de masa al alcanzar temperaturas elevadas. Para calcular el porcentaje en masa de resina, es necesario identificar el punto de inflexión final de la curva, situado en torno a los 600 °C.

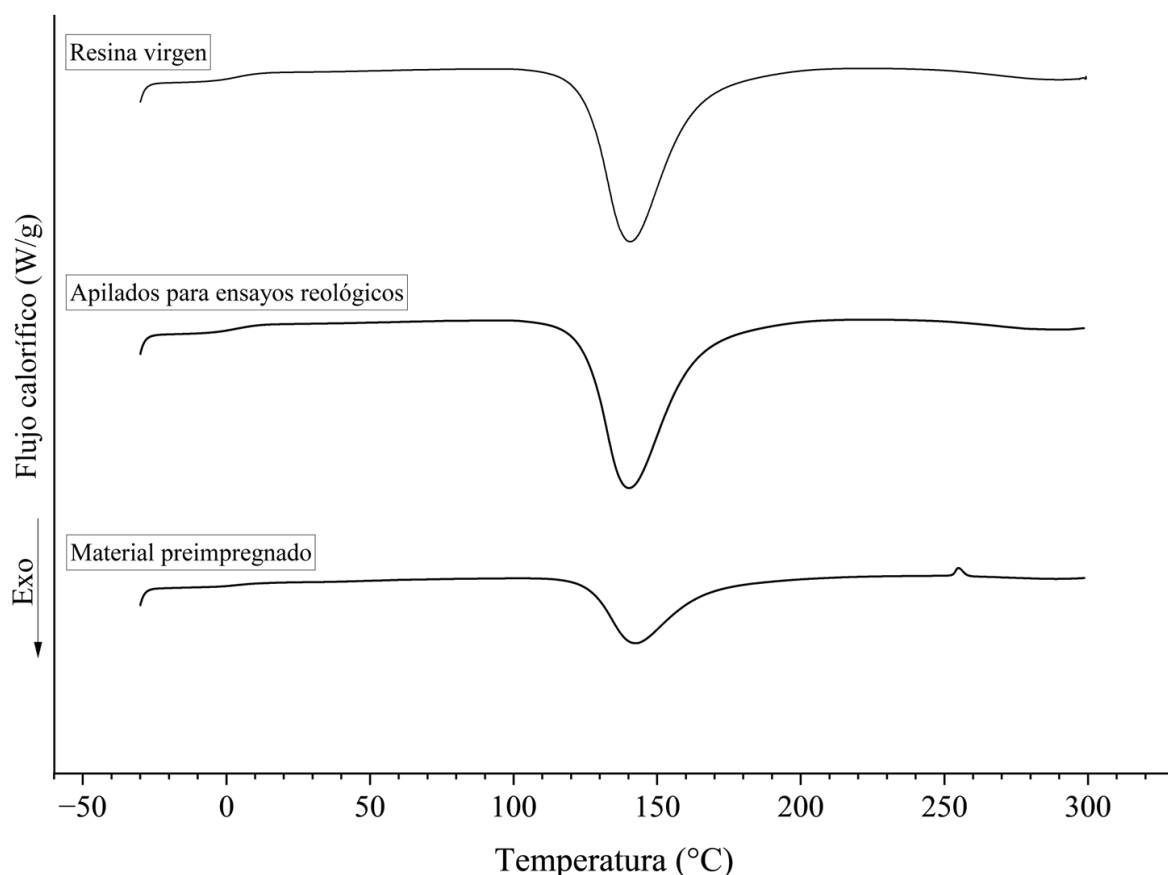


Fig. 3.8. Curvas combinadas de DSC correspondientes a una muestra de resina virgen, una muestra de material compuesto preimpregnado y una muestra extraída de las probetas de ensayo reológico.

Este punto indica el fin del proceso de degradación de los componentes orgánicos, ya que por debajo de esa temperatura las fibras de carbono no se volatilizan. Así, la pérdida de masa acumulada hasta ese punto se atribuye exclusivamente a la resina, permitiendo calcular su proporción respecto al total. En este caso, el valor obtenido es del 47 %. Tras aplicar esta corrección mediante un ajuste proporcional basado en el porcentaje de resina, se determina que la entalpía de polimerización efectiva de la resina contenida en el compuesto es de 310 J/g.

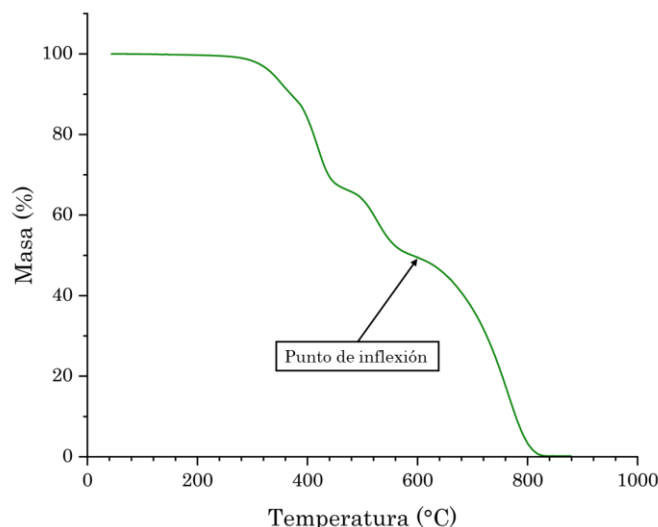


Fig. 3.9. Curva TGA de una muestra de preimpregnado.

La Tabla 3.2 presenta un análisis detallado de los parámetros más significativos derivados de los ensayos de Calorimetría Diferencial de Barrido (DSC) realizados sobre cada una de las muestras evaluadas. En este contexto, se ha establecido un grado de curado (DOC) inicial del 0 % para la resina virgen, que sirve como referencia para calcular el DOC de las otras dos muestras. El DOC se calcula como el cociente entre la diferencia de entalpía y la entalpía total de la resina virgen. Se observa que las muestras de resina obtenidas tras el proceso de impregnación de fibras alcanzan un DOC del 11 %, mientras que las muestras obtenidas del material destinado a la fabricación de probetas para ensayos reológicos presentan un DOC del 2 %. En ambos casos se aprecian grados de curado bajos, lo que permite asumir que el estado de la resina es comparable.

Tabla 3.2. Tabla resumen de los resultados de DSC.

Muestra	Entalpía de polimerización (J/g)	Tg (°C)	DOC
Resina virgen	350	3,7	0%
Material compuesto preimpregnado	310	2,9	11%
Apilados para ensayos reológicos	343	2,8	2%

3.3.2. Ensayos de adhesión

La Fig. 3.10 presenta los resultados obtenidos de los ensayos de adhesión tipo I descritos en la Sección 3.2.4 de este documento. La figura muestra la dependencia de la fuerza de adhesión entre el material compuesto preimpregnado y la superficie

de acero del cilindro móvil respecto a las condiciones de temperatura y tiempo de contacto. Los datos revelan que la fuerza de adhesión tiende a aumentar con tiempos de contacto prolongados bajo presión, mientras que tiende a disminuir a medida que se incrementa la temperatura, al menos en el intervalo comprendido entre los 20 °C y 50 °C. Sin embargo, en los ensayos realizados a 15 °C se observa un comportamiento distinto: aunque se mantiene la tendencia creciente con el tiempo de contacto, las fuerzas medidas a esta temperatura son ligeramente inferiores a las registradas a 20 °C. Esta observación rompe la tendencia descendente con la temperatura observada para temperaturas superiores y sugiere que el punto de transición entre el modo de fallo cohesivo y adhesivo se encuentra en el entorno de los 20 °C. Esta relación inversa con la temperatura en el rango del fallo cohesivo se atribuye a los efectos de reblandecimiento térmico en la matriz de resina. A temperaturas elevadas, el aumento de la movilidad molecular reduce la integridad cohesiva de la resina y debilita la unión interfacial. Estas observaciones coinciden con los resultados reportados por Crossley et al. [69] y Budelmann et al. [70], quienes también documentaron una disminución de la resistencia de adhesión con el aumento de la temperatura en rangos similares. Ambos estudios explican este comportamiento por los cambios térmicamente inducidos en la viscosidad de la resina y la reducción de la resistencia mecánica durante el despegado. De forma similar, Dubois et al. [75] y Belhaj et al. [138] también observaron una disminución de la fuerza de adhesión con la temperatura, respaldando un consenso más amplio que indica que el reblandecimiento de la resina provoca una disminución de la fuerza de adhesión en condiciones térmicas elevadas.

A diferencia de lo que ocurre en regímenes de fallo cohesivo, a temperaturas más bajas se observa una inversión de esta tendencia, con un valor máximo de fuerza situado alrededor de los 20 °C, tal y como se muestra en la Fig. 3.11. Autores como Crossley et al. [139] o Budelmann et al. [140] relacionan este cambio de tendencia con el punto de transición entre los modos de fallo cohesivo y adhesivo, lo cual coincide con las observaciones experimentales de este estudio. Es interesante analizar cómo, según disminuye el tiempo de contacto, la temperatura a la que se produce este máximo de fuerza que representa la transición entre los fallos adhesivo y cohesivo, tiende a aumentar. Este fenómeno ha sido explicado por Forghani et al. [141–143] a través del concepto de “grado de contacto íntimo” y confirmado en un estudio más reciente por Wang et al. [144].

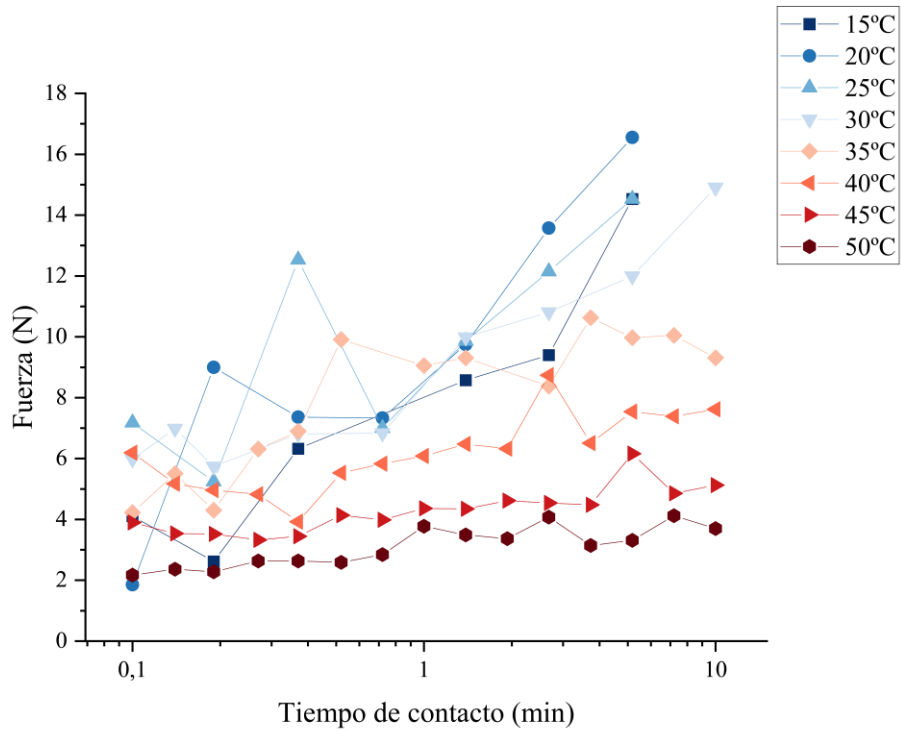


Fig. 3.10. Dependencia de la fuerza de adhesión (F_T) entre el material compuesto preimpregnado y el acero en función del tiempo de contacto bajo presión (t) a distintas temperaturas de ensayo (T).

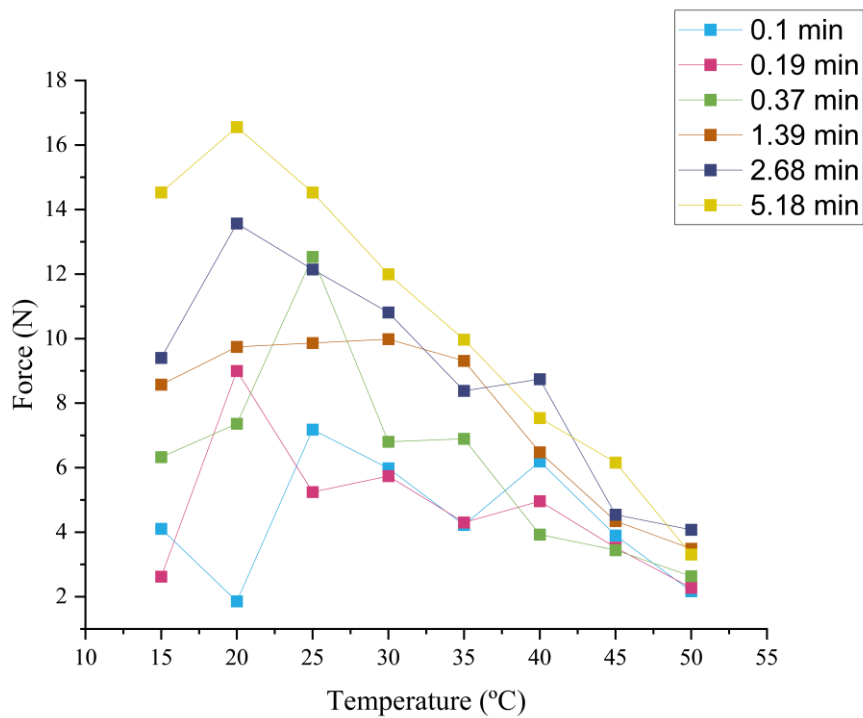


Fig. 3.11. Dependencia de la fuerza de adhesión (F_T) entre el material compuesto preimpregnado y el acero en función de la temperatura de ensayo (T) para distintos valores de tiempo de contacto bajo presión (t).

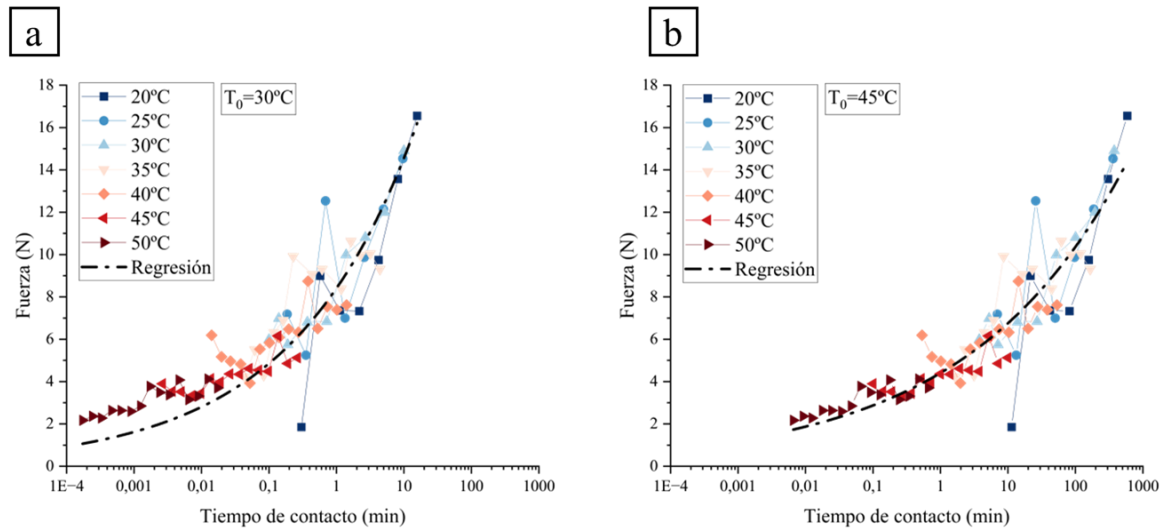


Fig. 3.12. Curvas de fuerza de adhesión (F_T) desplazadas a temperaturas de (a) $T_0=30^\circ\text{C}$ and (b) $T_0=45^\circ\text{C}$ utilizando el principio de superposición tiempo-temperatura.

Para el cálculo de las constantes de WLF a partir de estos ensayos de adhesión, que constituye el objetivo principal de este estudio, se emplean únicamente los valores correspondientes a temperaturas iguales o superiores a 20°C , con el fin de evitar la variabilidad asociada a la zona de transición entre modos de fallo. La Fig. 3.12 muestra los valores de fuerza de adhesión (F_T) desplazados a temperaturas de referencia de (a) $T_0=30^\circ\text{C}$ and (b) $T_0=45^\circ\text{C}$, respectivamente. Este desplazamiento se realiza mediante los factores obtenidos a partir de la ecuación de Williams-Landel-Ferry (WLF), calculados mediante el algoritmo de optimización descrito en la sección 2.4.2 que permite la construcción de curvas maestras. Los factores de desplazamiento obtenidos se detallan en la Tabla 3.3. Las curvas resultantes presentan una elevada convergencia, especialmente entre los conjuntos de datos obtenidos a temperaturas más altas, con valores del coeficiente de determinación (R^2) superiores a 0,99, lo que evidencia la solidez de la metodología y su aplicabilidad a materiales viscoelásticos sometidos a ensayos de adhesión.

Tabla 3.3. Valores de los factores de desplazamiento C_1 y C_2 a 30°C y 45°C calculados a partir de los ensayos de adhesión sobre muestras de material compuesto preimpregnado.

30°C		45°C	
C_1 (-)	C_2 (°C)	C_1 (-)	C_2 (°C)
2.21	36.01	3.78	21.01

3.3.3. Ensayos reológicos

Esta sección presenta los resultados de los ensayos reológicos descritos en la sección 3.2.5, realizados sobre tres probetas obtenidas a partir de los apilados de resina descritos. Las probetas son nominalmente idénticas y se ensayan de forma independiente para evaluar el impacto de la variabilidad experimental. Las muestras 1.1 y 1.2 provienen del mismo lote de producción, mientras que la muestra 2.1 procede de un lote distinto. A partir del análisis de las medidas de par y desplazamiento angular obtenidas en el reómetro, se determinan los valores correspondientes al módulo de almacenamiento (G'), el módulo de pérdidas (G'') y la viscosidad compleja (η^*), representados en las gráficas de la Fig. 3.13. Según se explica en la metodología, se calculan los factores de desplazamiento de WLF para cada probeta aplicando las ecuaciones (2.1) y (2.2) mediante cuatro métodos distintos: considerando exclusivamente G' , exclusivamente G'' , exclusivamente η^* ; y considerando las tres magnitudes de forma simultánea.

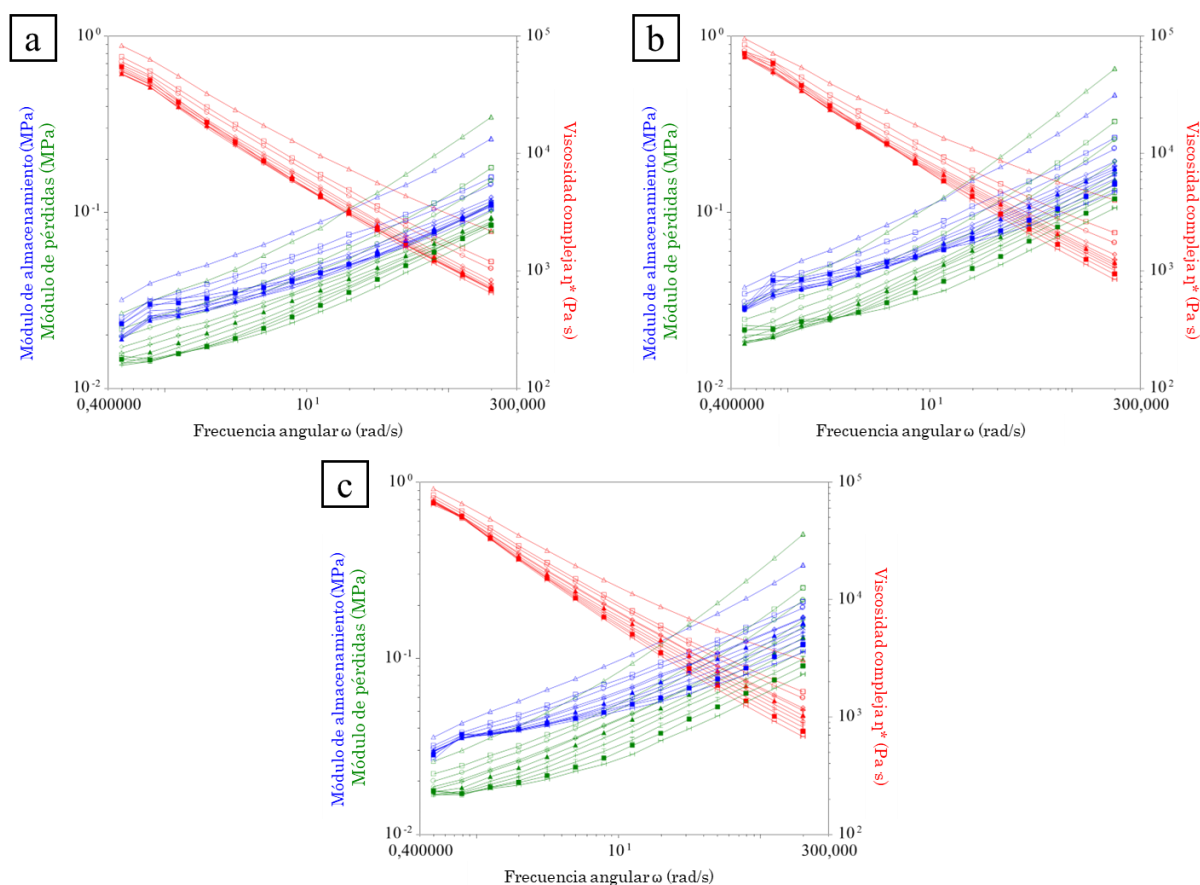


Fig. 3.13. Resultados reológicos para las muestras (a) 1.1, (b) 1.2 y (c) 2.1. Se representan el módulo de almacenamiento (azul), el módulo de pérdida (verde) y la viscosidad compleja (rojo) para cada temperatura de ensayo.

Las tablas 3.4 a 3.7 muestran los valores de las constantes C_1 y C_2 correspondientes a las temperaturas de referencia seleccionadas en este estudio (30 °C y 45 °C). Se analiza la variabilidad de estos valores en función de la variable o combinación de variables utilizada para el cálculo, así como de la muestra evaluada. Los resultados indican que, al tratarse de valores obtenidos mediante el ajuste de un modelo matemático a datos experimentales, la incertidumbre de medida se amplifica tras el proceso de ajuste dando lugar a incertidumbres elevadas para los valores de las constantes. El análisis de la desviación estándar global de cada constante, que teóricamente debería ser coherente para una misma temperatura de referencia con independencia del método de cálculo empleado, revela variaciones significativas: desde el 24.25% para C_1 a 30°C hasta el 69.38% para C_1 a 45°C.

Tabla 3.4. Valores de C_1 obtenidos a partir de ensayos reológicos a $T_{ref}=30^{\circ}C$.

Variable considerada	Todas	G'	G''	η^*	Media	Desv. est.	Desv. est. (%)
Muestra 1.1	1.37	1.14	1.82	1.34	1.42	0.29	20.35%
Muestra 1.2	1.35	0.99	1.60	1.27	1.30	0.25	19.30%
Muestra 2.1	1.90	1.66	2.16	1.75	1.87	0.22	11.57%
Media	1.54	1.26	1.86	1.45	1.53		
Desv. est.	0.31	0.35	0.28	0.26		0.37	
Desv. est. (%)	20.17%	28.05%	15.10%	17.83%			24.25%

Tabla 3.5. Valores de C_2 obtenidos a partir de ensayos reológicos a $T_{ref}=30^{\circ}C$.

Variable considerada	Todas	G'	G''	η^*	Media	Desv. est.	Desv. est. (%)
Muestra 1.1	6.89	5.20	11.23	6.67	7.50	2.60	34.67%
Muestra 1.2	9.15	6.42	11.27	8.25	8.77	2.02	23.01%
Muestra 2.1	20.47	21.31	22.50	18.47	20.69	1.70	8.20%
Media	12.17	10.97	15.00	11.13	12.32		
Desv. est.	7.28	8.97	6.49	6.40		6.69	
Desv. est. (%)	59.82%	81.72%	43.29%	57.55%			54.34%

Tabla 3.6. Valores de C_1 obtenidos a partir de ensayos reológicos a $T_{ref}=45^{\circ}C$.

Variable considerada	Todas	G'	G''	η^*	Media	Desv. est.	Desv. est. (%)
Muestra 1.1	0.41	0.28	0.82	0.39	0.47	0.24	50.39%
Muestra 1.2	0.47	0.29	0.67	0.40	0.46	0.16	35.37%
Muestra 2.1	1.43	1.44	1.77	1.32	1.49	0.19	13.03%
Media	0.77	0.67	1.09	0.70	0.81		
Desv. est.	0.57	0.67	0.60	0.54		0.56	
Desv. est. (%)	74.61%	99.75%	54.83%	76.60%			69.38%

Tabla 3.7. Valores de C_2 obtenidos a partir de ensayos reológicos a $T_{ref}=45^{\circ}C$.

Variable considerada	Todas	G'	G''	η^*	Media	Desv. est.	Desv. est. (%)
Muestra 1.1	21.15	19.62	22.57	20.92	21.07	1.21	5.73%
Muestra 1.2	23.14	20.74	25.93	21.91	22.93	2.23	9.71%
Muestra 2.1	44.53	50.85	49.41	43.40	47.05	3.64	7.73%
Media	29.60	30.41	32.64	28.74	30.35		
Desv. est.	12.96	17.72	14.62	12.70		13.23	
Desv. est. (%)	43.79%	58.27%	44.80%	44.19%			43.61%

A pesar de que las probetas ensayadas son nominalmente idénticas, al proceder del mismo material base, se observa una variabilidad considerable entre ellas. Las desviaciones estándar de las constantes WLF calculadas varían notablemente, desde el 15,10 % para C_1 a 30°C cuando se considera exclusivamente G'' hasta el 99,75 % para C_1 a 45°C cuando se considera exclusivamente G' . En particular, la muestra 2.1—extraída de un lote de fabricación distinto al de las muestras 1.1 y 1.2—presenta una discrepancia especialmente elevada en comparación con las demás. Esto sugiere que esta metodología proporciona resultados consistentes y con dispersión razonablemente baja cuando se trabaja con probetas del mismo lote, pero incluso pequeñas diferencias en el proceso de producción entre lotes pueden dar lugar a discrepancias importantes, con desviaciones en las constantes que alcanzan hasta el 100 %. Esto pone de manifiesto la alta sensibilidad de los valores calculados de C_1 y C_2 ante cambios sutiles en la preparación de las muestras o en el historial del material.

Un análisis más detallado revela que la principal fuente de variabilidad no se encuentra únicamente en las diferencias entre lotes, sino también en la elección del parámetro reológico empleado para calcular los factores de desplazamiento WLF. Entre los cuatro métodos aplicados—basados en G' , G'' , η^* o todas las variables en conjunto—, los valores derivados de G'' tienden a diferir sistemáticamente de aquellos basados en G' y η^* . Esta discrepancia incrementa la dispersión de los resultados cuando se consideran todos los métodos simultáneamente, independientemente de la muestra. En cambio, al restringir el análisis únicamente a los métodos basados en G' y η^* , los valores calculados de C_1 y C_2 muestran una mayor consistencia entre métodos.

Esta tendencia se evidencia particularmente en las muestras 1.1 y 1.2, ambas procedentes del mismo lote. Al limitar el análisis a los métodos basados en G' y η^* , las desviaciones globales se mantienen por debajo del 20 % en todos los casos, mejorando notablemente la coherencia de los valores obtenidos. Por ejemplo, en la

muestra 1.1 a 30 °C, la desviación estándar de C_2 se reduce del 34,67 %, cuando se consideran los cuatro métodos, al 17,49 % al usar solo G' y η^* . Tendencias similares se observan en otros factores de desplazamiento y temperaturas, lo que confirma que la inclusión de G'' tiende a generar valores atípicos. Esto refuerza la conclusión de que la variabilidad observada no es intrínseca a la metodología, sino que proviene de la influencia combinada de las diferencias entre lotes y la variable específica utilizada como base para el cálculo del desplazamiento.

La causa más probable de esta discrepancia radica en la naturaleza del módulo G'' , que representa la respuesta viscosa del material (disipación de energía) y suele ser más sensible al ruido, a diferencias estructurales sutiles y a las incertidumbres en el régimen de bajas frecuencias. A diferencia de G' y η^* , que reflejan las respuestas elásticas y complejas respectivamente, y que tienden a mostrar transiciones más claras en función de la temperatura, las curvas de G'' son generalmente más planas y menos robustas para determinar desplazamientos horizontales en análisis de superposición tiempo-temperatura. Esto explica por qué los cálculos basados en G'' se desvían sistemáticamente del resto y por qué su inclusión da lugar a desviaciones estándar elevadas.

3.4. Conclusiones

Este estudio aborda la necesidad de establecer una técnica alternativa a la reología para la determinación de los factores de desplazamiento de Williams-Landel-Ferry (WLF) en materiales compuestos preimpregnados. A lo largo de este capítulo, se presenta un método innovador basado en ensayos de adhesión tipo "probe tack", que permite obtener directamente estos valores cruciales a partir de muestras del material compuesto. Esta metodología se distingue por evitar la necesidad de separar la resina de las fibras, lo que no solo simplifica el proceso de análisis, sino que también garantiza una representación más fiel de las propiedades del material en condiciones reales de uso.

Utilizando un equipo de análisis mecánico dinámico (DMA), se realizan ensayos para cuantificar la fuerza de adhesión del material preimpregnado a las herramientas (F_T). Estas pruebas se llevan a cabo a diferentes temperaturas y con distintos intervalos de tiempo de contacto bajo presión controlada. A partir de los valores de fuerza medidos en los ensayos, se pueden resolver las ecuaciones de WLF y caracterizar el principio de superposición tiempo-temperatura en el contacto tipo I, uno de los objetivos de esta Tesis.

También se realizan ensayos de cizalladura oscilatoria de pequeña amplitud (SAOS) sobre muestras de la misma resina utilizando un reómetro. Estas pruebas permiten obtener datos precisos sobre el comportamiento viscoelástico de la resina a distintas frecuencias y temperaturas, lo que posibilita el cálculo de los factores de desplazamiento WLF. La precisión y eficacia de la nueva metodología propuesta puede validarse comparando las constantes WLF calculadas a partir de los datos obtenidos mediante los ensayos de adhesión con las obtenidas a través de ensayos reológicos.

La metodología presentada en este estudio ha demostrado ser eficaz para proporcionar valores de las constantes WLF en el mismo orden de magnitud que los obtenidos a través de los ensayos reológicos. Estos valores son esenciales para desarrollar curvas maestras que muestran un ajuste notablemente preciso a diversas temperaturas, con coeficientes de determinación (R^2) superiores a 0.99. Sin embargo, se ha identificado una discrepancia significativa entre los valores de estas constantes y los obtenidos mediante técnicas reológicas, tal y como se muestra en la Tabla 3.8, lo que sugiere la necesidad de refinar la metodología empleada.

Tabla 3.8. Tabla comparativa de los valores de los factores de desplazamiento obtenidos mediante la metodología propuesta y las técnicas tradicionales.

	30°C		45°C	
	C ₁ (-)	C ₂ (°C)	C ₁ (-)	C ₂ (°C)
Ensayos de adhesión	2.21	36.01	3.78	21.01
Reología	1.53	12.32	0.81	30.35

En este contexto, se han identificado varios factores que podrían ser críticos para mejorar el enfoque metodológico. En primer lugar, como se menciona en los resultados, las muestras utilizadas en los ensayos reológicos presentan un grado de curado ligeramente inferior al de la resina contenida en el material compuesto preimpregnado. Esto resulta llamativo, a pesar de que ambas series de muestras fueron sometidas a los mismos ciclos térmicos de fabricación. Es importante destacar que el principio de superposición tiempo-temperatura, en el que se basa este estudio, solo puede aplicarse bajo la condición de que el grado de curado se mantenga constante. Por tanto, las variaciones en el grado de curado entre muestras podrían ser una de las causas subyacentes de las discrepancias observadas en los valores de las constantes WLF.

Además, este estudio demuestra que la fuerza de adhesión entre el material compuesto preimpregnado y el acero está influenciada por el tiempo de contacto

bajo presión. Sin embargo, no se ha considerado el tiempo de contacto sin presión que transcurre desde que se inicia la aplicación de la fuerza de tracción hasta que se produce el despegue, debido a su consistencia entre ensayos. Este aspecto es esencial, ya que, aunque las variaciones en este tiempo sean mínimas entre diferentes ensayos, podrían impactar significativamente en los resultados obtenidos. Por tanto, sería de gran interés estudiar el efecto de este tiempo de contacto sin presión para comprender mejor su influencia sobre la adhesión y, en consecuencia, sobre la precisión del cálculo de las constantes WLF.

Por último, en los ensayos reológicos y de adhesión se ha identificado una incertidumbre considerable en las mediciones. Estas mediciones se utilizan para calcular los factores C_1 y C_2 mediante el modelo matemático establecido por WLF. Las variaciones en la precisión de estas mediciones se traducen en incertidumbres significativas en los valores de las constantes que se derivan de ellas. Un aspecto destacable es que, incluso dentro del mismo ensayo reológico, los resultados pueden variar dependiendo de la variable específica que se analice (módulo de almacenamiento, módulo de pérdida o viscosidad compleja). Esta variabilidad pone de manifiesto la sensibilidad del modelo WLF ante errores menores en las mediciones, lo que puede conducir a conclusiones erróneas si no se gestiona adecuadamente. Aunque supone un reto para validar la nueva metodología propuesta, este fenómeno también subraya la necesidad de desarrollar un método experimental más robusto. Dicho método debería permitir el cálculo preciso de los factores de desplazamiento del modelo WLF en el caso de materiales preimpregnados no curados, bajo sus condiciones normales de manipulación, tanto en lo que respecta a la propiedad evaluada como al estado del material. Esto es crucial, ya que el uso de valores obtenidos mediante ensayos reológicos en la aplicación del principio TTS en el tack de materiales preimpregnados, como se ha hecho en la literatura, puede introducir errores significativos que comprometan la fiabilidad de los resultados. Por tanto, es esencial avanzar en la investigación para mitigar estas incertidumbres y mejorar la precisión en la caracterización de estos materiales.

Asimismo, resultaría interesante ampliar la campaña de ensayos. En primer lugar, dentro del rango de temperaturas que se ha investigado, se ha comenzado a observar el inicio de la transición entre fallo adhesivo y fallo cohesivo. No obstante, por limitaciones del equipo, no se han podido realizar ensayos a temperaturas inferiores, por lo que sería interesante estudiar más en detalle ese rango térmico más bajo para identificar de forma precisa este punto de transición. Detectar dicha

transición es crucial, ya que permitiría un análisis más profundo de la validez de la metodología utilizada en condiciones de ensayo en las que se manifiesta el fallo adhesivo. Además, sería útil evaluar la robustez de esta metodología mediante su aplicación a otros tipos de materiales compuestos preimpregnados no curados. Explorar diferentes materiales podría revelar variaciones en el rendimiento y la fiabilidad de la metodología, proporcionando una base más sólida para su uso en diversas aplicaciones industriales. En conjunto, estas investigaciones no solo enriquecerían el conocimiento existente, sino que también podrían abrir nuevas vías para optimizar procesos de fabricación y utilización de materiales compuestos en distintas industrias.

4. Caracterización del contacto tipo II

4.1. Introducción

Este capítulo tiene como objetivo el estudio de la fricción que se produce entre un material compuesto preimpregnado en estado no curado y superficies antiadherentes como la silicona o el teflón. A esta interacción se le denomina en esta Tesis como contacto tipo II. Este tipo de contacto tiene lugar cuando el laminado se desliza sobre los elementos de utillaje o sistemas de sujeción durante el preformado, y tiene un impacto directo en la calidad final de la pieza. En tecnologías como el preformado progresivo (PDT), la fricción en esta interfaz puede dar lugar a defectos como arrugas, pandeos o bloqueos del material, dificultando su conformado, especialmente en geometrías complejas, tal y como se analiza en profundidad en las secciones 2.2, 2.3 y 2.5 de este documento.

Según el análisis del estado del arte de la sección 2.5, la fricción en el contacto tipo II está influenciada principalmente por tres variables de proceso: la temperatura, la fuerza de contacto (o presión normal) y la velocidad de deslizamiento. Estas variables determinan el régimen de lubricación presente en la interfaz, que puede ser de tipo límite, mixto o hidrodinámico, y condicionan los mecanismos de fricción que predominan en cada caso. Se ha observado que pequeñas variaciones en estos parámetros pueden generar respuestas no lineales y cambios drásticos en el comportamiento tribológico, lo que refuerza la necesidad de una caracterización rigurosa.

Actualmente no existe un procedimiento estandarizado para estudiar este tipo de contacto en condiciones similares a las del entorno industrial. Los métodos más comunes en la literatura se basan en normativas desarrolladas para otros materiales, como películas plásticas (por ejemplo, la norma ASTM D1894), o en metodologías específicas centradas en el contacto entre preimpregnados y utillajes metálicos. No obstante, estos enfoques no contemplan el uso de materiales antiadherentes, de especial interés para la tecnología PDT. Esta laguna metodológica motiva en esta Tesis el desarrollo de un procedimiento específico que permita estudiar con precisión la fricción entre el preimpregnado no curado y superficies de baja fricción como la silicona o el teflón.

Con ese fin, se ha diseñado un banco de ensayos basado en la configuración conocida como pull-through, acoplado a una máquina de tracción universal. Esta

configuración permite mantener constante el área de contacto durante el deslizamiento, lo que facilita el control y la repetibilidad del ensayo. El sistema está diseñado para asegurar una distribución uniforme de la presión y permite controlar con precisión las tres variables de interés: temperatura, presión de contacto y velocidad de desplazamiento.

La metodología que se presenta a lo largo de este capítulo permite caracterizar el comportamiento de fricción del preimpregnado frente a materiales de contacto seleccionados por su idoneidad para su aplicación en el sistema de pinzas del proceso PDT. En las secciones siguientes se describen en detalle la metodología propuesta, así como los resultados de su aplicación a un material compuesto comúnmente utilizado en los procesos productivos de AEON-T.

4.2. Metodología

Esta sección describe la metodología seguida para la caracterización del contacto tipo II, centrada en el estudio de la fricción entre materiales compuestos en estado no curado y superficies con propiedades antideslizantes. Se detallan los materiales empleados, el diseño experimental, la fabricación de las probetas y el desarrollo del banco de ensayos. Asimismo, se presentan las variables estudiadas, el procedimiento experimental seguido, el plan de ensayos realizado y la estrategia de análisis de los datos obtenidos.

4.2.1. Materiales

En la caracterización del contacto tipo II se emplean dos tipos de materiales: por un lado, un compuesto carbono-epoxi en forma de preimpregnado, y por otro, superficies con propiedades antiadherentes sobre las que dicho material desliza.

El preimpregnado utilizado es el modelo GG630T(T700)-DT140RS-37ME [145], suministrado por Delta-Preg S.p.A. Está compuesto por fibras de carbono T700 12K con entramado twill 2×2, una masa por superficie de 630 g/m² y un contenido de resina del 37 % en peso. La resina epoxi DT140RS [146] utilizada como matriz está formulada para un curado rápido en prensa o autoclave, y presenta una densidad de 1,21 g/cm³ y temperaturas típicas de curado de entre 120 y 150 °C. La Fig. 4.1 muestra la evolución de la viscosidad compleja en función de la temperatura, con una velocidad de calentamiento de 2 °C/min.

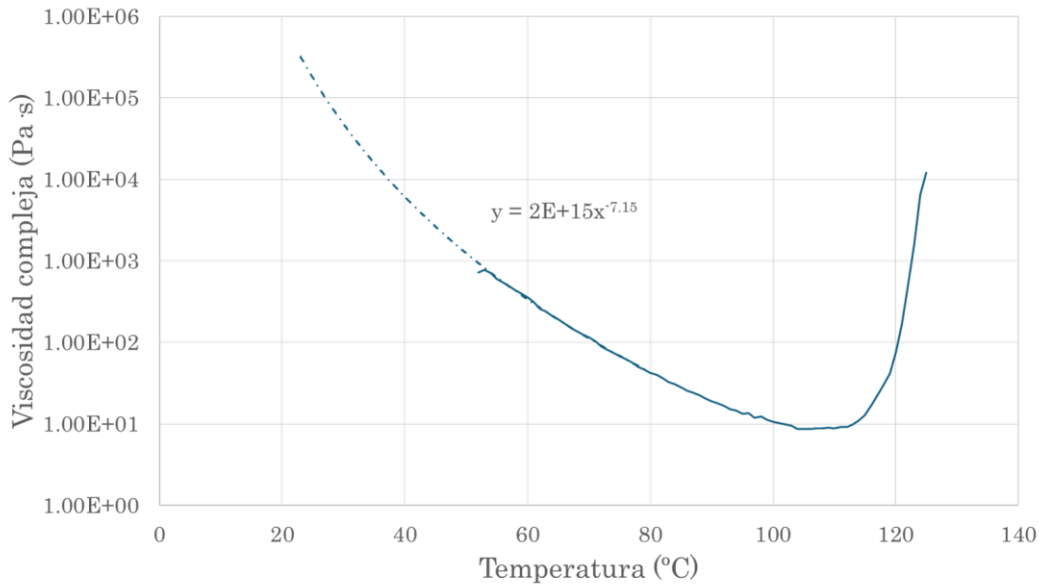


Fig. 4.1. Perfil de viscosidad dinámica de la resina DT140RS con una velocidad de calentamiento constante de 2 °C/min [146]. En línea discontinua los valores extrapolados a partir de los datos del fabricante.

Como materiales de contacto se seleccionan dos opciones representativas por su baja adherencia: silicona y teflón. Tal como se expone en la sección 2.3, estos materiales han ofrecido los mejores resultados en el desarrollo del sistema de pinzas del PDT. La silicona empleada es una lámina atóxica con una cara adhesiva, dureza Shore A 60 (± 5) y espesor de 0,5 mm [147]. El teflón, con referencia V7PT80 del fabricante Diatex [148], corresponde a un film de politetrafluoroetileno (PTFE) no poroso, habitualmente utilizado como lámina desmoldante en procesos con preimpregnados. Este material presenta un espesor de 70 micras, un gramaje de 130 g/m² y una cara adhesiva para facilitar su fijación. En ambos casos, las láminas de silicona y teflón se fijan sobre sustratos de PET de 1 mm de espesor, lo que proporciona a las probetas la rigidez necesaria durante los ensayos.

Todos los materiales se almacenan y manipulan conforme a las recomendaciones del fabricante, con el fin de preservar sus propiedades a lo largo del desarrollo experimental.

4.2.2. Diseño y descripción del banco de experimentos

En la sección 2.5 se detallan las distintas configuraciones experimentales empleadas para ensayos de fricción en materiales compuestos no curados. En este trabajo, siguiendo la tendencia de los estudios más recientes [57], se adopta una configuración de tipo pull-through, en la que el área de contacto entre el preimpregnado y el material antiadherente permanece constante durante todo el

ensayo. Para implementar esta configuración, se diseña un utillaje específico y polivalente que se acopla a una máquina de tracción universal, permitiendo el control preciso de la velocidad de desplazamiento y la medición directa de la fuerza de tracción. Además, se integran un sistema de calentamiento por infrarrojos y un sistema de medición que permite ajustar manualmente y registrar la fuerza de compactación aplicada.

