

CONTRIBUCIÓN A LA COMPRENSIÓN Y MEJORA DE LOS PROCESOS DE INYECCIÓN DE RESINA PARA LA FABRICACIÓN DE COMPONENTES AERONÁUTICOS DE GEOMETRÍA COMPLEJA EN COMPOSITE

María Ariño Palacín

Per citar o enllaçar aquest document:

Para citar o enlazar este documento:

Use this url to cite or link to this publication:

<http://hdl.handle.net/10803/687434>

ADVERTIMENT. L'accés als continguts d'aquesta tesi doctoral i la seva utilització ha de respectar els drets de la persona autora. Pot ser utilitzada per a consulta o estudi personal, així com en activitats o materials d'investigació i docència en els termes establerts a l'art. 32 del Text Refós de la Llei de Propietat Intel·lectual (RDL 1/1996). Per altres utilitzacions es requereix l'autorització prèvia i expressa de la persona autora. En qualsevol cas, en la utilització dels seus continguts caldrà indicar de forma clara el nom i cognoms de la persona autora i el títol de la tesi doctoral. No s'autoritza la seva reproducció o altres formes d'explotació efectuades amb finalitats de lucre ni la seva comunicació pública des d'un lloc aliè al servei TDX. Tampoc s'autoritza la presentació del seu contingut en una finestra o marc aliè a TDX (framing). Aquesta reserva de drets afecta tant als continguts de la tesi com als seus resums i índexs.

ADVERTENCIA. El acceso a los contenidos de esta tesis doctoral y su utilización debe respetar los derechos de la persona autora. Puede ser utilizada para consulta o estudio personal, así como en actividades o materiales de investigación y docencia en los términos establecidos en el art. 32 del Texto Refundido de la Ley de Propiedad Intelectual (RDL 1/1996). Para otros usos se requiere la autorización previa y expresa de la persona autora. En cualquier caso, en la utilización de sus contenidos se deberá indicar de forma clara el nombre y apellidos de la persona autora y el título de la tesis doctoral. No se autoriza su reproducción u otras formas de explotación efectuadas con fines lucrativos ni su comunicación pública desde un sitio ajeno al servicio TDR. Tampoco se autoriza la presentación de su contenido en una ventana o marco ajeno a TDR (framing). Esta reserva de derechos afecta tanto al contenido de la tesis como a sus resúmenes e índices.

WARNING. Access to the contents of this doctoral thesis and its use must respect the rights of the author. It can be used for reference or private study, as well as research and learning activities or materials in the terms established by the 32nd article of the Spanish Consolidated Copyright Act (RDL 1/1996). Express and previous authorization of the author is required for any other uses. In any case, when using its content, full name of the author and title of the thesis must be clearly indicated. Reproduction or other forms of for profit use or public communication from outside TDX service is not allowed. Presentation of its content in a window or frame external to TDX (framing) is not authorized either. These rights affect both the content of the thesis and its abstracts and indexes.



Tesis Doctoral

CONTRIBUCIÓN A LA COMPRENSIÓN Y MEJORA
DE LOS PROCESOS DE INYECCIÓN DE RESINA
PARA LA FABRICACIÓN DE COMPONENTES
AERONÁUTICOS DE GEOMETRÍA COMPLEJA EN
COMPOSITE

María Ariño Palacín

2022





Tesis Doctoral

**CONTRIBUCIÓN A LA COMPRENSIÓN Y MEJORA
DE LOS PROCESOS DE INYECCIÓN DE RESINA
PARA LA FABRICACIÓN DE COMPONENTES
AERONÁUTICOS DE GEOMETRÍA COMPLEJA EN
COMPOSITE**

María Ariño Palacín

2022

Programa de Doctorado en Tecnología

Dirigida por:

Dr. Josep Costa, Dr. Nuno Correia y Dra. Sylvia Cruz

Memoria presentada para optar al título de Doctora por la
Universitat de Girona

*“No hay mayor alegría que plantearse algo nuevo,
averiguar lo que se ha hecho antes e
intentar dar un paso más, ir más allá.”*

María Josefa Yzuel Giménez
Física
1940, Jaca (Huesca)

Primera mujer del estado español en obtener la categoría de Profesora Agregada de
Universidad (1971).

Prefacio

La presente tesis se desarrolló en AMADE, grupo de investigación en materiales compuestos de la *Universitat de Girona* (España), y en el *Centro Tecnológico EURECAT* (España), durante el periodo de marzo de 2016 a mayo de 2022. Este trabajo es parte del proyecto europeo *COFRARE 2.0 (H2020-CS2-CFP02-2015-01)*, cuyo objetivo fue desarrollar componentes primarios del fuselaje por procesos de inyección de resina. Este proyecto fue financiado por el programa europeo *Clean Sky Joint Undertaking (CSJU)* y contó con la colaboración de *Alenia Aeronáutica S.p.A* y *Applus Services S.A.* Durante el desarrollo del proyecto, implementamos la tecnología RTM para la fabricación de una cuaderna en “U” del fuselaje de un avión comercial, cuya longitud objetivo fueron dos metros. Complementamos esta investigación con el desarrollo del proceso de infusión por vacío, por el gran interés del sector aeronáutico en los procesos fuera de autoclave. Concebimos e implementamos una nueva variante de dicho proceso, la cual ha sido patentada bajo el nombre de “Infusión con Contramolde Sólido Incompresible” o *Incompressible Solid Counter mould Infusion (ISCI)*. Parte de la campaña experimental, la relacionada con fabricación de pieza, se realizó en las instalaciones de *EURECAT*, bajo la dirección de la Dra. Sylvia Cruz y la tutorización de M.^a Eugenia Rodríguez. La otra parte de la campaña, la caracterización dimensional y microestructural de las piezas de estudio, se llevó a cabo en los *Serveis Tècnics de Recerca* de la *Universitat de Girona*, bajo la dirección del Dr. Josep Costa.