La Fig. 4.2 muestra una vista general del banco de ensayos experimental, en la que se aprecian los distintos subsistemas, incluido el utillaje desarrollado específicamente para la caracterización del contacto tipo II, que se muestra con mayor detalle en la Fig. 4.3. La máquina de tracción utilizada es una MTS Model-835 (1), controlada a través de un PC (2) y equipada con una célula de carga de 5 kN de fondo de escala. La máquina cuenta con un cerramiento térmico aislado con lana de roca, que, junto con el sistema de calefacción, permite controlar la temperatura interna de la cámara. La lámina de preimpregnado no curado (3), que constituye el elemento móvil del ensayo, se fija al travesaño móvil de la máquina mediante una pinza de agarre mecánico (4), lo que permite su desplazamiento vertical controlado.

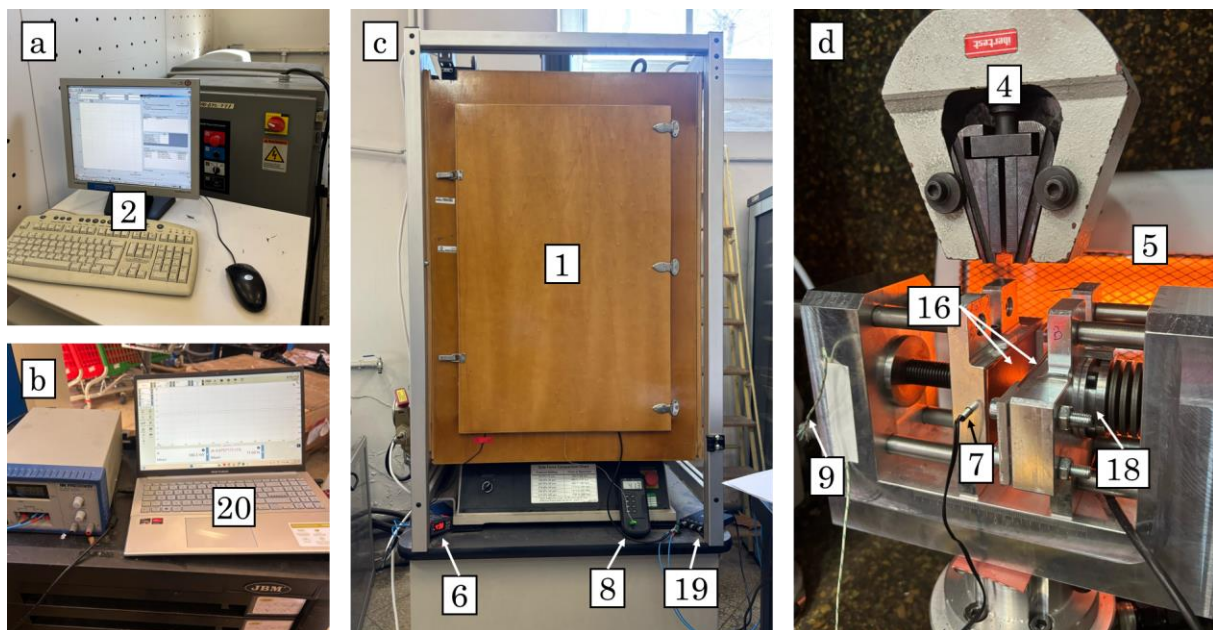


Fig. 4.2. Visión general del banco de experimentos donde se observan: (a) PC de control de la máquina de tracción, (b) PC de control del osciloscopio, (c) exterior de la máquina de tracción con cerramiento aislante y (d) interior de la máquina de tracción con utillaje de contacto tipo II y sistema de calefacción.

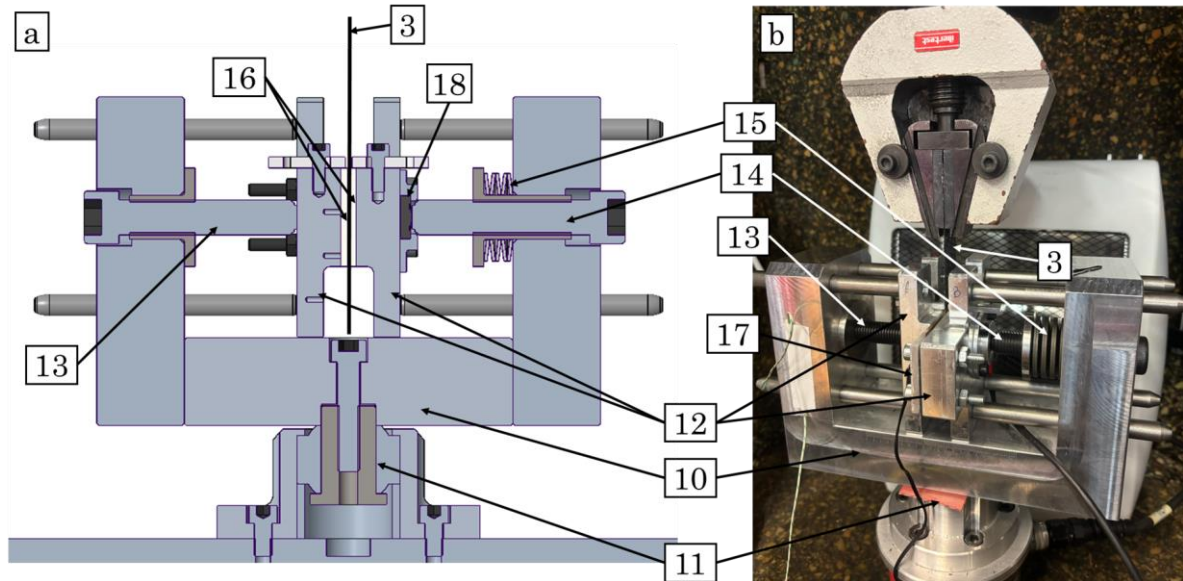


Fig. 4.3. Utillaje empleado para la caracterización del contacto tipo II: (a) sección extraída del modelo CAD y (b) fotografía del utillaje instalado en la máquina de tracción. El sistema de calefacción consiste en un emisor infrarrojo (5) que calienta tanto el ambiente de la cámara por convección como el utillaje y los materiales por radiación. Este sistema se regula mediante un termostato programable modelo Arceli 0602-05-RQC (6) conectado a una sonda NTC 10K (7), que controla la temperatura de la placa deslizante izquierda. Adicionalmente, un termómetro digital CIE 305 (8) con termopar (9) suspendido en el interior de la cámara permite monitorizar la temperatura ambiente durante el ensayo.

El utillaje correspondiente a la parte fija del sistema, donde se alojan las probetas de material antiadherente, está formado por una estructura en forma de "C" (10) anclada al bastidor mediante una rótula (11) que garantiza la alineación axial de la carga. A esta estructura se fijan dos placas deslizantes (12) que permiten centrar las probetas y aplicar presión de contacto. El tornillo de presión izquierdo (13) posiciona la placa izquierda para adaptarse al espesor de los materiales, mientras que el tornillo de presión derecho (14) aplica una fuerza de compresión a la placa derecha mediante un conjunto de arandelas muelle (15) con una rigidez equivalente de 557 N/mm. Este sistema permite mantener una fuerza constante frente a pequeñas variaciones de espesor. Las probetas de material antiadherente (16) se fijan sobre las placas mediante apriete con la placa de agarre (17). Los planos de fabricación y montaje del utillaje pueden encontrarse en el Anexo B.

Entre el tornillo de presión y la placa deslizante derecha se coloca una célula de carga FX293X-100A-0100-L (18) que mide la fuerza de compresión. La señal de la célula de carga se transmite a un osciloscopio USB PicoScope 2204A (19) conectado

a un PC (20), que, mediante el software PicoScope 7, permite monitorizar en tiempo real la fuerza de contacto aplicada.

4.2.3. Diseño y fabricación de las probetas

Las probetas utilizadas en los ensayos se diseñan para la configuración de tipo pull-through descrita en la sección 4.2.2, a partir de los materiales caracterizados en la sección 4.2.1.

Las probetas de preimpregnado tienen unas dimensiones de 170×25 mm, con las fibras de carbono alineadas según los lados del rectángulo. Por su parte, las probetas de material antiadherente (silicona o teflón) presentan unas dimensiones de 90×45 mm. La superposición entre ambas genera un área de contacto efectiva de 45×25 mm durante el ensayo.

La fabricación de todas las probetas se realiza mediante corte con cuchilla en una cortadora CNC Zünd S3 M800, lo que asegura precisión y repetibilidad dimensional. En el caso de las probetas de material antiadherente, las láminas se adhieren previamente al sustrato rígido de PET antes del corte, garantizando así un posicionamiento relativo adecuado entre el sustrato y el recubrimiento.

4.2.4. Variables de estudio

La fricción en el contacto tipo II depende de múltiples factores de proceso, tal como se describe en la sección 2.5. En este estudio, se analizan tres variables clave que influyen significativamente en el comportamiento tribológico del sistema: temperatura, fuerza de contacto y velocidad de deslizamiento. A continuación, se desarrolla cada una de ellas.

4.2.4.1. Temperatura

La temperatura condiciona directamente la viscosidad de la matriz del preimpregnado, tal como se muestra en la Fig. 4.1 proporcionada por el fabricante. A medida que la temperatura aumenta, la viscosidad disminuye, lo que favorece la formación de una película lubricante en la interfaz y, por tanto, reduce el coeficiente de fricción (régimen hidrodinámico) [101,102]. Sin embargo, a temperaturas más elevadas pueden aparecer efectos adversos, como la migración de resina hacia zonas no presurizadas o la degradación de la matriz, que conducen a un incremento de la fricción por contacto sólido-sólido (régimen límite) [98,103,104].

Dado que el objetivo de este estudio es caracterizar el contacto tipo II en condiciones representativas del proceso de preformado y, en particular, de la tecnología PDT, se selecciona un rango de temperaturas de 20 a 50 °C. Estos valores son habituales en operaciones de preformado, ya que temperaturas superiores podrían inducir curados parciales del preimpregnado [18]. A la vista de los datos de viscosidad de la resina empleada, se espera que el comportamiento observado se sitúe mayoritariamente dentro del régimen hidrodinámico.

4.2.4.2. Fuerza de contacto

La presión normal aplicada entre el preimpregnado y la superficie antiadherente influye directamente en el espesor y continuidad de la película lubricante. A bajas fuerzas, puede mantenerse un régimen de fricción lubricado, mientras que, al aumentar la presión, la resina es expulsada de la interfaz, disminuyendo su capacidad de lubricación [102,107]. Esto favorece el contacto directo entre el refuerzo y el utillaje, aumentando el coeficiente de fricción. Diversos estudios han mostrado respuestas no lineales, con umbrales a partir de los cuales se produce un incremento abrupto de la fricción [18,97,108]. Bajo presiones elevadas, pueden incluso establecerse mecanismos dominados por el contacto directo fibra-utillaje [109,110].

En este trabajo se consideran dos niveles de fuerza de contacto: 50 N y 150 N. Estas cargas, aplicadas sobre el área de contacto efectiva (45×25 mm), generan presiones de 44 y 133 kPa, respectivamente, valores representativos en estudios anteriores sobre fricción preimpregnado-utillaje [18,96,97].

4.2.4.3. Velocidad de desplazamiento

La velocidad de desplazamiento también afecta al régimen de fricción. A velocidades bajas, predominan mecanismos adhesivos y viscoelásticos, con fricción elevada debido a la deformación local del material y la adherencia de la matriz a la superficie de contacto [101]. Al aumentar la velocidad, puede formarse una película continua de resina capaz de soportar carga, favoreciendo un régimen hidrodinámico que reduce la fricción [96,102,106]. No obstante, velocidades demasiado altas pueden causar la migración de la resina fuera del área de contacto o impedir su redistribución homogénea, lo que vuelve a incrementar la fricción [18,96]. Este fenómeno se asocia a picos iniciales de fricción seguidos de una estabilización, reflejando la transición entre distintos regímenes de lubricación [101,106].

En este estudio, se seleccionan tres velocidades de deslizamiento: 12, 60 y 300 mm/min. Estos valores representan un abanico amplio dentro de los rangos reportados en procesos de preformado y han sido utilizados en estudios previos como los de Pasco et al. [96] y Wang et al. [97].

4.2.5. Procedimiento de ensayo

El procedimiento experimental se organiza en siete pasos consecutivos, diseñados para asegurar la trazabilidad, la repetibilidad y la fiabilidad de los resultados obtenidos en los ensayos de fricción entre el preimpregnado y los materiales antiadherentes.

1. **Establecimiento de la temperatura de ensayo y precalentamiento del sistema:** Los ensayos se agrupan por bloques de temperatura para aprovechar la inercia térmica del sistema. Antes de cada bloque, se ajusta la temperatura deseada en el termostato. Con el cerramiento térmico cerrado, se espera a que se estabilice la temperatura interna. Una vez alcanzado el valor objetivo, se deja un tiempo adicional de 10 minutos para garantizar que todos los componentes del banco y el entorno de ensayo se encuentren a una temperatura homogénea.
2. **Montaje de las probetas:** Tras estabilizar la temperatura, se abre el cerramiento térmico para colocar las probetas. Las láminas de material antiadherente (silicona o teflón) se fijan sobre las placas deslizantes del utillaje. La probeta de preimpregnado, conservada hasta este momento a -18°C según las especificaciones del fabricante, se coloca en la pinza conectada al travesaño móvil de la máquina. Para alinear correctamente las probetas, se utiliza una regla grabada en el utillaje como referencia.
3. **Configuración de la velocidad de deslizamiento:** Se programa la velocidad de ensayo desde el software de la máquina de tracción, estableciendo así un desplazamiento vertical constante del preimpregnado durante todo el ensayo.
4. **Aplicación de la fuerza de contacto:** La fuerza normal se aplica manualmente mediante el tornillo de presión derecho. Su valor se verifica a través de la célula de carga lateral incorporada en el utillaje, que proporciona una medición precisa de la carga ejercida sobre la interfaz.

5. **Estabilización térmica de las probetas:** Una vez montadas las probetas y aplicada la carga, se cierra nuevamente el cerramiento térmico y se espera 60 segundos. Este tiempo permite que las probetas alcancen la temperatura fijada de forma uniforme antes de iniciar el ensayo.
6. **Ejecución del ensayo:** Con todas las condiciones ya definidas, se pone en marcha el ensayo. El preimpregnado se desplaza verticalmente y genera fricción sobre la superficie del material antiadherente. Durante el movimiento, la célula de carga de la máquina registra en tiempo real la evolución de la fuerza tangencial generada en la interfaz, mientras que la célula de carga de compresión permite verificar que la fuerza de compresión no sufre variaciones significativas durante el ensayo.
7. **Finalización del ensayo:** Una vez completado el desplazamiento, se extraen todas las probetas. En cada ensayo se utilizan probetas nuevas para evitar la influencia de restos de resina, marcas o desgaste acumulado en los materiales, lo que garantiza la consistencia de las condiciones de contacto en cada repetición.

4.2.6. Plan de ensayos

El plan de ensayos se diseña con el objetivo de evaluar el efecto de cada una de las tres variables seleccionadas: temperatura, fuerza de contacto y velocidad de deslizamiento. La matriz contempla las tres velocidades de deslizamiento (12, 60 y 300 mm/min), los dos niveles de fuerza de contacto (50 N y 150 N) y las cuatro temperaturas (20, 30, 40 y 50 °C) descritas en la sección 4.2.4. Dado que el objetivo de este estudio es analizar el efecto individual de cada una de estas variables sobre la fuerza de fricción entre el preimpregnado y los materiales antiadherentes, se diseña el plan de ensayos mostrado en la Tabla 4.1 que permite realizar este análisis minimizando el número total de ensayos:

Tabla 4.1. Matriz de ensayos para el estudio del contacto tipo II.

	12 mm/min		60 mm/min		300 mm/min	
	50 N	150 N	50 N	150 N	50 N	150 N
20 °C			5			
30 °C	5		5	5	5	
40 °C			5			
50 °C			5			

Se ensayan un total de 7 combinaciones distintas para cada uno de los dos materiales antiadherentes estudiados (silicona y teflón), lo que da lugar a 14 condiciones experimentales. Para cada combinación se realizan 5 repeticiones independientes, con el fin de garantizar la repetibilidad de los resultados y permitir un análisis estadístico robusto. En total, se llevan a cabo 70 ensayos. A partir de los datos registrados para cada repetición se calculan las curvas fuerza-desplazamiento medias y sus regiones de confianza.

4.3. Resultados y discusión

En esta sección se analizan los resultados obtenidos tras la realización de los ensayos de fricción entre el preimpregnado de fibra de carbono y la silicona y teflón. Se presentan de forma separada los efectos de las variables temperatura, carga aplicada y velocidad de desplazamiento, sobre las fuerzas de fricción registradas por la máquina de ensayo según el procedimiento descrito en el punto anterior. Esta estructuración permite identificar de manera precisa las relaciones causa-efecto entre las condiciones del ensayo y el comportamiento mecánico observado.

4.3.1. Influencia de la temperatura

La temperatura es una variable crítica en la fricción entre materiales compuestos, ya que modifica el comportamiento viscoelástico de la matriz, su capacidad de fluir y la naturaleza del contacto con las superficies de utillaje [57]. La Fig. 4.4 muestra las curvas fuerza-desplazamiento medias y sus regiones de confianza obtenidas para los ensayos realizados a 20, 30, 40 y 50 °C, manteniendo constantes la velocidad de desplazamiento (60 mm/min) y la fuerza de apriete (50 N, equivalente a 44 kPa). Las curvas individuales de cada ensayo pueden ser consultadas en el Anexo D.

En el caso del contacto entre preimpregnado y silicona, a 20 °C se observa un pico inicial pronunciado en la fuerza de fricción, seguido de una caída abrupta y un crecimiento progresivo. Este comportamiento refleja el predominio de una fricción seca, dominada por el coeficiente de fricción estático y la rigidez de la matriz cercana a su temperatura de transición vítrea (T_g). La caída tras el pico corresponde al paso al régimen dinámico, como sucede entre sólidos rígidos. El crecimiento sostenido observado durante el ensayo puede atribuirse a la acumulación de resina en la arista inferior de la probeta de silicona, que aumenta la presión local de contacto y, por tanto, la fricción, tal como también se ha señalado

en trabajos previos [18,99]. A medida que la temperatura aumenta, las curvas pierden ese pico inicial y muestran un comportamiento más estable. La matriz se vuelve más fluida, como se describe en la sección 4.2.1, y comienza a comportarse como lubricante en la interfaz, reduciendo la fuerza de fricción conforme disminuye su viscosidad. Este efecto ha sido identificado también por autores como Ersoy et al. [101] y Grewal et al. [102], quienes relacionan el descenso de la fricción con la entrada en un régimen de lubricación hidrodinámica.

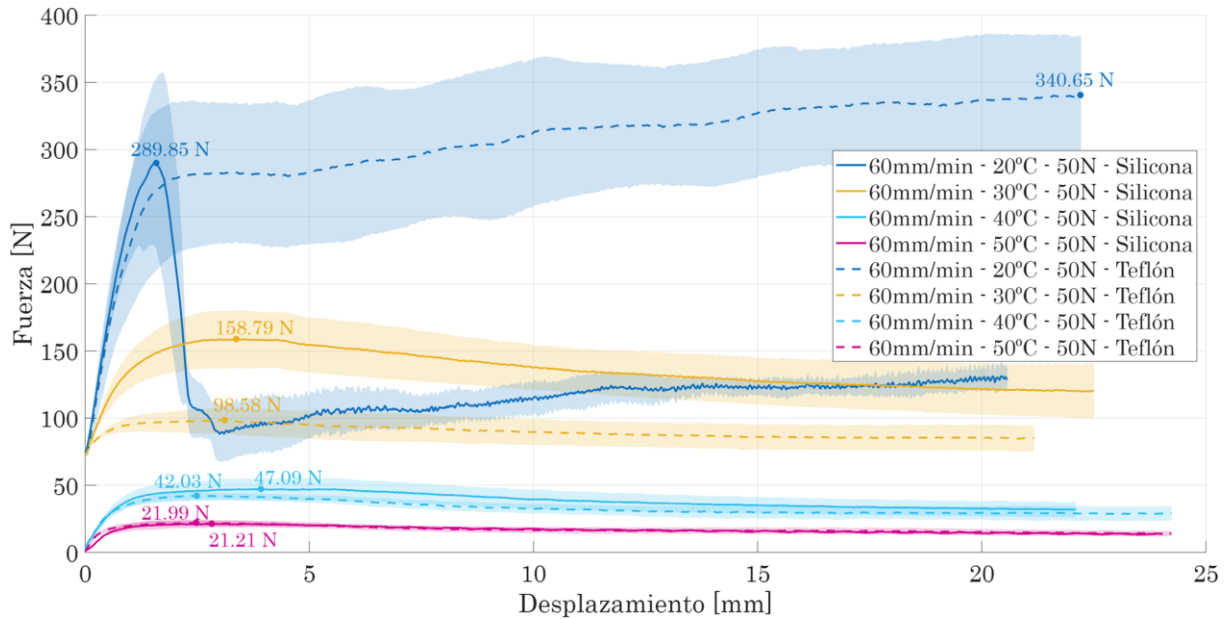


Fig. 4.4. Curvas fuerza-desplazamiento obtenidas a diferentes temperaturas, con una velocidad de 60 mm/min y una fuerza de compactación de 50 N.

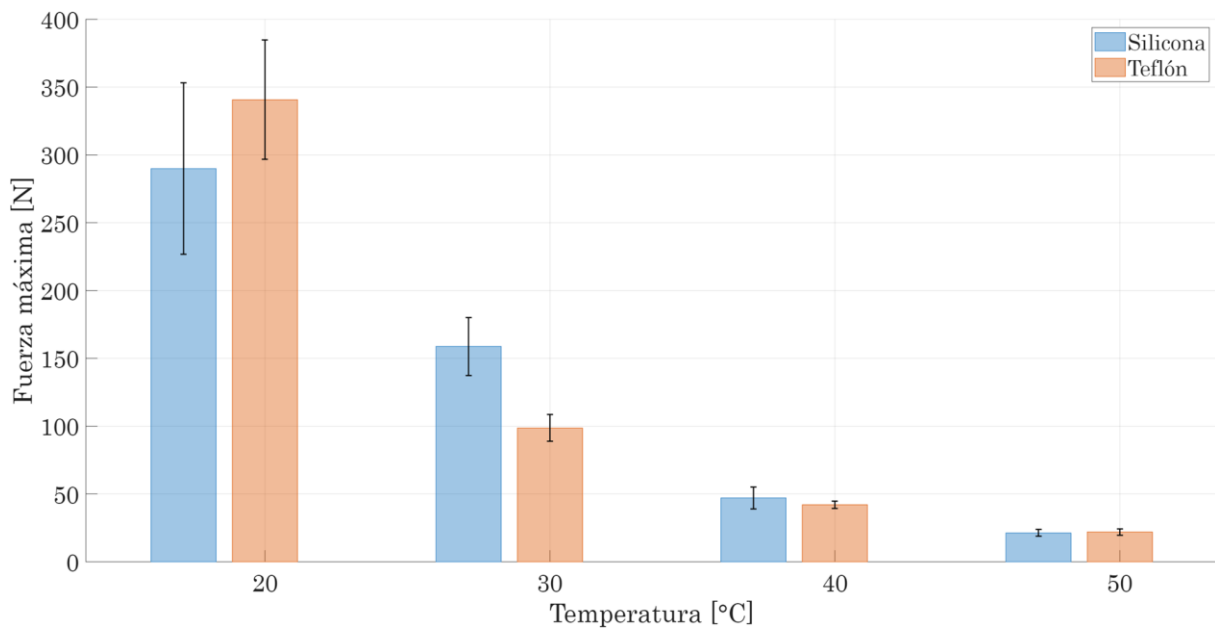


Fig. 4.5. Comportamiento de la fuerza máxima en función de la temperatura.

El comportamiento del contacto entre preimpregnado y teflón presenta una evolución similar a temperaturas entre 30 y 50 °C, con valores máximos de fuerza ligeramente inferiores a los registrados con silicona, como se muestra en la Fig. 4.5. Sin embargo, a 20 °C se evidencia una diferencia notable: aunque también se observa un crecimiento progresivo de la fricción debido a la acumulación de resina, no aparece el pico inicial característico del ensayo con silicona. Esto sugiere una menor resistencia inicial al deslizamiento, probablemente asociada a la menor adherencia superficial del teflón. Como consecuencia, aunque el valor máximo registrado en la silicona es mayor debido al pico inicial, el nivel de fricción en régimen permanente es más elevado en el caso del teflón.

Respecto al modo de fallo, las imágenes recogidas en la Fig. 4.6 revelan una transición progresiva con la temperatura. A 20 °C, no se detecta transferencia visible de material en la silicona, y sólo restos mínimos en el teflón, lo que indica un fallo de tipo adhesivo. Esta situación es coherente con la elevada consistencia de la matriz a bajas temperaturas. A partir de 30 °C comienzan a observarse restos de resina adheridos a ambas superficies, señalando el inicio de un fallo cohesivo. A 40 °C y 50 °C, la presencia de huellas extensas y difusas en las superficies indica un modo de fallo claramente cohesivo. Esta evolución también se refleja en los registros de fuerza: en el fallo adhesivo, la fricción se produce principalmente entre la matriz sólida y la superficie del utillaje; en el fallo cohesivo, la matriz fluida se ve arrastrada por cizalladura, lo que reduce su capacidad de transmitir tensión antes de que la matriz pierda cohesión [73].

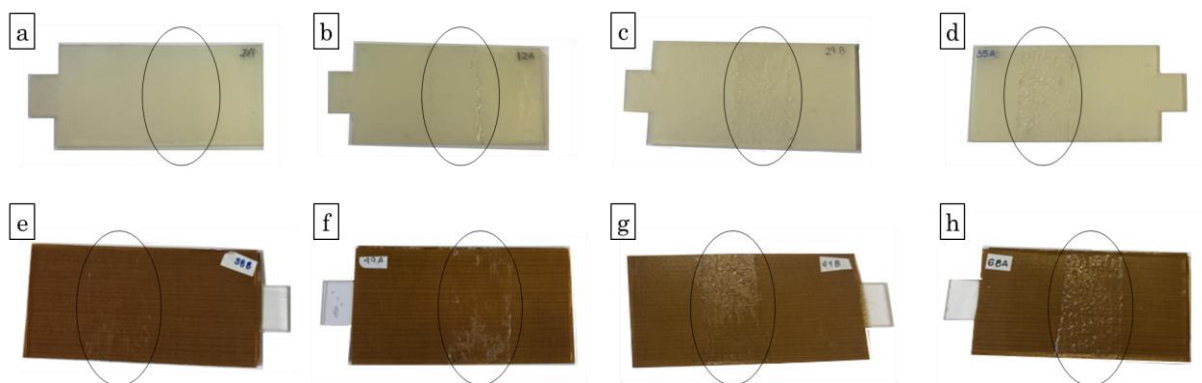


Fig. 4.6. Aspecto de las superficies antiadherentes tras el ensayo a distintas temperaturas. La fila superior muestra las muestras de silicona y la inferior las de teflón. Las columnas, de izquierda a derecha corresponden a las temperaturas de 20 °C, 30 °C, 40 °C y 50 °C.

4.3.2. Influencia de la fuerza de compactación

La presión de contacto aplicada entre las superficies en interacción también tiene un efecto directo sobre el área real de contacto y la intensidad de las fuerzas de fricción. En este apartado se analiza la respuesta del sistema ante variaciones en la carga normal, evaluando tanto la evolución de la curva fuerza–desplazamiento como los valores máximos alcanzados bajo distintas condiciones de compactación.

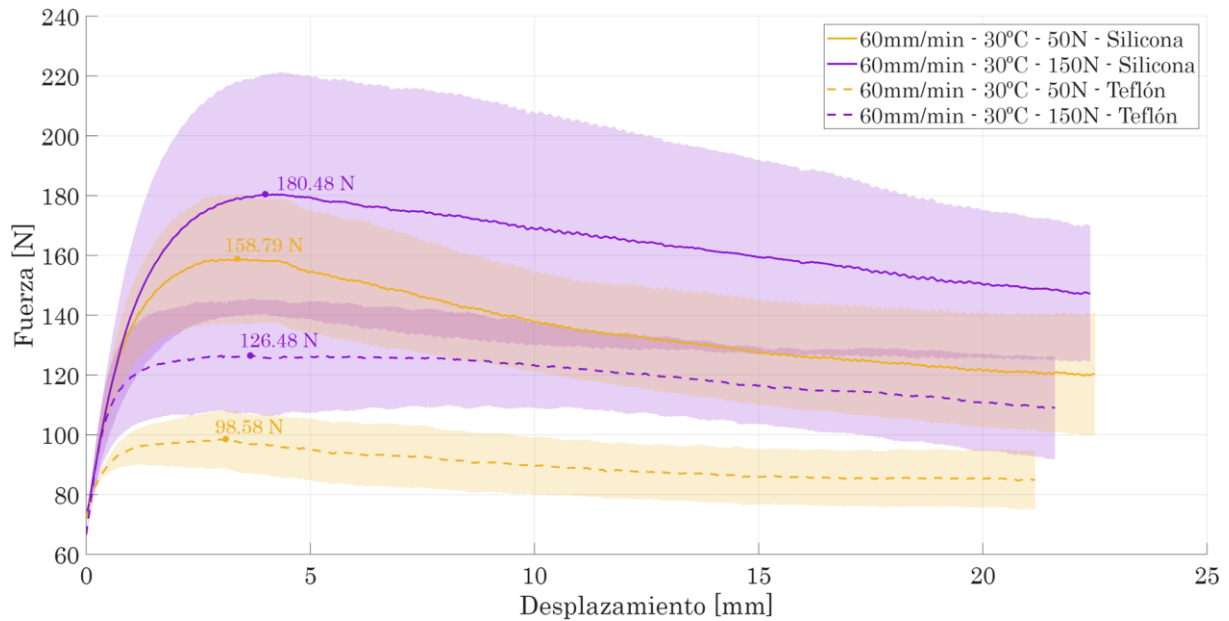


Fig. 4.7. Curvas fuerza-desplazamiento obtenidas a diferentes fuerzas de compactación, con una velocidad de 60 mm/min y una temperatura de 30 °C.

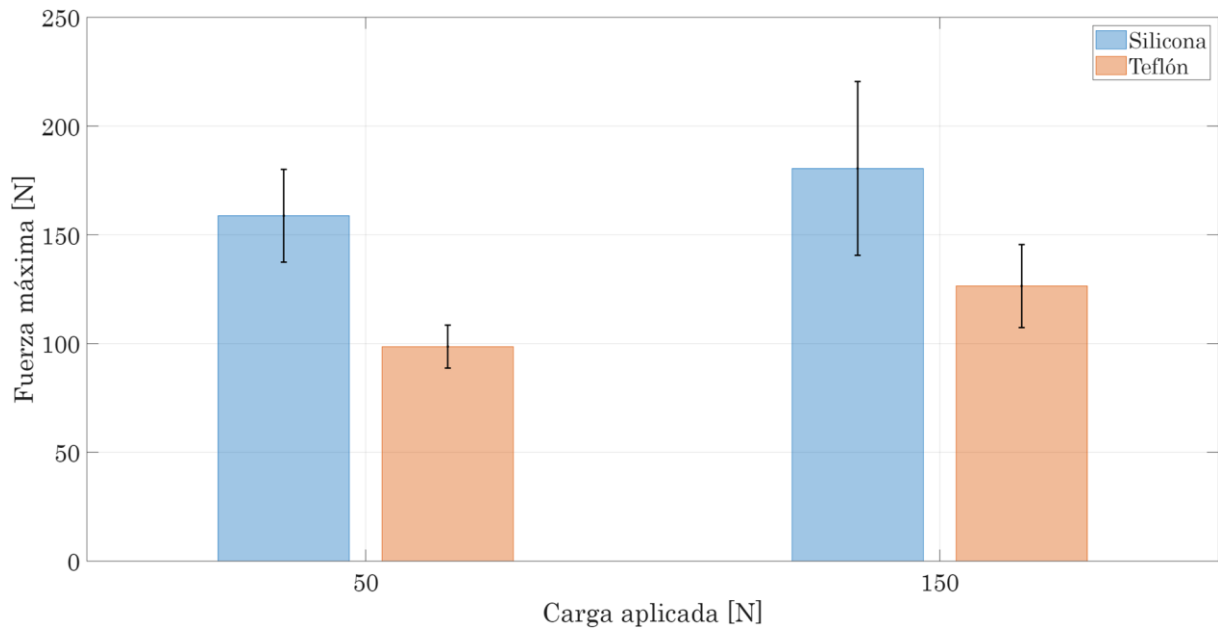


Fig. 4.8. Valores máximos de fuerza registrados para cada material en función de la presión de contacto.

Las figuras 4.7 y 4.8 recogen los resultados obtenidos para dos niveles de carga: 50 N y 150 N, manteniéndose constantes la temperatura (30 °C) y la velocidad de deslizamiento (60 mm/min). Bajo estas condiciones, el comportamiento es similar para la silicona y el teflón, aunque los niveles absolutos de fricción resultan más elevados en el caso de la silicona. El incremento de la presión de contacto conduce a un aumento en la fuerza de fricción registrada, si bien este incremento no es proporcional a la carga aplicada. Como consecuencia, el coeficiente de fricción tiende a disminuir a medida que se incrementa la presión, en línea con lo reportado por otros autores como Rashidi et al. [18] o Pasco et al. [96]. Este fenómeno se relaciona con el establecimiento de un régimen de lubricación hidrodinámica, en el que la matriz del preimpregnado actúa como fluido lubricante.

En este contexto, si la resina se comportara como un fluido estrictamente incompresible, la fuerza de fricción se mantendría constante independientemente de la carga normal [96]. Sin embargo, al tratarse de un material compresible, se produce una reducción del espesor de la película lubricante bajo altas presiones, lo que genera un ligero aumento de la fuerza de fricción total a pesar de que el coeficiente disminuye. Esta evolución refleja el carácter no lineal del sistema y la influencia de la deformabilidad de la matriz en condiciones reales de contacto.

4.3.3. Influencia de la velocidad de deslizamiento

La velocidad relativa entre las superficies en contacto, última de las variables consideradas en este estudio, tiene una influencia significativa en el comportamiento friccional del sistema. No solo modifica la magnitud de la fuerza de fricción, sino también los mecanismos físicos responsables de la adhesión, la deformación de la matriz y la disipación de energía en la interfaz.

Las figuras 4.9 y 4.10 recogen las curvas fuerza–desplazamiento y los valores pico de fuerza para tres velocidades de ensayo (12, 60 y 300 mm/min), manteniendo constantes la temperatura (30 °C) y la fuerza normal (50 N). A bajas velocidades, las curvas presentan pendientes suaves y valores máximos de fuerza reducidos, lo que indica un deslizamiento progresivo con baja resistencia inicial. En cambio, a medida que aumenta la velocidad de deslizamiento hasta los 300mm/min, se observan picos más marcados y una respuesta más rígida, reflejando un aumento en la resistencia al inicio del movimiento. Esta diferencia de comportamiento se explica por el carácter viscoelástico de la matriz del preimpregnado. A velocidades bajas, la matriz tiene tiempo suficiente para relajarse, redistribuyendo las

tensiones de forma más uniforme. Sin embargo, al aumentar la velocidad, la capacidad de relajación disminuye, lo que genera una acumulación localizada de energía en el instante preciso al inicio del deslizamiento. Este fenómeno ha sido documentado por autores como Rashidi et al. [18] o Das et al. [83], especialmente en rangos de temperatura típicos del preformado.

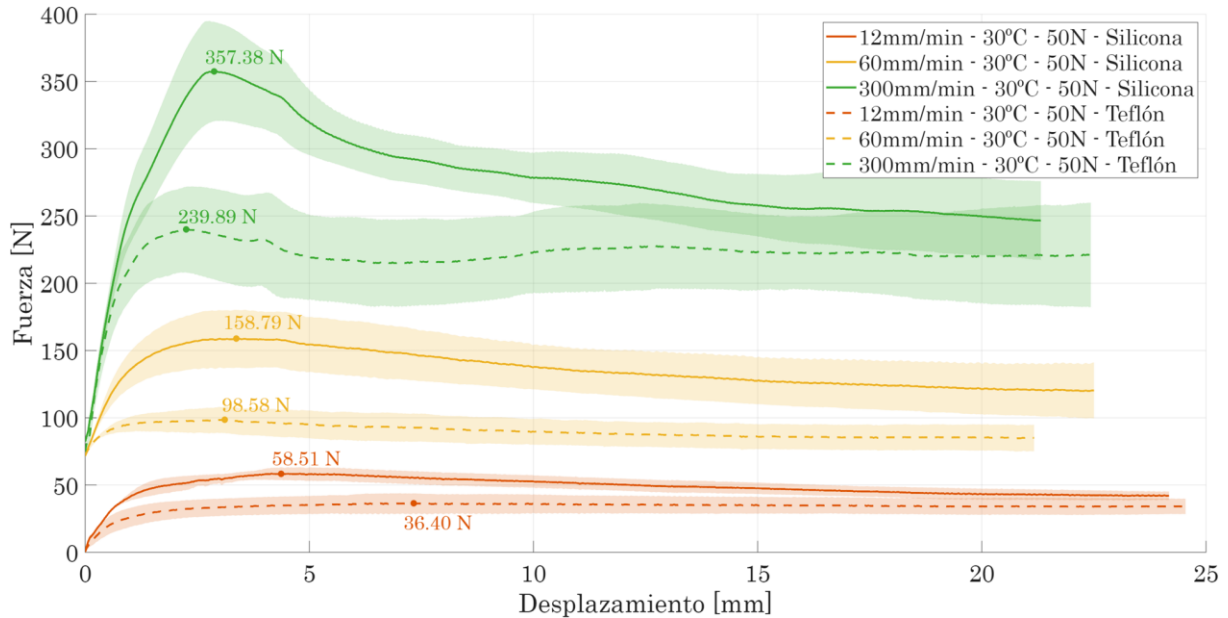


Fig. 4.9. Curvas fuerza-desplazamiento obtenidas a diferentes velocidades de deslizamiento, con una fuerza de compactación de 50 N y una temperatura de 30 °C.

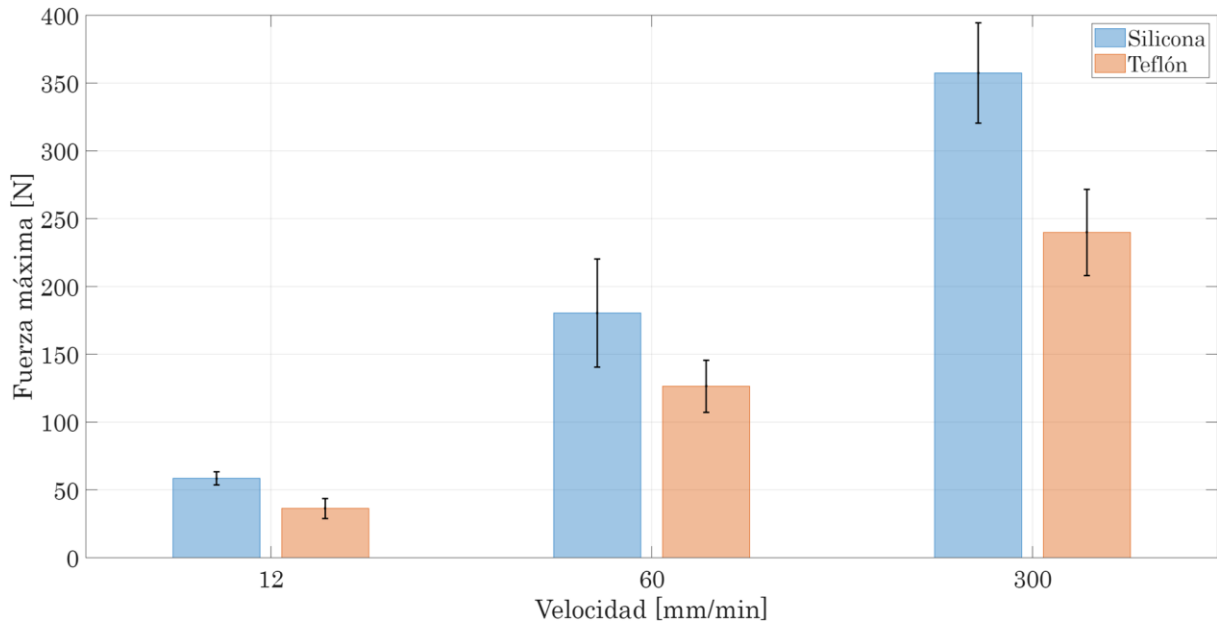


Fig. 4.10. Valores máximos de fuerza registrados para cada material en función de la velocidad de deslizamiento.

4.3.4. Influencia combinada. Curva de Stribeck

Como se detalla en la sección 2.5, la influencia combinada de la temperatura, la presión de contacto y la velocidad de deslizamiento puede analizarse mediante la representación en una curva de Stribeck. Para ello, se calcula el número de Hersey, definido como:

$$H = \frac{v \cdot \eta}{p} \quad (4.1)$$

donde v es la velocidad de deslizamiento en m/s, η es la viscosidad de la resina en Pa·s calculada a partir de la temperatura y los datos mostrados en la Fig. 4.1, y p representa la presión de contacto en Pa.

La Fig. 4.11 presenta un diagrama de cajas y bigotes que recoge los valores medios y la dispersión del coeficiente de fricción para cada combinación de parámetros de proceso y tipo de superficie de contacto. Con estos datos, se construyen las curvas de Stribeck correspondientes a los dos contactos estudiados: preimpregnado con silicona y preimpregnado con teflón. Las tendencias observadas coinciden con lo reportado en estudios previos, como el de Pasco et al. [96], y confirman que, en el rango de condiciones evaluado, el contacto tipo II se encuentra dentro del régimen de lubricación hidrodinámica.

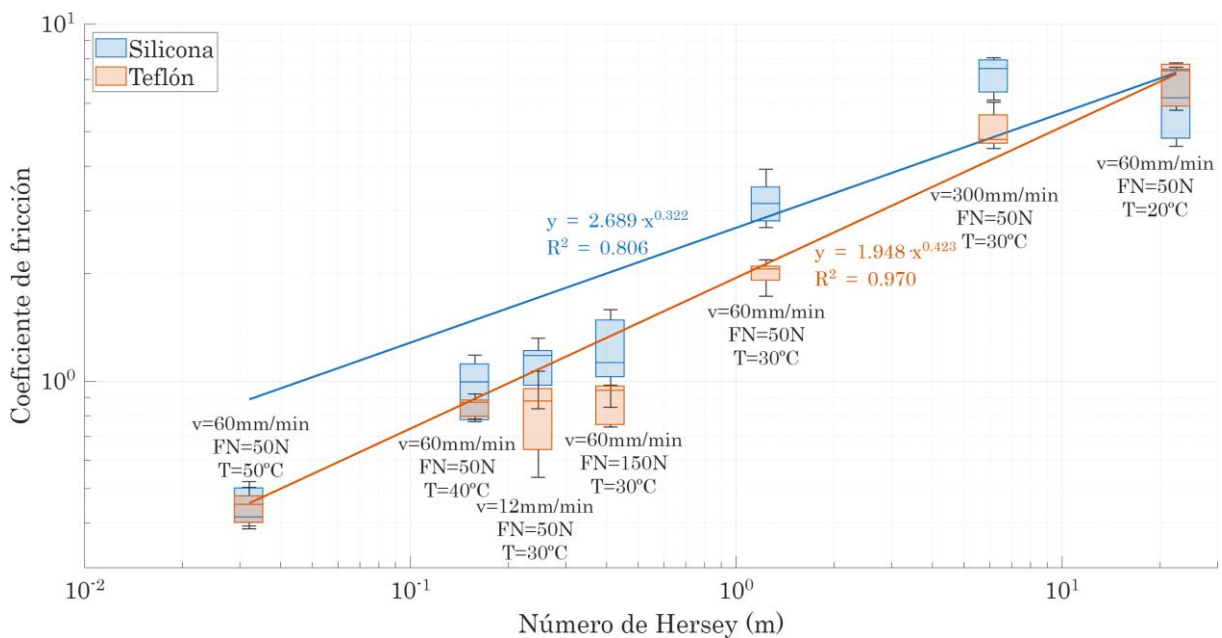


Fig. 4.11. Curvas de Stribeck para los contactos preimpregnado-silicona y preimpregnado-teflón.

4.4. Conclusiones

Este capítulo presenta los resultados experimentales del estudio de fricción entre un material compuesto preimpregnado y dos superficies antiadherentes representativas (silicona y teflón), con el objetivo de caracterizar el contacto tipo II en condiciones relevantes para el preformado PDT. Se desarrolla una metodología que permite analizar la influencia de tres variables clave del proceso — temperatura, presión de contacto y velocidad de deslizamiento— sobre la evolución del coeficiente de fricción y el modo de fallo del sistema.

En primer lugar, los resultados ponen de manifiesto la alta sensibilidad del contacto tipo II a la temperatura. Se observa una tendencia general decreciente del coeficiente de fricción con el aumento de temperatura, atribuida a la disminución de viscosidad de la matriz y al paso a un régimen de lubricación hidrodinámica. A bajas temperaturas (20 °C), la matriz presenta un comportamiento rígido y se generan picos iniciales de fricción, especialmente en contacto con la silicona. A medida que la temperatura aumenta, estos picos desaparecen y se estabiliza la fuerza de fricción, con una transición clara de un fallo adhesivo a uno cohesivo. Este efecto también se manifiesta en la forma de las curvas fuerza–desplazamiento y en la cantidad de resina transferida a las superficies tras el ensayo.

En segundo lugar, la presión de contacto muestra una influencia clara, aunque no lineal. El incremento de la carga genera un aumento de la fuerza de fricción, pero no proporcional, lo que implica una reducción del coeficiente de fricción. Este comportamiento resulta coherente con un sistema lubricado en el que el espesor de la película de resina disminuye con la compresión, pero no desaparece completamente. La compresibilidad de la matriz permite una adaptación del sistema, aunque también introduce una pérdida parcial de capacidad lubricante bajo altas presiones.

En cuanto a la velocidad de deslizamiento, los resultados indican que predomina el comportamiento viscoelástico, con reducidas fuerzas de fricción iniciales a baja temperatura. Sin embargo, al aumentar la velocidad, la resistencia al inicio del movimiento crece debido a la limitada capacidad de relajación de la matriz, lo que genera un mayor almacenamiento de energía antes del deslizamiento. Esta dependencia está descrita previamente en la literatura y se confirma para el caso de preimpregnados no curados en contacto con superficies de baja adherencia.

Finalmente, la representación conjunta de los datos mediante curvas de Stribeck permite identificar claramente el régimen de lubricación dominante en cada caso.

La totalidad de las condiciones ensayadas se sitúan dentro del régimen hidrodinámico, lo que confirma que el sistema opera mayoritariamente bajo un régimen de lubricación hidrodinámica y refuerza la utilidad de este enfoque para caracterizar la fricción en el contacto tipo II. Las diferencias entre los materiales de contacto (teflón y silicona) se reflejan en el nivel de fricción alcanzado, siendo menor en el teflón para la mayoría de las condiciones de proceso.

En conjunto, los resultados obtenidos proporcionan una base experimental sólida para comprender el comportamiento tribológico del contacto tipo II en los sistemas de sujeción de pieles, y constituyen una herramienta útil para ajustar los parámetros de preformado en tecnologías como el PDT, con el objetivo de minimizar la aparición de defectos asociados a fricción excesiva o insuficiente.

5. Caracterización de la unión adhesiva entre insertos fabricados mediante MEX/P y preimpregnado curado en estructuras de soporte para rodamientos

5.1. Introducción

Tal como se expuso en la sección 2.6, los materiales compuestos presentan limitaciones importantes cuando se ven sometidos a cargas que generan tensiones fuera del plano. La literatura recoge diversas estrategias para abordar esta problemática. Entre ellas, las soluciones basadas en compuestos CF-SMC (Carbon Fiber Sheet Molding Compound) son las más extendidas. Sin embargo, su elevada variabilidad durante el proceso de fabricación dificulta la caracterización precisa de sus propiedades mecánicas, ya que estas dependen en gran medida de la orientación local de las fibras y de su distribución en el moldeo [120,121]. También se han explorado soluciones mediante insertos metálicos, aunque estas presentan retos técnicos aún no resueltos, como la adhesión deficiente o la corrosión galvánica en la interfaz [125].

Este capítulo se centra en una propuesta alternativa basada en el uso de insertos fabricados mediante tecnologías de fabricación aditiva (AM), concretamente impresión por extrusión de material polimérico (MEX/P), integrados como núcleos estructurales dentro de componentes de polímero reforzado con fibra de carbono (CFRP). Como caso de estudio se plantea un alojamiento de rodamiento embebido en una estructura de CFRP, un diseño habitual en diversas aplicaciones industriales, como cuadros de bicicleta, brazos de suspensión en automoción o componentes robóticos. La hipótesis que guía esta investigación es que los núcleos fabricados por AM pueden ofrecer una solución estructural competitiva, al favorecer una unión eficaz con la matriz compuesta gracias a la compatibilidad entre materiales, y combinando de forma equilibrada resistencia mecánica, ligereza y viabilidad económica.

Para validar esta hipótesis, se ha desarrollado una metodología integral que abarca desde la formulación de un modelo analítico para predecir la distribución de tensiones y las sollicitaciones en la interfaz adhesiva, hasta el diseño, fabricación

y ensayo experimental de probetas representativas. El estudio contempla distintas configuraciones geométricas y parámetros de proceso, con el objetivo de maximizar tanto la resistencia de la unión adhesiva como el rendimiento estructural global. La campaña experimental incluye ensayos mecánicos diseñados para replicar condiciones de carga reales en alojamientos de rodamientos. Finalmente, se presenta un análisis comparativo entre los núcleos producidos mediante AM y las soluciones convencionales basadas en CF-SMC, permitiendo establecer las ventajas del enfoque propuesto en términos de resistencia mecánica y estabilidad del comportamiento.

5.2. Metodología

Para verificar la hipótesis propuesta en este trabajo, la metodología presentada comienza con el desarrollo de un modelo analítico que no solo permite el cálculo de tensiones internas a partir de los resultados experimentales, sino que también facilita el diseño del ensayo mecánico y de las probetas. Después de este análisis estructural teórico, las subsecciones siguientes proporcionan descripciones detalladas de las muestras, incluida su geometría, materiales y parámetros de proceso. Posteriormente, se presenta la metodología de ensayos mecánicos y, por último, se presenta un plan de ensayos.

5.2.1. Análisis estructural teórico

Este apartado analiza el caso de estudio de las cargas que actúan sobre la estructura del alojamiento del rodamiento. Dicha estructura se modela como un anillo de sección constante. Se considera una carga de cojinete aplicada sobre la mitad de la superficie de su cara interna, mientras que la otra mitad se encuentra rígidamente soportada. Para estudiar la distribución interna de esfuerzos y localizar las regiones de mayor concentración tensional, se desarrolla un modelo matemático lineal basado en los principios de la elasticidad. En la Fig. 5.1 se indican los elementos clave del modelo: las cruces representan los apoyos fijos; f_l corresponde a la carga distribuida del rodamiento expresada como fuerza por unidad de área; r_1 es el radio interior del anillo; r_2 , el radio exterior; y r_0 , el radio medio del anillo, definido por la ecuación (5.1):

$$r_0 = \frac{(r_1 + r_2)}{2} \quad (5.1)$$

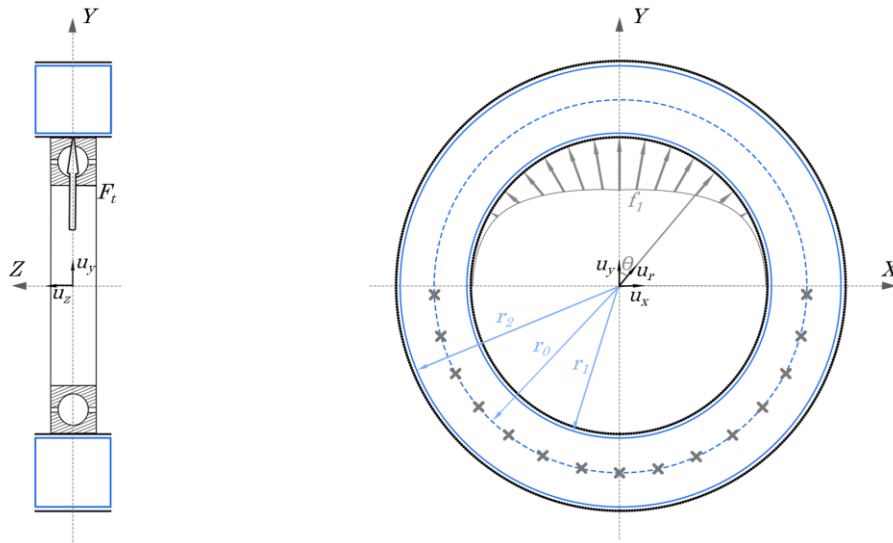


Fig. 5.1. Representación esquemática de un alojamiento de rodamiento genérico sometido a una carga radial. Los laminados de CFRP se representan en negro, el material de refuerzo en azul y las condiciones de carga en gris.

Siendo F_t la resultante de la fuerza aplicada a lo largo del eje Y , f_{max} el valor máximo de la distribución de fuerza por unidad de área y l el espesor del inserto a lo largo del eje Z , la distribución de fuerzas f_1 se define mediante una expresión de distribución sinusoidal [149]:

$$\vec{f}_1 = f_{max} \cdot \cos\theta \vec{u}_r \quad (5.2)$$

$$f_{max} = \frac{F_t/2}{l \cdot r_1 \cdot \pi/4} \quad (5.3)$$

La probeta de ensayo está formada por un núcleo construido a partir del material de refuerzo objeto de análisis, con laminados de CFRP en sus superficies interna y externa. La tensión soportada por cada sección se calcula como la suma de las distribuciones de tensiones de tracción y flexión inducidas por f_1 . Las secciones situadas sobre el eje X de la Fig. 5.1 experimentan las tensiones de flexión más altas, ya que se encuentran más alejadas de la distribución de carga f_1 . Por lo tanto, se consideran las secciones críticas donde se originan las roturas. Para comprender las condiciones de esfuerzo que deben soportar estas secciones, se muestra un corte de la mitad superior de la estructura en la Fig. 5.2, donde las secciones críticas de funcionamiento se denominan A^- y A^+ . M_{z^-} y M_{z^+} son los momentos flectores a lo largo del eje fuera del plano y R_{y^-} y R_{y^+} son las fuerzas de reacción normales a lo largo del eje y para las secciones A^- y A^+ , respectivamente. Considerando la simetría del modelo tanto en su geometría como en la distribución de carga, el equilibrio de fuerzas y de momentos flectores da lugar a las siguientes expresiones:

$$\overrightarrow{R_{y+}} = \overrightarrow{R_{y-}} = \frac{F_t}{2} \overrightarrow{u_y} \quad (5.4)$$

$$\overrightarrow{M_{z+}} = -\overrightarrow{M_{z-}} \quad (5.5)$$

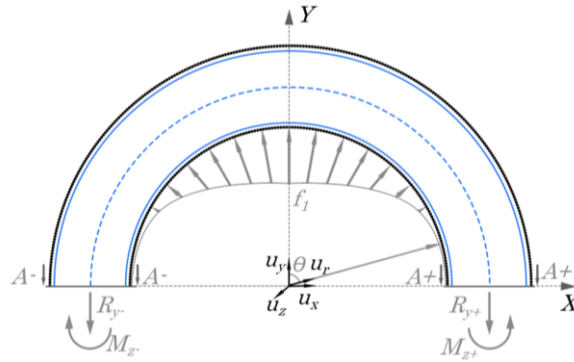


Fig. 5.2. Representación esquemática de la mitad de la estructura del tubo de dirección, la distribución de la carga del rodamiento y las tensiones internas en secciones de corte A^- y A^+ .

Dado que la Fig. 5.2 representa una estructura hiperestática, no es posible determinar las expresiones de M_{z-} y M_{z+} únicamente a partir del equilibrio de momentos. Para calcular estos valores, es necesario considerar un cuarto de la estructura, tal como se muestra en la Fig. 5.3. La sección B se genera al cortar Fig. 5.2 a lo largo del eje y . R_{xb} representa una fuerza de reacción en la dirección del eje x en la sección B , la cual se opone a la componente x de la carga del rodamiento:

$$\overrightarrow{R_{xb}} = \int_0^{\pi/2} f_{\max} \cdot l \cdot r_1 \cdot \sin(\theta) \cdot \cos(\theta) \cdot d\theta \overrightarrow{u_x} \quad (5.6)$$

M_b representa el momento flector soportado en la sección B . Por tanto, M_{z+} puede calcularse como:

$$M_{z+} = -M_b - r_0 \cdot R_{xb} + r_0 \cdot \frac{F_t}{2} \quad (5.7)$$

La expresión de la fuerza de reacción normal en la sección definida por el ángulo θ es:

$$N(\theta) = \cos(\theta) \cdot R_{xb} + \frac{F_t}{2} \cdot \frac{2}{\pi} \cdot \theta \cdot \sin(\theta) \quad (5.8)$$

La expresión del momento flector en la misma sección es:

$$M_f(\theta) = -M_b - r_0 \cdot (1 - \cos(\theta)) \cdot R_{xb} + r_0 \cdot \frac{F_t}{2} \cdot \frac{2}{\pi} \cdot \theta \cdot \sin(\theta) \quad (5.9)$$

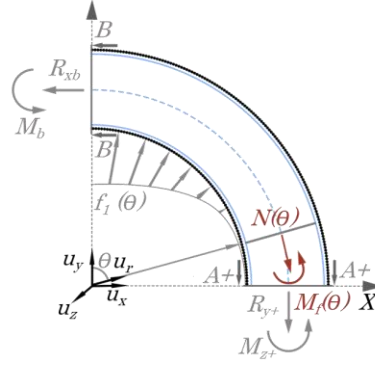


Fig. 5.3. Esquema de un cuarto de la estructura del alojamiento del rodamiento, con la distribución de carga y las tensiones internas en los cortes A+ y B.

Considerando la ecuación (5.9), el momento M_b debe conocerse para poder calcular M_{z+} . Este momento puede obtenerse minimizando la energía de deformación del modelo, tal como se resuelve en otros trabajos [150,151]. No obstante, los anillos de mayor espesor requieren considerar más términos en la expresión de la energía de deformación [152]. Por tanto, para mantener la generalidad antes de definir el tamaño del anillo, el modelo se plantea como un anillo de sección gruesa. Los términos de la energía de deformación M_b son los siguientes:

$$U_{Mb} = \int \frac{M_f^2}{2 \cdot E \cdot I_z} \cdot ds - \int \frac{M_f \cdot N}{A \cdot E \cdot r_0} \cdot ds \quad (5.10)$$

Dado que el anillo no rota, el teorema de Castigliano determina que [152]:

$$\frac{dU_{Mb}}{dM_b} = 0 \quad (5.11)$$

A partir del teorema de Castigliano, el momento M_b se puede calcular a través de la siguiente expresión:

$$M_b = r_0 \cdot R_{xb} \cdot \left(\frac{2}{\pi} - 1\right) + r_0 \cdot \frac{F_t/2}{\pi^2/4} - \frac{2 \cdot I_z}{A \cdot r_0 \cdot \pi} \cdot \left(R_{xb} + \frac{F_t/2}{\pi/4}\right) \quad (5.12)$$

Con la expresión del momento flector en la sección A^+ , es posible obtener la distribución de tensiones tanto en el material del núcleo como en los laminados de CFRP. El núcleo de material de refuerzo debe soportar una distribución de esfuerzos de flexo-tracción, tal como se representa en Fig. 5.4:

$$\sigma_{core}(x) = \sigma_n(x) + \sigma_f(x) \quad (5.13)$$

$\sigma_{core}(x)$ denota la suma de las tensiones generadas por los efectos de tracción y de flexión. Se concluye que la componente de tensión de tracción es constante a lo

largo de la sección. Tomando como referencia el sistema de coordenadas de la Fig. 5.4, y siendo $\sigma_n(x)$ la tensión debida a la tracción en N/mm^2 y q el término constante de la distribución de esfuerzos de tracción en N/mm^2 , la expresión de la tensión debida a las cargas de tracción en el material del núcleo es la siguiente:

$$\sigma_n(x) = q \quad (5.14)$$

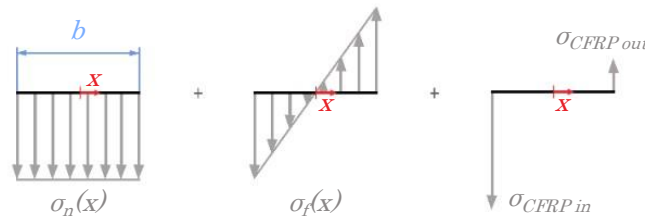


Fig. 5.4. Distribución de tensiones descompuesta en la sección A^* . A la izquierda, la distribución de tensiones debida a la carga de tracción en el inserto. En el centro, la distribución de tensiones debidas a las cargas de flexión en el inserto. A la derecha, las tensiones de tracción en los laminados de CFRP.

El componente de tensión debida a la flexión varía a lo largo de la sección como resultado del momento M_{z+} . Siendo σ_f esta tensión en N/mm^2 , k el término constante de la distribución tensiones debidas a la flexión en N/mm^3 y considerando la coordenada x en mm , la expresión de las tensiones debidas a las cargas de flexión en el material del núcleo se puede determinar como:

$$\sigma_f(x) = k \cdot x \quad (5.15)$$

Los laminados de CFRP en las superficies interna y externa resisten mayores tensiones de tracción que el material del núcleo debido a su mayor rigidez. Denotando $\sigma_{CFRP\ in}$ como la tensión de tracción en el laminado interior en N/mm^2 , $\sigma_{CFRP\ out}$ como la tensión de tracción en el laminado exterior en N/mm^2 , R_{in} como la carga total en el laminado interior en N , R_{out} como la carga total en el laminado exterior en N y t como el espesor de los laminados en mm , las expresiones de las tensiones de tracción en ambos laminados de CFRP son las siguientes:

$$\sigma_{CFRP\ in} = \frac{R_{in}}{l \cdot t} \quad (5.16)$$

$$\sigma_{CFRP\ out} = \frac{R_{out}}{l \cdot t} \quad (5.17)$$

El material del núcleo sufre una deformación idéntica a la de los laminados de CFRP adyacentes. Igualando las tensiones de tracción con las cargas en la sección, calculando el equilibrio de momentos en el origen de la sección y equiparando las

expresiones de deformación de materiales lineales en ambos extremos de la sección, se obtiene un sistema compatible de cuatro ecuaciones. Siendo b la longitud de la sección, tal y como se representa en la Fig. 5.4, E_{Core} el módulo de Young del material del núcleo y E_{CFRP} el módulo de Young de los laminados de CFRP en la dirección de las fibras, se obtiene el siguiente sistema:

$$\left\{ \begin{array}{l} \int_{-b/2}^{b/2} q \cdot l \cdot dx + R_1 + R_2 = R_{y+} \end{array} \right. \quad (5.18)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \int_{-b/2}^{b/2} k \cdot x^2 \cdot l \cdot dx - b/2 \cdot R_1 + b/2 \cdot R_2 = M_{z+} \end{array} \right. \quad (5.19)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{R_1}{l \cdot t \cdot E_{CFRP}} = \frac{q + k \cdot (-b/2)}{E_{Core}} \end{array} \right. \quad (5.20)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{R_2}{l \cdot t \cdot E_{CFRP}} = \frac{q + k \cdot b/2}{E_{Core}} \end{array} \right. \quad (5.21)$$

La unión entre el material de refuerzo y los laminados de CFRP está sometida a una tensión cortante igual a la diferencia de tensiones entre ambos materiales. Designando τ_{in} y τ_{out} como las tensiones cortantes desarrolladas en la unión en las interfaces interna y externa respectivamente, se obtienen las siguientes expresiones:

$$\tau_{in} = \sigma_{CFRPin} - \sigma_{Core}(-b/2) \quad (5.22)$$

$$\tau_{out} = \sigma_{CFRPout} - \sigma_{Core}(b/2) \quad (5.23)$$

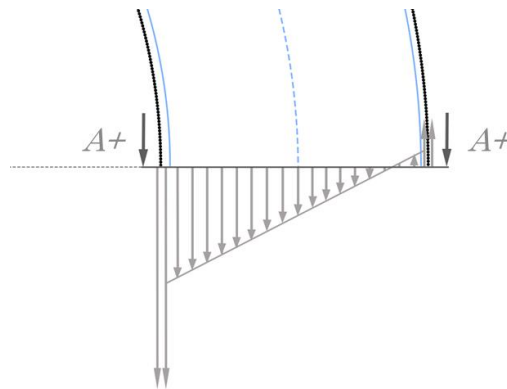


Fig. 5.5. Representación esquemática ampliada de las tensiones internas soportadas por la estructura del alojamiento de rodamiento. Los laminados de CFRP se representan en negro, el material de refuerzo en azul y las condiciones de carga en gris.

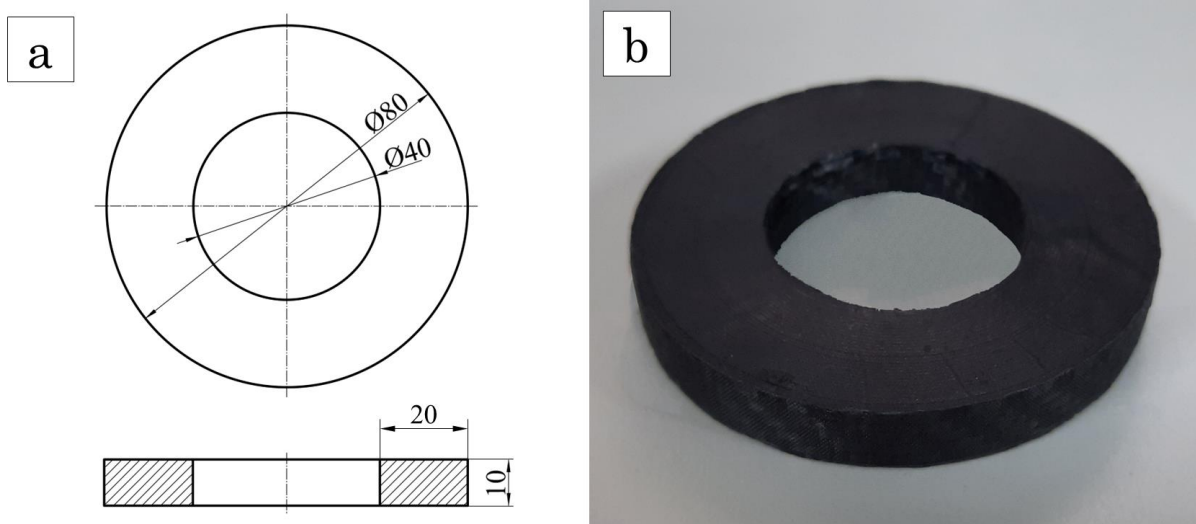
La Fig. 5.5 ofrece una representación más detallada de la distribución de tensiones en las secciones A^- y A^+ . En esta representación, se considera que los laminados de CFRP presentan una rigidez superior a la del material de refuerzo, cumpliéndose $E_{Core} < E_{CFRP}$. Las tensiones más elevadas se localizan en la cara interna del anillo.

El modelo matemático lineal, junto con la representación esquemática de la Fig. 5.5 predice que el fallo de la estructura puede originarse de tres formas distintas en los puntos internos de las secciones A^- y A^+ . La primera posibilidad es que el fallo se produzca en los laminados de CFRP, que, aunque presentan una mayor resistencia máxima a la tracción que el material del núcleo, también son los que soportan la tensión máxima en el modelo. La segunda posible causa es el propio material del núcleo, que puede fallar al alcanzar su límite de rotura, el cual está influenciado por su estructura interna [153]. Por último, la discrepancia de tensiones entre el material de refuerzo y los laminados de CFRP puede generar una tensión cortante en la interfaz, lo que podría dar lugar a una delaminación. Para mejorar la resistencia de dicha interfaz, se pueden emplear tratamientos superficiales como patrones geométricos macroscópicos [154–158] o tratamientos de arenado [124], con el fin de mejorar la unión adhesiva.

5.2.2. Geometría de las probetas

En este estudio, las probetas se diseñan para emular el comportamiento de estructuras de alojamientos de rodamientos, adoptando una geometría anular como se muestra en la Fig. 5.6. Para reproducir la integración de insertos entre laminados de CFRP, estas probetas se caracterizan por la inclusión de láminas de preimpregnado en sus superficies interna y externa. Esta elección de diseño permite una representación más fiel de las condiciones reales a las que estarían sometidos estos materiales.

Tal como se ilustra en la Fig. 5.6, las probetas tienen un diámetro interior de 40 mm y un diámetro exterior de 80 mm, con una altura fija de 10 mm. Esta geometría define una sección crítica de 20×10 mm. El espesor de los laminados de CFRP es considerablemente menor que las dimensiones de dicha sección, con un valor de 0,33 mm.



5.2.3. Materiales

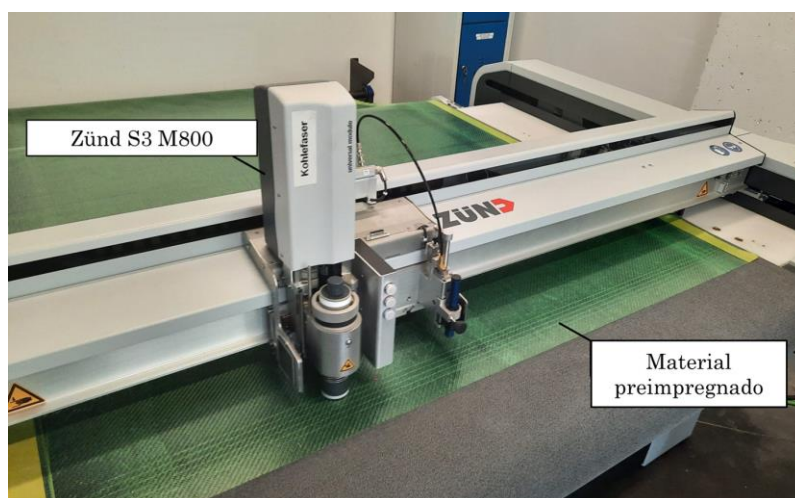
Se fabrican probetas de referencia con núcleos de CF-SMC, representativas del estado del arte, para compararlas con la nueva alternativa compuesta por laminados de CFRP con núcleos fabricados mediante AM. El análisis de ambos materiales se presenta en esta sección.

5.2.3.1. CFRP

En ambos tipos de probeta se emplean capas de preimpregnado CC206 ET445 43% T300 3k, suministradas por CIT, para emular la integración de los insertos en los alojamientos de rodamiento. Las propiedades más relevantes de este material se detallan en la Tabla 5.1. Tras un ciclo de curado a 125 °C y 3 bar durante 30 minutos, sin postcurado posterior, el material alcanza una resistencia máxima a la tracción de 634 MPa, una resistencia a compresión de 836 MPa, y un módulo de Young (E_{CFRP}) de 53,5 GPa en tracción y 44,9 GPa en compresión, ambos en la dirección de la fibra. El corte de las capas de preimpregnado se realiza mediante corte con cuchilla en una cortadora CNC Zünd S3 M800, tal y como se muestra en la Fig. 5.7.

Tabla 5.1. Propiedades de las láminas de preimpregnado CC206 ET445 43% T300 3k proporcionadas por el fabricante.

Tejido seco		Propiedades curadas	
Tejido	Batavia 2/2	Temperatura de transición vítrea	126 °C
Tipo de fibra	T300 3k	Módulo de tracción	53.5 GPa
Densidad de la fibra	1,76 g/cm ³	Resistencia a la tracción	634 MPa
Trama	5.1 hilos/cm	Módulo de compresión	44.9 GPa
Urdimbre	5.1 hilos/cm	Resistencia a la compresión	559 MPa
Peso por unidad de área	204 (±4%) g/m ²	Módulo de flexión	51.6 GPa
Preimpregnado sin curar		Resistencia a la flexión	836 MPa
Adherencia	Bajo - Medio	Resistencia a cizallamiento interlaminar	76.4 MPa
Fluidez	15 (±5%) %		
Vida útil a 23°C	30 días		
Vida útil a -18°C	12 meses		
Peso nominal	358 g/m ²		
Contenido de resina	43 (±3) % en peso		
Contenido volátil	< 1 % en peso		
Anchura nominal	1250 mm		

**Fig. 5.7.** Proceso de corte de las capas de preimpregnado de CFRP.

Los insertos de referencia se fabrican mediante CF-SMC, tal y como se detalla en la sección 5.2.7 [118,120]. En comparación con los materiales compuestos de fibra continua, se observa una disminución notable tanto en la resistencia máxima a la tracción como en el módulo de Young (E_{Core}), tal y como se muestra en la Tabla 5.2. Esto se debe a que las fibras de carbono presentan propiedades mecánicas óptimas cuando están dispuestas de forma continua y alineadas en la dirección de carga, lo que permite maximizar la resistencia y rigidez del material en dicha dirección. Por el contrario, el CF-SMC está compuesto por fibras cortas y discontinuas, distribuidas de manera aleatoria dentro de la matriz. Esta configuración da lugar

a un material más isotrópico, pero con un comportamiento mecánico claramente inferior, ya que no se aprovechan las excelentes propiedades direccionales de la fibra de carbono. La orientación desordenada de las fibras implica que una fracción significativa de ellas no contribuye eficazmente a resistir las cargas principales, lo que se traduce en una menor capacidad de carga global del material. Además, esta aleatoriedad introduce una elevada variabilidad en las propiedades de cada pieza. Por ello, establecer con precisión estas propiedades puede resultar complejo, ya que dependen fuertemente de la orientación local de las fibras y de cómo se posicionan durante el moldeo [120].

Tabla 5.2. Propiedades de las láminas de CF-SMC ET445 43% T300 3k proporcionadas por el fabricante.

Tejido seco		Propiedades curadas	
Tejido	CF-SMC	Temperatura de transición vítrea	126 °C
Tipo de fibra	T300 3k	Módulo de tracción	34.2 GPa
Densidad de la fibra	1,76 g/cm ³	Resistencia a la tracción	305 MPa
Longitud de fibras	12 mm	Módulo de flexión	29.6 GPa
Peso por unidad de área	204 (±4%) g/m ²	Resistencia a la flexión	510 MPa
Preimpregnado sin curar			
Vida útil a 23°C	30 días		
Vida útil a -18°C	12 meses		
Peso nominal	358 g/m ²		
Contenido de resina	43 (±3) % en peso		

5.2.3.2. Insertos de fabricación aditiva

Los insertos fabricados mediante AM se fabrican utilizando una impresora Ultimaker S5 con tecnología MEX (Material Extrusion). Esta tecnología se elige por la libertad de diseño que ofrece y la amplia variedad de materiales disponibles. No obstante, esta tecnología presenta también ciertas limitaciones que deben ser consideradas en el diseño de las probetas y de la metodología. Por un lado, el proceso de extrusión por capas implica una baja resolución superficial de las piezas impresas en comparación con otras tecnologías como el mecanizado o el moldeo por inyección[159], así como tolerancias dimensionales reducidas, que pueden verse aún más afectadas por fenómenos de deformación y contracción durante el enfriamiento [160]. Por otro lado, las piezas fabricadas con este proceso presentan una anisotropía significativa: las propiedades mecánicas en la dirección de apilado son inferiores respecto a aquellas en la dirección perpendicular al apilado [161,162]. Además, la resistencia en dicha dirección se ve afectada por la calidad

de la adhesión entre capas, que constituye uno de los principales factores limitantes en este tipo de procesos [163].

Tabla 5.3. Tabla comparativa de propiedades térmicas de materiales disponibles.

Material	Temperatura de deformación bajo carga a 4,5 bar (°C)		Tg (°C)
	ISO 75-2		ISO11357-2
Ultrafuse ABS Fusion+	96		109
Ultrafuse PET CF15	74		79
Ultrafuse PAHT CF15	145		70
Ultrafuse PA6 GF30	114		67
Ultrafuse PLA PRO1	59		63

Tabla 5.4. Propiedades del filamento de fabricación aditiva PAHT CF15 en condiciones secas, proporcionadas por el fabricante.

Parámetros de proceso		Propiedades térmicas		
Temp. de la boquilla	260 - 280 °C	HDT a 1,8 MPa (seco)	92 °C	
Temp. de la cama	100 - 120 °C	HDT a 0,45 MPa (seco)	145 °C	
Material de la cama	PEI o vidrio	Temp. de trans. vítrea	70 °C	
Diámetro de la boquilla	≥ 0,6 mm, Rubí	Temp. de cristalización	180 °C	
Velocidad de impresión	30 - 80 mm/s	Temp. de fusión	234 °C	

Propiedades mecánicas	Estándar	XY	XZ	YZ
Dirección de impresión		Plano	De canto	Vertical
Resistencia a la tracción	ISO 527	103,2 MPa	-	18,2 MPa
Elongación a rotura	ISO 527	1.80%	-	0.50%
Módulo de Young	ISO 527	8386 MPa	-	3532 MPa
Resistencia a la flexión	ISO 178	160,7 MPa	171,8 MPa	50,8 MPa
Módulo de flexión	ISO 178	8258 MPa	7669 MPa	2715 MPa
Deformación a rotura en flexión	ISO 178	2.40%	2.80%	1.80%
Resistencia Charpy (con entalla)	ISO 179-2	4,8 kJ/m ²	3,9 kJ/m ²	1,3 kJ/m ²
Resistencia Charpy (sin entalla)	ISO 179-2	20,6 kJ/m ²	19,3 kJ/m ²	2,9 kJ/m ²
Resistencia Izod (con entalla)	ISO 180	4,9 kJ/m ²	5,1 kJ/m ²	-
Resistencia Izod (sin entalla)	ISO 180	16,4 kJ/m ²	18,1 kJ/m ²	2,9 kJ/m ²

El polímero seleccionado debe ser capaz de soportar las altas temperaturas asociadas al proceso de curado de la resina epoxi ET445 descrita en la sección 5.2.3.1, que se lleva a cabo a 125 °C. Esto es crucial, ya que el inserto debe colocarse entre las capas de preimpregnado antes de dicho proceso. Además, para que se

forme una unión adhesiva efectiva entre el inserto y la resina epoxi, es necesario emplear un polímero que sea compatible con el epoxi en términos de adhesión. Entre las alternativas disponibles, recogidas en la Tabla 5.3, los materiales basados en PA son los que mejor se adaptan a estos requisitos. Estos materiales son los que presentan una mayor temperatura de deformación bajo carga (HDT, por sus siglas en inglés Heat Deflection Temperature), superando en algunos casos los 125 °C a 4,5 bar [129]. Además, la PA y el epoxi son materiales compatibles desde el punto de vista de la adhesión, gracias a la formación de enlaces covalentes entre los grupos amina y epóxido [130].

Tabla 5.5. Parámetros de la impresora MEX/P Ultimaker S5. Los parámetros de relleno varían entre los distintos casos, mientras que el resto permanece constante.

Calidad		Relleno (caso 20 %)	
Altura de la capa	0,2 mm	Densidad de relleno	20%
Altura de la capa inicial	0,4 mm	Patrón de relleno	Triángulos
Ancho de línea	0,58 mm		
Paredes		Relleno (caso 100 %)	
Espesor de la pared	1,74 mm	Densidad de relleno	100%
Número de líneas de pared	3	Patrón de relleno	concéntrico
Capas superior/inferior		Material	
Espesor superior/inferior	1,2 mm	Temperatura del volumen	30 °C
Espesor de la parte superior	1,2 mm	Temperatura del extrusor	265 °C
Capas superiores	6	Temperatura de la cama	85 °C
Espesor de la parte inferior	1,2 mm	Temp. de la cama en primera capa	90 °C
Capas inferiores	6	Velocidad	
Capas inferiores iniciales	6	Velocidad de impresión	45 mm/s
Patrón superior/inferior	Concéntrico	Aceleración de impresión	4000 mm/s ²
Patrón de la primera capa	Concéntrico	Enfriamiento	
		Ventilador de capa	Sí
		Velocidad del ventilador	100%

El material utilizado en este estudio es PAHT CF15, suministrado por BASF, cuyas propiedades se presentan en la Tabla 5.4. Bajo condiciones secas, tanto en la fabricación como en los ensayos, el fabricante indica que la HDT del material es de 145 °C a 0,45 MPa y de 91 °C a 1,8 MPa. Este material presenta una resistencia máxima a la tracción de 103,2 MPa y un módulo de Young (E_{Core}) de 8,4 GPa en

tracción y de 8,3 GPa en flexión, específicamente en la dirección de impresión. Cabe señalar que este material presenta una resistencia un 83% y una rigidez un 84% inferiores respecto a los laminados continuos de preimpregnado.

Los parámetros de proceso de fabricación aditiva se muestran en la Tabla 5.5. Cada ciclo de fabricación se realiza con los mismos parámetros, salvo los parámetros de relleno, que varían en función de los casos analizados en la sección 0.

5.2.4. Relleno

Los insertos fabricados mediante fabricación aditiva ofrecen la flexibilidad de una amplia variedad de configuraciones de relleno. Aunque los insertos macizos (100 % de relleno) son capaces de soportar cargas mayores [153], ello conlleva un aumento del tiempo de fabricación y del coste, debido al mayor volumen de material depositado. Dado que este experimento tiene un enfoque comparativo, se realiza una comparación entre insertos con un 20 % de relleno y otros con un 100 %. Esta comparación busca equilibrar la integridad estructural de los insertos con la eficiencia del proceso de fabricación.

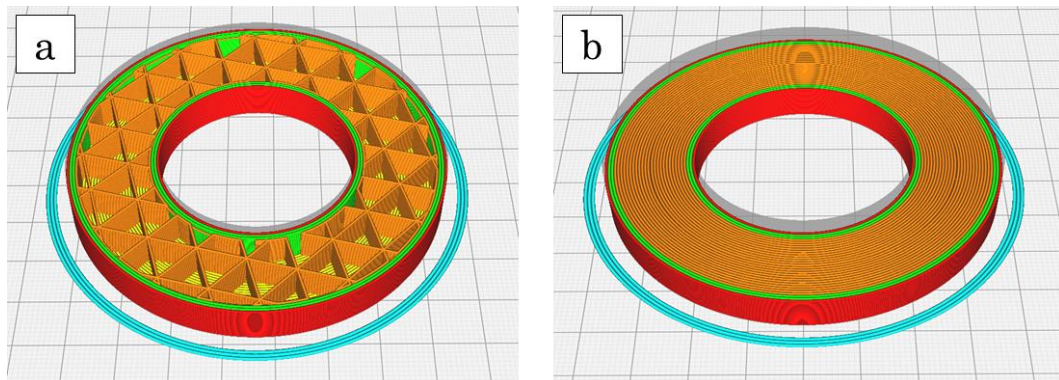


Fig. 5.8. (a) Patrones triangulares en el interior de los insertos con 20% de relleno. (b) Patrones circunferenciales en el interior de los insertos con 100% de relleno.

Los materiales utilizados en fabricación aditiva presentan propiedades mecánicas óptimas cuando la dirección de las tensiones internas es perpendicular a la dirección de apilado. Tal como se demuestra en la Sección 5.2.1, las distribuciones de tensión en las secciones críticas de las probetas están orientadas en dirección normal. Un patrón circunferencial permite garantizar esta alineación, lo que lo convierte en el patrón más adecuado para soportar las tensiones de flexo-tracción previstas en las zonas críticas del inserto. Por tanto, este patrón se emplea en las áreas perimetrales. En el caso de los insertos con un 20 % de relleno, dicho patrón se combina con patrones triangulares, comúnmente utilizados, en las zonas

interiores como se muestra en la Fig. 5.8a. Por el contrario, en los insertos con un 100 % de relleno, toda la estructura se imprime utilizando un patrón circunferencial como el mostrado en la Fig. 5.8b. Los insertos de referencia fabricados con CF-SMC se producen con un 100 % de relleno en todas las probetas, debido a la naturaleza de su proceso de fabricación.

5.2.5. Superficies de unión

La utilización de impresoras MEX/P en la fabricación de los insertos permite incorporar patrones superficiales macroscópicos. Estos patrones modifican las propiedades mecánicas de la unión entre el material de CFRP y el material de los insertos de fabricación aditiva. Un aumento de la energía superficial, asociado a una mayor área de contacto, facilita la formación de enlaces adhesivos más resistentes [158]. Además, los patrones macroscópicos producen una unión geométrica, lo cual contribuye a evitar deslizamientos entre las superficies unidas, generando así un enclavamiento mecánico.

Diversos estudios han analizado el efecto de la inclusión de rugosidades macroscópica, como ranuras de tamaño milimétrico, en la propagación de grietas en la interfaz adhesiva entre material compuesto carbono-epoxi e insertos metálicos [156,157]. Se ha observado que cuanto menor es la separación entre las ranuras, mayor es la resistencia mecánica de la unión. Además, la orientación de estas ranuras respecto a la dirección de propagación de la grieta influye notablemente en la tenacidad de la interfaz, siendo más eficaz cuando están dispuestas perpendicularmente. Otra estrategia analizada para reforzar las uniones compuesto-metal consiste en incorporar patrones tipo pin [154,155]. En el caso de materiales metálicos, estos patrones suelen requerir operaciones de fabricación adicionales, pero la fabricación aditiva permite replicarlos directamente durante la impresión.

A partir de estos estudios previos sobre la mejora de la adherencia mediante patrones macroscópicos en contactos compuesto-metal, se plantea el estudio del efecto de estos en la unión compuesto-poliamida. Para ello se debe determinar la dimensión mínima viable de dichos patrones que puede reproducirse con la impresora MEX/P Ultimaker S5, utilizando el material y los parámetros de impresión indicados en la Tabla 5.4. Para ello, se lleva a cabo un ensayo de resolución en el que se imprimen distintas configuraciones con tamaños progresivamente decrecientes. En el caso de los patrones corrugados, tanto axiales

como circunferenciales, la dimensión característica se define como el paso entre ondulaciones; en los patrones tipo pin, modelizados como protrusiones piramidales, corresponde a la longitud de la base de la pirámide. La Fig. 5.9 muestra probetas impresas con dimensiones características comprendidas entre 0,3 mm y 1 mm con incrementos de 0,1 mm. El análisis microscópico de estas muestras evidencia que la resolución del equipo resulta insuficiente para reproducir con precisión incluso los patrones de mayor tamaño de este intervalo. En consecuencia, se ensayan nuevas probetas con dimensiones características entre 1,25 mm y 3 mm con incrementos de 0,25 mm, como se ilustra en la Fig. 5.10. Estas pruebas permiten establecer que 1,25 mm es la dimensión característica mínima que asegura una resolución adecuada en la fabricación de todos los patrones considerados.

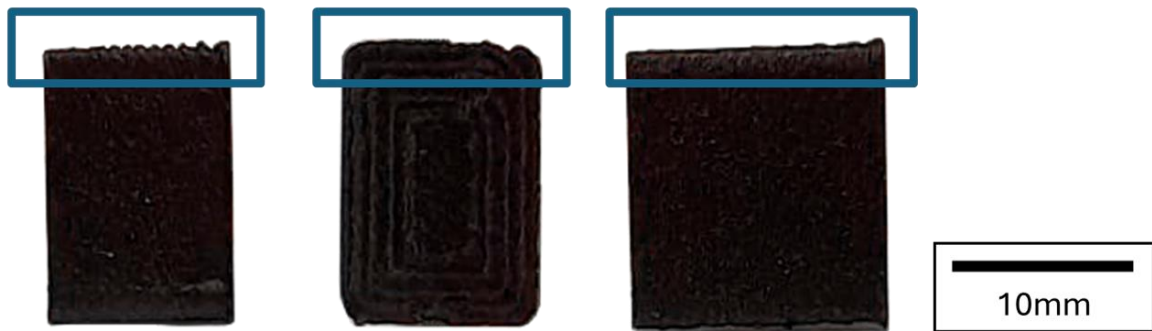


Fig. 5.9. Probetas del ensayo de resolución a patrones con dimensión característica entre 0,3 mm y 1 mm. A la izquierda, los patrones de corrugado circunferencial. En el medio, los patrones de corrugado axial. A la derecha, los patrones de protrusiones piramidales.