Este trabajo se complementó con una estancia internacional en el *Instituto de Ciência e Inovação em Engenharia Mecânica e Engenharia Industrial (INEGI)*, bajo la supervisión del Dr. Nuno Correia. Durante esta estancia, estudiamos la influencia del fenómeno “vía rápida” o *race tracking* en el proceso de infusión por vacío y cuantificamos la porosidad existente en la zona curva de la cuaderna en “U”, fabricada tanto por el proceso de infusión por vacío como por el proceso RTM e ISCI.

Esta tesis fue parcialmente financiada por *l'Agència de Gestió d'Ajuts Universitaris i de Recerca (AGAUR)* y el *Departament de Recerca i Universitats* de la *Generalitat de Catalunya* en el programa de *Doctorats Industrials de Catalunya*, con el número de expediente 2015 DI 0079.

Para Cristian, Juan Carlos y Fran,
por formar equipo y estar conmigo.

Agradecimientos

Desde que el boceto de esta investigación comenzó a germinar en mi cabeza hasta que deposité el monográfico en la Escuela de Doctorado hubo un largo trayecto, y soy muy afortunada por haber transitado parte de él con muchas personas. Sirvan estas líneas para agradecer especialmente a algunas de ellas:

A Josep Costa y Nuno Correia. Director y co-director, por su confianza y apoyo, por su soporte técnico y seguimiento, por el cariño y generosidad con que han tratado el desarrollo de esta tesis y mi desarrollo personal y profesional. Una sabía que, de su mano, esto iba a salir bien.

A Sylvia Cruz y M.^a Eugenia Rodríguez. Co-directora y tutora de empresa, por brindarme la oportunidad de desarrollar esta investigación en Eurecat. Fue un privilegio poder ejecutar parte de la misma en un entorno industrial.

Al equipo del Departamento de Composites de Eurecat, en especial a Ángel Bermúdez, Cristian Builes, Daniel Sánchez, Antonio Bustos, Juan Carlos Pérez y Fran Lanzas. Fuisteis los mejores compañeros que una doctoranda pudo tener. A Albert Soto y Óscar Martí por su ayuda y por compartir conocimientos. A Germán Pérez, Enric Pascual y Cristina Balcells por hacer de los días de mayor cansancio algo más soportables.

A Masoud Bodaghi, João Machado y Rui Gomes. Los días que pasé con ellos en INEGI fueron esenciales en esta investigación. *Muito obrigada pelas dicas, pelas vossas ideias e por introduzirem-me a uma nova metodologia de trabalho.* También a Vanessa Iglesias y Fermín Otero, con quiénes fue maravilloso compartir estancia en Portugal.

A todos los miembros del grupo de investigación AMADE. A pesar de que la estancia en Gerona estuvo marcada por la pandemia, consiguieron que desde el primer instante me sintiera en casa. A Juan José Arbelaez y su esposa por su amistad. A Dani Reyes y Vicenç Oliveras, quiénes me abrieron las puertas de los laboratorios, por su buena disposición y sus ganas de ayudar.

Va un agradecimiento general para todas las personas que he pillado por banda en este proceso, porque soy una pesada que siempre anda hablando de cuestiones laborales con sus amistades. A todos mis amigos y amigas, en especial:

A Puyi, siempre dispuesto a sacar un hueco en esta vida tan exigente para prestarme su apoyo.

A Juanita, quien hizo de su casa mi casa durante la última fase de la tesis. *Mai oblidaré el que has fet per mí. Ouu mama!!! Et dec una gegant!* A Juanito y Ari por hacerme sentir como si estuviera en casa. *Moltes gràcies bonicos, teniu una amiga per sempre!*

A ese puñadito de amigas del cole, pequeño y maravilloso, que se alegra de corazón de mis éxitos y que me acompaña en los fracasos a: Eli, Noe, Janet, Andrea. M., Andrea. S. y Laura.

A la Valen, con quién he compartido conversaciones super nutritivas; coherentes e ilógicas, profundas y superficiales, genuinas y artificiales, de ciencia y de la vida. *Moltes gràcies per suportar cada una d'aquestes converses. No estic per Barna però saps que em tindràs allà on estiga. Trobo a faltar cada una de les teves paraules.*

A Pau y Abra, a Vitori y Eli, a Vicky Chauvell por estar ahí y hacerme reír.

A Víctor García, mi primer tutor en investigación justo hace 12 años. Aunque no ha participado directamente en este proyecto, lo que aprendí de él puede verse reflejado en cada una de las páginas de este monográfico. Gracias por mostrarme lo que era la investigación sin trampas.

A toda mi familia tamaritana, en particular: a mis padres Carmen y Pepe que me han apoyado siempre, en cada paso y decisión que he tomado. Gracias por creer en mí hasta cuando yo dejaba de hacerlo. Gracias por darme valentía para dejar el trabajo, cambiarme de país y ser feliz. A mi hermano Marcos que siempre está conmigo. A mi tía Chus, por entenderme, apoyarme y quererme. A mi tío Emilio y a mis primos Siso Ariño, porque he sentido su apoyo y admiración en cada palabra relacionada con este proyecto.

A Zé Filipe. Que haría yo sin ti.

Listado de publicaciones

A continuación, listamos los resultados derivados durante el desarrollo de esta tesis:

Patente

Ariño, M. Costa, J. Builes, C. Bermúdez, M.A. Rodríguez M.E. (2021) Patente Europea. No 21383057.3. Vacuum infusion system and method for vacuum infusing a fibre reinforcement with a resin.

Actas de congresos

Arino, M; Builes, C; Rodríguez, ME; Desarrollo de preformas para la fabricación de piezas estructurales de grandes dimensiones mediante la tecnología RTM para el sector aeronáutico. *XIII Congreso Nacional de Materiales Compuestos (MATCOMP)*. Vigo, 3 – 5 de Julio 2019.

Tabla de Contenidos

Prefacio	i
Agradecimientos	v
Listado de publicaciones.....	vii
Tabla de Contenidos.....	ix
Listado de Figuras.....	xv
Listado de Tablas	xxvii
Listado de abreviaturas.....	xxxii
Resumen.....	xxxiii
Abstract	xxxv
Resum	xxxvii
Resumo	xxxix
Capítulo 1.....	1
1. Introducción.....	1
1.1 Contexto	1
1.2 Investigaciones preliminares	4
1.3 Objetivos.....	6
1.4 Contenido.....	7
Capítulo 2.....	9
2. Estado del Arte	9
2.1 Materiales compuestos y sector aeronáutico.....	9
2.2 Procesos de Inyección de Resina (LCM)	10
2.2.1 Tecnología Resin Transfer Moulding (RTM)	11
2.2.2 Tecnología de Infusión por vacío	16
2.2.3 Estudio comparativo de las tecnologías de fabricación de composite en el sector aeronáutico.....	27
2.3 Tecnología de moldes de RTM y VI: diferencias y similitudes.....	29
2.4 Fenómeno vía rápida y permeabilidad	32
2.5 Efecto puenteo de láminas	34
2.6 Defectos de fabricación en los procesos LCM.....	35
2.7 Calidad de pieza.....	39
Capítulo 3.....	41
3. Materiales y métodos.....	41
3.1 Introducción.....	41

3.2	Materiales.....	42
3.2.1	Refuerzos y resinas.....	42
3.2.2	Materiales auxiliares.....	45
3.3	Equipos y procedimiento de fabricación.....	47
3.3.1	Equipos de fabricación.....	47
3.3.2	Método de fabricación por RTM.....	52
3.3.3	Método de fabricación por infusión por vacío.....	56
3.4	Técnicas de caracterización.....	59
3.4.1	Corte de probetas.....	60
3.4.2	Análisis ultrasónico phased array.....	62
3.4.3	Microscopía óptica.....	63
3.4.4	Medición de espesores.....	67
3.4.5	Ensayo de digestión de la matriz.....	68
3.4.6	Ensayo para determinar la resistencia a cizalla.....	70
3.4.1	Tomografía por rayos-X (μ CT).....	70
Capítulo 4.....		71
4.	Efecto del fenómeno vía rápida sobre la calidad del laminado en composites fabricados por el proceso de infusión por vacío.....	71
4.1	Introducción.....	71
4.2	Contextualización y planificación del estudio.....	72
4.2.1	Condiciones de experimentación y parámetros de estudio.....	72
4.2.2	Método de fabricación de los laminados por infusión por vacío.....	74
4.3	Influencia de la vía rápida en el patrón de flujo de resina y el tiempo de llenado.....	76
4.4	Estudio experimental de la influencia de la vía rápida sobre la calidad del laminado..	81
4.4.1	Efecto de la vía rápida sobre el espesor del laminado.....	82
4.4.2	Efecto de la vía rápida sobre la porosidad y el comportamiento mecánico del laminado.....	90
Capítulo 5.....		99
5.	Mejora de la compactación en zonas de elevada curvatura de piezas geoméricamente complejas fabricadas por infusión por vacío.....	99
5.1	Introducción.....	99
5.2	Geometría de la pieza.....	100
5.3	Propuesta del proceso de infusión con contramolde sólido incompresible (ISCI).....	102
5.4	Optimización del proceso ISCI.....	105
5.4.1	Variantes del proceso ISCI.....	105
5.4.2	Nomenclatura de las variantes ISCI.....	106
5.4.3	Diseño del molde cóncavo y de la estructura de contención.....	107

5.4.4	Diseño de los contramoldes en las variantes ISCI.....	109
5.5	Fabricación de la cuaderna por el proceso VI e ISCI.....	114
5.6	Resultados de la caracterización dimensional y microestructural de las piezas.....	117
5.6.1	Estudio cualitativo de los defectos en la zona plana	117
5.6.2	Estudio cualitativo de los defectos en la zona curva	119
5.6.3	Espesor de la zona curva	124
5.6.4	Evolución del espesor del laminado por el efecto de la presión	129
5.6.5	Fracción volumétrica de fibra por el método de digestión	138
5.6.6	Distribución espacial de los poros por análisis microestructural	141
5.6.7	Contenido en poros por análisis microestructural.....	163
5.6.8	Contenido en poros por tomografía de rayos-X.....	165
5.6.9	Comparación de los métodos de determinación de la porosidad	169
5.7	Observaciones finales	170
Capítulo 6.....		173
6.	Adecuación del proceso RTM para la fabricación de cuadernas con sección en “U” de grandes dimensiones.....	173
6.1	Introducción.....	173
6.2	Hipótesis de partida para el desarrollo del molde.....	174
6.2.1	Prototipo objetivo	174
6.2.2	Materiales.....	174
6.2.3	Método de fabricación y condiciones de proceso.....	175
6.2.4	Antecedentes de diseño de molde de RTM en prototipo aeronáutico	175
6.2.5	Diagnóstico y problemática del diseño de molde	177
6.3	Diseño conceptual del molde	182
6.3.1	Verificación numérica del diseño conceptual	183
6.4	Fabricación del molde.....	185
6.4.1	Requerimientos del diseño del molde	185
6.4.2	Diseño, materiales y componentes del molde	186
6.4.3	Cierre de molde.....	188
6.4.4	Sistema de inyección y simulación del proceso de llenado	189
6.4.5	Boquilla de inyección/vacío y canal de distribución.....	195
6.4.6	Juntas y métodos de estanqueidad.....	196
6.4.7	Sistema de calentamiento	198
6.4.8	Verificación dimensional del molde	203
6.5	Detalle de la fabricación de la cuaderna en U por la tecnología RTM.....	204
6.6	Validación operacional y funcional del molde	207