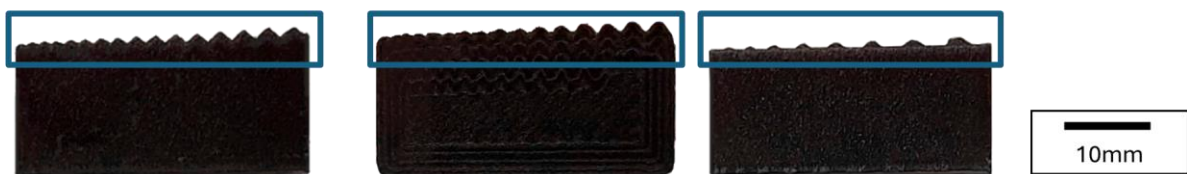


Fig. 5.10. Probetas del ensayo de resolución a patrones con dimensión característica entre 1,25 mm y 3 mm. A la izquierda, los patrones de corrugado circunferencial. En el medio, los patrones de corrugado axial. A la derecha, los patrones de protrusiones piramidales.

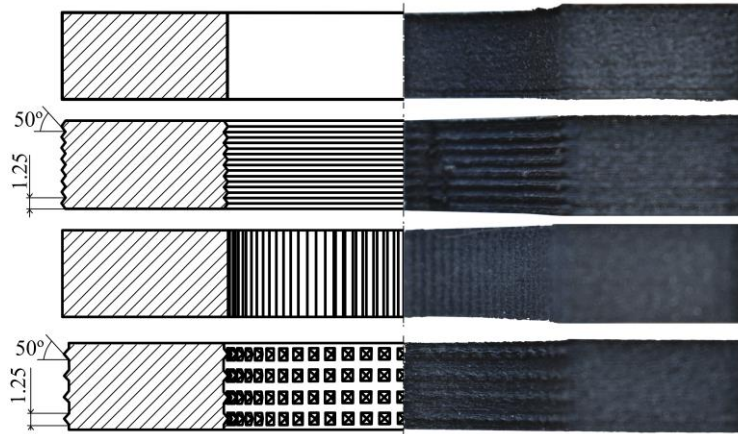


Fig. 5.11. A la izquierda, representación esquemática de las distintas geometrías superficiales diseñadas. De arriba a abajo: superficie lisa, corrugado circunferencial, corrugado axial y salientes en forma de pirámide. A la derecha, corte transversal de las geometrías.

Una vez definido la dimensión característica, se diseñan cuatro geometrías superficiales diferentes, representadas en la Fig. 5.11. La primera, mostrada en la parte superior de la Fig. 5.11, es una superficie lisa, el diseño más sencillo posible: el inserto se fabrica sin ningún patrón superficial. La segunda geometría es un corrugado circunferencial, pensado para dificultar la propagación de grietas en la interfaz y mejorar el enclavamiento mecánico [156,157]. El semiángulo de la cresta se fija en 50°, como compromiso entre la mejora de la unión adhesiva y las limitaciones de fabricación [158,164]. Se descarta el uso de material de soporte para reducir este ángulo, con el fin de evitar postprocesados que puedan afectar al comportamiento de la unión y, por tanto, enmascarar el efecto real del patrón superficial [165]. La tercera geometría es un corrugado axial, de diseño análogo a la circunferencial. La cuarta geometría incorpora salientes con forma de pirámide, emulando los patrones tipo pin descritos en otros estudios [154,155]. Estas estructuras se generan directamente durante la operación de impresión, por lo que presentan las mismas limitaciones de fabricación que las geometrías anteriores. Las dimensiones características definidas en los ensayos de resolución se aplican a todos las geometrías descritas.

5.2.6. Tratamiento superficial

La resistencia de la unión adhesiva entre el inserto de fabricación aditiva y los laminados de CFRP puede amplificarse mediante tratamientos superficiales, lo que redundaría en una mejora del enclavamiento mecánico [124]. La aplicación de un tratamiento de arenado sobre la superficie del inserto da lugar a la formación

de cavidades, poros e irregularidades que facilitan la penetración de la resina [166]. Por ello, se fabricaron insertos con y sin tratamiento de arenado, con el objetivo de evaluar si las diferencias observadas en las propiedades mecánicas justifican de forma suficiente la incorporación de este proceso adicional en la fabricación.

5.2.7. Proceso de curado

El proceso de curado de la resina epoxi en estructuras de CFRP puede llevarse a cabo mediante diversos métodos, tal como se describe en la sección 2.1. En el caso de los materiales preimpregnados, la principal diferencia entre estos métodos radica en la presión de compactación que pueden alcanzar, desde aproximadamente 1 bar en procesos que emplean únicamente vacío, hasta varias decenas de bares en curados realizados mediante prensa. Por ello, resulta fundamental analizar cómo la variación de la presión de contacto afecta a la unión entre el preimpregnado y el inserto de fabricación aditiva y, por tanto, a las propiedades mecánicas de la estructura completa. Para ello, se han seleccionado dos métodos de fabricación de probetas que permiten comparar los efectos de aplicar presiones bajas frente a presiones elevadas.

El método seleccionado para el curado a baja presión se basa en el uso de bolsas de vacío dentro de un horno industrial. Los insertos laminados se encapsulan en dichas bolsas y se introducen en el horno a 125 °C durante 30 minutos. En cada bolsa se colocan dos probetas, junto con tejido pelable y una manta de absorción que permite el flujo de aire para generar el vacío. El aire se extrae mediante una bomba de vacío conectada a la toma de vacío situada en el lateral izquierdo del horno, generando así una presión aproximada de 1 bar sobre la superficie de las probetas al extraer el aire del interior de las bolsas. La Fig. 5.12 muestra un ejemplo del proceso de curado con bolsa de vacío en funcionamiento.

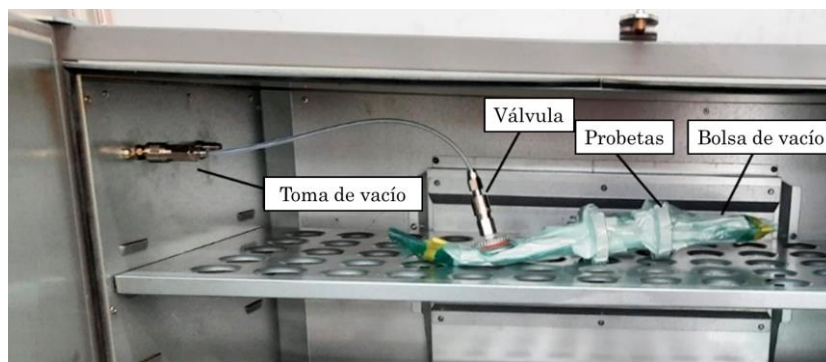


Fig. 5.12. Probetas sometidas a un proceso de curado mediante bolsas de vacío en el interior de un horno.

El método seleccionado para el curado a alta presión es el curado mediante prensa de platos calientes. Este procedimiento, también conocido como Prepreg Compression Moulding (PCM), es uno de los procesos out-of-autoclave (OoA) más empleados en la industria debido a su bajo coste y reducidos tiempos de ciclo [167]. Tal como se muestra en la Fig. 5.13, la probeta sin curar se introduce en un molde de aluminio y se aplica una presión P_1 sobre la cara superior del inserto fabricado por AM mediante un elemento de presión de silicona. Como consecuencia del efecto Poisson, el inserto se expande en direcciones perpendiculares a la fuerza aplicada, ejerciendo presión sobre la resina epoxi contra las paredes del molde con una presión P_2 . Durante el proceso de curado, el molde se mantiene a una temperatura de $125\text{ }^\circ\text{C}$ y se aplica una presión P_1 de 64 bar durante 30 minutos.

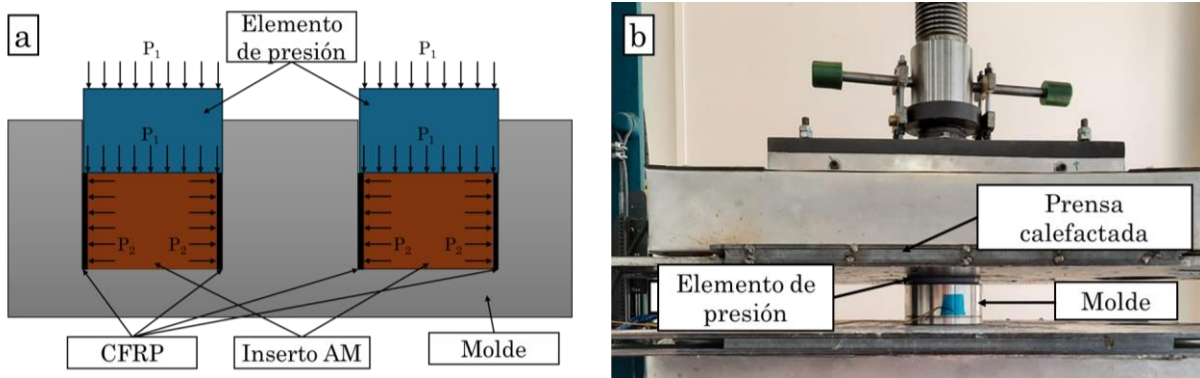


Fig. 5.13. Proceso de curado mediante prensa de platos calientes: (a) esquema en el que se representan las distribuciones de presión y (b) imagen tomada durante el proceso de fabricación.

Fabricados en aluminio por su alta conductividad térmica, los moldes constan de una parte exterior y una parte interior como se muestra en la Fig. 5.14. Ambas piezas del molde se ensamblan mediante uniones atornilladas, alineando la cara plana inferior. Estos moldes permiten, no solo el curado de las probetas objeto de este estudio, sino también la fabricación del elemento de presión de silicona mostrado en la Fig. 5.15.

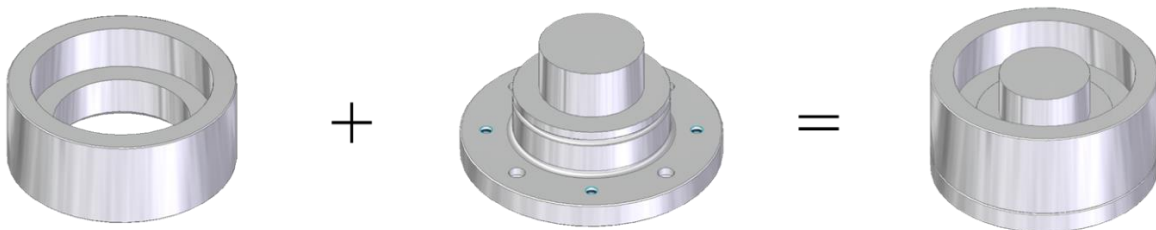


Fig. 5.14. Diseño del molde de aluminio para fabricación de las probetas.



Fig. 5.15. Elemento de presión de silicona.

Las probetas de referencia de CF-SMC se curan exclusivamente mediante prensa de platos calientes utilizando los mismos parámetros de proceso utilizados para las probetas con inserto de AM (125 °C y 64 bar durante 30min). Cuando se emplean bolsas de vacío, la presión máxima que puede alcanzarse en un horno se limita a 1 bar. En cambio, los procesos de curado que se aplican habitualmente en la fabricación de estructuras reales alcanzan presiones comprendidas entre 6 y 8 bar. Por esta razón, la producción de probetas mediante bolsa de vacío no se considera en el caso de CF-SMC.

5.2.8. Ensayo de tracción de anillos

Una vez comprendido el caso de carga descrito en la sección 5.2.1 y definidas las probetas a lo largo de las secciones 5.2.2 a 5.2.7, es necesario desarrollar un ensayo de tracción que reproduzca la distribución de carga mostrada en la Fig. 5.1. La norma ASTM D 2290, frecuentemente citada en estudios similares [168–170], es adecuada para este tipo de ensayo. En base a esta norma, se han diseñado tanto los utillajes necesarios para los ensayos como la metodología de ensayo, adaptando lo establecido en la norma a las necesidades específicas de este estudio.

5.2.8.1. Utillaje de ensayo

El utillaje propuesto en dicha norma consta de dos semidiscos que pueden girar libremente en torno a un eje perpendicular al plano de la probeta, lo que les permite alinearse con la dirección de la fuerza aplicada en una máquina universal de ensayos [171]. La Fig. 5.16 muestra el utillaje propuesto por la norma en el que se observan los dos semidiscos unidos a las piezas fijas.

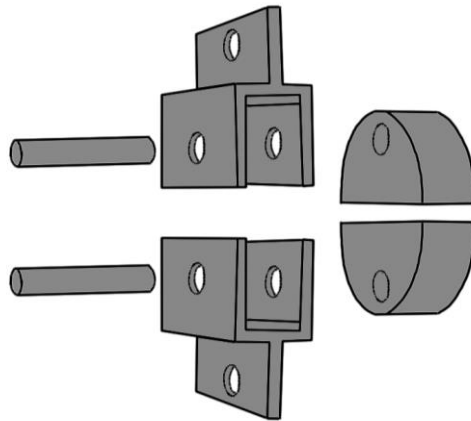


Fig. 5.16. Esquema del utillaje propuesto en la norma ASTM D 2290.

Este diseño ha sido adaptado a las necesidades específicas dimensionales y de resistencia del ensayo dando lugar al utillaje mostrado en la Fig. 5.17, donde se muestra tanto el diseño como el utillaje fabricado, que se compone de:

- Mordaza inferior: fija el utillaje a la base de la máquina y simula los apoyos empotrados.
- Mordaza superior: se une al travesaño móvil y simula la distribución de la carga de rodamiento.
- Semidiscos: transfieren la distribución de carga desde las mordazas a la probeta.

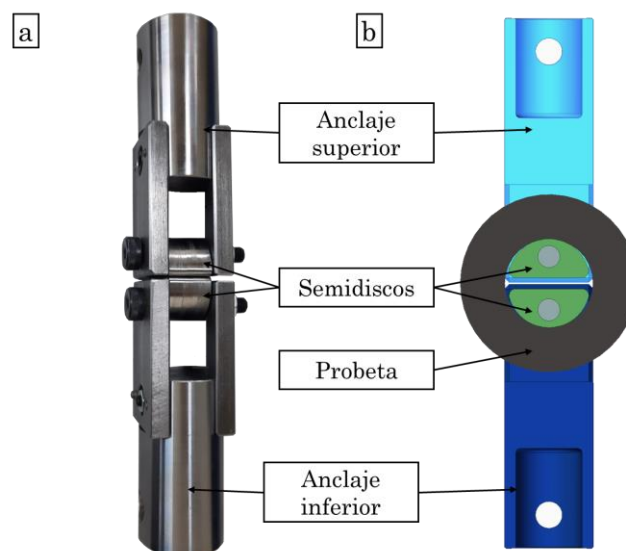


Fig. 5.17. Utillaje para el ensayo de tracción anular: (a) fotografía del conjunto y (b) vista en sección que muestra los distintos componentes.

Todas las partes del utillaje, cuyos planos se pueden encontrar en el Anexo C, están fabricadas en acero AISI 1095 debido a su alta rigidez y límite elástico, propiedades necesarias para obtener valores fiables de los desplazamientos de las probetas y soportar las cargas máximas del ensayo. El módulo de Young del material es de 205 GPa y su límite elástico, de 505 MPa.

Para evaluar la capacidad de carga del utillaje diseñado, se emplea el software Altair SimSolid en su versión 2022.2 para realizar simulaciones numéricas. Aunque las probetas se fabrican con poliamida reforzada con fibras de carbono, en el modelo se utiliza resina epoxi como material de los insertos, ya que su módulo elástico es similar al de la poliamida. Esto permite obtener desplazamientos calculados comparables a los de los ensayos experimentales.

En una primera aproximación, se plantea un modelo lineal tanto en las cargas aplicadas como en los contactos entre componentes. Se aplica una fuerza vertical de 20 kN sobre la mordaza superior (posteriormente identificada como una sobreestimación respecto a la resistencia máxima real de las probetas), mientras que la mordaza inferior se considera empotrada. Este modelo simplificado permite comprobar que la rigidez global del sistema es adecuada para los ensayos previstos, mostrando deformaciones en el utillaje inferiores a 0.3mm, como se observa en la Fig. 5.18a, las cuales se pueden considerar despreciables. Además, permite identificar las zonas críticas donde se concentran las mayores tensiones: en el contacto entre el eje del semidisco y el semidisco, y en el contacto entre el eje del semidisco y la mordaza, como se puede ver en la Fig. 5.18b.

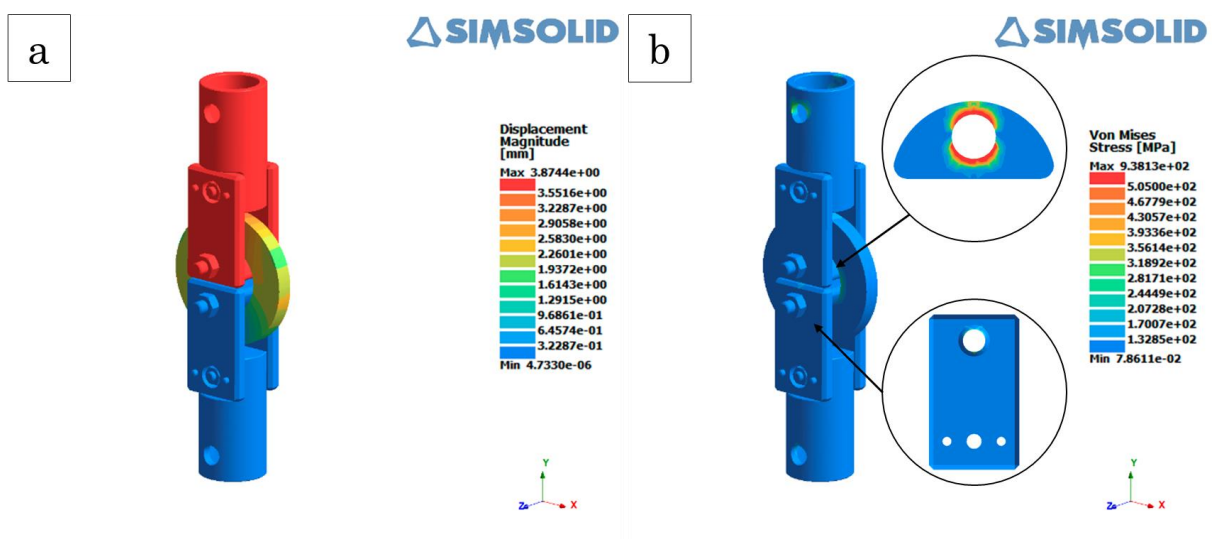


Fig. 5.18. Resultados de la simulación del modelo lineal simplificado. (a) Desplazamientos. (b) Tensiones de Von Mises.

Para analizar más en detalle las tensiones en las zonas críticas identificadas en la simulación del conjunto, se desarrollan simulaciones locales centradas en las dos piezas más solicitadas. Los resultados confirman que ambas piezas resisten adecuadamente las cargas aplicadas. En la Fig. 5.19a se muestran las tensiones presentes en el semidisco, que alcanzan un valor máximo de 186MPa, mientras que la Fig. 5.19b presenta las tensiones en la zona crítica de la mordaza, donde se registra una tensión máxima de 306MPa. En todos los casos, las tensiones máximas permanecen por debajo del límite elástico del acero, cuyo valor se sitúa en 505MPa. De esta manera, se obtiene un factor de seguridad del conjunto del utillaje de 1,65 frente a una carga de 20kN.

En conclusión, los resultados combinados de las simulaciones globales y locales confirman que el diseño del utillaje proporciona tanto la rigidez como la resistencia necesarias para llevar a cabo los ensayos previstos con fiabilidad.

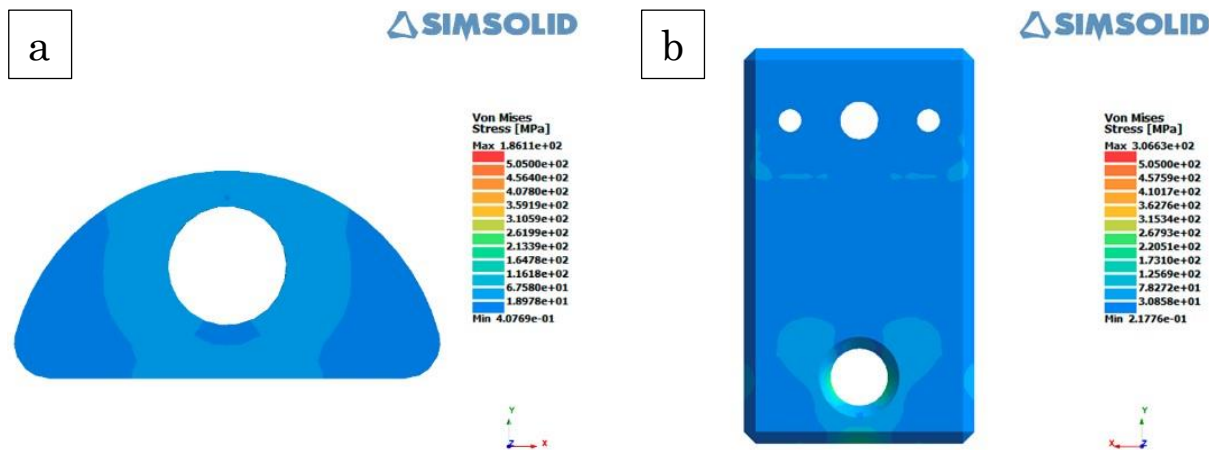


Fig. 5.19. Resultados de simulaciones locales detalladas. (a) Semidisco. (b) Pieza crítica de la mordaza.

5.2.8.2. Metodología de ensayo

Los ensayos se realizan utilizando una máquina universal de ensayos Ibertest ELIB-30-W, que permite tanto ensayos controlados por carga como por desplazamiento. Según otros estudios [172,173], ambos modos de control difieren fundamentalmente en los datos obtenidos después del punto máximo de la curva carga-desplazamiento, siendo el modo controlado por desplazamiento más adecuado para obtener datos precisos cuando las probetas presentan un comportamiento dúctil [31,32]. Sin embargo, los materiales utilizados para fabricar

las probetas, analizados en la sección 5.2.3, presentan un comportamiento frágil. Por tanto, la rotura de las probetas coincide con el punto máximo de la curva carga-desplazamiento, lo que hace que ambos modos de control sean válidos en este experimento.

En el presente trabajo se opta por el modo controlado por carga por dos motivos. En primer lugar, dado que el parámetro clave para comparar las probetas es su resistencia máxima, este modo es el más adecuado para determinar el valor de la fuerza en el punto de rotura. En segundo lugar, los materiales empleados se caracterizan por una alta rigidez y fragilidad. En consecuencia, en los ensayos controlados por carga, los valores de desplazamiento tienden a incrementarse de forma progresiva con la aplicación de carga, mientras que, en los ensayos controlados por desplazamiento, los valores de carga aumentan bruscamente. Por ello, el modo controlado por carga proporciona una mejor resolución para obtener datos precisos antes de la rotura de la probeta. La velocidad de ensayo se establece en 0,05 kN/s.

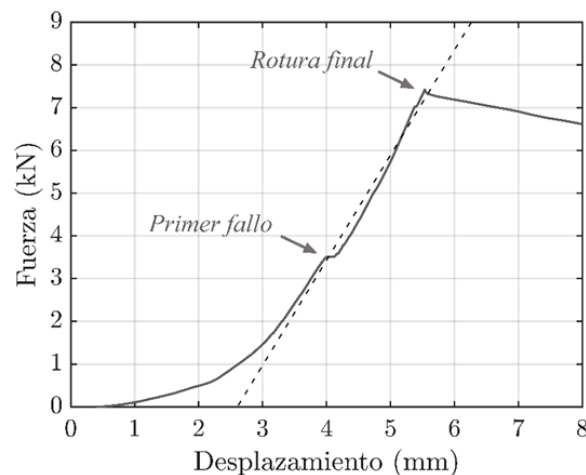


Fig. 5.20. Ejemplo de una curva carga-desplazamiento obtenida en el ensayo de tracción de anillos diseñado. La línea discontinua representa la aproximación lineal utilizada para el cálculo de la rigidez.

La curva carga-desplazamiento típica para este ensayo se muestra en la Fig. 5.20. Durante la prueba, se observa un primer tramo no lineal, comportamiento que suele atribuirse a ajustes del equipo o al asentamiento inicial del material [174]. Superado este tramo, se aprecia un comportamiento de rigidez constante, que se compara entre las distintas probetas. A mitad del ensayo pueden observarse discontinuidades, normalmente asociadas a delaminaciones locales en la unión adhesiva o a la rotura de la estructura interna de los laminados de CFRP [120]. A pesar de estas fallas iniciales, no se detectan cambios sustanciales en la rigidez. El

ensayo prosigue hasta la rotura completa de la probeta, que suele producirse en las zonas más alejadas de los puntos de aplicación de la carga de tracción, tal como se justifica en la sección 5.2.1. Dado que ninguno de los materiales utilizados sufre deformación plástica, se espera que su límite elástico y su resistencia máxima a tracción coincidan.

5.2.8.3. Calibración de la célula de carga

Con el objetivo de garantizar la máxima precisión en los resultados, se lleva a cabo una verificación de las mediciones realizadas por la célula de carga del equipo. Para ello, se aplican cargas conocidas suspendidas directamente de la célula, registrando las lecturas indicadas por el sistema en cada caso. Los resultados obtenidos se presentan en la Tabla 5.6. El error absoluto se define como la diferencia entre la fuerza leída por la máquina y la fuerza real aplicada, mientras que el error relativo corresponde al cociente entre el error absoluto y la fuerza real aplicada.

Tabla 5.6. Mediciones obtenidas durante el ensayo de calibración.

Medición	Masa (kg)	Fuerza aplicada (N)	Fuerza leída (N)	Error absoluto (N)	Error relativo (%)
1	20.2	198	216	18	9.0%
2	38.2	375	390	15	4.1%
3	58.2	571	557	-14	-2.4%
4	78.2	767	770	3	0.4%
5	88.2	865	880	15	1.7%
6	20.2	198	215	17	8.5%

Los datos muestran de forma clara la existencia de un error en la medición de la carga. No obstante, se concluye que la máquina es perfectamente válida para realizar comparaciones entre el comportamiento de las probetas fabricadas mediante fabricación aditiva y las de CF-SMC. Para incrementar la precisión de las mediciones, se desarrolla un modelo de regresión lineal que permite corregir los valores registrados, ajustándolos de forma más precisa a los valores reales. La expresión matemática empleada para esta corrección se deriva de la línea de tendencia observada en la Fig. 5.21 y se recoge en la ecuación (5.24), constituyendo una herramienta adicional para mejorar la exactitud de las mediciones en futuros experimentos.

$$Fuerza\ real\ (N) = 1,0118 \cdot Fuerza\ mostrada\ (N) - 13,984 \quad (5.24)$$

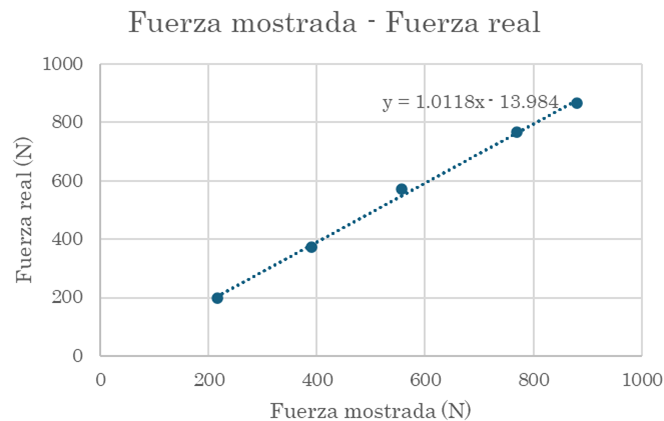


Fig. 5.21. Línea de tendencia del ensayo de calibración.

5.2.9. Plan de ensayos

El objetivo del ensayo es establecer una comparación entre los insertos fabricados mediante tecnología aditiva y las probetas de referencia. Para llevar a cabo este análisis comparativo se considerarán varios parámetros clave, entre ellos: la magnitud de la fuerza que produce el fallo inicial, el límite de rotura y la rigidez de las probetas.

Los insertos de fabricación aditiva pueden combinar distintos parámetros de diseño y fabricación descritos en las secciones 5.2.2 a 5.2.7. Dado el elevado número de combinaciones posibles, se ha desarrollado un plan de ensayos para reducir el número de pruebas y, por tanto, el número de probetas a fabricar. Este plan permite identificar la combinación de parámetros óptima, la cual se comparará posteriormente con las probetas de referencia. La Tabla 5.7 recoge todas las combinaciones posibles de variables.

Tabla 5.7. Resumen de las combinaciones de parámetros en las probetas ensayadas, incluyendo la cantidad fabricada para cada caso.

			Parámetros geométricos								
			Superficie lisa		Corrugado circunferencial		Corrugado axial		Protrusiones piramidales		CF-SMC
			20%	100%	20%	100%	20%	100%	20%	100%	
Parámetros de proceso	Bolsa de vacío	Con arenado	3	-	-	-	-	-	-	-	-
		Sin arenado	3	3	3	-	3	-	3	-	-
	Curado en prensa de platos calientes	Con arenado	-	-	-	-	-	-	-	-	-
		Sin arenado	3	-	-	-	-	-	-	-	3

En una primera fase se analiza la influencia de la geometría superficial. Se someten a ensayo insertos representativos de cada geometría. Estos insertos se fabrican sin tratamiento de arenado y con un 20 % de relleno, dado que su fabricación es más rápida y económica. El curado de la resina se realiza mediante bolsa de vacío, ya que los insertos con un 20 % de relleno no soportarían los niveles de presión del curado por prensa de platos calientes.

En la segunda fase se estudia el efecto del tratamiento de arenado. Se fabrican probetas con la geometría superficial que, según los resultados de la fase anterior, haya mostrado mejor comportamiento. Se mantienen los mismos parámetros de relleno y curado, pero se aplica un tratamiento de arenado sobre la superficie de contacto del inserto con las capas de preimpregnado.

En la tercera fase se evalúa la influencia del relleno. Las probetas, que presentan la combinación óptima de geometría y tratamiento superficial identificada en la fase anterior, se fabrican mediante curado con bolsa de vacío. No obstante, se emplean insertos con un 100 % de relleno para compararlos con los insertos del 20 %. Aunque se espera que los insertos macizos ofrezcan un mejor rendimiento [153], es necesario determinar si dicha mejora justifica el incremento de peso.

En la cuarta fase se analiza el efecto de la presión de compactación. Se fabrican insertos con la misma combinación óptima de geometría y tratamiento superficial, pero en este caso la resina se cura mediante prensa de platos calientes. Este método aplica una mayor presión de compactación respecto al curado con bolsa de vacío. Por tanto, se utilizan insertos con 100 % de relleno para garantizar su resistencia a la compactación. Este enfoque permite comparar los resultados obtenidos con distintas condiciones de presión durante el curado.

En la fase final, la mejor combinación de los parámetros anteriores se compara con los insertos de referencia fabricados en CF-SMC.

El proceso manual de laminación de las capas de preimpregnado introduce una alta variabilidad en el proceso de fabricación. Para aumentar la fiabilidad de los resultados, se fabrican tres probetas por cada combinación de parámetros ensayada, tal como se especifica en la Tabla 5.7. Este enfoque permite calcular tanto el valor medio como la variabilidad de los resultados para cada combinación.

5.3. Resultados y discusión

5.3.1. Resultados experimentales

Los ensayos se realizan siguiendo el plan experimental descrito en la sección 5.2.9. La Tabla 5.8 resume los resultados obtenidos, incluyendo los valores medios y los errores estándar correspondientes a cada combinación de parámetros analizada, facilitando así su interpretación y comparación. Las curvas carga-desplazamiento típicas obtenidas durante los ensayos para cada tipo de probeta se muestran en la Fig. 5.22, mientras que las curvas de cada uno de los ensayos pueden encontrarse en el Anexo E. No se observan diferencias significativas en la rigidez entre las probetas con núcleo de fabricación aditiva, por lo que el análisis del efecto de los distintos parámetros de diseño y fabricación se centra en los límites de primer fallo y de rotura. Los resultados se representan también de forma visual en la Fig. 5.23.

Tabla 5.8. Medias y errores estándar del límite de primer fallo y del límite de rotura para las distintas combinaciones de parámetros en los insertos de fabricación aditiva y en los insertos de referencia de CF-SMC.

ID	Geometría superficial	Tratamiento superficial	Relleno	Proceso de curado	Media y error estándar del límite de primer fallo. (kN)	Media y error estándar del límite de rotura. (kN)	Media y error estándar de la rigidez (kN/mm)
1	Superficie lisa	Sin arenado	20%	Bolsa de vacío	4.25 ± 0.11	8.52 ± 0.33	2.626 ± 0.035
2	Corrugado circunferencial				7.15 ± 1.92	8.54 ± 0.91	2.694 ± 0.182
3	Corrugado axial				4.80 ± 1.39	8.13 ± 0.83	2.391 ± 0.254
4	Protrusiones piramidales				4.87 ± 1.67	7.99 ± 0.52	2.180 ± 0.264
5		Con arenado			5.60 ± 0.96	8.95 ± 0.31	2.428 ± 0.196
6	Superficie lisa	Sin arenado	100%	Curado en prensa	11.90 ± 3.12	16.32 ± 0.48	3.686 ± 0.119
7					14.51 ± 0.61	19.61 ± 0.54	4.540 ± 0.199
8	CF-SMC				12.33 ± 4.02	18.05 ± 0.71	6.228 ± 0.613

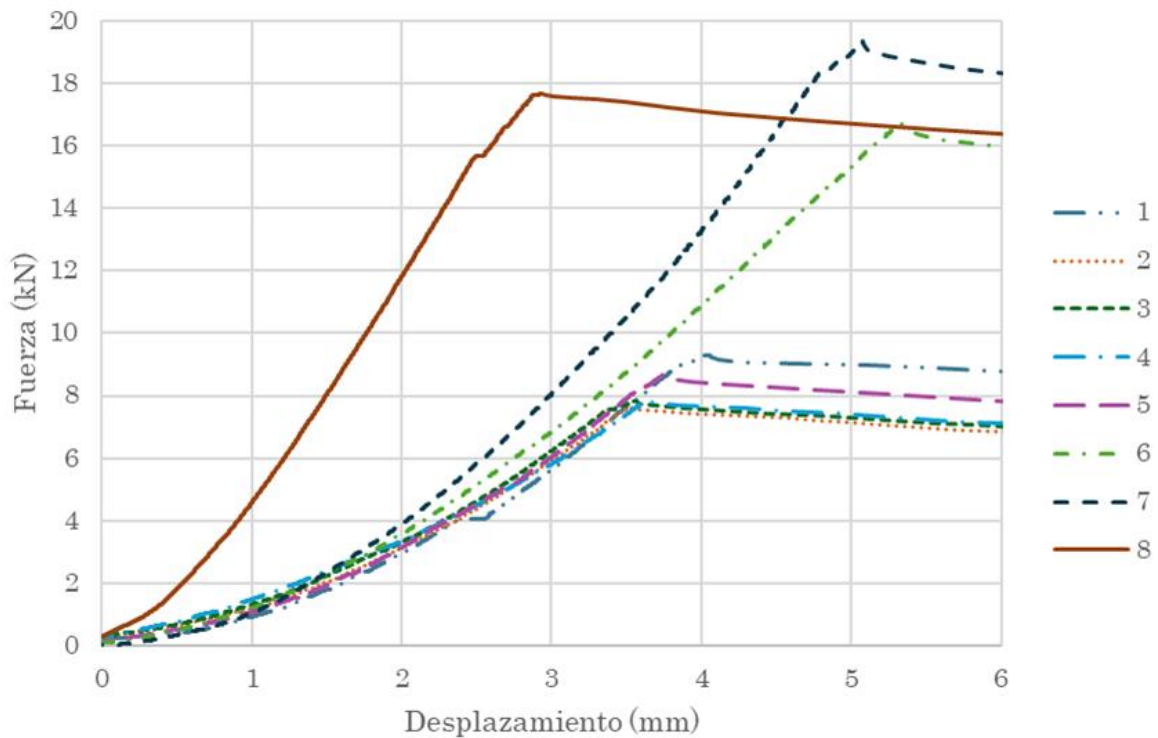


Fig. 5.22. Curvas carga-desplazamiento típicas para cada tipo de probeta. Los números de ensayo se indican en la Tabla 5.8.

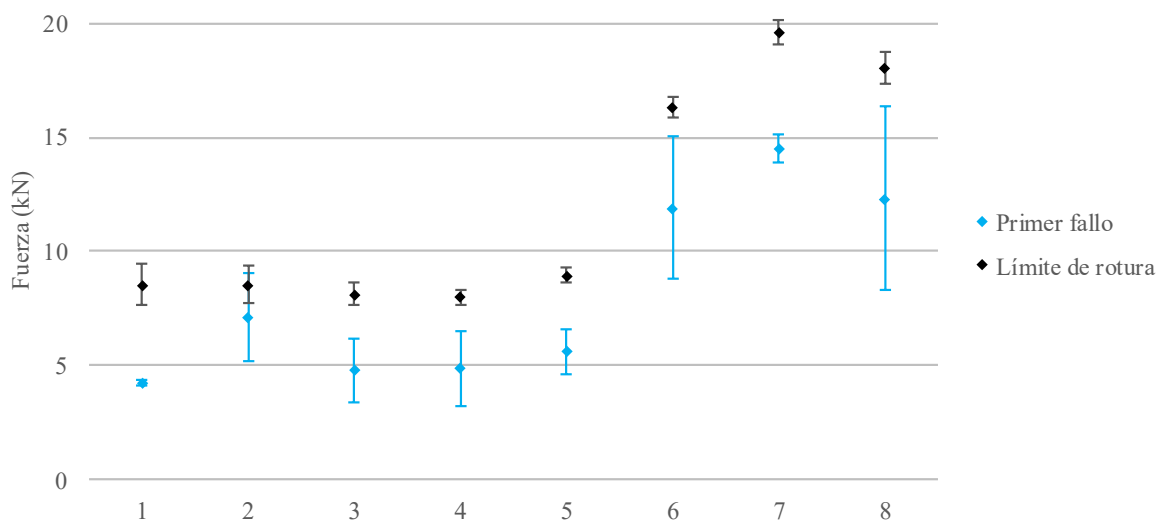


Fig. 5.23. Diferencias en la media e intervalo de confianza de los límites de primer fallo y de rotura de todos los insertos de fabricación aditiva ensayados. Los ID se indican en la Tabla 5.8.

La primera fase del experimento se enfoca en evaluar el comportamiento de distintas geometrías superficiales. Los resultados (ID 1 a 4) muestran que las probetas con superficie corrugada circunferencial presentan un límite de primer

fallo un 68 % superior al de las probetas con superficie lisa. Las probetas con corrugación axial y protrusiones piramidales presentan límites de primer fallo que se encuentran dentro de los mismos intervalos de confianza que las anteriores. A pesar de las diferencias geométricas, los límites de rotura son similares, como indican los intervalos de confianza superpuestos. Ensayos similares con laminados de CFRP adheridos a superficies con ranuras también evidencian un comportamiento mecánico superior, aunque presentan una mayor dispersión en los resultados respecto a las superficies lisas [156]. Se concluye que, a pesar de su menor límite de primer fallo, las superficies lisas son preferibles debido a su menor variabilidad, lo que resulta ventajoso para la comparación con CF-SMC, conocido por su elevada variabilidad en el proceso de fabricación. Además, su simplicidad geométrica y de proceso las convierte en una opción óptima desde el punto de vista del diseño y la fabricación, al reducir el tiempo y la complejidad en ambas fases.

En la segunda fase se analiza el efecto del tratamiento superficial por arenado. Los resultados (ID 1 y 5) muestran que el límite de primer fallo de las probetas tratadas mediante arenado es un 32 % superior al de las que no han recibido dicho tratamiento. Aunque los límites de rotura son similares debido a la superposición de intervalos de confianza, las probetas sin arenado presentan mayor dispersión. Estos resultados, especialmente en lo relativo al límite de rotura, podrían parecer contradecir los observados por Bo Tan et al. [166], quienes centraron su estudio exclusivamente en la resistencia al corte de la unión adhesiva. En este trabajo, sin embargo, pueden coexistir distintos mecanismos de fallo, como se explica en la Sección 5.2.1, y la ausencia de un efecto significativo del arenado sobre la resistencia global podría deberse a que el fallo se produce por rotura del núcleo o del CFRP, y no de la unión.

La tercera fase examina el efecto del porcentaje de relleno. Los resultados (ID 1 y 6) muestran que las probetas con relleno del 100 % alcanzan un límite de primer fallo un 180 % superior y un límite de rotura un 92 % mayor que las de relleno del 20 %. Estos resultados coinciden con estudios que analizan el efecto del relleno en piezas individuales MEX/P, en los que se observa un aumento de la resistencia y la rigidez al incrementar el porcentaje de relleno [153]. La mejora del límite de rotura se explica por el aumento de la resistencia del núcleo. La mejora en la rigidez, por su parte, merece una mención adicional: un incremento en la rigidez reduce las deformaciones, lo que a su vez disminuye las cargas cortantes sobre la superficie de unión y las tensiones en el CFRP, resultando en un límite de rotura global más alto. No obstante, se observa una alta variabilidad en el límite de

primer fallo de las probetas con 100 % de relleno, a pesar de que la combinación de parámetros elegida buscaba precisamente minimizar esa variabilidad. Esta dispersión se atribuye probablemente a las fuentes de variabilidad inherentes al curado del CFRP [175].

La cuarta fase del ensayo estudia la influencia de los distintos procesos de curado. Los resultados (ID 6 y 7) muestran que los límites de primer fallo son comparables entre las probetas curadas mediante bolsa de vacío y las curadas con prensa de platos calientes, como indica la superposición de sus intervalos de confianza. Sin embargo, la dispersión de los resultados es considerablemente menor en las probetas curadas con prensa, lo que indica que un mayor porcentaje de relleno no implica necesariamente una mayor estabilidad. La variabilidad observada en la tercera fase parece deberse principalmente al proceso de curado [175]. Por otro lado, el límite de rotura de las probetas curadas con prensa es un 20 % superior al de las curadas con bolsa de vacío, lo que sugiere que la mayor compresión sufrida por el inserto incrementa su resistencia. En el caso de las piezas de CF-SMC, no es posible evaluar con claridad el efecto de la presión de curado sobre sus propiedades mecánicas, ya que la variabilidad del material enmascara estos efectos [120]. Sin embargo, en los insertos de fabricación aditiva se demuestra que un mayor nivel de compactación mejora la resistencia del conjunto.