6.7	Análisis dimensional y microestructural de la cuaderna en U.....	208
6.7.1	Análisis por ultrasonidos.....	208
6.7.2	Estudio de la zona curva.....	209
6.7.3	Evolución del espesor del laminado	211
6.7.4	Grosor de la zona curva.....	212
6.7.5	Fracción volumétrica de fibra por el método de digestión	213
6.7.6	Distribución espacial de la porosidad por análisis microestructural	214
6.7.7	Contenido en poros por análisis microestructural.....	216
6.8	Industrialización del proceso	217
Capítulo 7	221
7. Discusión	221
7.1	Influencia de la vía rápida sobre la calidad del laminado.....	221
7.2	Estudio comparativo experimental de los procesos de inyección de resina empleados en esta investigación.....	222
Capítulo 8	231
8. Conclusiones	231
8.1	Conclusiones sobre la influencia de vía rápida.....	231
8.2	Conclusiones sobre las distintas variantes del proceso de infusión por vacío	232
8.3	Conclusiones del capítulo sobre la adecuación de la tecnología RTM para la fabricación de una cuaderna con sección en “U”	233
Chapter 8	235
8. Conclusions	235
8.1.	Conclusions about the influence of race tracking on the quality of laminates using the Vacuum Infusion manufacturing process	235
8.2	Conclusions about the improvement of vacuum infusion process using a solid incompressible counter-mold.....	236
8.3	Conclusions on the adequacy of the RTM technology for the U-shaped frame manufacturing.....	237
Capítulo 9	239
9. Sugerencias para trabajos futuros	239
9.1	Mejoras en el estudio de influencia de la vía rápida.....	239
9.2	Mejoras en el proceso de infusión con contramolde sólido incompresible (ISCI)	239
9.3	Mejoras en la tecnología RTM	240
9.4	Mejoras generales.....	240
Referencias	241
Anexo I	261

I. Metodología estadística para estudiar la influencia de la vía rápida sobre el espesor del laminado.....	261
Anexo II.....	265
II. Gráficas del ensayo de resistencia interlaminar (ILSS).....	265
Anexo III.....	267
III. Estudio micrográfico de la cuaderna.....	267
Anexo IV.....	275
IV. División de las micrográficas en imágenes pequeñas rectangulares.....	275
Anexo V.....	279
V. Medición de la permeabilidad en plano.....	279

Listado de Figuras

Fig. 1-1: Molde para la obtención de paneles planos por moldeo por transferencia de resina o RTM. Propiedad de <i>Eurecat</i>	2
Fig. 1-2: Sistema de infusión por vacío o VI. Propiedad de <i>Eurecat</i>	3
Fig. 1-3: Efecto “puenteo de láminas”, o <i>ply bridging</i> , debido al apilado de las láminas en la zona curva. Imagen adaptada de [24].....	4
Fig. 1-4: Fabricación de placas planas de refuerzo NCF de fibra de carbono y resina epoxi, con dimensiones de 380 x 260 x 2 mm: (a) proceso de infusión por vacío o VI y (b) proceso de moldeo por transferencia de resina o RTM.	4
Fig. 1-5: Propiedades mecánicas del <i>composite</i> reforzado de tejido NCF de carbono y resina RTM6 según el proceso de moldeo por transferencia de resina (RTM) o infusión por vacío (VI): (a) módulo elástico (E) en GPa y (b) resistencia mecánica (σ_m) en MPa. * Coeficiente de variación o CV en % de tres probetas ensayadas.	5
Fig. 1-6: Resultado del primer ensayo de fabricación por la tecnología de infusión por vacío.	6
Fig. 1-7: Llenado de la cuaderna en U por el proceso VI y distorsión del frente de flujo debido al efecto de “vía rápida”	6
Fig. 2-1: Materiales utilizados en la estructura del Airbus A380. Imagen adaptada [3].	9
Fig. 2-2: Etapas del proceso de moldeo por transferencia de resina o RTM.	12
Fig. 2-3: Proceso de moldeo por transferencia de resina con expansión térmica o TERTM: (a) expansión térmica de un núcleo sólido de silicona o (b) expansión de una vejiga o <i>bladder</i> con aire comprimido [89].....	15
Fig. 2-4: Montaje de consumibles en el proceso de infusión por vacío o VI.	16
Fig. 2-5: Efecto de la presión de la resina sobre la presión de compactación en el proceso de infusión por vacío o VI [98].....	17
Fig. 2-6: Esquema del proceso VARTM patentado por Philip Green en 1963 (basado en la descripción [112]) [23].....	19
Fig. 2-7: Representación esquemática del proceso RIDFT o DRDF [108].	20
Fig. 2-8: Detalle del montaje de la variante de proceso SCRIMP [107].	21
Fig. 2-9: Montaje de consumibles en: (a) el proceso de infusión por vacío y (b) proceso asistido por vacío (VAP) [108].	22
Fig. 2-10: Esquema de las variantes del proceso de infusión patentadas por la <i>Universidad de Delaware</i> : (a) montaje del proceso de vacío para inducir la relajación de la preforma o VIPR (b) montaje del proceso con cámara de flujo o FFC [23].	24
Fig. 2-11: Descripción del proceso de moldeo por transferencia de resina con canal asistido o CARTM [23].....	25
Fig. 2-12: Montaje del proceso FASTRAC [80].	25
Fig. 2-13: Clasificación de los procesos LCM y sus variantes.	27
Fig. 2-14: Diseño de molde RTM para la fabricación de pieza hueca aeronáutica, desarrollado en <i>Eurecat</i>	30
Fig. 2-15: Alternativas de juntas para moldes RTM [72].	31
Fig. 2-16: Esquema de las principales causas que originan el fenómeno vía rápida.	32
Fig. 2-17: Espacio formado entre la preforma y el molde [29].	34
Fig. 2-18: Esquema de los mecanismos físicos relacionados con la porosidad: formación, compresión y migración o transporte [205].	36
Fig. 2-19: Causas de la formación de macroporos. Imagen adaptada de [62].	36

Fig. 2-20: (a) Esquema de la formación de los micro y meso-poros en dirección longitudinal y transversal al flujo. (b) Análisis micrográfico de microporos. (c) Análisis micrográfico de mesoporos [36].	37
Fig. 2-21: Módulo elástico de un composite de carbono y vidrio en función de la fracción volumétrica de fibra. Representación de la variabilidad de rigidez en función del proceso de fabricación.	39
Fig. 3-1: Tejido de carbono bidireccional no-ondulado (NCF, <i>non-crimp fabric</i>) orientado: (a) 90° y (b) 0°	42
Fig. 3-2: Tejido bidireccional no-ondulado o <i>non-crimp fabric</i> (NCF) de fibra de carbono orientado a $\pm 45^\circ$	43
Fig. 3-3: Ciclo térmico aplicado a la resina RTM6.	44
Fig. 3-4: Ciclo térmico de las resinas Resoltech 1050/1053S y Resoltech 1800/1805.	44
Fig. 3-5: Materiales auxiliares: (a) bolsa de vacío, (b) tejido pelable o <i>peel-ply</i> , (c) tubo en espiral, (d) masilla de sellado o <i>tacky tape</i> , (e) malla distribución, (f) tejido no tejido o <i>coremat</i> y (g) malla de distribución.	46
Fig. 3-6: Equipo de inyección Isojet Equipments Modelo RTM & Injection [229]. Propiedad de EURECAT.	47
Fig. 3-7: Vistas de alzado y planta del equipo de inyección, divididas en el sistema monocomponente (1K), bicomponente (2K) y de vacío.	48
Fig. 3-8: Elementos del tanque del sistema 1K: (a) calentamiento del tanque por resistencia eléctrica, (b) agitador mecánico y (c) válvula de manguito para controlar el caudal de la resina [229].	49
Fig. 3-9: Esquema representativo del funcionamiento del sistema de dosificación resina/endurecedor [229].	49
Fig. 3-10: Sistema de dosificación automático resina/endurecedor: (a) bomba de resina, (b) bomba de endurecedor, (c) caudalímetro, (d) cabezal de mezcla, (e) cánula de mezcla, (f) caudalímetro y (g) conexión tubo de inyección [229].	50
Fig. 3-11: Sistema de vacío integrado a la inyectora: (a) bomba de vacío y (b) calderín [229].	50
Fig. 3-12: Molde de placa plana para el proceso de transferencia de resina o infusión: (a) vista del explosionado del molde, (b) vista de perfil del molde cerrado y (c) vista de la sección transversal del molde (condición: cavidad del molde cerrada).	51
Fig. 3-13: Unidad de control de temperatura de molde.	52
Fig. 3-14: Unidad de lectura de temperatura: (a) Registrador de datos y (b) termopar tipo J.	52
Fig. 3-15: Posición del patrón según la orientación de la capa, tomando como referencia el hilo de cosido.	53
Fig. 3-16: Etapas para conformar las capas del apilado en el molde convexo: (a) capas cortadas (apilado), (b) apilamiento y conformado de la primera capa, (c) apilado y conformado del resto de capas y (d) preforma final.	54
Fig. 3-17: Colocación de la preforma en molde: (a) preforma en el postizo convexo y (b) cierre de postizo convexo y cóncavo.	54
Fig. 3-18: Ciclo de inyección y curado de la resina RTM6 aplicado en la implementación del proceso RTM para la fabricación de cuadernas en forma U.	56
Fig. 3-19: Montaje de la preforma en el molde cóncavo.	57
Fig. 3-20: Colocación de las dos mallas de distribución (dimensiones en mm). Se representa la placa plana pero el mismo esquema se aplica para la fabricación de la cuaderna.	58
Fig. 3-21: Diagrama de flujo de la fabricación y caracterización microestructural y dimensional de las cuadernas de carbono en U.	59
Fig. 3-22: Diagrama de flujo del estudio de la influencia de la vía rápida sobre la calidad del material compuesto.	60