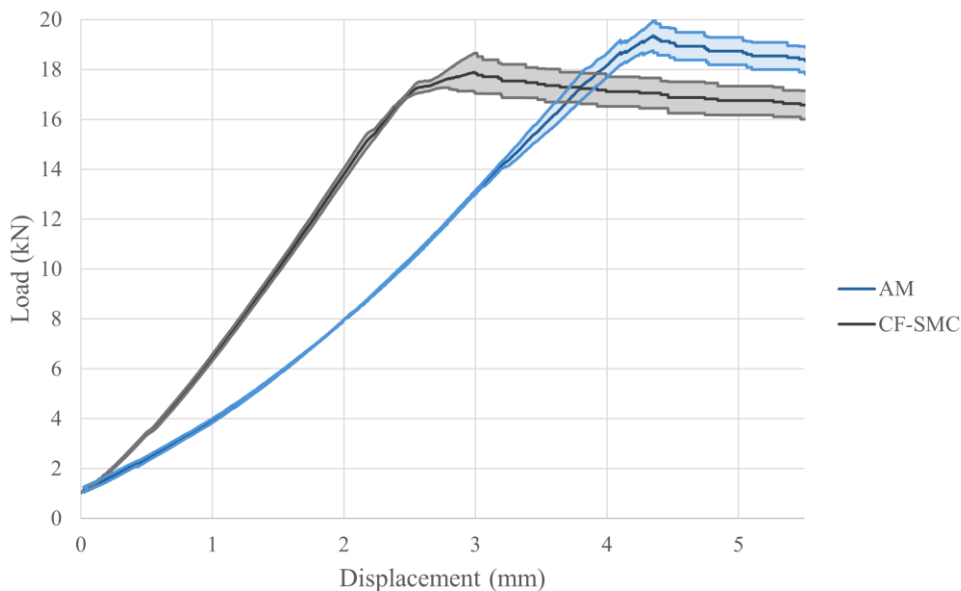


Fig. 5.24. Media y regiones de confianza de las probetas con insertos de fabricación aditiva (ID 7) y de las probetas de CF-SMC (ID 8).

En la última fase del experimento se comparan las mejores combinaciones de parámetros para insertos de AM con las probetas de referencia fabricadas en CF-

SMC. La Fig. 5.24 muestra las curvas carga-desplazamiento medias con sus regiones de confianza. De los resultados se extraen dos conclusiones relevantes: en primer lugar, las probetas con insertos de AM (ID 7) presentan un límite de rotura un 9 % superior al de las de CF-SMC; en segundo lugar, presentan una rigidez un 27 % inferior. Dado que la elevada rigidez es una característica típica de los compuestos de fibra de carbono, esta reducción era esperada. No obstante, no debe considerarse necesariamente como una desventaja. La rigidez extrema de los CFRP conduce a roturas frágiles y repentinas. Las fracturas típicas observadas en la Fig. 5.25 apoyan esta hipótesis: a pesar de que ambas fracturas se producen de forma instantánea, las probetas con insertos de AM muestran una superficie de fractura más predecible, con una propagación clara de la grieta a través de la sección crítica. En cambio, las probetas de CF-SMC presentan superficies de fractura irregulares, lo que sugiere una fractura iniciada en múltiples puntos, como ocurre en materiales frágiles. La combinación de una menor rigidez con un mayor límite de rotura podría resultar beneficiosa, al dotar a la estructura de una mayor resistencia y un mecanismo de fractura más progresivo y predecible. Además, las probetas con insertos de AM muestran una mayor estabilidad en los resultados respecto a las de CF-SMC, como se recoge en la Tabla 5.8, lo que representa una ventaja adicional para ciertas aplicaciones.

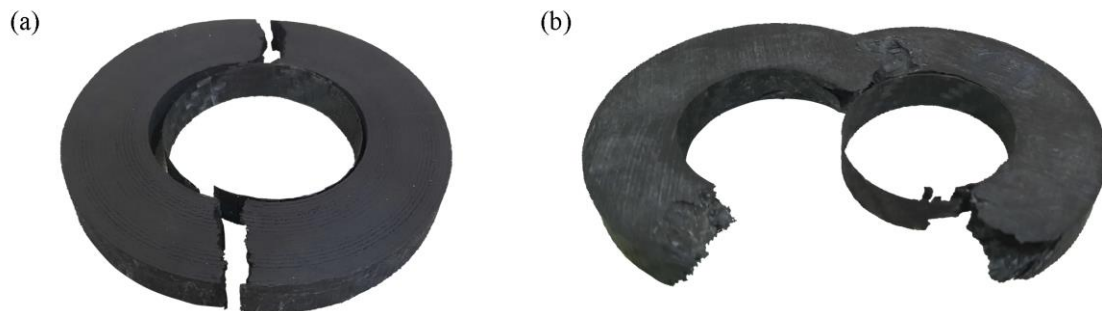


Fig. 5.25. (a) Probeta con inserto de AM tras el ensayo de tracción. (b) Probeta de CF-SMC tras el ensayo de tracción.

5.3.2. Resultados analíticos

El modelo matemático descrito en la Sección 5.2.1 permite, a partir de los valores de fuerza registrados experimentalmente, analizar la distribución de tensiones en las secciones críticas de las probetas con insertos de fabricación aditiva. Este modelo proporciona una explicación del mecanismo responsable de la rotura final

de las probetas, ya que permite comparar los valores de tensión con los límites de rotura de los materiales empleados. En este análisis se consideran los materiales definidos en la Sección 5.2.3 y las dimensiones geométricas detalladas en la Sección 5.2.2, con el objetivo de evaluar el límite de rotura de las probetas con inserto AM correspondientes a la quinta fase experimental representada en la Fig. 5.24. Los resultados del modelo analítico se presentan en la Tabla 5.9.

Tabla 5.9. Tensiones en puntos críticos durante la rotura final de las probetas AM en la fase cinco, calculadas mediante el modelo estructural descrito en la sección 5.2.1.

Material	$\sigma_{\text{core}}(-10 \text{ mm})$	103.9 MPa
AM	$\sigma_{\text{core}}(10 \text{ mm})$	-24 MPa
CFRP	σ_{CFRPin}	669 MPa
	σ_{CFRPOut}	-132 MPa
Interfaz adhesiva	τ_{in}	565 MPa
	τ_{out}	108 MPa

Las observaciones muestran que la parte interna de la sección crítica está sometida a cargas de tracción derivadas de componentes tanto de tracción como de flexión. Por el contrario, la parte externa presenta un estado de tensión neto de compresión, resultado de la suma de dichas componentes. Tal y como predice el modelo analítico, la fractura se inicia en la parte interna de la sección crítica. No obstante, no es posible determinar si la rotura comienza en el núcleo de AM o en el laminado de CFRP, ya que ambos materiales se encuentran próximos a sus respectivos límites de resistencia. En cualquier caso, puede concluirse que el fallo no se produce en la interfaz de unión adhesiva.

La coherencia entre el modelo analítico y los resultados experimentales, demostrada por la coincidencia entre los valores de tensiones calculados y los límites de rotura de los materiales, valida el uso de esta herramienta para predecir el comportamiento de distintas combinaciones de materiales y geometrías de anillo. Aunque no representa completamente el caso real de los alojamientos de rodamientos, funciona como un modelo simplificado, siempre que se tengan en cuenta sus limitaciones. Entre estas se incluyen: la no consideración de variables superficiales, la suposición de núcleos sólidos isotrópicos con 100 % de relleno y la consideración exclusiva de cargas radiales.

5.3.3. Consideraciones económicas

Este trabajo demuestra que los insertos fabricados mediante fabricación aditiva (AM) constituyen una alternativa viable a los insertos de compuestos de fibra de carbono de Sheet Moulding Compound (CF-SMC) en estructuras de alojamientos de rodamientos. Si bien las ventajas e inconvenientes técnicos de los insertos de AM pueden variar según la aplicación específica, los beneficios económicos que ofrecen son de carácter general y merecen especial consideración.

Los insertos de AM presentan dos ventajas económicas fundamentales frente a los insertos de CF-SMC. En primer lugar, su fabricación se basa en un proceso automatizado, a diferencia del apilado manual que suele caracterizar a los procesos con CF-SMC, lo que reduce significativamente los costes de mano de obra. Esta automatización no solo disminuye el coste directo de mano de obra, sino que también reduce la probabilidad de errores humanos, aumentando la eficiencia del proceso. Además, la naturaleza automatizada de la producción de insertos de AM facilita la escalabilidad: a medida que aumenta la demanda, la producción puede incrementarse sin que ello implique un aumento proporcional del coste de mano de obra.

En segundo lugar, la repetibilidad del proceso de fabricación de insertos de AM es superior a la del CF-SMC, lo que conlleva una reducción de los costes de calidad asociados a unidades defectuosas. Una mayor repetibilidad permite fabricar unidades con las mismas especificaciones y calidad de forma constante, lo que disminuye el número de piezas defectuosas y, por tanto, los costes asociados a controles de calidad, reprocesado y desperdicio de material.

5.4. Conclusiones

Este trabajo demuestra con éxito la viabilidad de utilizar insertos fabricados mediante fabricación aditiva (AM) como núcleos en estructuras de polímero reforzado con fibra de carbono (CFRP) para resistir cargas fuera del plano y de flexión. Este enfoque innovador representa una alternativa válida a las estructuras de fibra de carbono de Sheet Moulding Compound (CF-SMC), consideradas actualmente el estado del arte. El caso de estudio se centra en estructuras de alojamiento de rodamientos, y los resultados son prometedores, con mejoras del 17,7 % en el límite de primer fallo y del 8,6 % en el límite de rotura. Además, se observan valores más estables, con errores estándar más bajos.

Se desarrolla una metodología de ensayo de tracción de anillos para analizar la influencia de diferentes parámetros de diseño y fabricación. Las variables estudiadas incluyen la geometría superficial, el tratamiento superficial, la estructura interna y el proceso de curado. Ni la geometría ni el tratamiento superficial muestran efectos significativos en el comportamiento mecánico de las probetas. Sin embargo, la estructura interna presenta un aumento del 190 % en el límite de rotura al pasar de un 20 % a un 100 % de relleno. El proceso de curado también tiene una influencia notable: el curado mediante prensa de platos calientes (proceso de alta presión) arroja un límite de rotura un 20 % superior al obtenido mediante curado con bolsa de vacío (proceso de baja presión).

Se desarrolla un modelo analítico simplificado para predecir la resistencia y los posibles mecanismos de fallo de las probetas. Este modelo constituye una herramienta útil para futuras decisiones de diseño, ya que permite dimensionar la estructura en función de las cargas requeridas. No obstante, el modelo presenta ciertas limitaciones, ya que considera exclusivamente núcleos sólidos con 100 % de relleno, no contempla variables superficiales y sólo tiene en cuenta cargas radiales.

Desde el punto de vista económico, los insertos de AM presentan dos ventajas significativas frente a los de CF-SMC. En primer lugar, su producción está automatizada, mientras que los procesos con CF-SMC suelen implicar apilado manual, lo que se traduce en menores costes de mano de obra. En segundo lugar, la mayor repetibilidad de los insertos de AM reduce los costes asociados a unidades defectuosas.

Se puede concluir que los insertos de AM tienen el potencial de actuar como elementos de refuerzo en alojamientos de rodamientos de estructuras de CFRP. La implementación de estos insertos podría mejorar la estabilidad y la resistencia estructural. No obstante, es importante señalar que este estudio no garantiza su funcionamiento en aplicaciones reales, sino que demuestra la viabilidad de ensayar estructuras completas con insertos integrados. La adaptación de los rodamientos a estas estructuras requiere investigación adicional, especialmente debido a los desafíos derivados de la baja resolución del proceso de extrusión de material polimérico (MEX/P). Para confirmar su aplicabilidad en condiciones reales, es necesario realizar investigaciones adicionales y validar su comportamiento en estructuras completas de alojamiento de rodamientos.

6. Conclusiones

La presente tesis doctoral ha abordado, desde una perspectiva experimental y metodológica, el estudio de los contactos de adhesión y fricción que intervienen en la fabricación automatizada de materiales compuestos preimpregnados, con el objetivo de proporcionar metodologías para la caracterización de dichos contactos y su posterior aplicación en el control de procesos industriales avanzados como la Progressive Draping Technology (PDT). A lo largo del desarrollo del trabajo se han analizado tres tipos fundamentales de contacto: adhesión al molde rígido (contacto tipo I), fricción con materiales antiadherentes típicos de sistemas de sujeción de las pieles (contacto tipo II) y unión adhesiva con insertos estructurales fabricados mediante impresión 3D. De este estudio se derivan diversas conclusiones que permiten avanzar en la comprensión y mejora de estos procesos.

En primer lugar, la caracterización del contacto tipo I, correspondiente a la adhesión entre el prepreg no curado y el molde rígido, ha puesto de manifiesto la utilidad de los ensayos tipo "probe tack" como herramienta para evaluar el comportamiento adhesivo bajo condiciones de proceso realistas. La metodología desarrollada permite también caracterizar el principio de superposición tiempo-temperatura (TTS) directamente sobre el material compuesto, sin necesidad de separar la matriz polimérica del refuerzo, lo que representa una ventaja significativa frente a enfoques tradicionales que requieren de la realización de ensayos reológicos sobre la resina. Las curvas maestras obtenidas al aplicar el modelo de Williams-Landel-Ferry presentan un excelente ajuste, y se ha demostrado que los factores de desplazamiento, en la práctica, están condicionados por el grado de curado de la resina y el tipo de propiedad viscoelástica objeto de estudio. Esto confirma la necesidad de utilizar metodologías de caracterización específicas para cada combinación de material y propiedad viscoelástica, como la propuesta en el capítulo 3 de esta Tesis.

Respecto al contacto tipo II, centrado en el estudio de la fricción entre el prepreg y materiales antiadherentes como el teflón o la silicona, se ha diseñado y validado un banco de ensayos tipo "pull-through" que permite controlar con precisión las variables temperatura, presión de contacto y velocidad de deslizamiento. Los resultados experimentales mostrados en el capítulo 4 indican que el sistema opera en un régimen de fricción hidrodinámico, en el que la película de resina actúa como lubricante entre superficies. Este régimen resulta especialmente sensible a

pequeñas variaciones en las condiciones de proceso, lo que implica que esta fricción debe ser considerada en el diseño de los sistemas de sujeción de las pieles en los procesos de preformado, ya que su control adecuado es clave para evitar defectos como arrugas, pandeos o bloqueos durante el preformado.

En cuanto al contacto adhesivo entre preimpregnado e insertos de fabricación aditiva que se estudia en el capítulo 5, se ha desarrollado un modelo analítico que permite predecir las tensiones generadas en la interfaz adhesiva entre laminados de CFRP curados e insertos estructurales fabricados mediante tecnología MEX/P. Este modelo se ha aplicado a un caso representativo como es el alojamiento de un rodamiento, y ha sido validado mediante una campaña experimental que incluye el diseño, fabricación y ensayo mecánico de diversas configuraciones de insertos. Los resultados muestran que las estructuras con insertos de poliamida reforzada presentan una resistencia comparable o superior a soluciones tradicionales como CF-SMC, con ventajas en cuanto a coste, automatización y repetibilidad.

En conjunto, esta Tesis ha desarrollado metodologías experimentales para caracterizar fenómenos tribológicos en condiciones representativas del proceso PDT. Estas metodologías no solo permiten evaluar el comportamiento de nuevos materiales, sino que facilitan la generación de modelos predictivos que pueden integrarse en simulaciones del proceso de preformado. Asimismo, el trabajo pone en evidencia la importancia de considerar de forma combinada los diferentes tipos de contacto que intervienen en el preformado. Aunque tradicionalmente se han estudiado por separado, esta Tesis demuestra que las interacciones entre adhesión y fricción, así como la transición entre distintos regímenes tribológicos, pueden condicionar el comportamiento global del proceso.

Desde una perspectiva aplicada, los resultados obtenidos ofrecen herramientas útiles para el diseño y optimización de procesos industriales basados en preimpregnados, especialmente en la tecnología PDT. La posibilidad de predecir y controlar la respuesta adhesiva y friccional en función de los parámetros de proceso contribuye a reducir defectos, mejorar la calidad de las piezas y aumentar la fiabilidad del proceso de fabricación. Además, la validación de soluciones estructurales mediante adhesión de insertos MEX/P abre la puerta a diseños más completos y eficientes, con alto potencial de aplicación en sectores como la automoción, la aeronáutica o el deporte de alto rendimiento.

7. Trabajos futuros

El desarrollo de esta tesis ha permitido establecer una base experimental y analítica sólida para comprender los mecanismos tribológicos que intervienen en el conformado automatizado de materiales compuestos preimpregnados. No obstante, como es habitual en la investigación aplicada, los resultados obtenidos abren nuevas preguntas y desafíos que deben abordarse en futuras líneas de trabajo para consolidar y ampliar el conocimiento generado.

En relación con el contacto tipo I, ampliar la campaña de ensayos resulta esencial. En los experimentos realizados hasta ahora, dentro del rango de temperaturas accesible, se ha identificado el inicio de la transición entre fallo adhesivo y fallo cohesivo. No obstante, por limitaciones del equipo experimental, no se han podido alcanzar temperaturas más bajas, donde podría localizarse con mayor claridad el umbral de dicha transición. Explorar ese rango térmico inferior permitiría no solo ubicar con precisión el punto crítico de cambio de modo de fallo, sino también reforzar la validez de la metodología empleada en condiciones en las que predomina el fallo adhesivo. Además, aplicar esta metodología a otros materiales compuestos preimpregnados no curados resulta fundamental para evaluar su robustez y versatilidad. Considerar diferentes combinaciones de matriz y refuerzo, incluyendo fibras con distinta arquitectura (unidireccionales, tejidos, multiaxiales) y resinas termoestables o termoplásticas, permitiría identificar posibles limitaciones o ajustes necesarios en la metodología. Esta diversidad de casos también facilitaría la comparación del comportamiento adhesivo entre sistemas, contribuyendo a establecer criterios de selección y control más amplios y fiables para procesos industriales. En conjunto, estas líneas permitirían fortalecer la aplicabilidad de la metodología desarrollada y ampliar su alcance en el diseño y optimización de procesos de preformado con prepregs.

Respecto al contacto tipo II, centrado en la fricción entre el preimpregnado y superficies antiadherentes, esta investigación ha abordado el análisis de las variables de forma independiente como una primera aproximación al problema. Una línea de trabajo futura interesante consistiría en estudiar si las tendencias observadas en la curva de Stribeck se mantienen cuando se combinan simultáneamente las distintas variables de proceso, como temperatura, velocidad o presión de contacto. Explorar estas combinaciones permitiría identificar posibles interacciones no lineales entre los factores y enriquecer la interpretación del régimen de fricción observado. De forma paralela, al igual que en el contacto tipo

I, resulta esencial extender estos análisis a diferentes tipos de materiales preimpregnados. Cada material puede presentar comportamientos tribológicos distintos, por lo que evaluar la reproducibilidad de los resultados en otros preimpregnados contribuiría a mejorar la capacidad de control del proceso de preformado en un entorno industrial heterogéneo. En este sentido, futuras investigaciones también podrían enfocarse en el desarrollo de modelos tribológicos que integren de forma conjunta las variables estudiadas y las propiedades de los materiales de contacto. Esta formulación permitiría predecir con mayor fiabilidad el comportamiento del preformado bajo condiciones variables.

En cuanto al contacto adhesivo post-curado, los resultados obtenidos sugieren que los insertos fabricados mediante tecnología de fabricación aditiva podrían desempeñar un papel eficaz como elementos de refuerzo local frente a esfuerzos fuera del plano en estructuras de CFRP. Su inclusión permitiría mejorar la respuesta mecánica en zonas críticas, siempre que se garantice una buena integración con la matriz compuesta. No obstante, estos planteamientos deben considerarse como propuestas preliminares, ya que las pruebas realizadas han sido desarrolladas en condiciones controladas que no replican toda la complejidad de una estructura final. En este sentido, se considera fundamental avanzar en la investigación para estudiar la respuesta de estas soluciones en aplicaciones reales. Sería necesario validar el comportamiento estructural de la unión adhesiva bajo solicitaciones combinadas y cíclicas, así como estudiar su compatibilidad con procesos industriales específicos, incluyendo aspectos como el montaje, la tolerancia dimensional o la estabilidad a largo plazo.

Por último, resulta pertinente avanzar hacia la validación industrial de las metodologías y soluciones propuestas. La aplicación de las caracterizaciones tribológicas desarrolladas en el diseño de los utillajes y procesos permitirá evaluar su impacto directo sobre indicadores de calidad, productividad y reducción de defectos. Además, la consolidación de bancos de datos de comportamiento adhesivo y friccional para diferentes materiales podría facilitar la selección de soluciones óptimas en fases tempranas de diseño.

En conjunto, las líneas de investigación futuras descritas permitirán profundizar en el conocimiento de los contactos tribológicos en materiales compuestos, optimizar las tecnologías de conformado progresivo y consolidar su aplicación industrial en la empresa AEON-T. La combinación de experimentación avanzada, modelado físico y validación en planta se configura como el camino más robusto para avanzar hacia procesos de fabricación más eficientes, fiables y sostenibles.

Referencias

- [1] CFRP Market, Carbon Fiber Reinforced Plastic Industry Size Forecast [Latest], (n.d.). <https://www.marketsandmarkets.com/Market-Reports/carbon-fiber-composites-market-416.html> (accessed June 28, 2025).
- [2] A. Abou-Assali Rodriguez, E. Chacón Tanarro, J.M. Muños Guijosa, R. Escobar Orellana, Máquina de adaptación de una estructura de fibras a un molde para la fabricación de piezas de material compuesto, 2018. <https://patents.google.com/patent/ES2734598A1/> (accessed June 15, 2025).
- [3] W. Zhang, J. Xu, Advanced lightweight materials for Automobiles: A review, *Mater Des* 221 (2022). <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2022.110994>.
- [4] F. Czerwinski, Current trends in automotive lightweighting strategies and materials, *Materials* 14 (2021). <https://doi.org/10.3390/MA14216631>.
- [5] M. Kalanchiam, M. Chinnasamy, Advantages of Composite Materials in Aircraft Structures , (2012). <https://doi.org/10.5281/zenodo.1060473>.
- [6] A.K. Ghosh, M. Dwivedi, Advantages and Applications of Polymeric Composites, *Processability of Polymeric Composites* (2020) 29–57. https://doi.org/10.1007/978-81-322-3933-8_2.
- [7] D.K. Rajak, P.H. Wagh, E. Linul, Manufacturing Technologies of Carbon/Glass Fiber-Reinforced Polymer Composites and Their Properties: A Review, *Polymers* 2021, Vol. 13, Page 3721 13 (2021) 3721. <https://doi.org/10.3390/POLYM13213721>.
- [8] Reinforcement Fibers - Vectorply, (n.d.). <https://vectorply.com/reinforcement-fibers/> (accessed June 6, 2025).
- [9] M. Hou, L. Ye, Y.W. Mai, Advances in processing of continuous fibre reinforced composites with thermoplastic matrix, *Plastics, Rubber and Composites Processing and Applications* 23 (1995) 279–293. <https://research.polyu.edu.hk/en/publications/advances-in-processing-of-continuous-fibre-reinforced-composites-> (accessed June 6, 2025).
- [10] P. Mitschang, M. Christmann, Continuous fiber reinforced profiles in polymer matrix composites, *Manufacturing Techniques for Polymer Matrix Composites (PMCs)* (2012) 209–242. <https://doi.org/10.1533/9780857096258.2.209>.

- [11] MITSUBISHI MATERIALS CORPORATION, Changing the World with New Materials. A Half-Century History of CFRP., Revista MMC (n.d.). https://www.mmc-carbide.com/mx/download/magazine/vol05/tec_vol05 (accessed June 6, 2025).
- [12] Overview of the global composites market, 2021-2026, JEC Observer - Press Kit (2022). https://www.jecomposites.com/wp-content/uploads/2022/03/V1_14588_DP-Digital-JEC-_VERSION_COMPOSITE_2022_02_24.pdf (accessed June 6, 2025).
- [13] B.L. Ennis, C.L. Kelley, B.T. Naughton, R.E. Norris, S. Das, D. Lee, D. Miller, Optimized Carbon Fiber Composites in Wind Turbine Blade Design, (2019). <https://doi.org/10.2172/1592956>.
- [14] P. Paraye, R.M. Sarviya, Advances in polymer composites, manufacturing, recycling, and sustainable practices, Polymer-Plastics Technology and Materials 63 (2024) 1474–1497. <https://doi.org/10.1080/25740881.2024.2339295>.
- [15] M.N.K.J.L.J.O.Y. Kim; Next Generation Lightweight Structural Composite Materials for Future Mobility Review: Applicability of Self-Reinforced Composites, Composites Research 36 (2023) 1–15. <https://doi.org/10.7234/COMPOSRES.2023.36.1.001>.
- [16] Y. Wu, Application of carbon fiber composite materials in aircraft, Applied and Computational Engineering 61 (2024) 245–248. <https://doi.org/10.54254/2755-2721/61/20240969>.
- [17] L. Tong, A.P. Mouritz, M.K. Bannister, Chapter 8 - Stitched Composites, in: L. Tong, A.P. Mouritz, M.K. Bannister (Eds.), 3D Fibre Reinforced Polymer Composites, Elsevier Science, Oxford, 2002: pp. 163–204. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/B978-008043938-9/50020-X>.
- [18] A. Rashidi, H. Montazerian, K. Yesilcimen, A.S. Milani, Experimental characterization of the inter-ply shear behavior of dry and prepreg woven fabrics: Significance of mixed lubrication mode during thermoset composites processing, Compos Part A Appl Sci Manuf 129 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2019.105725>.
- [19] O. Diestel, J. Hausding, Pre-impregnated Textile Semi-finished Products (Prepregs), in: C. Cherif (Ed.), Textile Materials for Lightweight Constructions: Technologies - Methods - Materials - Properties, Springer

- Berlin Heidelberg, Berlin, Heidelberg, 2016: pp. 361–379.
https://doi.org/10.1007/978-3-662-46341-3_11.
- [20] J. Garofalo, D. Walczyk, In situ impregnation of continuous thermoplastic composite prepreg for additive manufacturing and automated fiber placement, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 147 (2021).
<https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2021.106446>.
- [21] S.S. Bafna, D.G. Baird, An Impregnation Model for the Preparation of Thermoplastic Prepregs, *J Compos Mater* 26 (1992) 683–707.
<https://doi.org/10.1177/002199839202600504>.
- [22] X. Yang, L. Zhan, Y. Peng, C. Liu, R. Xiong, Interface controlled micro- and macro-mechanical properties of vibration processed carbon fiber/epoxy composites, *Polymers (Basel)* 13 (2021).
<https://doi.org/10.3390/POLYM13162764>.
- [23] A. Abou Assali Rodríguez, Research on solution for the interply friction problem during the molding of fiber composite parts, Universidad Politécnica de Madrid, 2021.
- [24] G.C. Newell, R.O. Buckingham, K. Khodabandehloo, The automated manufacture of prepreg broadgoods components — a review of literature, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 27 (1996) 211–217.
[https://doi.org/10.1016/1359-835X\(95\)00019-X](https://doi.org/10.1016/1359-835X(95)00019-X).
- [25] P.K.. Bajpai, Inderdeep. Singh, Reinforced polymer composites : processing, characterization and post life cycle assessment, Wiley-VCH Verlag GmbH, 2019.
- [26] D.H.J.A. Lukaszewicz, C. Ward, K.D. Potter, The engineering aspects of automated prepreg layup: History, present and future, *Compos B Eng* 43 (2012) 997–1009. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2011.12.003>.
- [27] A. Brasington, C. Sacco, J. Halbritter, R. Wehbe, R. Harik, Automated fiber placement: A review of history, current technologies, and future paths forward, *Composites Part C: Open Access* 6 (2021).
<https://doi.org/10.1016/j.jcomc.2021.100182>.
- [28] F. Michl, M. Coquel, Fully-automated production of complex CFRP parts using Fibre-Patch- Preforming technology, *JEC Composites Magazine* 51 (2014) 108–110.

- [29] A. Dutta, M.K. Hagnell, M. Åkermo, Interply friction between unidirectional carbon/epoxy prepreg plies: Influence of fibre orientation, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 166 (2023) 107375. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2022.107375>.
- [30] Y.R. Larberg, M. Åkermo, On the interply friction of different generations of carbon/epoxy prepreg systems, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 42 (2011) 1067–1074. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2011.04.010>.
- [31] R. Azzouz, S. Allaoui, R. Moulart, Composite preforming defects: a review and a classification, *International Journal of Material Forming* 14 (2021) 1259–1278. <https://doi.org/10.1007/S12289-021-01643-7>.
- [32] BMW i3 Electric Cars - PRODUCTION - YouTube, (2019). <https://www.youtube.com/watch?v=cGtMBB2nZi8&t=27s> (accessed June 23, 2025).
- [33] Y. Wang, S. Mahapatra, J.P.H. Belnoue, D.S. Ivanov, S.R. Hallett, Understanding tack behaviour during prepreg-based composites' processing, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 164 (2023) 107284. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2022.107284>.
- [34] S. Allaoui, G. Hivet, C. Cellard, Inter-Ply Friction Effect on the Forming Result of Multi-Layered Composite, *Key Eng Mater* 651–653 (2015) 381–386. <https://doi.org/10.4028/WWW.SCIENTIFIC.NET/KEM.651-653.381>.
- [35] F. Nosrat Nezami, T. Gereke, C. Cherif, Active forming manipulation of composite reinforcements for the suppression of forming defects, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 99 (2017) 94–101. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2017.04.011>.
- [36] R. Jagpal, E. Evangelou, R. Butler, E.G. Loukaides, Preforming of non-crimp fabrics with distributed magnetic clamping and Bayesian optimisation, *J Compos Mater* 56 (2022) 2835–2854. <https://doi.org/10.1177/00219983221103637>.
- [37] S.E. Arnold, M.P.F. Sutcliffe, W.L.A. Oram, Experimental measurement of wrinkle formation during draping of non-crimp fabric, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 82 (2016) 159–169. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2015.12.011>.
- [38] P. Boisse, J. Colmars, N. Hamila, N. Naouar, Q. Steer, Bending and wrinkling of composite fiber preforms and prepregs. A review and new

- developments in the draping simulations, *Compos B Eng* 141 (2018) 234–249. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESB.2017.12.061>.
- [39] K. Farnand, N. Zobeiry, A. Poursartip, G. Fernlund, Micro-level mechanisms of fiber waviness and wrinkling during hot drape forming of unidirectional prepreg composites, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 103 (2017) 168–177. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2017.10.008>.
- [40] M.P. Elkington, P.J. Mistry, M.S. Johnson, H. Ou, Hybrid vacuum-robotic forming of reinforced composite laminates, *Journal of Reinforced Plastics and Composites* 42 (2023) 611–623. <https://doi.org/10.1177/07316844221135211>.
- [41] Syensqo CYCOM® EP2750 - YouTube, (2025). https://www.youtube.com/watch?v=KYVq3p54q_k (accessed June 23, 2025).
- [42] A. Björnsson, M. Jonsson, K. Johansen, Automated material handling in composite manufacturing using pick-and-place systems – a review, *Robot Comput Integr Manuf* 51 (2018) 222–229. <https://doi.org/10.1016/j.rcim.2017.12.003>.
- [43] M. Szceny, F. Heieck, S. Carosella, P. Middendorf, H. Sehrschön, M. Schneiderbauer, The advanced ply placement process—an innovative direct 3D placement technology for plies and tapes, *Advanced Manufacturing: Polymer and Composites Science* 3 (2017) 2–9. <https://doi.org/10.1080/20550340.2017.1291398>.
- [44] T. Gerngross, D. Nieberl, Automated manufacturing of large, three-dimensional CFRP parts from dry textiles, *CEAS Aeronaut J* 7 (2016) 241–257. <https://doi.org/10.1007/S13272-016-0184-5>.
- [45] FibreFORM® - Loop Technology, (n.d.). <https://looptechnology.com/products/fibreform/> (accessed June 12, 2025).
- [46] L.P. Ellekilde, J. Wilm, O.W. Nielsen, C. Krogh, E. Kristiansen, G.G. Gunnarsson, T.S. Stenvang, J. Jakobsen, M. Kristiansen, J.A. Glud, M. Hannemose, H. Aanæs, J. De Kruijk, I. Sveidahl, A. Ikram, H.G. Petersen, Design of Automated Robotic System for Draping Prepreg Composite Fabrics, *Robotica* 39 (2021) 72–87. <https://doi.org/10.1017/S0263574720000193>.

- [47] C. Ehinger, G. Reinhart, Robot-based automation system for the flexible preforming of single-layer cut-outs in composite industry, *Production Engineering* 8 (2014) 559–565. <https://doi.org/10.1007/S11740-014-0546-Y>.
- [48] H. Apmann, Automatic Handling of CFRP-Material for Frame and Stringer Production, n.d.
- [49] H. Apmann, A. Hemmen, M. Herkt, Automatic handling of carbon fiber preforms for CFRP parts in aerospace, in: *SAE Technical Papers*, SAE International, 2012. <https://doi.org/10.4271/2012-01-1864>.
- [50] C. Löchte, H. Kunz, R. Schnurr, F. Dietrich, A. Raatz, K. Dilger, K. Dröder, Form-flexible handling technology for automated preforming, in: *Proc. of 19th Intern. Conf. on Comp. Mat.(ICCM19)*, Montreal, Canada, 2013.
- [51] F. Michl, M. Coquel, Fully-automated production of complex CFRP parts using Fibre-Patch-Preforming technology, *JEC Composites Magazine* (2013).
- [52] J.P. Snudden, B. Horn, C. Ward, K. Potter, K. Drechsler, Effects of automated patch placement on the mechanical performance of reformed NCF carbon fibre, in: *17th European Conference on Composite Materials Munich*, Germany, 26th-30th June, 2016.
- [53] P. Schwanemann, N. Modler, B. Witschel, B. Grüber, F. Lenz, Process development for generative manufacturing of fiber thermoplastic composites structures—thermoplastic patch placement (TPP), in: *Munich: Paper Presented at the 17th European Conference on Composite Materials*, 2016.
- [54] Whitepaper & Downloads - Cevotec, (n.d.). <https://www.cevotec.com/news-media/downloads/> (accessed June 14, 2025).
- [55] Fiber placement machines Archive - Coriolis Composites, (n.d.). <https://www.coriolis-composites.com/fiber-placement-machines/> (accessed June 26, 2025).
- [56] D. Budelmann, C. Schmidt, D. Meiners, Prepreg tack: A review of mechanisms, measurement, and manufacturing implication, *Polym Compos* 41 (2020) 3440–3458. <https://doi.org/10.1002/pc.25642>.
- [57] T.J. Nur, C.A. Ryan, D.S. Bajwa, D.S. Cairns, C. Ridgard, R. Amendola, Characterization of frictional behavior of fiber reinforced composites during forming: A review, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 193 (2025) 108852. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2025.108852>.

- [58] C. Steinweller, S. Hartmann, Analytical considerations of the load-deflection behavior in fibers during a filament winding process, *PAMM* 24 (2024) e202400086. <https://doi.org/10.1002/PAMM.202400086>.
- [59] M. Volk, J. Wong, S. Arreguin, P. Ermanni, Pultrusion of large thermoplastic composite profiles up to Ø 40 mm from glass-fibre/PET commingled yarns, *Compos B Eng* 227 (2021) 109339. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESB.2021.109339>.
- [60] S.S. Roy, P. Potluri, Braiding: From Cordage to Composites, in: Conference 3rd Textile Research Conference (TRC), Dhaka City, 2016. <https://research.manchester.ac.uk/en/publications/braiding-from-cordage-to-composites> (accessed August 10, 2025).
- [61] A.M. Gillanders, S. Kerr, T.J. Martin, Determination of prepreg tack, *Int J Adhes Adhes* 1 (1981) 125–134. [https://doi.org/10.1016/0143-7496\(81\)90035-X](https://doi.org/10.1016/0143-7496(81)90035-X).
- [62] T.R. Brooks, J.R.R.A. Martins, On manufacturing constraints for tow-steered composite design optimization, *Compos Struct* 204 (2018) 548–559. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSTRUCT.2018.07.100>.
- [63] J.P.H. Belnoue, T. Mesogitis, O.J. Nixon-Pearson, J. Kratz, D.S. Ivanov, I.K. Partridge, K.D. Potter, S.R. Hallett, Understanding and predicting defect formation in automated fibre placement pre-preg laminates, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 102 (2017) 196–206. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2017.08.008>.
- [64] T.J. Dodwell, R. Butler, G.W. Hunt, Out-of-plane ply wrinkling defects during consolidation over an external radius, *Compos Sci Technol* 105 (2014) 151–159. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSCITECH.2014.10.007>.
- [65] W. Woigk, S.R. Hallett, M.I. Jones, M. Kultz, A. Hornig, M. Gude, Experimental investigation of the effect of defects in Automated Fibre Placement produced composite laminates, *Compos Struct* 201 (2018) 1004–1017. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSTRUCT.2018.06.078>.
- [66] O. Falcó, J.A. Mayugo, C.S. Lopes, N. Gascons, J. Costa, Variable-stiffness composite panels: Defect tolerance under in-plane tensile loading, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 63 (2014) 21–31. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2014.03.022>.

- [67] A.A. Vijayachandran, A.M. Waas, Steered fiber paths for improved in-plane compressive response of aerostructural panels: Experimental studies and numerical modeling, *Compos Struct* 289 (2022) 115426. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSTRUCT.2022.115426>.
- [68] K. Croft, L. Lessard, D. Pasini, M. Hojjati, J. Chen, A. Yousefpour, Experimental study of the effect of automated fiber placement induced defects on performance of composite laminates, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 42 (2011) 484–491. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2011.01.007>.
- [69] R.J. Crossley, P.J. Schubel, N.A. Warrior, The experimental determination of prepreg tack and dynamic stiffness, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 43 (2012) 423–434. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2011.10.014>.
- [70] D. Budelmann, H. Detampel, C. Schmidt, D. Meiners, Interaction of process parameters and material properties with regard to prepreg tack in automated lay-up and draping processes, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 117 (2019) 308–316. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2018.12.001>.
- [71] K.J. Ahn, L. Peterson, J.C. Seferis, D. Nowacki, H.G. Zachmann, Prepreg aging in relation to tack, *J Appl Polym Sci* 45 (1992) 399–406. <https://doi.org/10.1002/APP.1992.070450304>.
- [72] K.J. Ahn, J.C. Seferis, T. Pelton, M. Wilhelm, Analysis and characterization of prepreg tack, *Polym Compos* 13 (1992) 197–206. <https://doi.org/10.1002/PC.750130308>.
- [73] R.J. Crossley, P.J. Schubel, D.S.A. De Focatiis, Time-temperature equivalence in the tack and dynamic stiffness of polymer prepreg and its application to automated composites manufacturing, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 52 (2013) 126–133. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2013.05.002>.
- [74] A. Endruweit, G.Y.H. Choong, S. Ghose, B.A. Johnson, D.R. Younkin, N.A. Warrior, D.S.A. De Focatiis, Characterisation of tack for uni-directional prepreg tape employing a continuous application-and-peel test method, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 114 (2018) 295–306. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2018.08.027>.
- [75] O. Dubois, J.B. Le Cam, A. Béakou, Experimental analysis of prepreg tack, *Exp Mech* 50 (2010) 599–606. <https://doi.org/10.1007/S11340-009-9236-7>.

- [76] C. Wohl, F.L. Palmieri, A. Forghani, C. Hickmott, H. Bedayat, B. Coxon, A. Poursartip, B. Grimsley, TACK MEASUREMENTS OF PREPREG TAPE AT VARIABLE TEMPERATURE AND HUMIDITY, (n.d.).
- [77] H.J. Kim, S. Hayashi, H. Mizumachi, Miscibility and fracture energy of probe tack for acrylic pressure-sensitive adhesives: acrylic copolymer/tackifier resin systems, *J Appl Polym Sci* 69 (1998) 581–587. [https://doi.org/10.1002/\(SICI\)1097-4628\(19980718\)69:3<581::AID-APP18>3.0.CO;2-W](https://doi.org/10.1002/(SICI)1097-4628(19980718)69:3<581::AID-APP18>3.0.CO;2-W).
- [78] C. Creton, J. Hooker, K.R. Shull, Bulk and Interfacial Contributions to the Debonding Mechanisms of Soft Adhesives: Extension to Large Strains, *Langmuir* 17 (2001) 4948–4954. <https://doi.org/10.1021/la010117g>.
- [79] M.L. Williams, R.F. Landel, J.D. Ferry, The Temperature Dependence of Relaxation Mechanisms in Amorphous Polymers and Other Glass-forming Liquids, *J Am Chem Soc* 77 (1955) 3701–3707. <https://doi.org/10.1021/ja01619a008>.
- [80] A.W. Smith, A. Endruweit, G.Y.H. Choong, D.S.A. De Focatiis, P. Hubert, Adaptation of material deposition parameters to account for out-time effects on prepreg tack, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 133 (2020) 105835. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2020.105835>.
- [81] D. Ljubic, M. Stamenovic, C. Smithson, M. Nujkic, B. Medjo, S. Putic, Time: Temperature superposition principle: Application of WLF equation in polymer analysis and composites, *Zastita Materijala* 55 (2014) 395–400. <https://doi.org/10.5937/ZASMAT1404395L>.
- [82] D. Plazek, Time-temperature superposition—a users guide, (2009). <https://www.researchgate.net/publication/284663363> (accessed July 16, 2022).
- [83] A. Das, G.Y.H. Choong, D.A. Dillard, D.S.A. De Focatiis, M.J. Bortner, Characterizing friction for fiber reinforced composites manufacturing: Method development and effect of process parameters, *Compos B Eng* 236 (2022) 109777. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESB.2022.109777>.
- [84] M. Tajvidi, R.H. Falk, J.C. Hermanson, Time–temperature superposition principle applied to a kenaf-fiber/high-density polyethylene composite, *J Appl Polym Sci* 97 (2005) 1995–2004. <https://doi.org/10.1002/app.21648>.

- [85] N. Ersoy, T. Garstka, K. Potter, M.R. Wisnom, D. Porter, G. Stringer, Modelling of the spring-in phenomenon in curved parts made of a thermosetting composite, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 41 (2010) 410–418. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2009.11.008>.
- [86] L. Sorrentino, C. Bellini, Potentiality of Hot Drape Forming to produce complex shape parts in composite material, *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 85 (2016) 945–954. <https://doi.org/10.1007/s00170-015-7998-x>.
- [87] B. Zhang, B.C. Kim, Experimental characterisation of large in-plane shear behaviour of unidirectional carbon fibre/epoxy prepreg tapes for continuous tow shearing (CTS) process, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 162 (2022) 107168. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2022.107168>.
- [88] D. Stefaniak, E. Kappel, T. Spröwitz, C. Hühne, Experimental identification of process parameters inducing warpage of autoclave-processed CFRP parts, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 43 (2012) 1081–1091. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2012.02.013>.
- [89] K.D. Potter, M. Campbell, C. Langer, M.R. Wisnom, The generation of geometrical deformations due to tool/part interaction in the manufacture of composite components, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 36 (2005) 301–308. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2004.06.002>.
- [90] J. Sjölander, P. Hallander, M. Åkermo, Forming induced wrinkling of composite laminates: A numerical study on wrinkling mechanisms, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 81 (2016) 41–51. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2015.10.012>.
- [91] R.K. Pandey, C.T. Sun, Mechanisms of wrinkle formation during the processing of composite laminates, *Compos Sci Technol* 59 (1999) 405–417. [https://doi.org/10.1016/S0266-3538\(98\)00080-3](https://doi.org/10.1016/S0266-3538(98)00080-3).
- [92] J.S. Lightfoot, M.R. Wisnom, K. Potter, A new mechanism for the formation of ply wrinkles due to shear between plies, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 49 (2013) 139–147. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2013.03.002>.
- [93] R.P. Mohan, H. Alshahrani, M. Hojjati, Investigation of intra-ply shear behavior of out-of-autoclave carbon/epoxy prepreg, *J Compos Mater* 50 (2016) 4251–4268. <https://doi.org/10.1177/0021998316635238>.

- [94] J.P.H. Belnoue, O.J. Nixon-Pearson, A.J. Thompson, D.S. Ivanov, K.D. Potter, S.R. Hallett, Consolidation-driven defect generation in thick composite parts, *Journal of Manufacturing Science and Engineering, Transactions of the ASME* 140 (2018). <https://doi.org/10.1115/1.4039555/473214>.
- [95] ASTM D1894-14 - Standard Test Method for Static and Kinetic Coefficients of Friction of Plastic Film and Sheeting, (n.d.). <https://webstore.ansi.org/standards/astm/ASTMD189414> (accessed June 24, 2025).
- [96] C. Pasco, M. Khan, J. Gupta, K. Kendall, Experimental investigation on interply friction properties of thermoset prepreg systems, *J Compos Mater* 53 (2019) 227–243. <https://doi.org/10.1177/0021998318781706>.
- [97] L. Wang, P. Xu, X. Peng, K. Zhao, R. Wei, Characterization of inter-ply slipping behaviors in hot diaphragm preforming: Experiments and modelling, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 121 (2019) 28–35. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2019.03.012>.
- [98] Z. Li, D. Zhao, B. Sun, W. Liu, G. Yue, Experimental characterization and modeling of the inter-ply sliding behavior of unidirectional prepreg in the preforming process, *Mater Res Express* 10 (2023) 035602. <https://doi.org/10.1088/2053-1591/ACBF0D>.
- [99] U. Sachs, R. Akkerman, K. Fetfatsidis, E. Vidal-Sallé, J. Schumacher, G. Ziegmann, S. Allaoui, G. Hivet, B. Maron, K. Vanclooster, S. V. Lomov, Characterization of the dynamic friction of woven fabrics: Experimental methods and benchmark results, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 67 (2014) 289–298. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2014.08.026>.
- [100] W.-T. Wang, H. Yu, K. Potter, B.C. Kim, Improvement of Composite Drap Forming Quality by Enhancing Interply Slip, in: *ECCM17 - 17th European Conference on Composite Materials, European Conference on Composite Materials, ECCM, 2016: pp. 26–30*. <https://research-information.bris.ac.uk/en/publications/improvement-of-composite-drape-forming-quality-by-enhancing-inter> (accessed June 24, 2025).
- [101] N. Ersoy, K. Potter, M.R. Wisnom, M.J. Clegg, An experimental method to study the frictional processes during composites manufacturing, *Compos*

- Part A Appl Sci Manuf 36 (2005) 1536–1544.
<https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2005.02.010>.
- [102] H. Singh Grewal, Characterization of Interply Shear Behaviour of Out-of-Autoclave Thermosetting Prepreg Composites, 2015.
- [103] J.M. Lee, B.M. Kim, C.J. Lee, D.C. Ko, A characterisation of tool-ply friction behaviors in thermoplastic composite, *Procedia Eng* 207 (2017) 90–94.
<https://doi.org/10.1016/J.PROENG.2017.10.743>.
- [104] S. Erland, T.J. Dodwell, R. Butler, Characterisation of inter-ply shear in uncured carbon fibre prepreg, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 77 (2015) 210–218. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2015.07.008>.
- [105] Y. Zhao, T. Zhang, H. Li, B. Zhang, Characterization of prepreg-prepreg and prepreg-tool friction for unidirectional carbon fiber/epoxy prepreg during hot diaphragm forming process, *Polym Test* 84 (2020) 106440.
<https://doi.org/10.1016/J.POLYMERTESTING.2020.106440>.
- [106] X.X. Bian, Y.Z. Gu, J. Sun, M. Li, W.P. Liu, Z.G. Zhang, Effects of Processing Parameters on the Forming Quality of C-Shaped Thermosetting Composite Laminates in Hot Diaphragm Forming Process, *Applied Composite Materials* 20 (2013) 927–945. <https://doi.org/10.1007/s10443-012-9310-7>.
- [107] H.S. Grewal, M. Hojjati, Inter-ply Friction of Unidirectional Tape and Woven Fabric Out-of-autoclave Prepregs, *International Journal of Composite Materials* 7 (2017) 161–170.
<https://doi.org/10.5923/J.CMATERIALS.20170706.02>.
- [108] V. Kaushik, J. Raghavan, Experimental study of tool–part interaction during autoclave processing of thermoset polymer composite structures, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 41 (2010) 1210–1218.
<https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2010.05.003>.
- [109] J.L. Gorczyca, J.A. Sherwood, L. Liu, J. Chen, Modeling of Friction and Shear in Thermostamping of Composites - Part I, *J Compos Mater* 38 (2004) 1911–1929. <https://doi.org/10.1177/0021998304048416>.
- [110] J. Gorczyca, J. Sherwood, J. Chen, Friction between the tool and the fabric during the thermostamping of woven co-mingled glass-polypropylene composite fabrics, in: 18th Annual American Society for Composites Conference, 2003: pp. 196–205.

- [111] R.H.W. ten Thije, R. Akkerman, Design of an experimental setup to measure tool-ply and ply-ply friction in thermoplastic laminates, *International Journal of Material Forming* 2 (2009) 197–200. <https://doi.org/10.1007/s12289-009-0638-y>.
- [112] E. Hara, T. Yokozeki, H. Hatta, Y. Iwahori, T. Ogasawara, T. Ishikawa, Comparison of out-of-plane tensile strengths of aligned CFRP obtained by 3-point bending and direct loading tests, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 43 (2012) 1828–1836. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2012.06.016>.
- [113] S. Kobayashi, M. Kawahara, Effects of stacking thickness on the damage behavior in CFRP composite cylinders subjected to out-of-plane loading, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 43 (2012) 231–237. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2011.10.004>.
- [114] E. Hara, T. Yokozeki, H. Hatta, Y. Iwahori, T. Ishikawa, CFRP laminate out-of-plane tensile modulus determined by direct loading, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 41 (2010) 1538–1544. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2010.06.017>.
- [115] R. Olsson, A survey of test methods for multiaxial and out-of-plane strength of composite laminates, *Compos Sci Technol* 71 (2011) 773. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSCITECH.2011.01.022>.
- [116] A. Messana, A. Ferraris, A.G. Airale, A. Fasana, M. Carello, Enhancing Vibration Reduction on Lightweight Lower Control Arm, *Shock and Vibration* 2020 (2020). <https://doi.org/10.1155/2020/8891831>.
- [117] P. Vitale, G. Francucci, H. Rapp, A. Stocchi, Manufacturing and compressive response of ultra-lightweight CFRP cores, *Compos Struct* 194 (2018) 188–198. <https://doi.org/10.1016/J.COMPSTRUCT.2018.03.065>.
- [118] P. Feraboli, F. Gasco, B. Wade, S. Maier, R. Kwan, A. Masini, L. Deoto, M. Reggiani, Lamborghini “Forge composite ®” technology for the suspension arms of the Sesto Elemento, 2011.
- [119] P. Feraboli, E. Peitso, F. Deleo, T. Cleveland, P.B. Stickler, Characterization of Prepreg-Based Discontinuous Carbon Fiber/Epoxy Systems, *Journal of Reinforced Plastics and Composites* (2009) 1191–1214.
- [120] L.M. Martulli, T. Creemers, E. Schöberl, N. Hale, M. Kerschbaum, S. V. Lomov, Y. Swolfs, A thick-walled sheet moulding compound automotive

- component: Manufacturing and performance, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 128 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2019.105688>.
- [121] H.J. Lim, H. Choi, G.J. Yun, Multiscale failure and damage analysis of sheet molding compound (SMC) composites using Micro-CT image-based reconstruction model, *Compos B Eng* 231 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2021.109593>.
- [122] J. Xiong, P. Ai, J. Xu, J.Q. Yang, P. Feng, A comprehensive study on CFRP rapid portable bridge: Design, experimental investigation and finite element analysis, *Compos Struct* 289 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2022.115439>.
- [123] D.A. Türk, H. Einarsson, C. Lecomte, M. Meboldt, Design and manufacturing of high-performance prostheses with additive manufacturing and fiber-reinforced polymers, *Production Engineering* 12 (2018) 203–213. <https://doi.org/10.1007/s11740-018-0799-y>.
- [124] D.-A. Türk, F. Rüegg, M. Biedermann, M. Meboldt, Design and manufacture of hybrid metal composite structures using functional tooling made by additive manufacturing, *Design Science* 5 (2019). <https://doi.org/10.1017/dsj.2019.16>.
- [125] G.L. Song, C. Zhang, X. Chen, D. Zheng, Galvanic activity of carbon fiber reinforced polymers and electrochemical behavior of carbon fiber, *Corrosion Communications* 1 (2021) 26–39. <https://doi.org/10.1016/J.CORCOM.2021.05.003>.
- [126] Y. Wang, Y. Zhou, L. Lin, J. Corker, M. Fan, Overview of 3D additive manufacturing (AM) and corresponding AM composites, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 139 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2020.106114>.
- [127] T. Shafighfard, T.A. Cender, E. Demir, Additive manufacturing of compliance optimized variable stiffness composites through short fiber alignment along curvilinear paths, *Addit Manuf* 37 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.addma.2020.101728>.
- [128] A. López-Arrabal, Á. Guzmán-Bautista, W. Solórzano-Requejo, F. Franco-Martínez, M. Villaverde, Axisymmetric non-planar slicing and path planning strategy for robot-based additive manufacturing, *Mater Des* 241 (2024) 112915. <https://doi.org/10.1016/J.MATDES.2024.112915>.

- [129] J.R.C. Dizon, A.H. Espera, Q. Chen, R.C. Advincula, Mechanical characterization of 3D-printed polymers, *Addit Manuf* 20 (2018) 44–67. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2017.12.002>.
- [130] S. Deng, L. Djukic, R. Paton, L. Ye, Thermoplastic-epoxy interactions and their potential applications in joining composite structures - A review, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 68 (2015) 121–132. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2014.09.027>.
- [131] S. Dul, L. Fambri, A. Pegoretti, High-Performance Polyamide/Carbon Fiber Composites for Fused Filament Fabrication: Mechanical and Functional Performances, *J Mater Eng Perform* 30 (2021) 5066–5081. <https://doi.org/10.1007/s11665-021-05635-1>.
- [132] P.N.B. Reis, J.A.M. Ferreira, F. Antunes, Effect of adherends rigidity on the shear strength of single lap adhesive joints, *Int J Adhes Adhes* 31 (2011) 193–201. <https://doi.org/10.1016/j.ijadhadh.2010.12.003>.
- [133] Y. Somarathna, M. Herath, J. Epaarachchi, M.M. Islam, Formulation of Epoxy Prepregs, Synthesization Parameters, and Resin Impregnation Approaches—A Comprehensive Review, *Polymers* 2024, Vol. 16, Page 3326 16 (2024) 3326. <https://doi.org/10.3390/POLYM16233326>.
- [134] A.S. Ganapathi, S.C. Joshi, Z. Chen, Influence of cure kinetic, rheological and thermo-mechanical behavior on micro-level curing strain of an epoxy prepreg, *J Therm Anal Calorim* 124 (2016) 305–316. <https://doi.org/10.1007/S10973-015-5090-2>.
- [135] C. Guan, Z. Yang, H. Li, A method of automatically obtaining master surfaces of resin matrix composites by time–temperature superposition, *Polym Compos* 43 (2022) 6389–6403. <https://doi.org/10.1002/PC.26951>.
- [136] L. Cormier, S. Joncas, Modelling the storage modulus, transition temperatures and time–temperature superposition characteristics of epoxies and their composites, *J Therm Anal Calorim* 131 (2018) 2589–2601. <https://doi.org/10.1007/S10973-017-6774-6>.
- [137] N. Fereshteh-Saniee, N. Reynolds, C.A. Kelly, P.R. Wilson, M.J. Jenkins, K.N. Kendall, Introducing cryomilling for reliable determination of resin content and degree of cure in structural carbon fibre reinforced thermoset composites, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 107 (2018) 197–204. <https://doi.org/10.1016/J.COMPOSITESA.2018.01.004>.

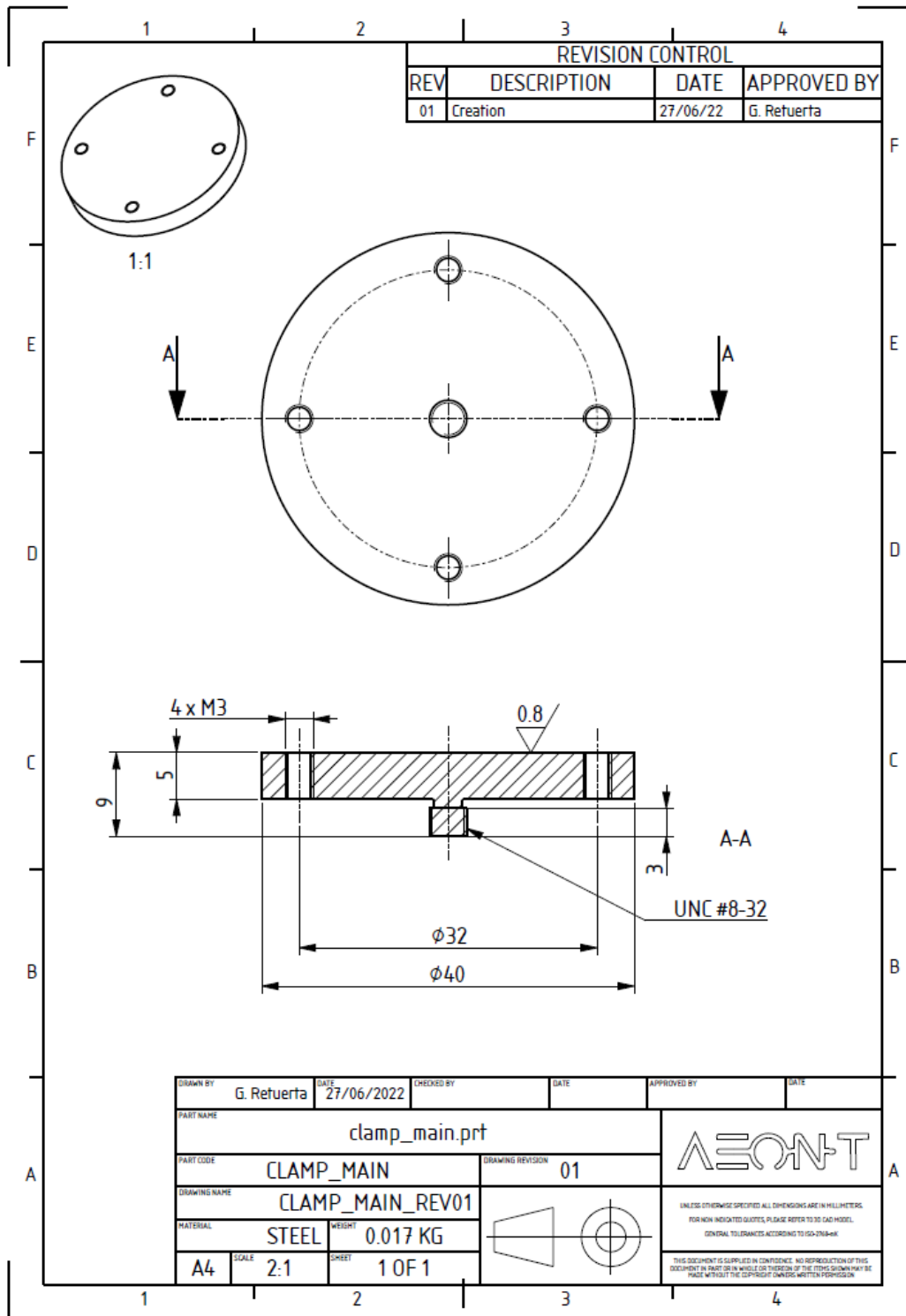
- [138] M. Belhaj, A. Dodangeh, M. Hojjati, Experimental investigation of prepreg tackiness in automated fiber placement, *Compos Struct* 262 (2021).
- [139] R.J. Crossley, P.J. Schubel, N.A. Warrior, Experimental determination and control of prepreg tack for automated manufacture, *Plastics, Rubber and Composites* 40 (2011) 363–368. <https://doi.org/10.1179/174328910X12777566997810>.
- [140] D. Budelmann, C. Schmidt, D. Meiners, Tack of epoxy resin films for aerospace-grade prepregs: Influence of resin formulation, B-staging and toughening, *Polym Test* 114 (2022) 107709. <https://doi.org/10.1016/J.POLYMERTESTING.2022.107709>.
- [141] A. Forghani, C. Hickmott, H. Bedayat, C. Wohl, B. Grimsley, B. Coxon, A. Poursartip, A Physics-Based Modelling Framework for Simulation of Prepreg Tack in AFP Process, in: *SAMPE 2017 Technical Conference and Exhibition*, 2017.
- [142] A. Forghani, C. Hickmott, V. Hutten, H. Bedayat, B. Coxon, C.J. Wohl, B.W. Grimsley, A. Poursartip, Experimental calibration of a numerical model of prepreg tack for predicting afp process related defects, 2018.
- [143] A. FORGHANI, C. HICKMOTT, H. BEDAYAT, C. WOHL, B. GRIMSLEY, B. COXON, A. POURSAARTIP, Simulating prepreg tack in AFP process, in: *Proceedings of the American Society for Composites Thirty-Second Technical Conference.*, American Society for Composites, 2017. <https://dpi-proceedings.com.destechpub.a2hosted.com/index.php/asc32/article/view/15214> (accessed June 1, 2025).
- [144] Y. Wang, S. Mahapatra, J.P.-H. Belnoue, D.S. Ivanov, S.R. Hallett, Understanding tack behaviour during prepreg-based composites' processing, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 164 (2023) 107284. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2022.107284>.
- [145] Datasheet - GG630T(T700)-DT140RS-37 ME (H 125 cm), (n.d.).
- [146] Datasheet - DT140RS, (n.d.).
- [147] Plancha silicona translucida atox. 60sh° (±5) ancho 1200mm x 0,5mm (±0,2mm) adhesiva 1 cara | Merefsa, (n.d.). <https://www.merefsa.com> (accessed June 25, 2025).
- [148] Datasheet - V7PT80, (n.d.).

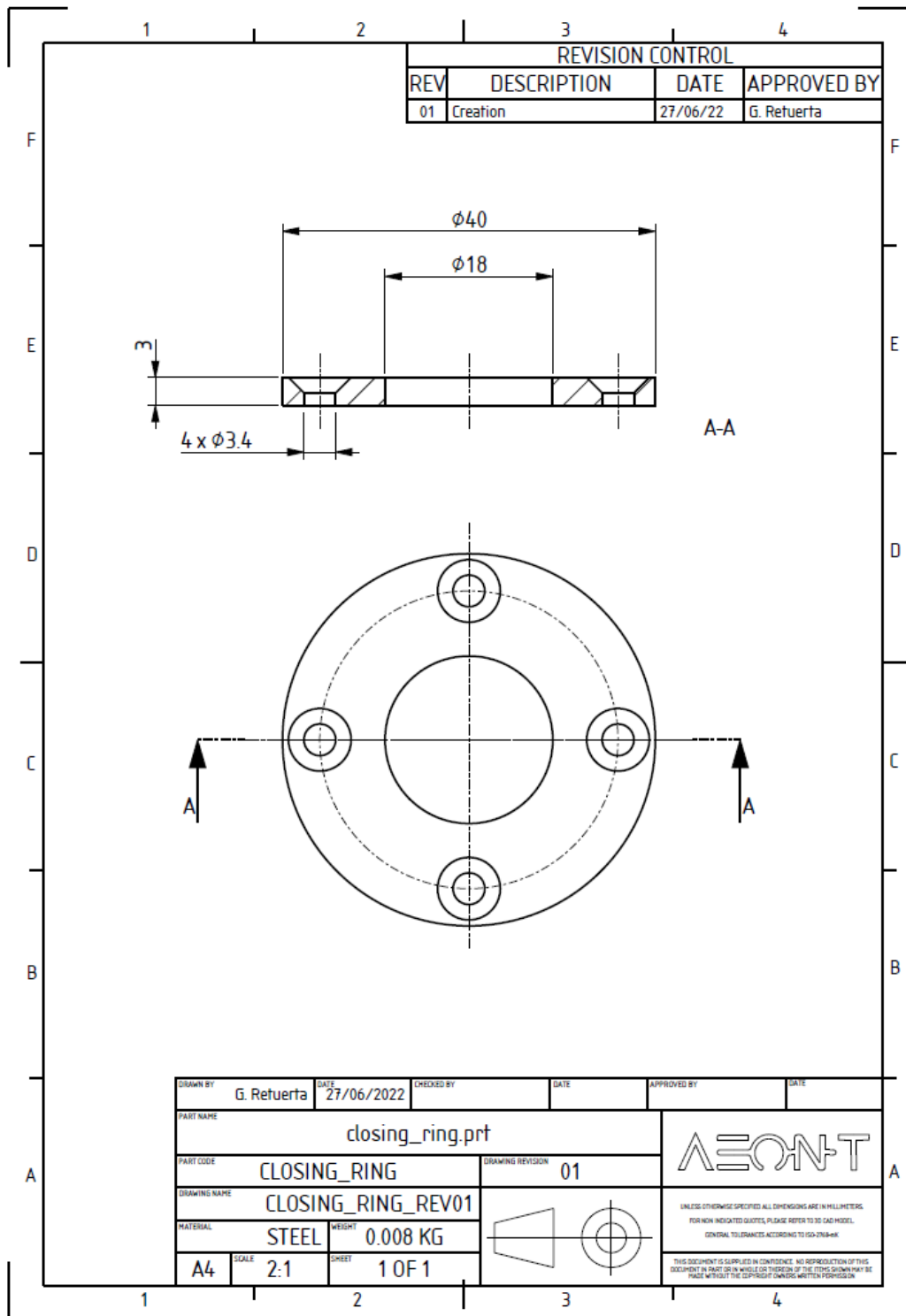
- [149] V. Cojocaru, Z.-I. Korca, C. V Cămpian, The influence of pressure distribution on the maximum values of stress in FEM analysis of plain bearings, *Robotica & Management* (2016) 15–17.
- [150] M.K. Gupta, V. Singhal, Review on materials for making lightweight vehicles, *Mater Today Proc* 56 (2022) 868–872. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.02.517>.
- [151] O. Calme, D. Bigaud, S. Jones, P. Hamelin, Analytical evaluation of stress state in braided orthotropic composite cylinders under lateral compression, *Compos Sci Technol* 66 (2006) 3040–3052. <https://doi.org/10.1016/j.compscitech.2006.01.023>.
- [152] Timoshenko S, *Strength of materials, Part II, Advanced Theory and Problems, Second*, D. Van Nostrand Company, 1940.
- [153] L.A. Chicos, M.A. Pop, S.M. Zaharia, C. Lancea, G.R. Buican, I.S. Pascariu, V.M. Stamate, Infill Density Influence on Mechanical and Thermal Properties of Short Carbon Fiber-Reinforced Polyamide Composites Manufactured by FFF Process, *Materials* 15 (2022). <https://doi.org/10.3390/ma15103706>.
- [154] S. Ucsnik, M. Scheerer, S. Zaremba, D.H. Pahr, Experimental investigation of a novel hybrid metal-composite joining technology, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 41 (2010) 369–374. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2009.11.003>.
- [155] P.N. Parkes, R. Butler, J. Meyer, A. de Oliveira, Static strength of metal-composite joints with penetrative reinforcement, *Compos Struct* 118 (2014) 250–256. <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2014.07.019>.
- [156] H. Ning, Y. Li, N. Hu, M. Arai, N. Takizawa, Y. Liu, L. Wu, J. Li, F. Mo, Experimental and numerical study on the improvement of interlaminar mechanical properties of Al/CFRP laminates, *J Mater Process Technol* 216 (2015) 79–88. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2014.08.031>.
- [157] V. Janarthanan, P.D. Garrett, R.F. Stein, M. Srinivasarao, Adhesion enhancement in immiscible polymer bilayer using oriented macroscopic roughness, 1997.
- [158] D.E. Packham, Surface energy, surface topography and adhesion, *Int J Adhes Adhes* 23 (2003) 437–448. [https://doi.org/10.1016/S0143-7496\(03\)00068-X](https://doi.org/10.1016/S0143-7496(03)00068-X).

- [159] A. Ronchini, A.M. Moretto, F. Caniato, Adoption of additive manufacturing technology: drivers, barriers and impacts on upstream supply chain design, (n.d.). <https://doi.org/10.1108/IJPDLM-12-2021-0541>.
- [160] B.N. Turner, S.A. Gold, A review of melt extrusion additive manufacturing processes: II. Materials, dimensional accuracy, and surface roughness, (n.d.). <https://doi.org/10.1108/RPJ-02-2013-0017>.
- [161] P.K. Penumakala, J. Santo, A. Thomas, A critical review on the fused deposition modeling of thermoplastic polymer composites, *Compos B Eng* 201 (2020). <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2020.108336>.
- [162] D. Kazmer, Three-Dimensional Printing of Plastics, in: *Applied Plastics Engineering Handbook: Processing, Materials, and Applications: Second Edition*, Elsevier Inc., 2017: pp. 617–634. <https://doi.org/10.1016/B978-0-323-39040-8.00029-8>.
- [163] J. Allum, A. Moetazedian, A. Gleadall, V. V. Silberschmidt, Interlayer bonding has bulk-material strength in extrusion additive manufacturing: New understanding of anisotropy, *Addit Manuf* 34 (2020) 101297. <https://doi.org/10.1016/J.ADDMA.2020.101297>.
- [164] R. Patel, C. Desai, S. Kushwah, M.H. Mangrola, A review article on FDM process parameters in 3D printing for composite materials, *Mater Today Proc* 60 (2022) 2162–2166. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2022.02.385>.
- [165] A. Chueca de Bruijn, G. Gómez-Gras, M.A. Pérez, Selective dissolution of polysulfone support material of fused filament fabricated Ultem 9085 parts, *Polym Test* 108 (2022). <https://doi.org/10.1016/j.polymertesting.2022.107495>.
- [166] B. Tan, Y. Hu, B. Yuan, X. Hu, Z. Huang, Optimizing adhesive bonding between CFRP and Al alloy substrate through resin pre-coating by filling micro-cavities from sandblasting, *Int J Adhes Adhes* 110 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.ijadhadh.2021.102952>.
- [167] D. Walczyk, J. Koppers, Thermal press curing of advanced thermoset composite laminate parts, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 43 (2012) 635–646. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2011.12.008>.
- [168] Y.M. Tarnopol'skii, V.L. Kulakov, Tests methods for composites: Survey of investigations carried out in the PMI of Latvian Academy of Sciences in 1964-2000, *Mechanics of Composite Materials* 37 (2001) 431–448. <https://doi.org/10.1023/A:1014213129293>.

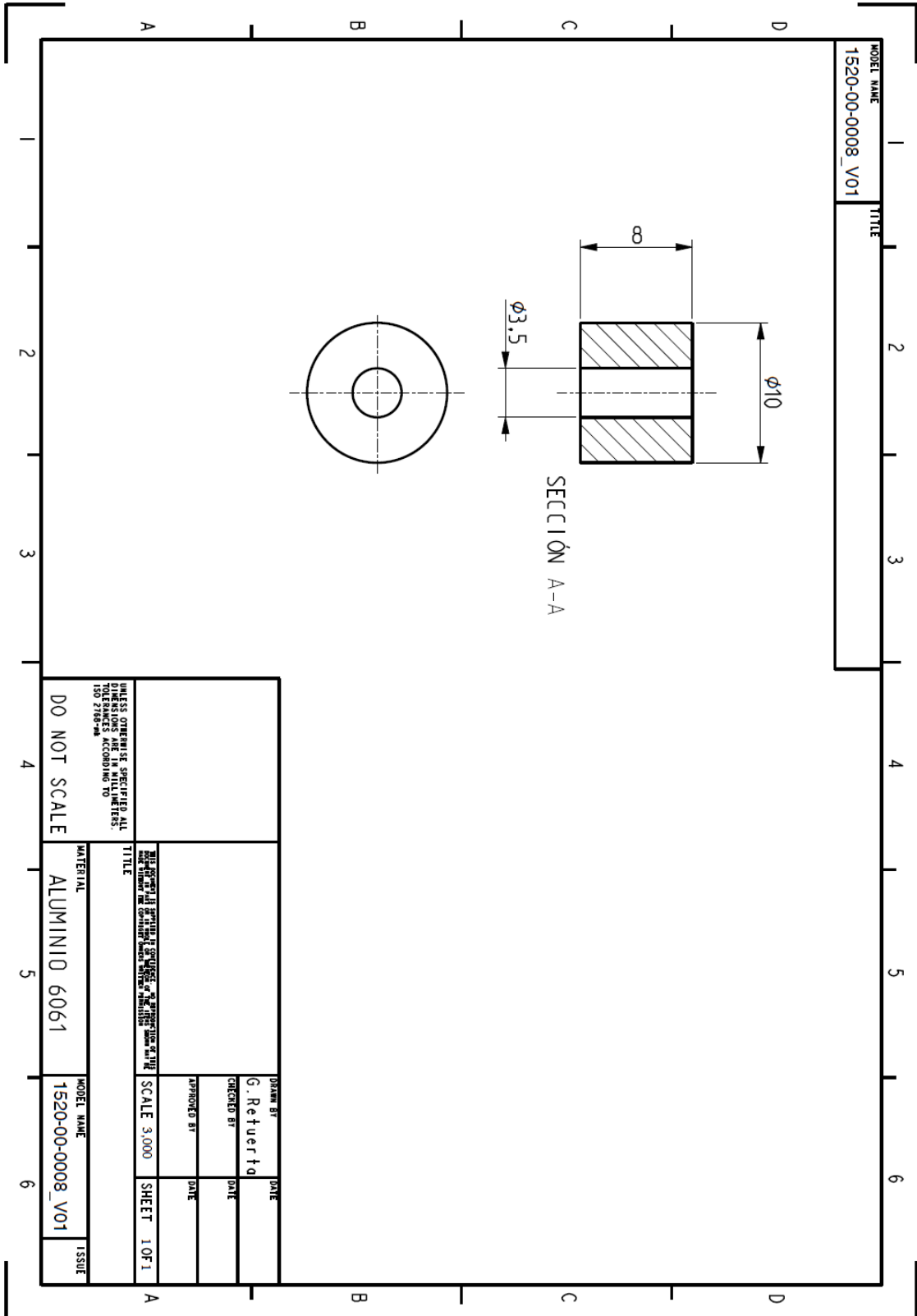
-
- [169] M.T. Demirci, N. Tarakçıoğlu, A. Avcı, A. Akdemir, İ. Demirci, Fracture toughness (Mode I) characterization of SiO₂ nanoparticle filled basalt/epoxy filament wound composite ring with split-disk test method, *Compos B Eng* 119 (2017) 114–124. <https://doi.org/10.1016/j.compositesb.2017.03.045>.
- [170] A.S. Frolov, I. V. Fedotov, B.A. Gurovich, Evaluation of the true-strength characteristics for isotropic materials using ring tensile test, *Nuclear Engineering and Technology* 53 (2021) 2323–2333. <https://doi.org/10.1016/j.net.2021.01.033>.
- [171] ASTM International, D 2290-00 Standard Test Method for Apparent Hoop Tensile Strength of Plastic or Reinforced Plastic Pipe by Split Disk Method 1, (2000).
- [172] M. Yousaf, Z.A. Siddiqi, M.B. Sharif, A.U. Qazi, Force- and Displacement-Controlled Non-linear FE Analyses of RC Beam with Partial Steel Bonded Length, *International Journal of Civil Engineering* 15 (2017) 499–513. <https://doi.org/10.1007/s40999-016-0076-4>.
- [173] V.D. Truong, D.J. Kim, A review paper on direct tensile behavior and test methods of textile reinforced cementitious composites, *Compos Struct* 263 (2021). <https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2021.113661>.
- [174] A.S. Frolov, I. V. Fedotov, B.A. Gurovich, Evaluation of the true-strength characteristics for isotropic materials using ring tensile test, *Nuclear Engineering and Technology* 53 (2021) 2323–2333. <https://doi.org/10.1016/J.NET.2021.01.033>.
- [175] T.S. Mesogitis, A.A. Skordos, A.C. Long, Uncertainty in the manufacturing of fibrous thermosetting composites: A review, *Compos Part A Appl Sci Manuf* 57 (2014) 67–75. <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2013.11.004>.

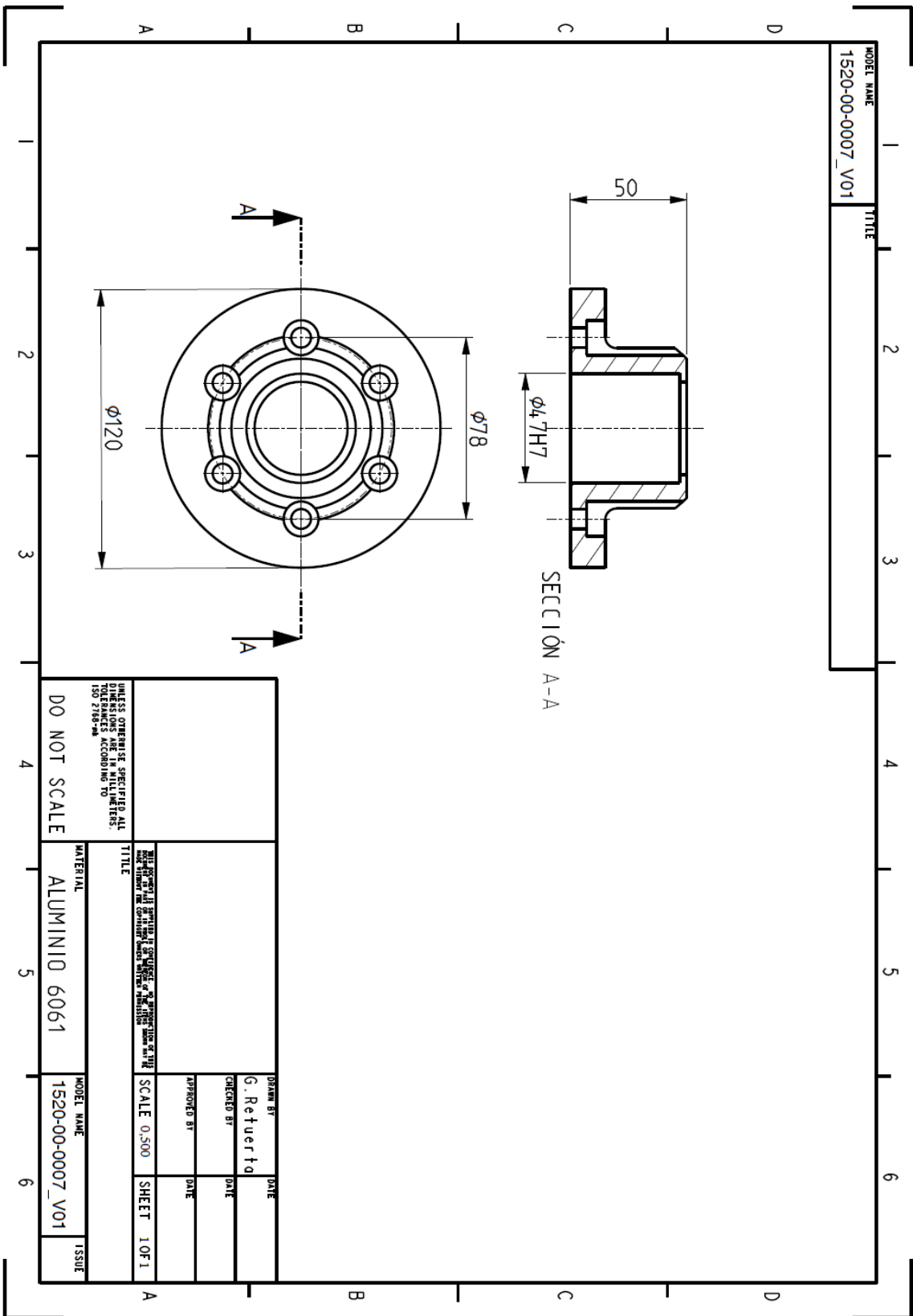
Anexo A: Planos de fabricación del utillaje de contacto tipo I

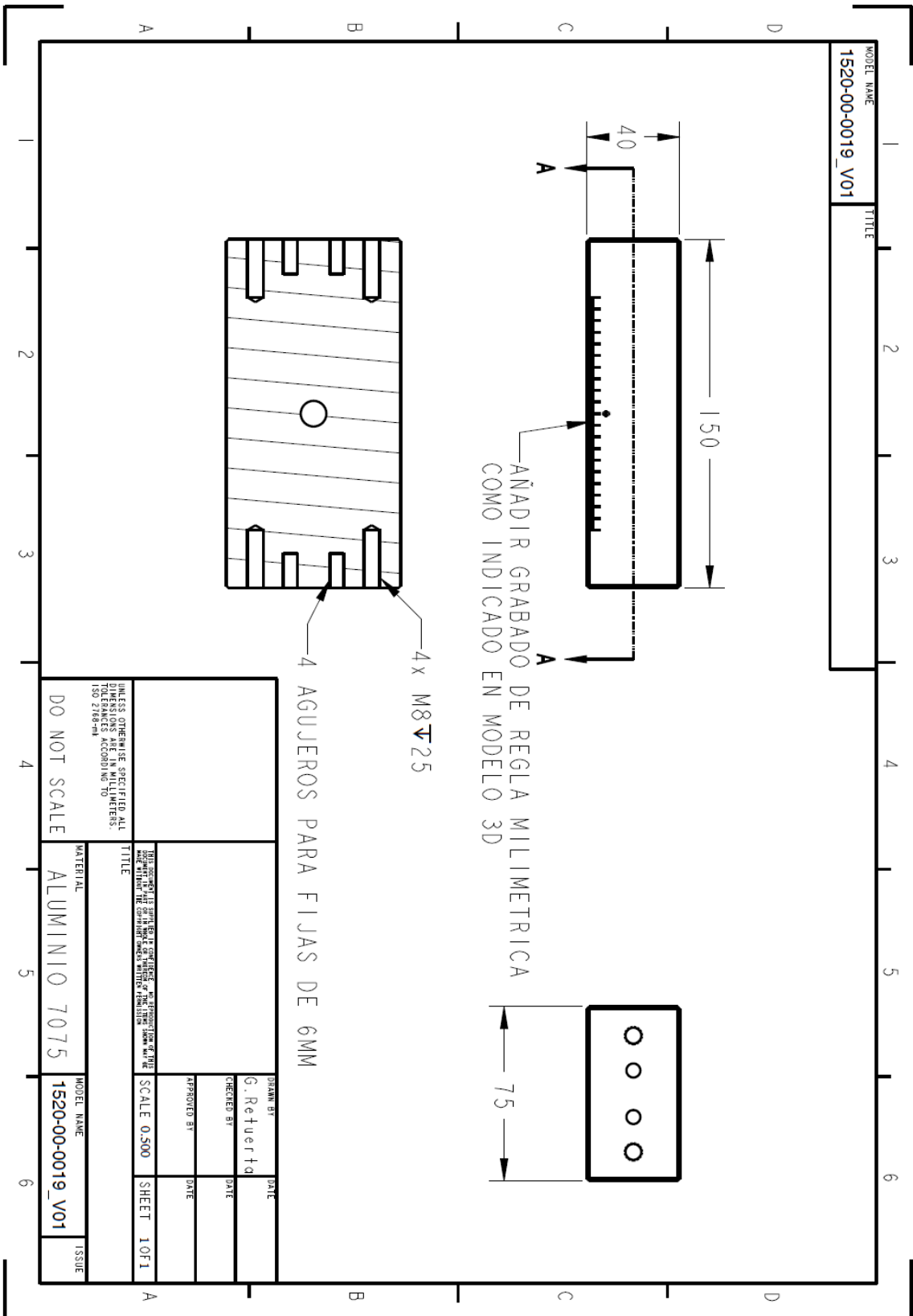


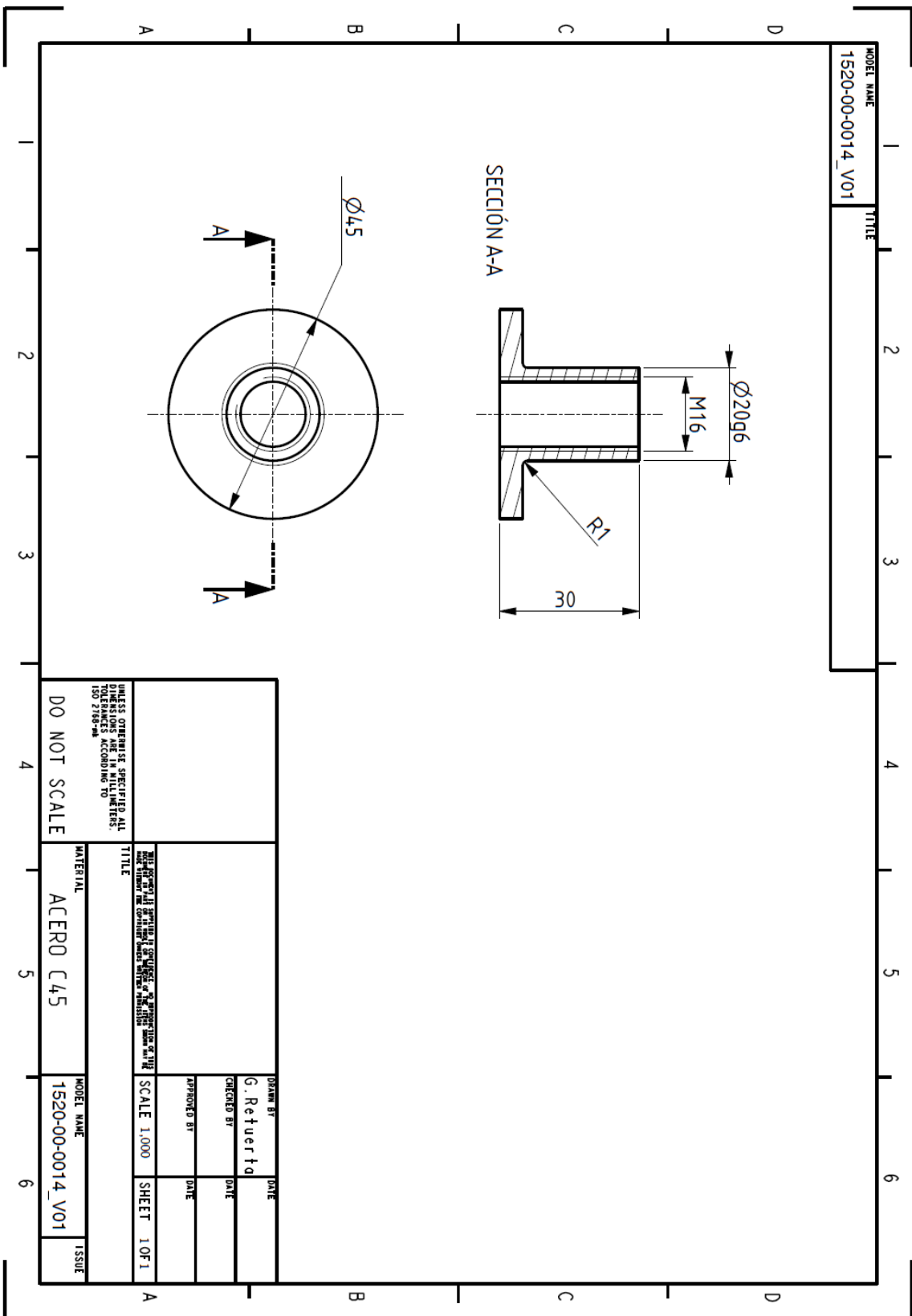


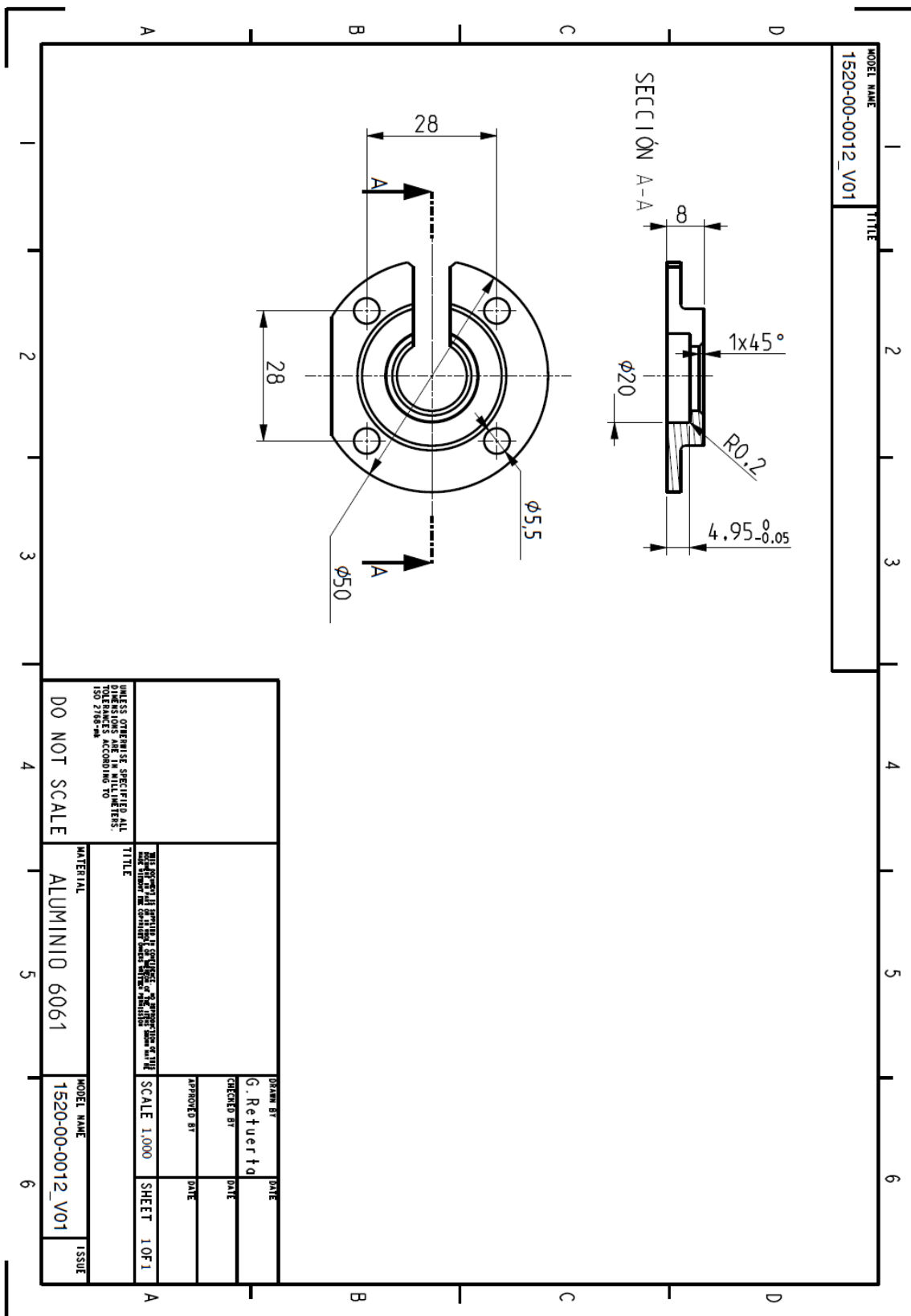
Anexo B: Planos de fabricación del utillaje de contacto tipo II