Fig. 3-23: Plano de corte de las placas planas de fibra de carbono. Incluye las probetas, y dimensiones, del ensayo micrográfico (500 x 37,50 mm) y del ensayo mecánico de resistencia a la cizalla aparente (30 x 15 mm).....	61
Fig. 3-24: Plano de corte de las probetas en la cuaderna en U, para el análisis micrográfico, el ensayo de digestión de la matriz y la tomografía de rayos-X.	62
Fig. 3-25: (a) Equipo ultrasonidos Olympus OmniScan MX2 OMNI-M-MPA16128 y (b) sonda 5.0L64-NW1 de 5 MHz de frecuencia.	63
Fig. 3-26: (a) Pulidora manual en húmedo <i>Struers Knuth-Rotor-3</i> . (b) Discos abrasivos de desgaste (diámetro 250 mm). (c) Microscopio óptico estereoscópico <i>Zeiss Discovery v12</i>	63
Fig. 3-27: Algoritmos del software de segmentación de imágenes.	64
Fig. 3-28: Tratamiento de segmentación de las imágenes de las placas planas: (a) micrografía y (b) imagen binarizada.	65
Fig. 3-29: Subdivisión de la sección transversal en U en áreas rectangulares de 0,2 mm de ancho. .	65
Fig. 3-30: Proceso para determinar cualitativamente el valor umbral: (a) abrir imagen con software <i>ImageJ</i> , (b) ajustar la escala del valor umbral, mediante la selección de las áreas negras (poros) y (c) aplicar la selección y verificar el resultado.....	66
Fig. 3-31: Error del contenido en poros según el área de la imagen.	67
Fig. 3-32: (a) Marcación de las medidas tomadas en la sección en U, (b) medidas de espesor tomadas a partir de la micrografía con el software <i>ImageJ</i>	68
Fig. 3-33: (a) Balanza <i>Mettler-Toledo AX 205-DR</i> (precisión $\pm 0,01$ mg), (b) accesorio para la determinación de la densidad de sólidos <i>Mettler-Toledo AT/AX ref. 210485</i>	68
Fig. 3-34: (a) Baño de arena <i>JP Selecta Combiplac-Sand</i> , (b) desecador en vidrio <i>Deltalab</i> , (c) matriz <i>kitasato</i> y <i>erlenmeyer</i> de <i>JP Selecta</i> y (d) filtros sinterizados <i>Schott Duran</i>	69
Fig. 3-35: (a) Probetas ILSS de los diferentes escenarios con canales de vía rápida, (b) máquina de ensayos universal <i>Instron 5900H</i> con célula de carga de 5 kN y utillajes de flexión a tres puntos....	70
Fig. 4-1: Diseño de los laminados para el estudio de la influencia de vías rápidas, siendo las variables la longitud y posición del canal I (izquierdo) y canal II (derecho).....	73
Fig. 4-2: Montaje del sistema de inyección y de los materiales auxiliares o consumibles en el molde de placa plana.....	74
Fig. 4-3: (a) Montaje de los consumibles en el molde de placa plana para la infusión del laminado M00, (b) uso de coremat a lo largo de la placa rectangular.....	75
Fig. 4-4: (a) Colocación de la junta de silicona al lado del laminado. Dimensiones en mm. Los 6 mm corresponden al corte realizado en el laminado para crear el canal I y II, (b) efecto puente en la bolsa por el uso de la junta de silicona. Dimensiones en mm.....	75
Fig. 4-5: Montaje de los materiales auxiliares para la fabricación de placas planas M02.	76
Fig. 4-6: Progresión del frente de flujo durante la etapa de llenado en el laminado M00.	77
Fig. 4-7: Progresión del frente de flujo durante la etapa de llenado en el laminado M01.	77
Fig. 4-8: Progresión del frente de flujo durante la etapa de llenado en el laminado M02.	78
Fig. 4-9: Progresión del frente de flujo durante la etapa de llenado en el laminado M03.	79
Fig. 4-10: Progresión del frente de flujo durante la etapa de llenado en el laminado M04.	79
Fig. 4-11: Progresión del frente de flujo durante la etapa de llenado en el laminado M05.	79
Fig. 4-12: Progresión del frente de flujo durante la etapa de llenado en el laminado M06.	80
Fig. 4-13: Progresión del frente de flujo durante la etapa de llenado en el laminado M07.	81
Fig. 4-14: Progresión del frente de flujo durante la etapa de llenado en el laminado M08.	81
Fig. 4-15: Representación gráfica de las variables estadísticas del espesor de pieza en función de la longitud de vía rápida: (a) diagrama de caja, (b) histogramas de los 5 laminados: bloque gris longitud del 0%, bloque rojo longitud del 25%, bloque amarillo longitud del 50%, bloque verde longitud del 75% y bloque azul longitud del 100%.	83

Fig. 4-16: Histograma con distribución normal ajustada de la placa plana sin canales de vía rápida.	84
Fig. 4-17: Correlación entre la distancia desde la vía rápida y el espesor de pieza.	84
Fig. 4-18: Correlación entre la distancia desde el punto de inyección y el espesor medio. Las líneas discontinuas indican la tolerancia de la placa plana según la norma ASTM D3039 [250].	86
Fig. 4-19: Posición de los canales I y II en los casos de estudio para investigar la influencia de de la vía rápida respecto al punto de inyección.	87
Fig. 4-20: Representación estadística del espesor de pieza en función de la posición de vía rápida: (a) Diagrama de caja, (b) Histogramas de los 4 escenarios: bloque gris sin vía rápida (M00), bloque lila (M02), bloque naranja (M04), bloque verde turquesa (M06).	88
Fig. 4-21: Correlación entre la distancia desde la vía rápida y el espesor de pieza en el estudio de la influencia de la posición de la vía rápida respecto el punto de inyección.	89
Fig. 4-22: Correlación entre la distancia desde el punto de inyección y el espesor medio.	90
Fig. 4-23: Posición y nomenclatura de las probetas empleadas en este estudio.	90
Fig. 4-24: Correlación entre el contenido en poros y la resistencia al cizallamiento interlaminar para el laminado M00.	92
Fig. 4-25: Correlación entre el contenido en poros y la resistencia al cizallamiento interlaminar para el laminado M01.	93
Fig. 4-26: Correlación entre el contenido en poros y la resistencia al cizallamiento interlaminar para el laminado M02.	93
Fig. 4-27: Correlación entre el contenido en poros y la resistencia al cizallamiento interlaminar para el laminado M07.	94
Fig. 4-28: Correlación entre el contenido en poros y la resistencia al cizallamiento interlaminar para el laminado M03.	94
Fig. 4-29: Correlación entre el contenido en poros y la resistencia al cizallamiento interlaminar para el laminado M04.	95
Fig. 4-30: Correlación entre el contenido en poros y la resistencia al cizallamiento interlaminar para el laminado M05.	95
Fig. 4-31: Correlación entre el contenido en poros y la resistencia al cizallamiento interlaminar para el laminado M06.	96
Fig. 4-32: Correlación entre el contenido en poros y la resistencia al cizallamiento interlaminar para el laminado M08.	96
Fig. 4-33: Correlación entre las variables de resistencia a cizalla y contenido en poros.	97
Fig. 5-1: Vistas de la cuaderna en U: (a) planta, (b) sección y (c) ángulo de desmoldeo de 1°. Las medidas están en mm.	101
Fig. 5-2: Montaje de consumibles para la fabricación por el proceso ISCI: (a) molde metálico, (b) preforma de carbono, (c) tejido pelable, (d) malla de distribución, (e) contramolde sólido incompresible, (f) masilla de cierre, (g) bolsa de vacío y (h) sistema de inyección.	103
Fig. 5-3: Primera compactación del laminado mediante la aplicación de presión de vacío.	103
Fig. 5-4: Aplicación de la presión externa durante la etapa de post-llenado (segunda compactación del laminado).	104
Fig. 5-5: Costes de mano de obra para la fabricación de una placa de 0,1 m ² en preimpregnado de carbono por el proceso de bolsa de vacío [285].	104
Fig. 5-6: Diagrama de flujo del proceso: (a) de infusión por vacío (VI), (b) RTM y (c) ISCI.	105
Fig. 5-7: Propuesta de diseño de las variantes de la infusión con contramolde sólido incompresible (ISCI).	106
Fig. 5-8: Propuesta de diseño de las variantes de la infusión con contramolde sólido incompresible (ISCI).	107