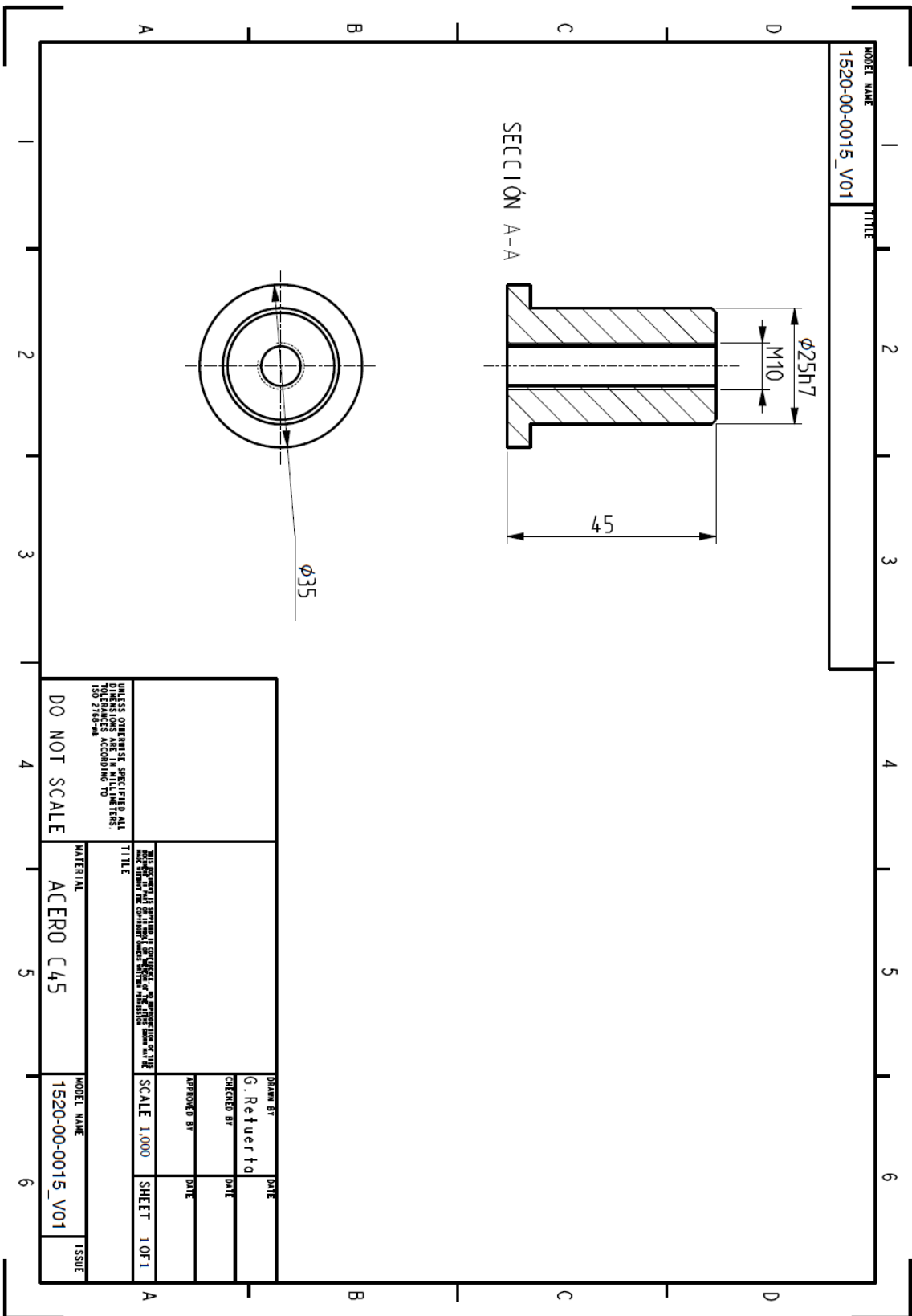


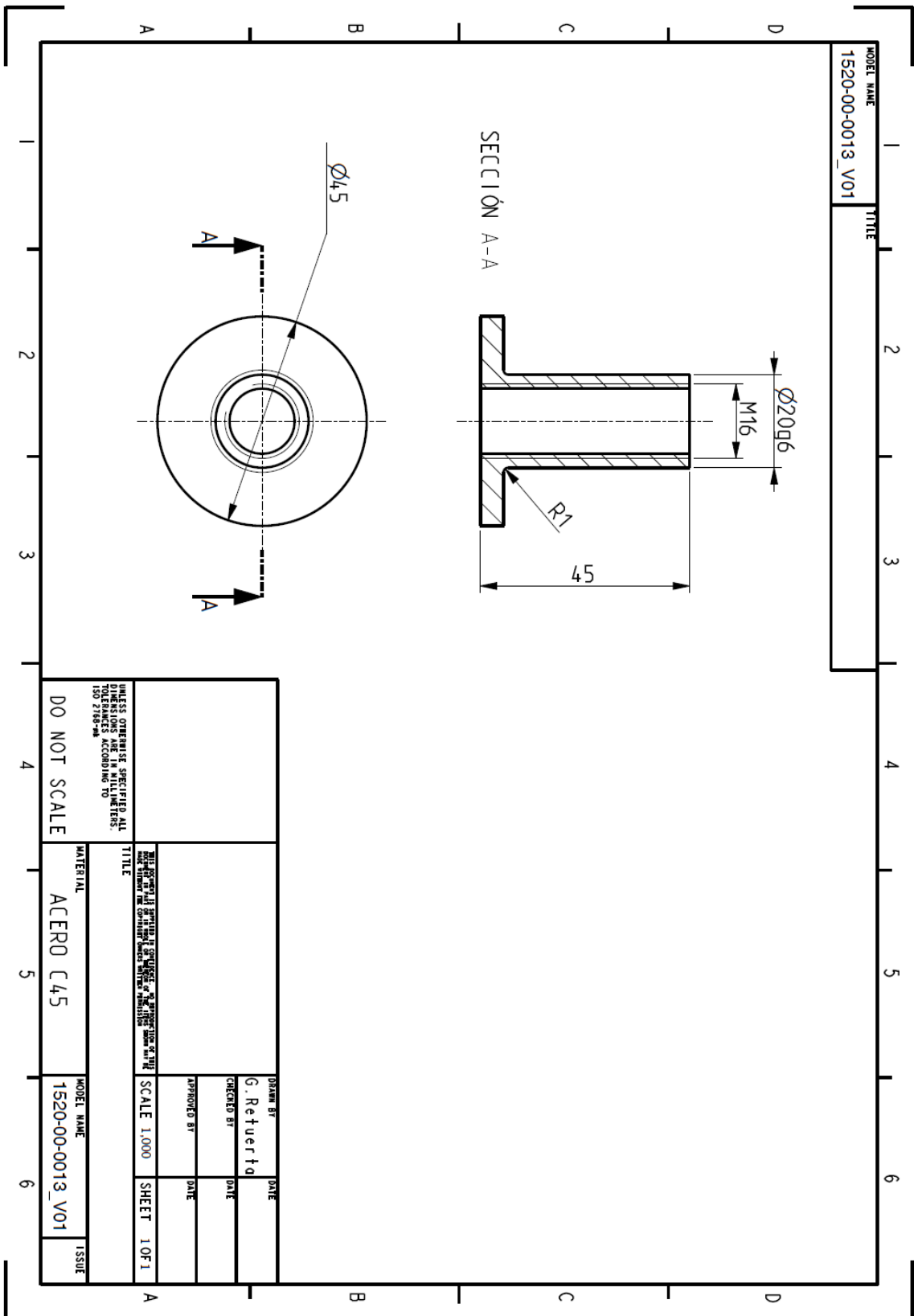


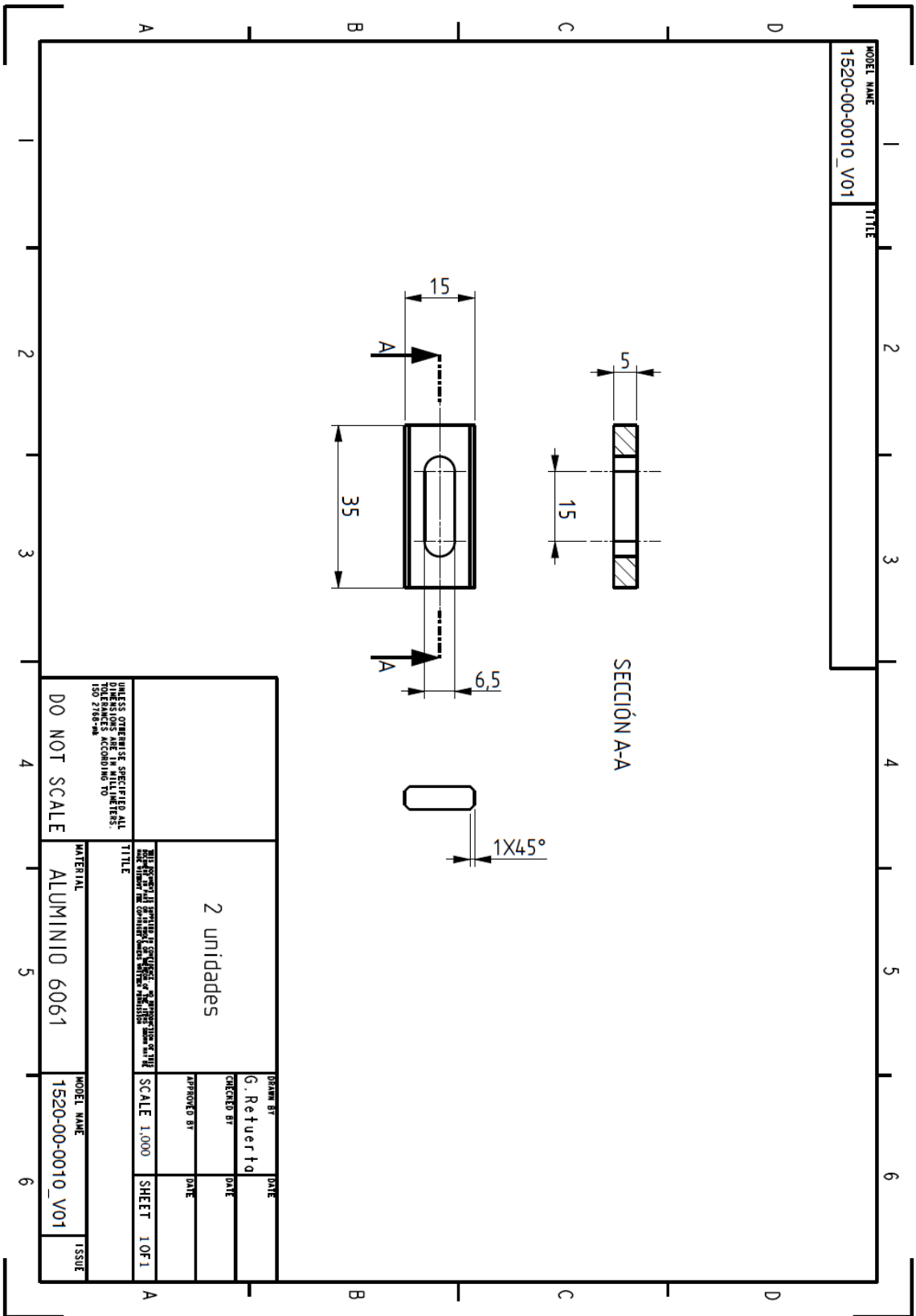


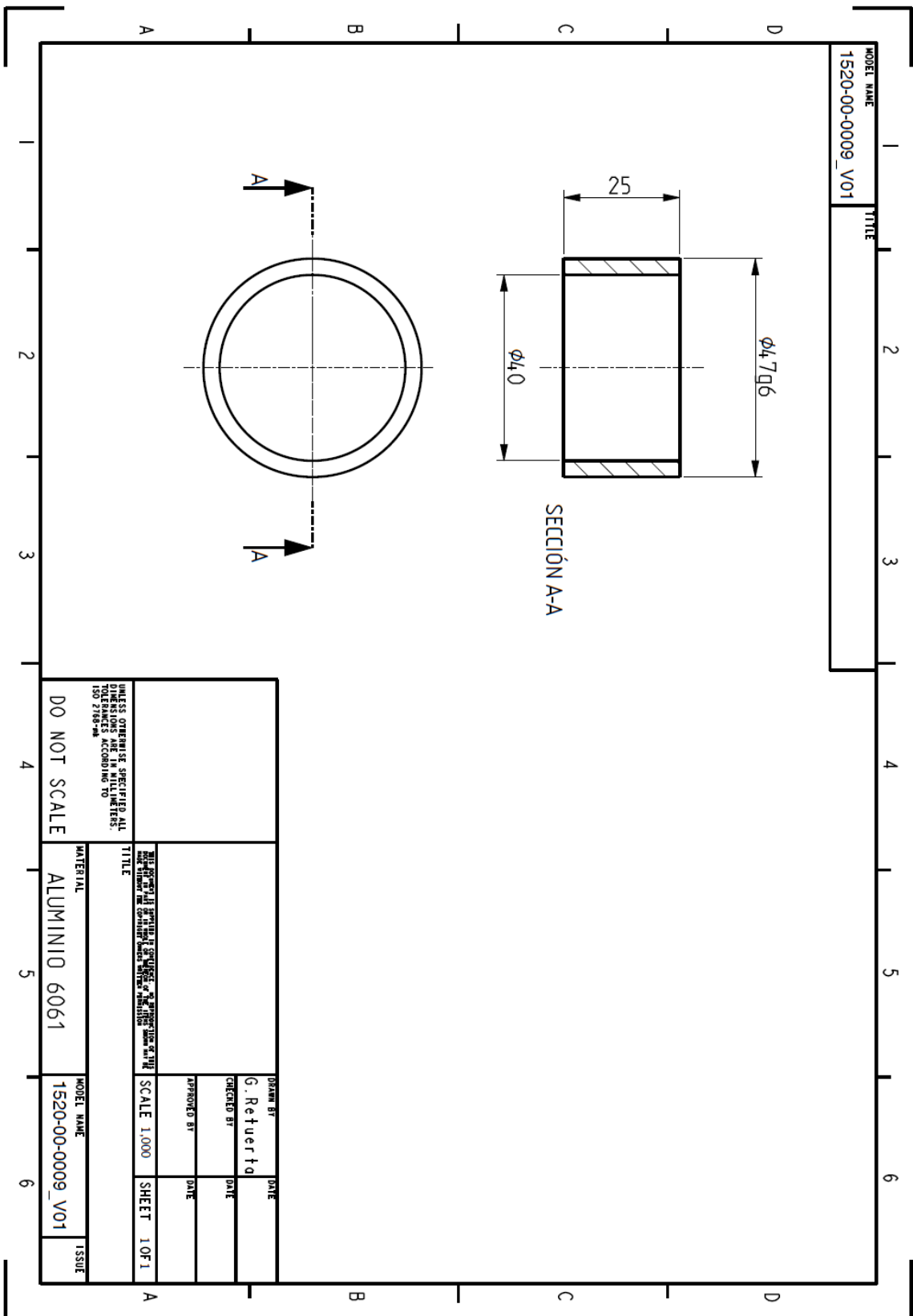


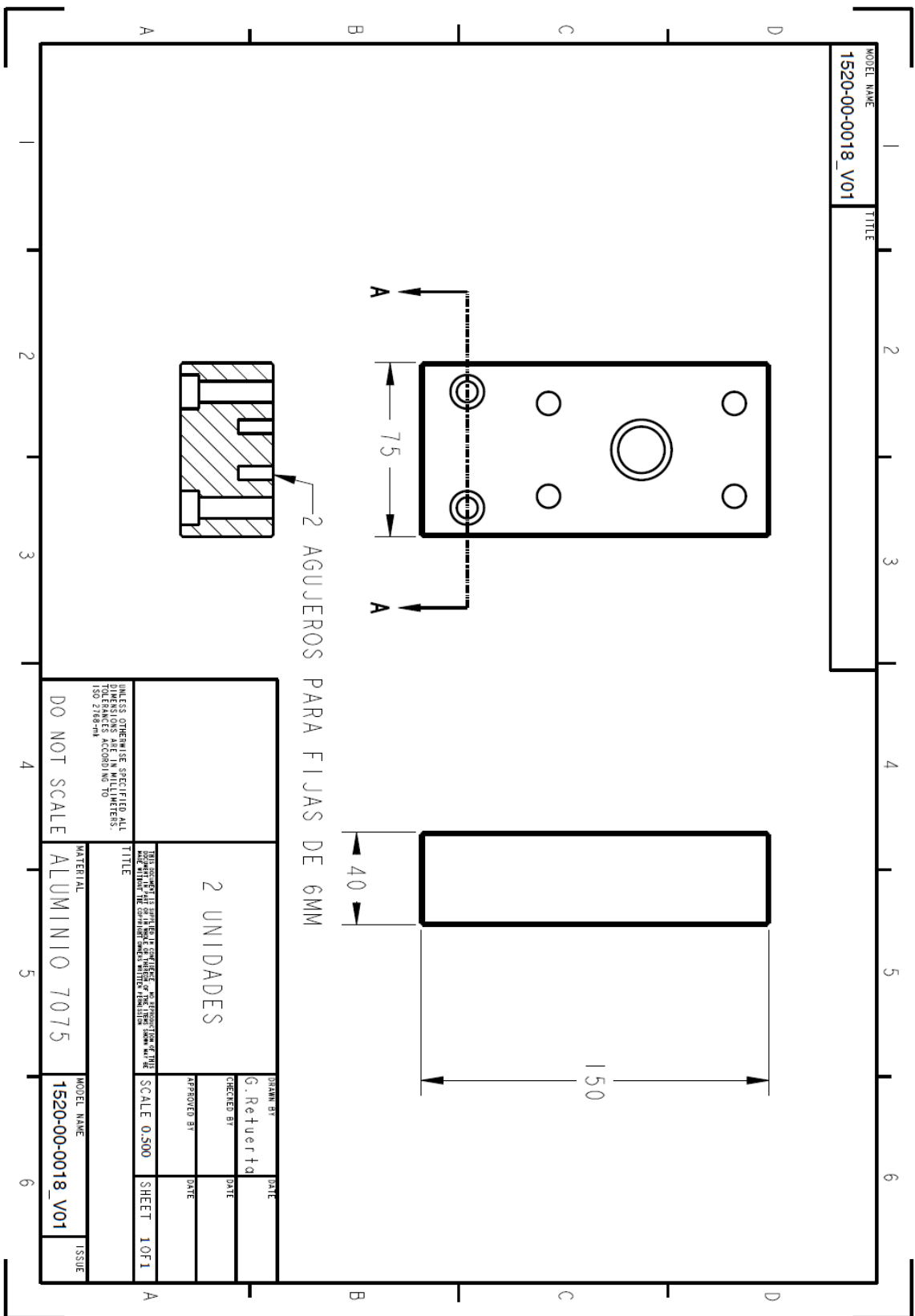




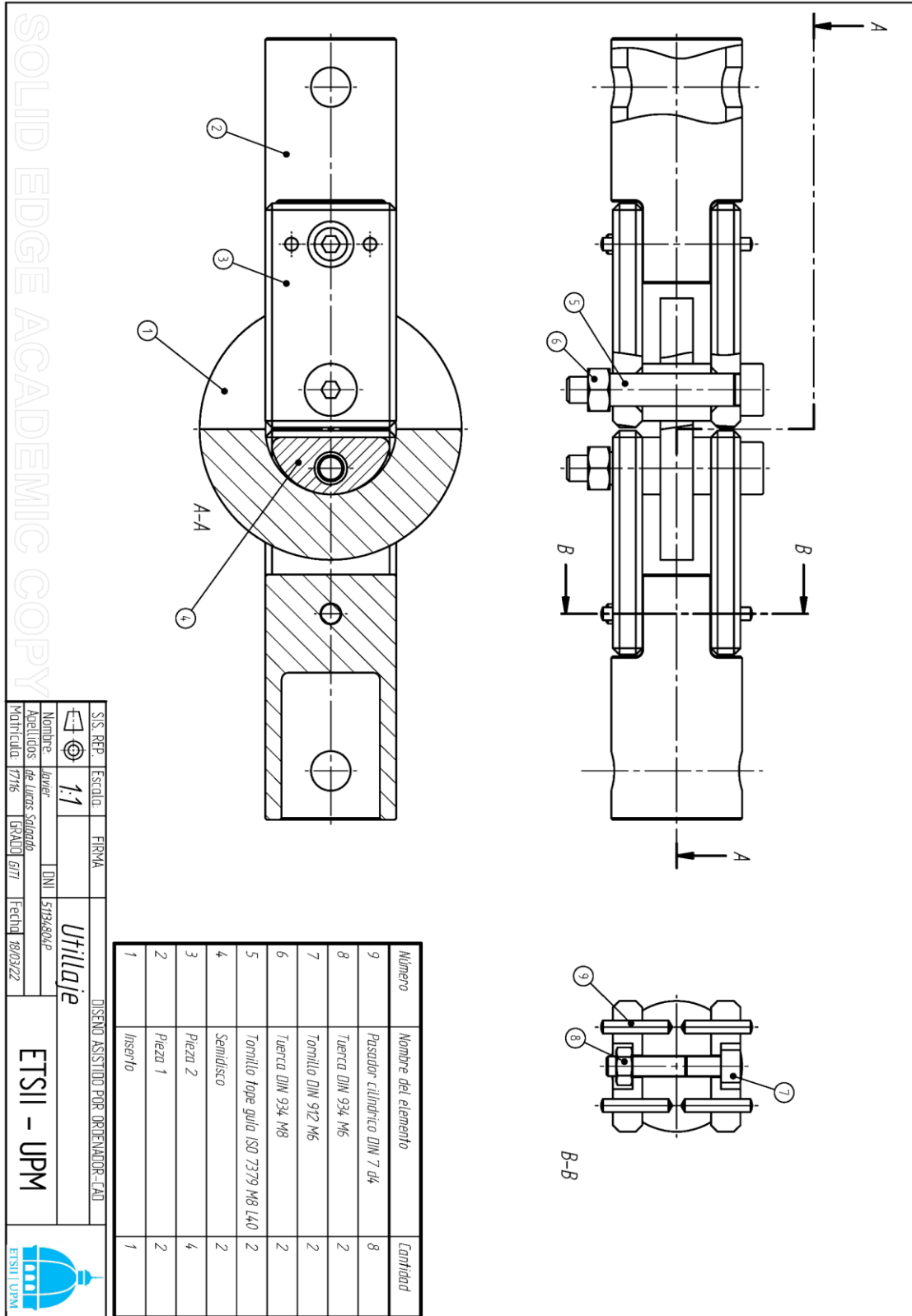






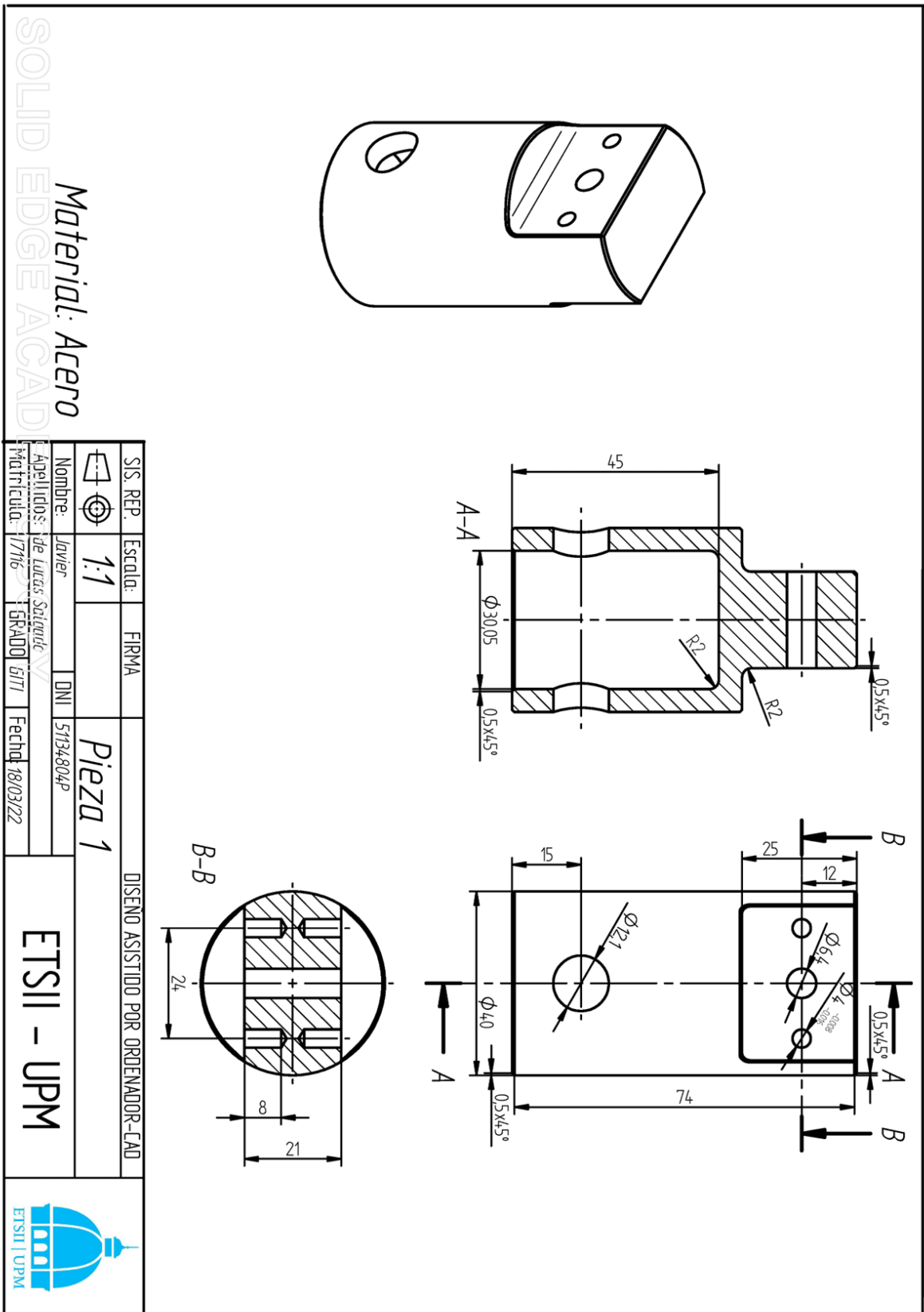


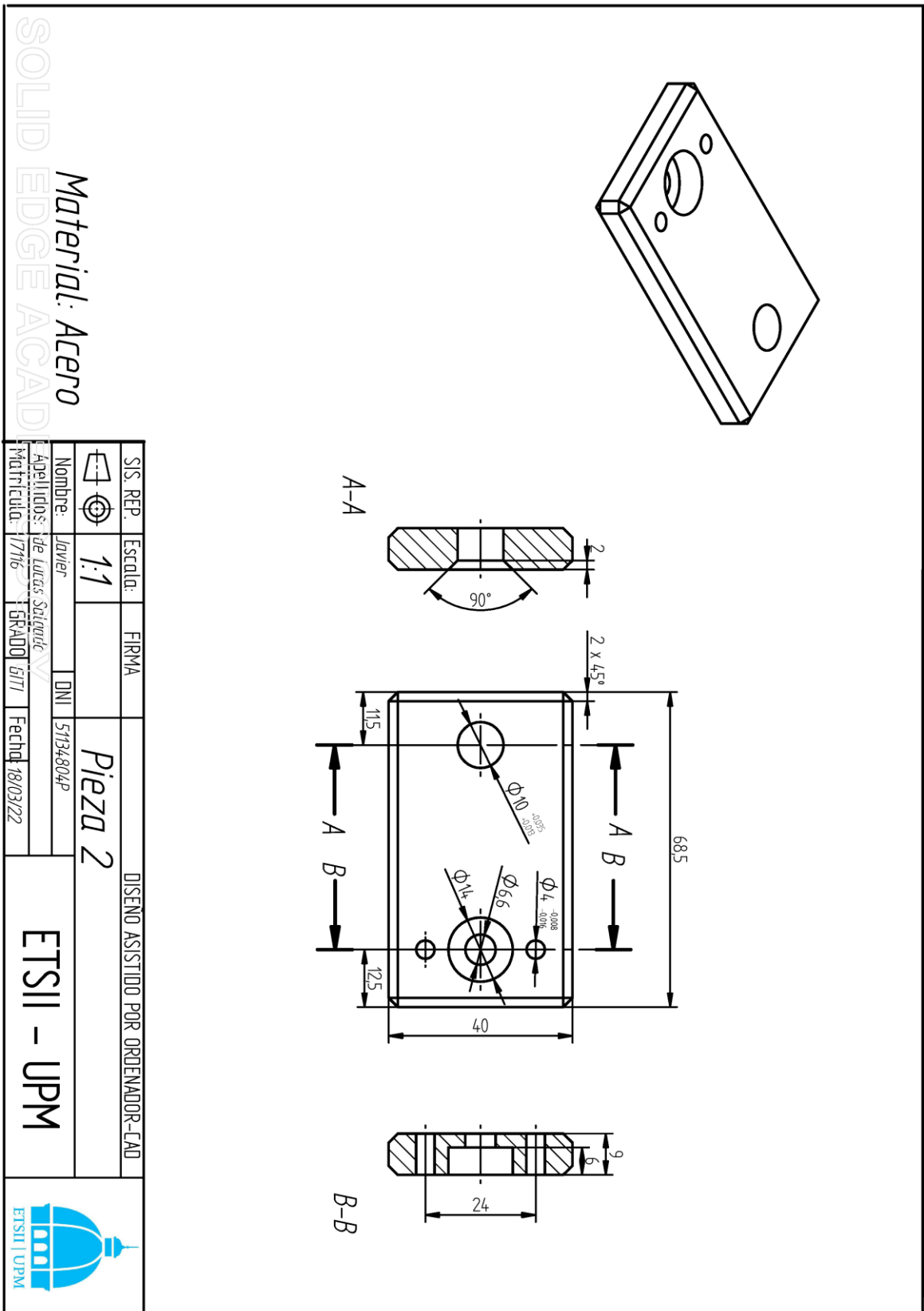
Anexo C: Planos de fabricación del utillaje de tracción anular



SOLID EDGE ACADEMIC COPY

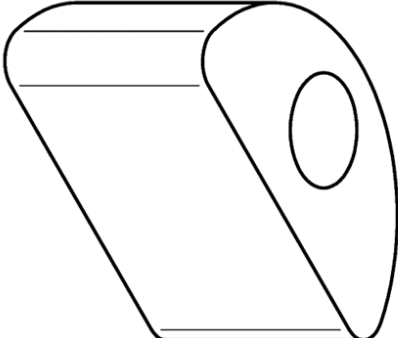
SIS. REP.	Escala	FIRMA	DISEÑO ASISTIDO POR ORDENADOR-CAO	
	1:1		Utillaje	
Nombre:	Llover	DNI:	5734804P	
Apellidos:	de Lucas Solando	GRADUO:	GIT	
Matrícula:	1776	Fecha:	18/03/22	
ETSII - UPM				

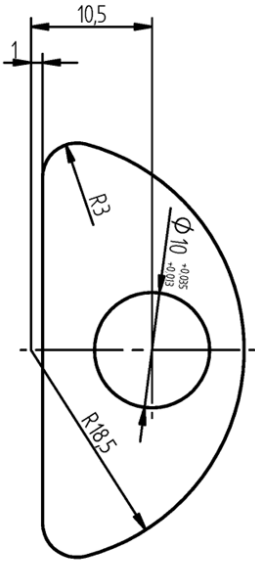


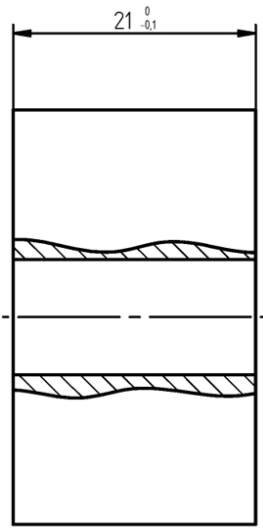



SOLID EDGE ACAD


Material: **Acero**







SIS. REP.	Escala:	FIRMA	DISEÑO ASISTIDO POR ORDENADOR-CAD	
	2:1		Semidisco	
Nombre:	Javier	DNI:	51134804P	
Apellidos:	de Lucas Salgado	GRADO:	GITI	
Matrícula:	17716	Fecha:	18/03/22	
			ETSII - UPM	



Anexo D: Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de contacto tipo II

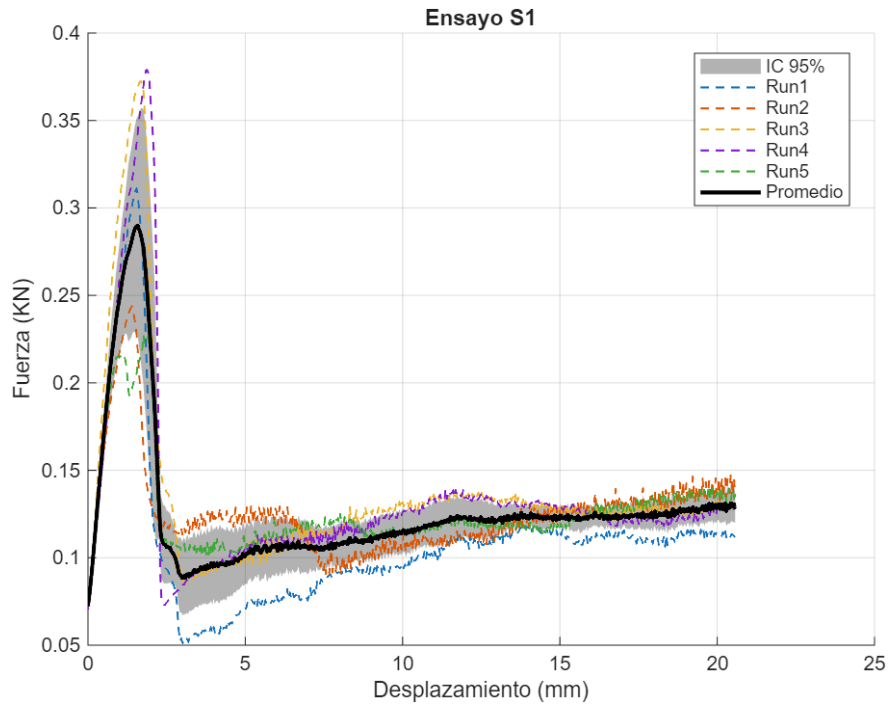


Fig. D.1. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y silicona a 20°C, 60mm/min y 50N.

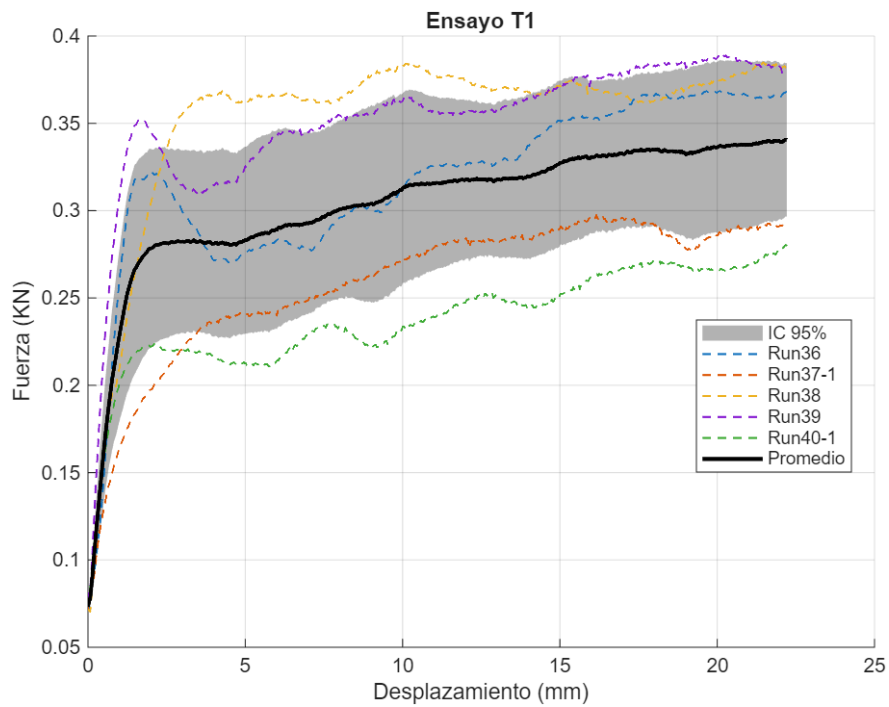


Fig. D.2. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y teflón a 20°C, 60mm/min y 50N.

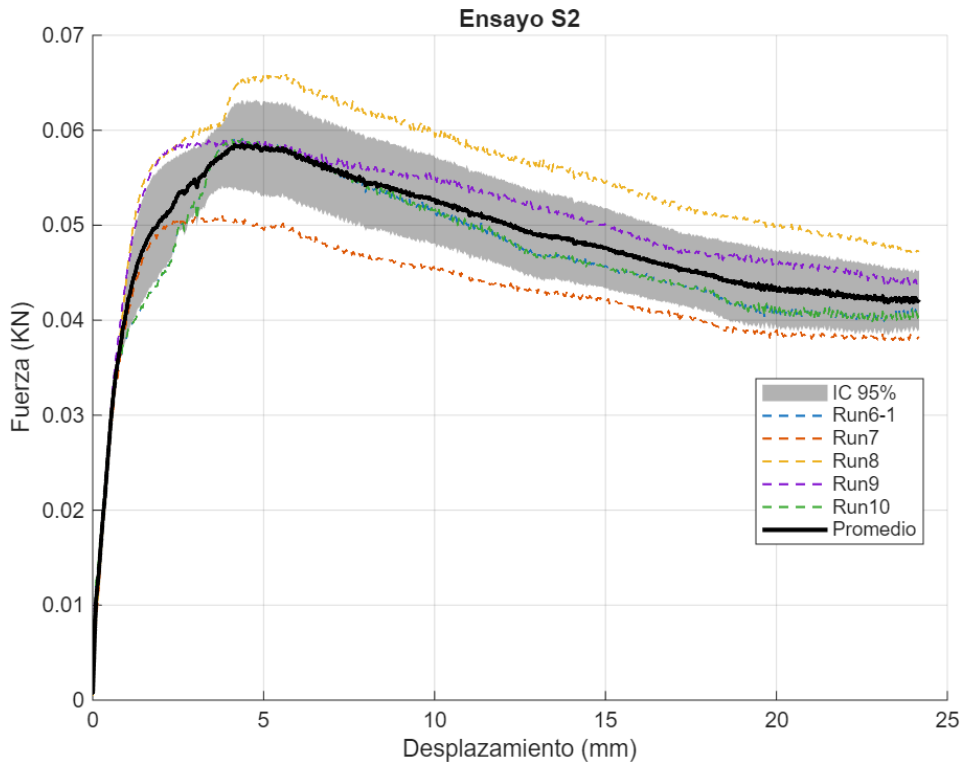


Fig. D.3. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y silicona a 30°C, 12mm/min y 50N.