Fig. 5-9: Vista de la sección transversal del molde cóncavo para el proceso de infusión por vacío o VI.....	108
Fig. 5-10: (a) Conjunto del molde para la nueva variante de proceso, (b) estructura ligera formada por chapa de acero curvada (60 x 2 x 600 mm), perfil central estándar de 40 x 20 mm y los travesaños perfil estándar hueco 40 x 40 x 2 mm. Tornillos DIN912, calidad 12.9, métrica M16 x 80.....	108
Fig. 5-11: Representación ortogonal de las tres vistas principales del molde cóncavo de la infusión con contramolde sólido incompresible (ISCI).....	109
Fig. 5-12: Vista de la sección transversal del molde para las variantes SIL70 o SIL18. La diferencia entre ambos es el material empleado en el contramolde.....	110
Fig. 5-13: (a) Diseño y dimensiones del acople de espuma de PU (dimensiones en mm) y (b) Contramolde de silicona de la variante SIL70/PU.....	111
Fig. 5-14: Vista de la sección transversal del conjunto de la variante SIL70/PU.	111
Fig. 5-15: Diseño de la estructura rígida: (a) vista en 3D, (b) vista en planta acotada y (c) sección acotada; anotar que las medidas son en mm.	112
Fig. 5-16: Fabricación por el proceso de colada del contramolde de la variante SIL55/3D.....	112
Fig. 5-17: Vista de la sección transversal del conjunto del prototipo PT-SIL55/3D.....	113
Fig. 5-18: Diseño y dimensiones del contramolde de la variante SIL55/CA (medidas en mm).	113
Fig. 5-19: Fabricación del contramolde de la variante SIL55/CA por el proceso de colada.....	114
Fig. 5-20: Vista de la sección transversal del molde SIL55/CA.	114
Fig. 5-21: Geometría y dimensiones del patrón.	115
Fig. 5-22: Corte y conformado de las capas y cierre de bolsa de vacío en la fabricación por el proceso de infusión o VI.	115
Fig. 5-23: Montaje de consumibles para la fabricación de la cuaderna en: (a) detalle de la etapa de llenado y (c) detalle de los consumibles empleados.	116
Fig. 5-24: Montaje del contramolde y materiales auxiliares para la infusión con contramolde sólido incompresible (ISCI).	117
Fig. 5-25: Atenuación del C-scan de la cuaderna en U fabricada por el proceso: (a) VI, (b) SIL18, (c) SIL70, (d) SIL70/PU, (e) SIL55/3D y (f) SIL55/CA.....	118
Fig. 5-26: Sección transversal de la zona curva de la cuaderna para mostrar el aspecto de los defectos identificados y su categoría. La clasificación de los defectos se presenta en la Tab. 5-8.....	119
Fig. 5-27: Micrografía óptica de la zona curva C de la cuaderna VI. Distancia desde el punto de inyección (a) 150 mm (b) 350 mm (c) 450 mm.....	120
Fig. 5-28: Micrografía óptica de la zona curva L de la cuaderna VI. Distancia desde el punto de inyección (d) 150 mm (e) 350 mm (f) 450 mm.....	120
Fig. 5-29: Micrografía óptica de la zona curva C de la cuaderna SIL18. Distancia desde el punto de inyección (a) 150 mm (b) 350 mm (c) 450 mm.....	121
Fig. 5-30: Micrografía óptica de la zona curva L de la cuaderna SIL18. Distancia desde el punto de inyección (d) 150 mm (e) 350 mm (f) 450 mm.....	121
Fig. 5-31: Micrografía óptica de la zona curva C de la cuaderna SIL70. Distancia desde el punto de inyección (a) 150 mm (b) 350 mm (c) 450 mm.....	122
Fig. 5-32: Micrografía óptica de la zona curva L de la cuaderna SIL70. Distancia desde el punto de inyección (d) 150 mm (e) 350 mm (f) 450 mm.....	122
Fig. 5-33: Micrografía óptica de la zona curva C de la cuaderna SIL70/PU. Distancia desde el punto de inyección (a) 150 mm (b) 350 mm (c) 450 mm.	122
Fig. 5-34: Micrografía óptica de la zona curva L de la cuaderna SIL70/PU. Distancia desde el punto de inyección (d) 150 mm (e) 350 mm (f) 450 mm.....	122
Fig. 5-35: Micrografía óptica de la zona curva C de la cuaderna SIL55/3D. Distancia desde el punto de inyección (a) 150 mm (b) 350 mm (c) 450 mm.	123