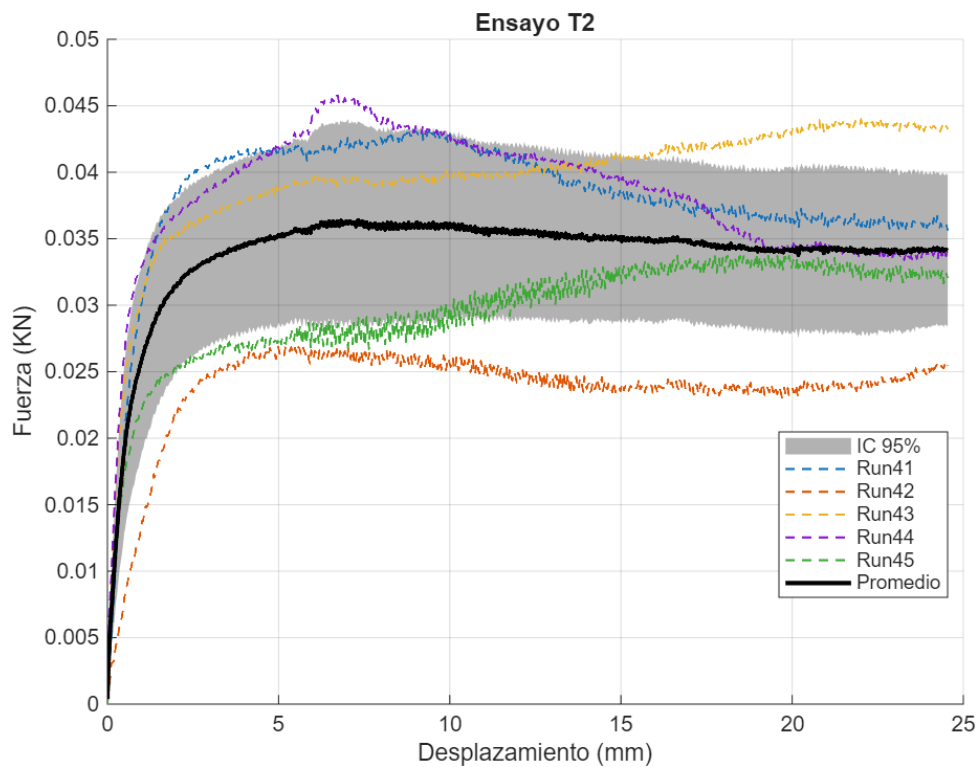


Fig. D.4. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y teflón a 30°C, 12mm/min y 50N.

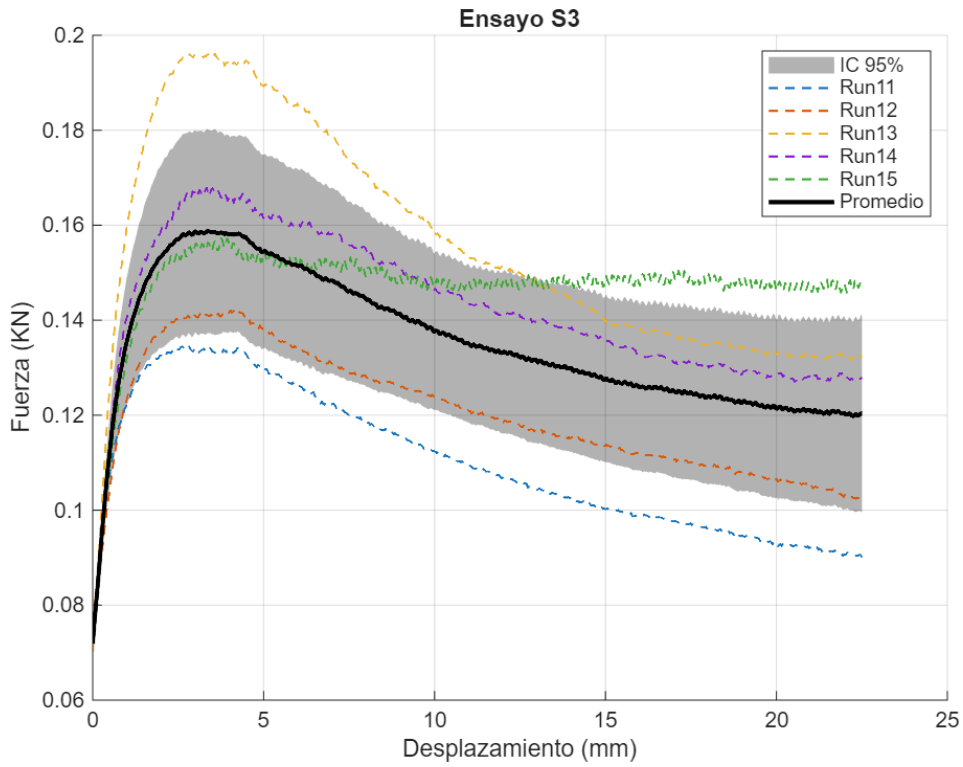


Fig. D.5. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y silicona a 30°C, 60mm/min y 50N.

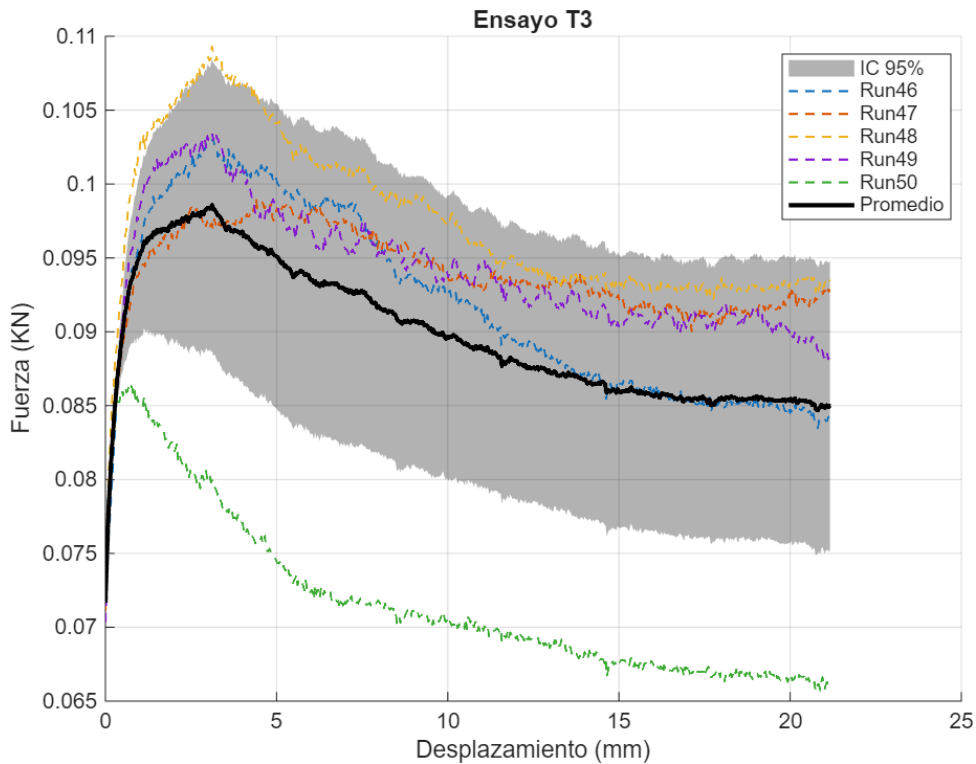


Fig. D.6. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y teflón a 30°C, 60mm/min y 50N.

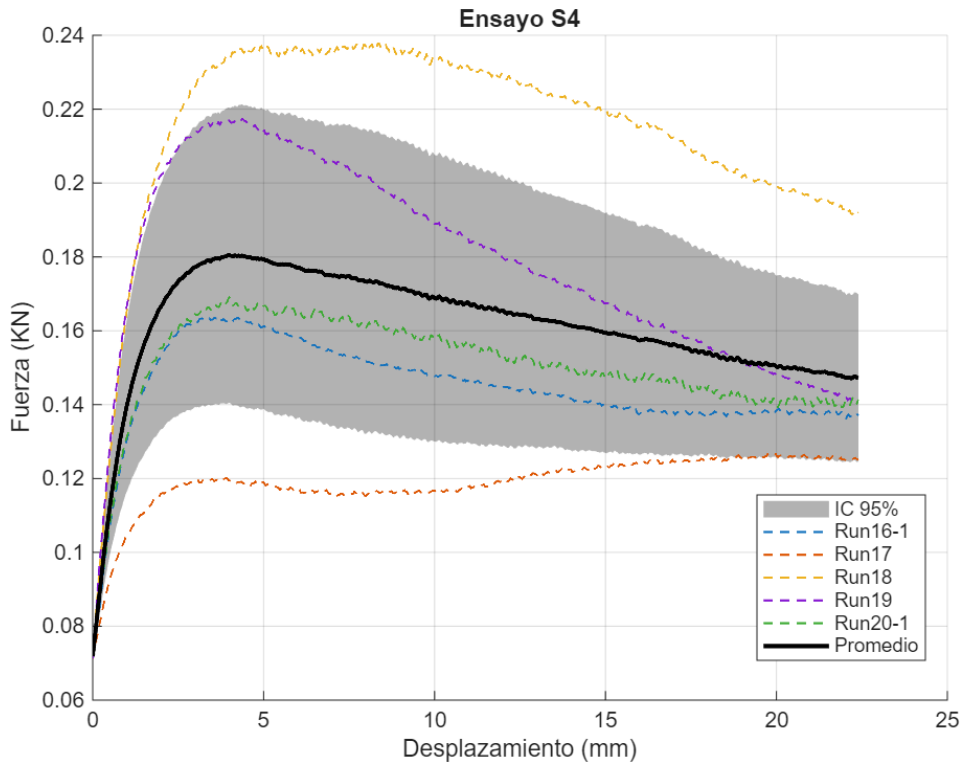


Fig. D.7. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y silicona a 30°C, 60mm/min y 150N.

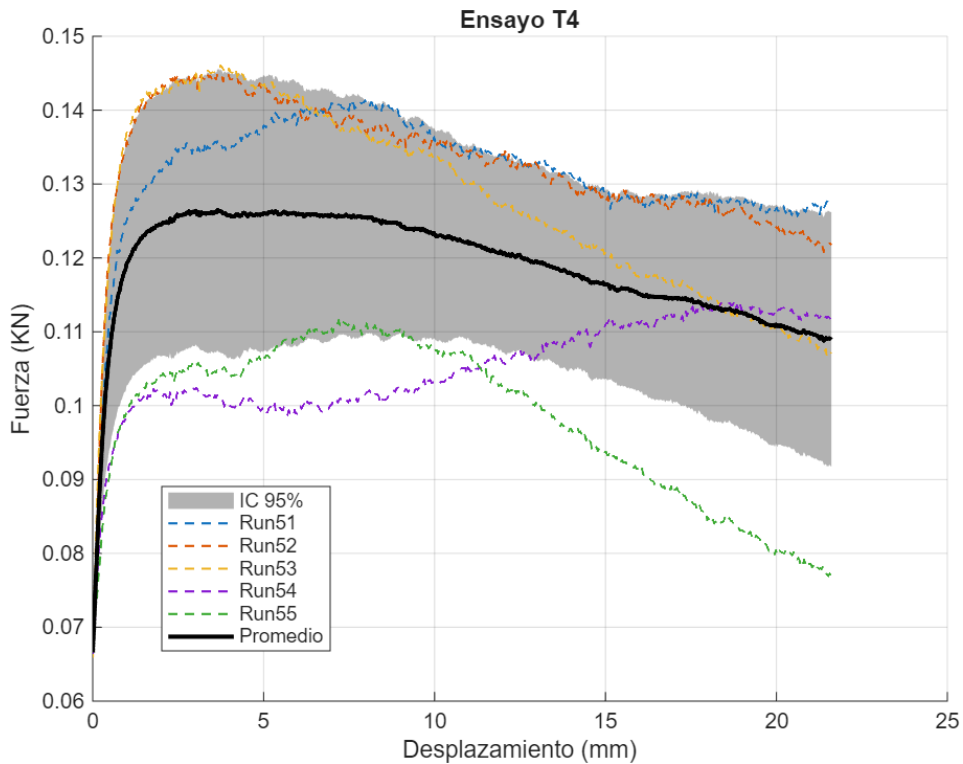


Fig. D.8. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y teflón a 30°C, 60mm/min y 150N.

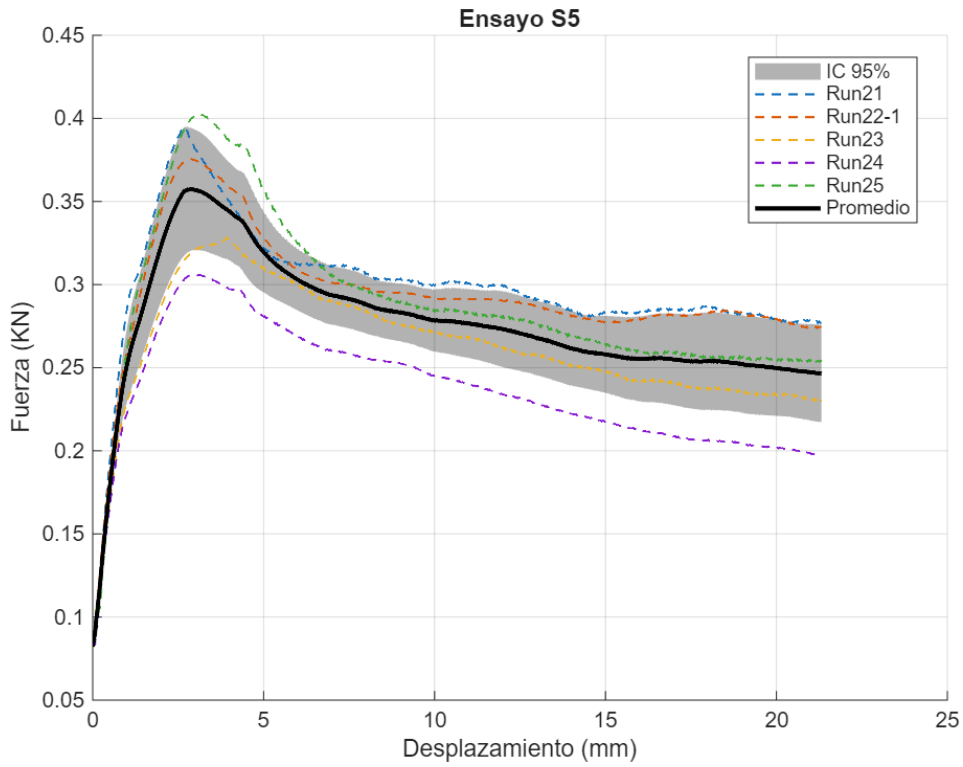


Fig. D.9. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y silicona a 30°C, 300mm/min y 50N.

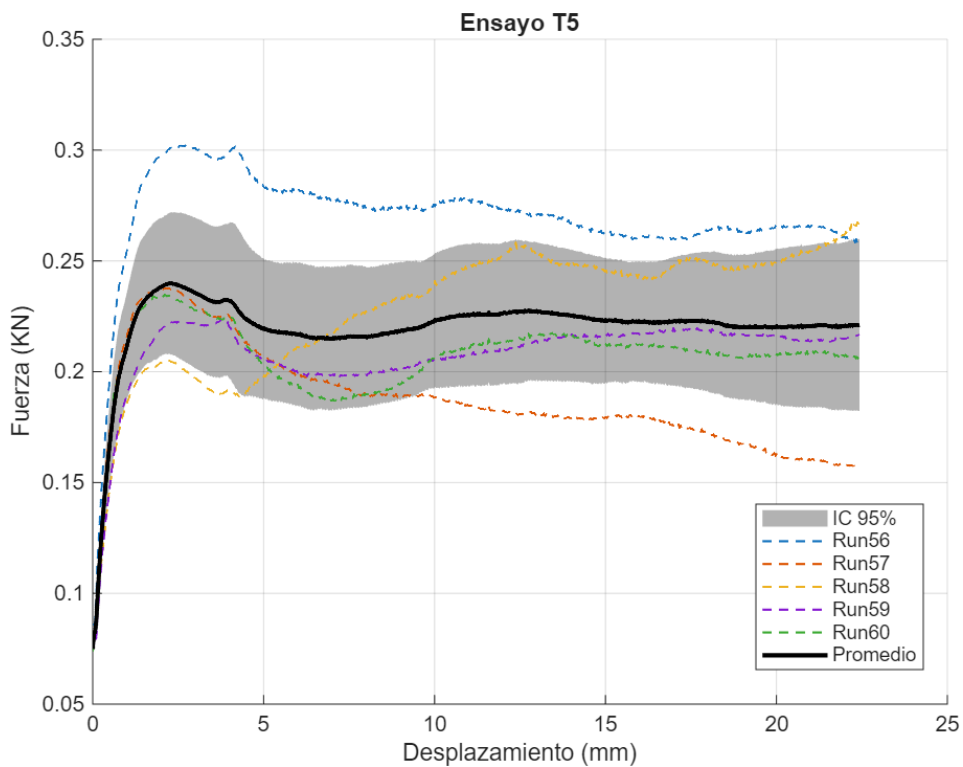


Fig. D.10. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y teflón a 30°C, 300mm/min y 50N.

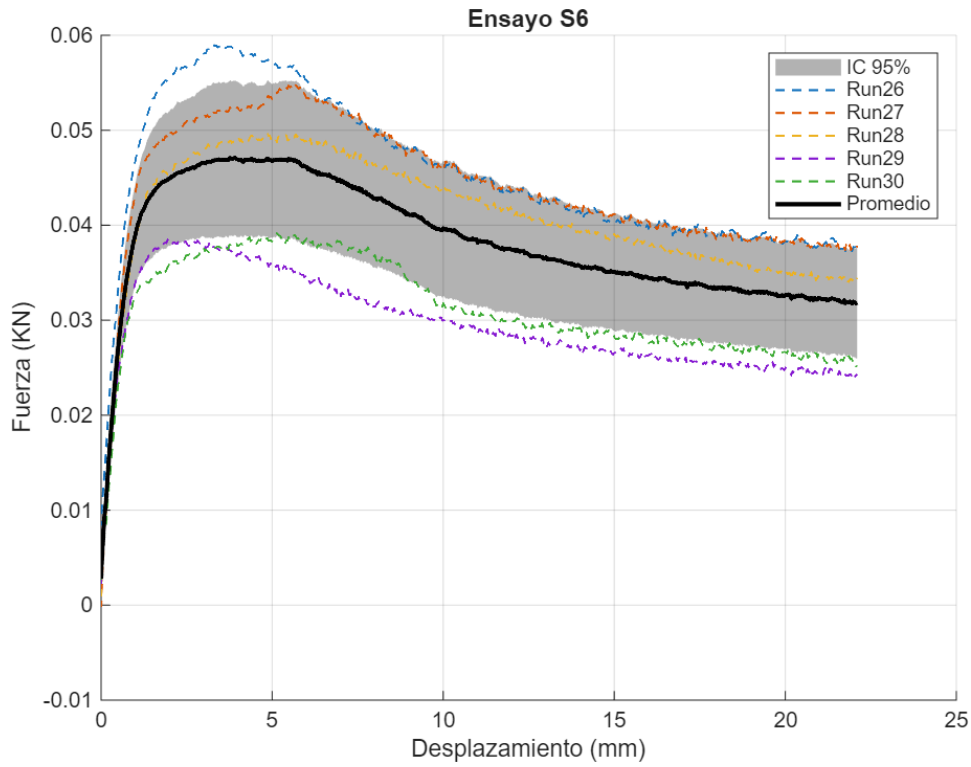


Fig. D.11. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y silicona a 40°C, 60mm/min y 50N.

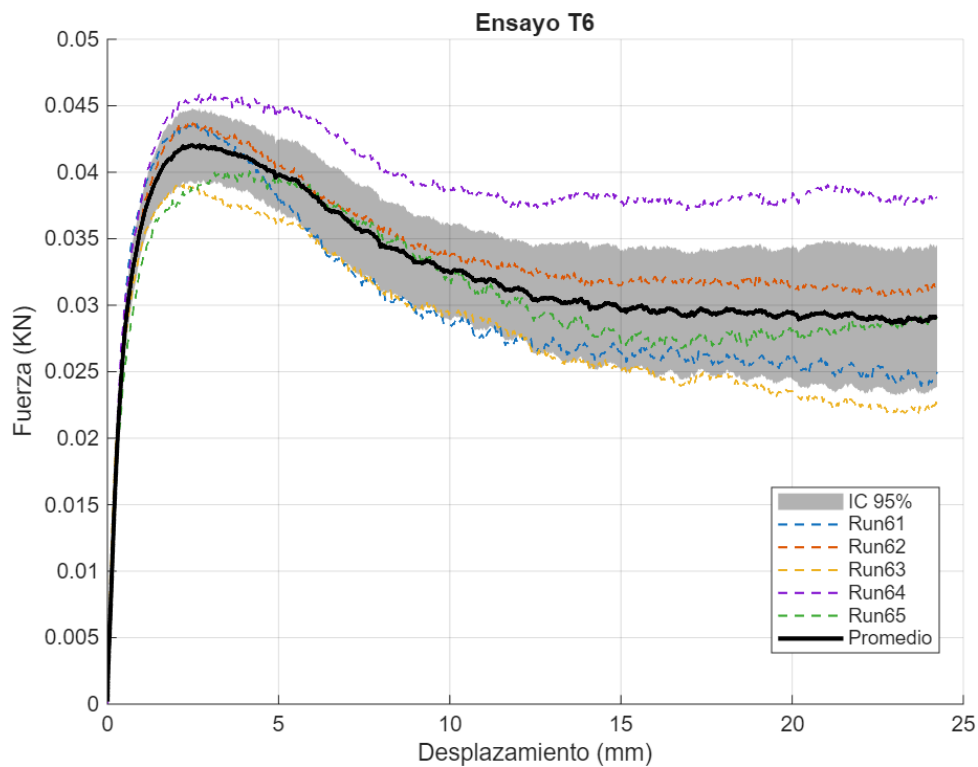


Fig. D.12. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y teflón a 40°C, 60mm/min y 50N.

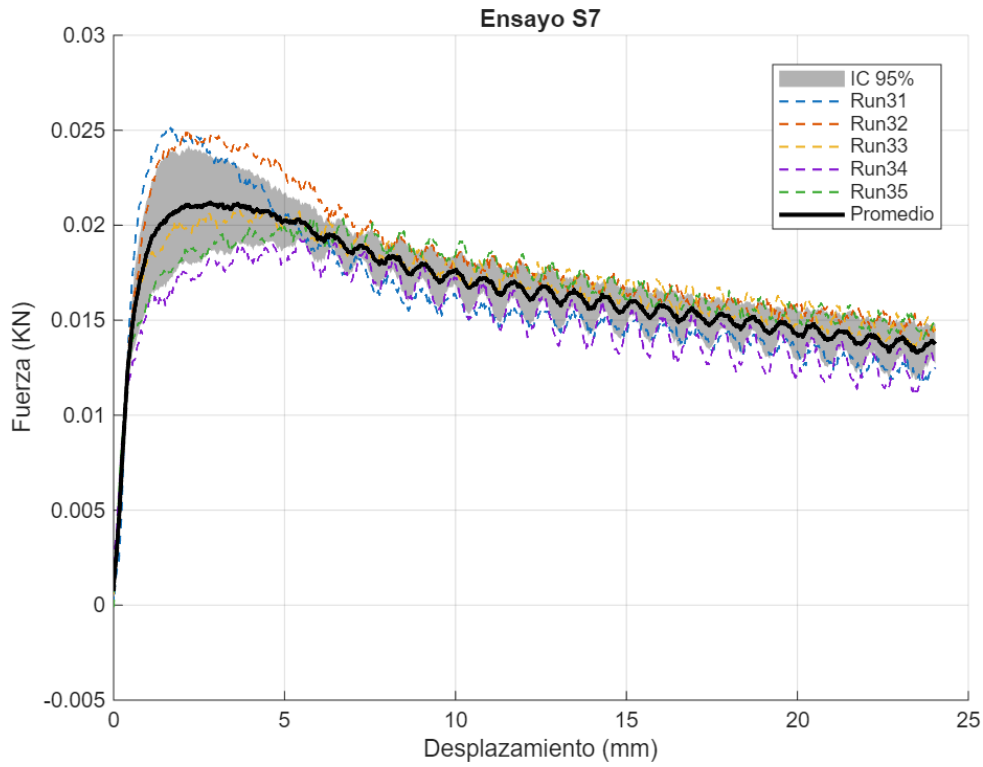


Fig. D.13. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y silicona a 50°C, 60mm/min y 50N.

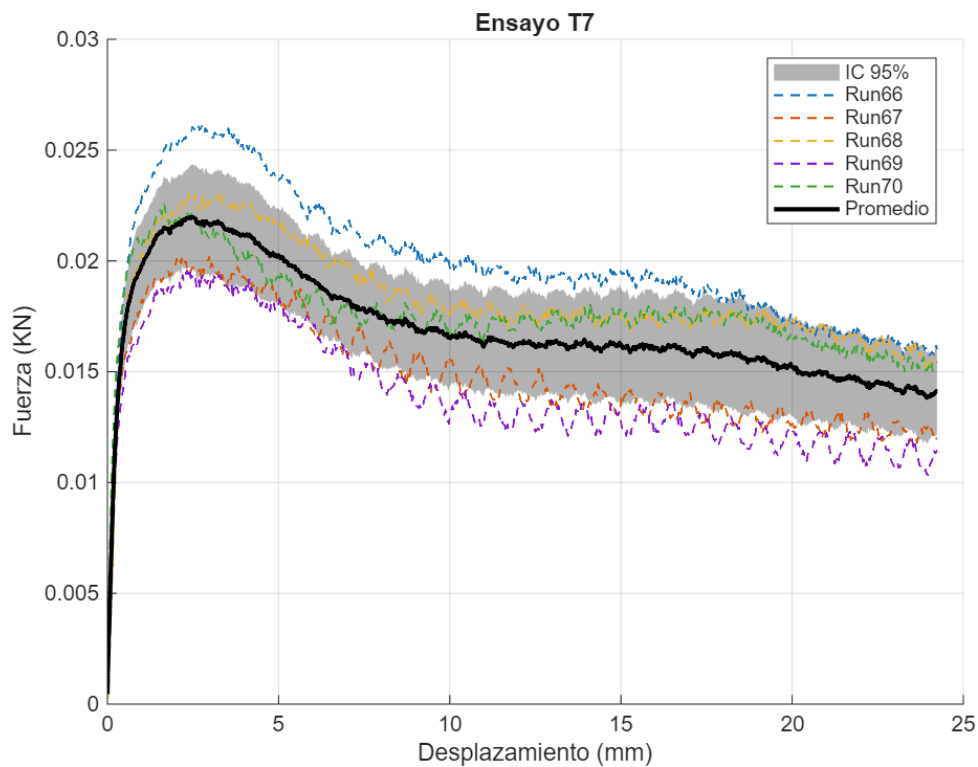


Fig. D.14. Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de fricción entre preimpregnado y teflón a 50°C, 60mm/min y 50N.

Anexo E: Curvas fuerza-desplazamiento de los ensayos de tracción anular.

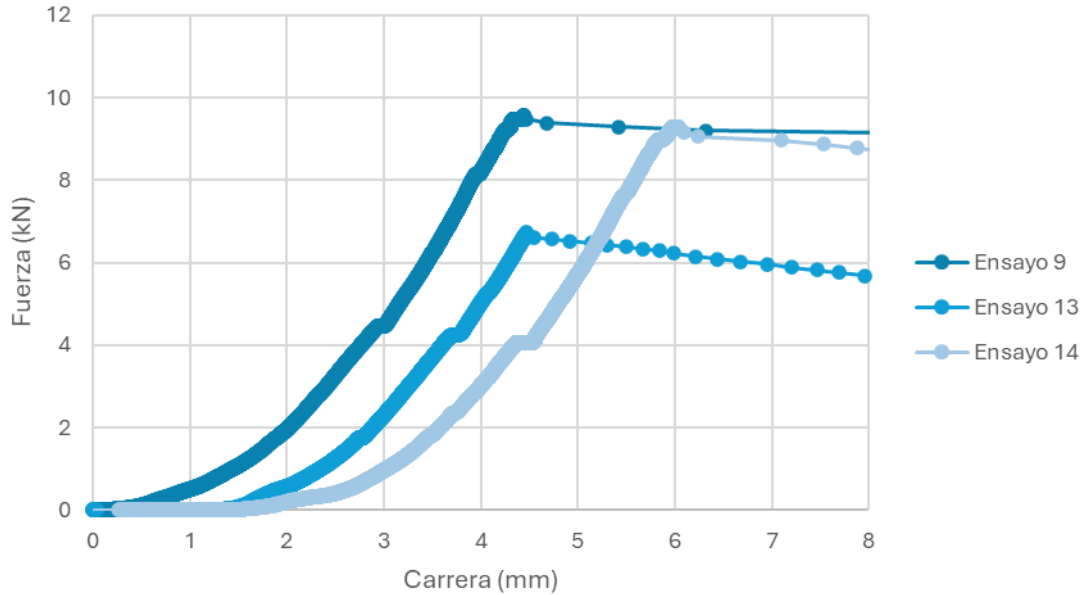


Fig. E.1. Gráfica de los ensayos a probetas con inserto de AM con superficie lisa, sin chorreado, 20% de relleno y curado con bolsa de vacío.

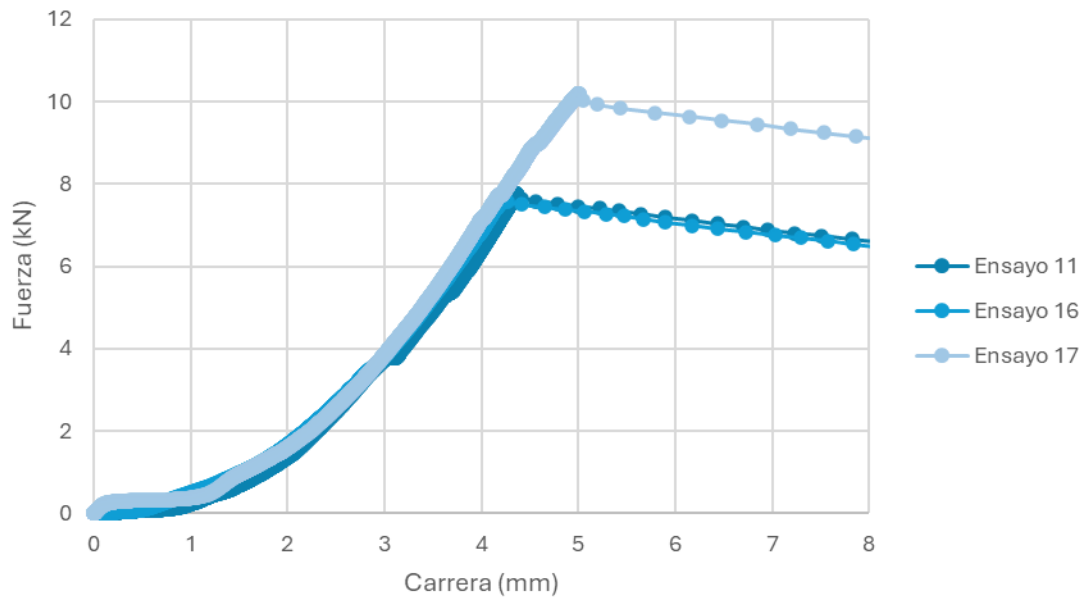


Fig. E.2. Gráfica de los ensayos a probetas con inserto de AM con corrugado circunferencial, sin chorreado, 20% de relleno y curado con bolsa de vacío.

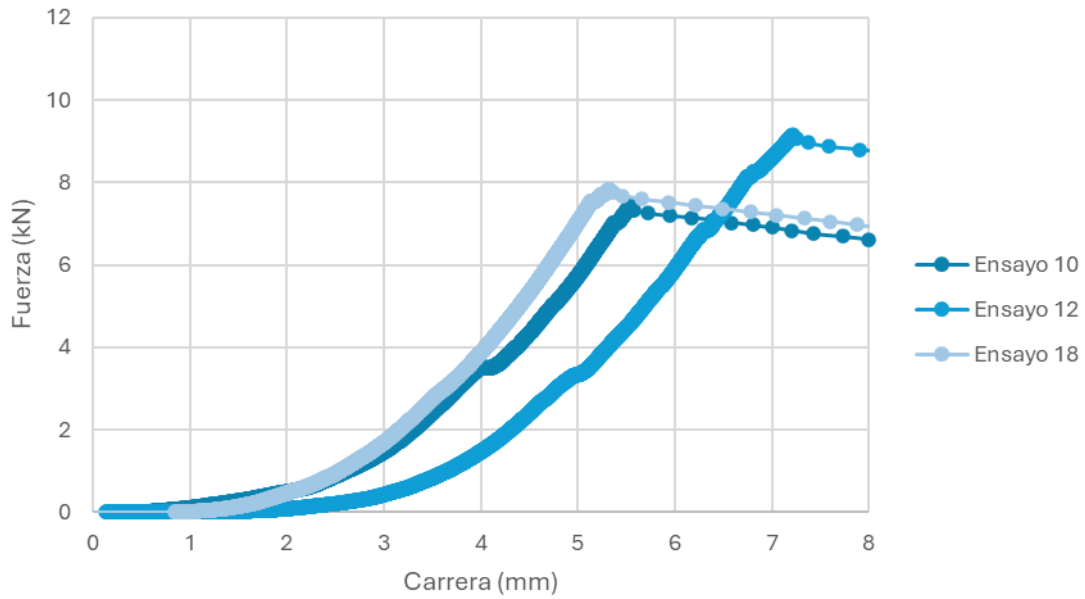


Fig. E.3. Gráfica de los ensayos a probetas con inserto de AM con corrugado axial, sin chorreado, 20% de relleno y curado con bolsa de vacío.

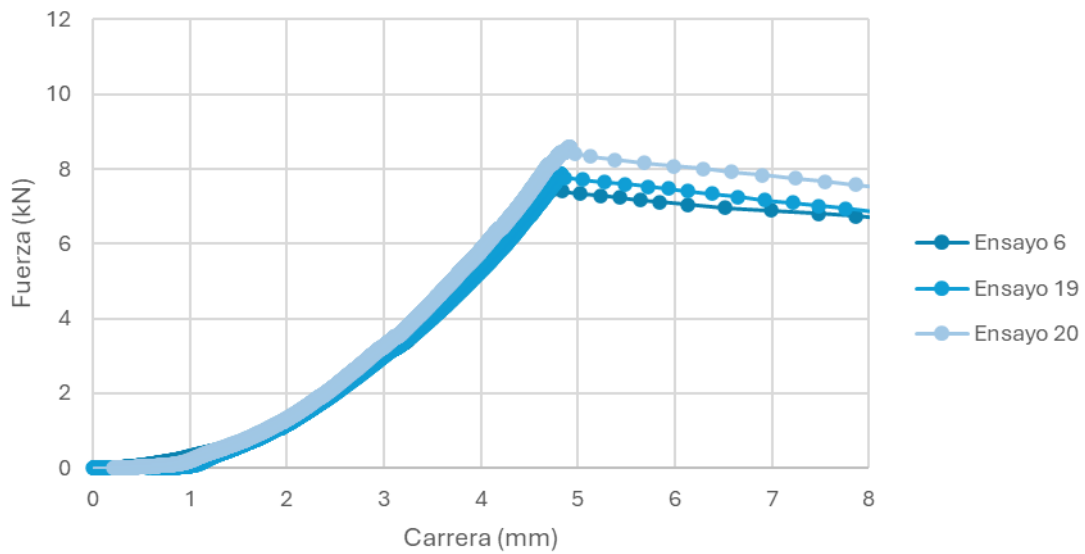


Fig. E.4. Gráfica de los ensayos a probetas con inserto de AM con proyecciones piramidales, sin chorreado, 20% de relleno y curado con bolsa de vacío.

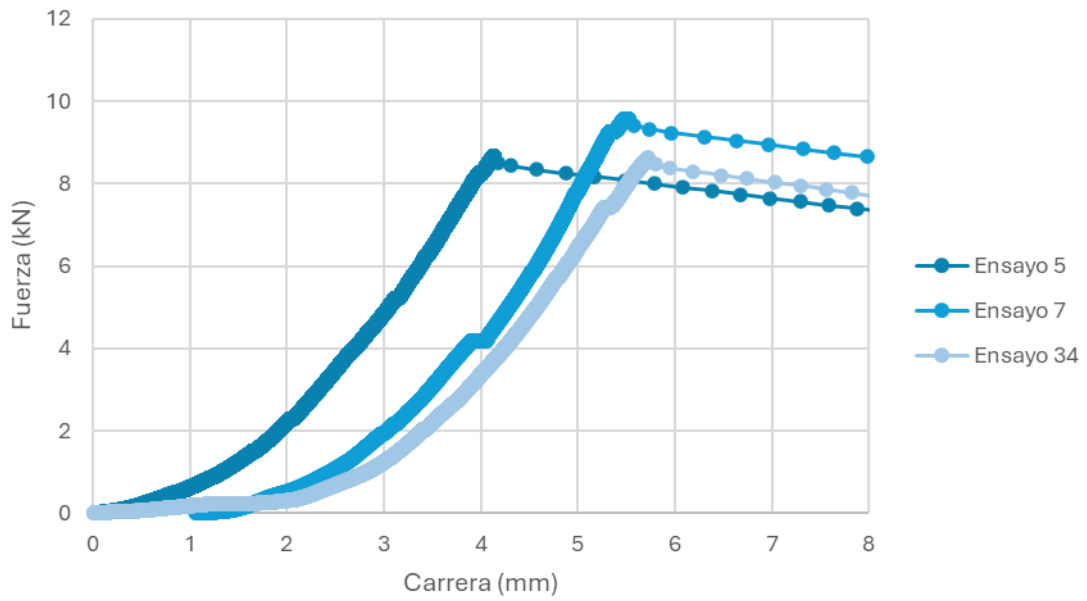


Fig. E.5. Gráfica de los ensayos a probetas con inserto de AM con superficie lisa, con chorreado, 20% de relleno y curado con bolsa de vacío.

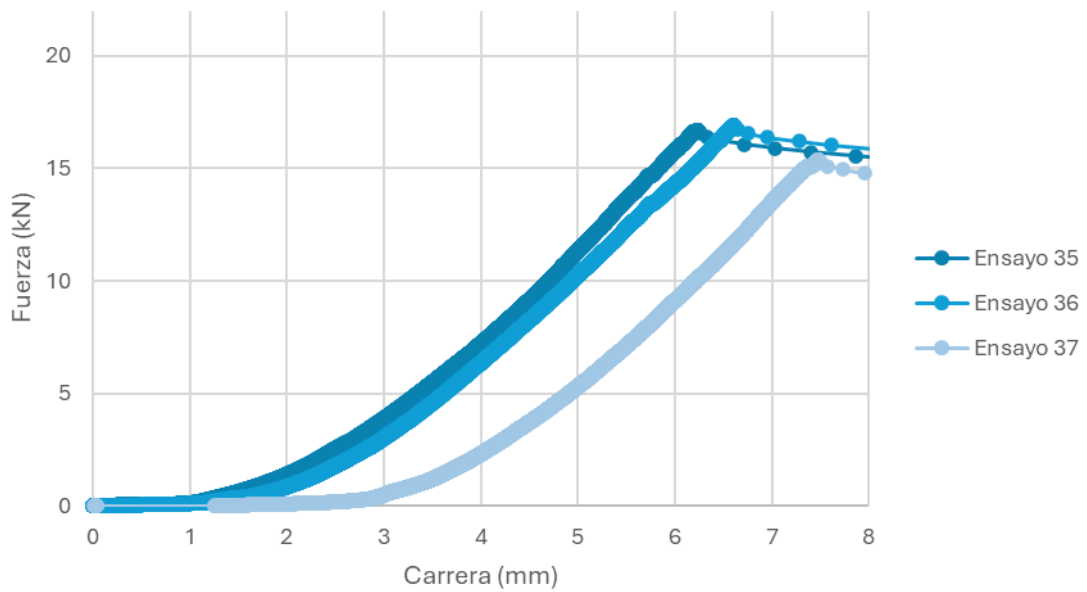


Fig. E.6. Gráfica de los ensayos a probetas con inserto de AM con superficie lisa, sin chorreado, 100% de relleno y curado con bolsa de vacío.

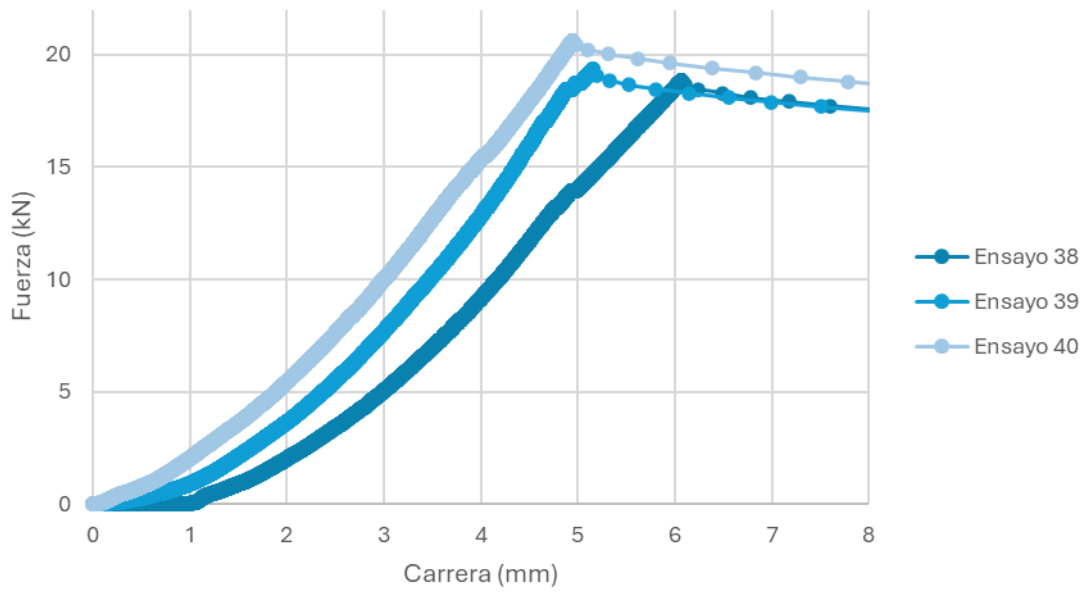


Fig. E.7. Gráfica de los ensayos a probetas con inserto de AM con superficie lisa, sin chorreado, 100% de relleno y curado con prensado térmico.

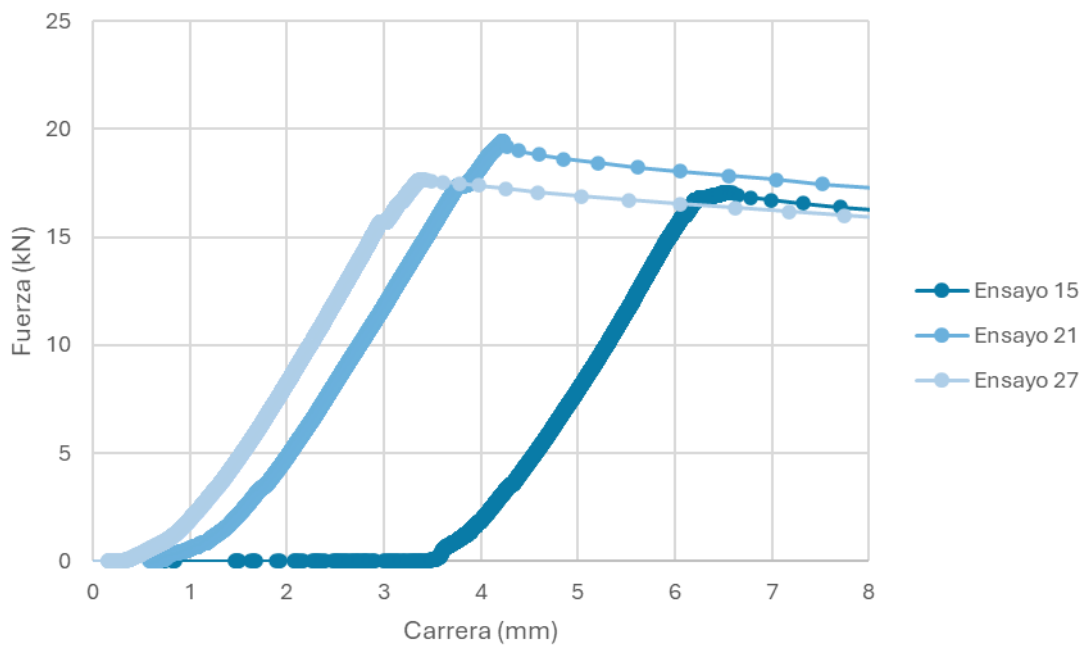


Fig. E.8. Gráfica de los ensayos a probetas de CF-SMC.