Fig. 5-36: Micrografía óptica de la zona curva L de la cuaderna SIL55/3D. Distancia desde el punto de inyección (d) 150 mm (e) 350 mm (f) 450 mm.....	123
Fig. 5-37: Micrografía óptica de la zona curva C de la cuaderna SIL55/CA. Distancia desde el punto de inyección (a) 150 mm (b) 350 mm (c) 450 mm.	123
Fig. 5-38: Micrografía óptica de la zona curva L de la cuaderna SIL55/CA. Distancia desde el punto de inyección (d) 150 mm (e) 350 mm (f) 450 mm.....	124
Fig. 5-39: Fuerzas de reacción en el canto (σ^*) para las configuraciones: (a) molde cóncavo y (b) convexo. σ es la presión aplicada, s_p es la superficie expuesta a la presión aplicada y s_t es la superficie del molde [190].	125
Fig. 5-40: Efecto de engrosamiento del ángulo en función de la distancia desde el punto de inyección o <i>inlet</i> de la variante VI. Espesor nominal en radio 4,5 mm.....	126
Fig. 5-41: Efecto de engrosamiento del ángulo en función de la distancia desde el punto de inyección o <i>inlet</i> de la variante SIL18. Espesor en radio nominal 4,5 mm.	127
Fig. 5-42: Efecto del engrosamiento del ángulo en función de la distancia desde el punto de inyección para las muestras de la variante SIL70. Espesor en radio nominal 4,5 mm.....	127
Fig. 5-43: Efecto del engrosamiento del ángulo en función de la distancia desde el punto de inyección o <i>inlet</i> para la variante SIL70/PU. Espesor en radio nominal 4,5 mm.....	128
Fig. 5-44: Efecto de engrosamiento del ángulo en función de la distancia desde el punto de inyección para las muestras de la variante SIL55/3D. Espesor en radio nominal 4,5 mm.	129
Fig. 5-45: Efecto del engrosamiento del ángulo en función de la distancia desde el punto de inyección o <i>inlet</i> de la variante SIL55/CA. Espesor en radio nominal 4,5 mm.....	129
Fig. 5-46: Perfil de espesor a una distancia de 300 mm del punto de inyección para la pieza: (a) VI, (b) SIL18, (c) SIL70, (d) SIL70/PU, (e) SIL55/3D y (f) SIL55/CA.....	130
Fig. 5-47: Perfil de espesor a una distancia de 550 mm del punto de inyección para la pieza: (a) VI, (b) SIL18, (c) SIL70, (d) SIL70/PU, (e) SIL55/3D y (f) SIL55/CA.....	132
Fig. 5-48: Medidas de espesor del proceso VI según la zona de la sección en U y la distancia del punto de inyección.	133
Fig. 5-49: Medidas de espesor de la variante SIL18 según la zona de la sección en U y la distancia del punto de inyección.....	134
Fig. 5-50: Medidas de espesor de la variante SIL70 según la zona de la sección en U y la distancia del punto de inyección.....	134
Fig. 5-51: Medidas de espesor de la variante SIL70/PU según la zona de la sección en U y la distancia del punto de inyección.	135
Fig. 5-52: Medidas de espesor de la variante SIL55/3D según la zona de la sección en U y la distancia del punto de inyección.	135
Fig. 5-53: Medidas de espesor de la cuaderna SIL55/CA según la zona de la sección en U y la distancia del punto de inyección.	136
Fig. 5-54: Sumario de las medidas de espesor en función del proceso VI y de la variante de proceso ISCI para las cuadernas en U ensayadas por micrografía óptica en diez secciones transversales. .	136
Fig. 5-55: Relación entre la fracción volumétrica de fibra experimental y la distancia desde el punto de inyección (<i>inlet</i>) para la variante VI en la zona: curva L, plana y curva C.....	138
Fig. 5-56: Relación entre la fracción volumétrica de fibra experimental y la distancia desde el punto de inyección (<i>inlet</i>) para la variante SIL18 en la zona: curva L, plana y curva C.....	138
Fig. 5-57: Relación entre la fracción volumétrica de fibra experimental y la distancia desde el punto de inyección (<i>inlet</i>) para la variante SIL70 en la zona: curva L, plana y curva C.....	139
Fig. 5-58: Relación entre la fracción volumétrica de fibra experimental y la distancia desde el punto de inyección para la variante SIL70/PU en la zona: curva L, plana y curva C.....	140

Fig. 5-59: Relación entre la fracción volumétrica de fibra experimental y la distancia desde el punto de inyección (<i>inlet</i>) para la variante SIL55/3D en la zona: curva L, plana y curva C.....	140
Fig. 5-60: Relación entre la fracción volumétrica de fibra experimental y la distancia desde el punto de inyección para la variante SIL55/CA en la zona: curva L, plana y curva C.....	141
Fig. 5-61: Eje de coordenadas para definir la posición de la subdivisión de imágenes de la sección transversal en U.....	142
Fig. 5-62: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo C de la pieza VI.....	142
Fig. 5-63: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo L de la pieza VI.....	143
Fig. 5-64: Comparación entre el perfil del ángulo L y C para diferentes distancias desde el <i>inlet</i> al <i>oulet</i> : (a) 100 mm, (b) 150 mm, (c) 200 mm, (d) 250 mm, (e) 300 mm, (f) 350 mm, (g) 400 mm, (h) 450 mm, (i) 500 mm y (j) 550 mm.....	145
Fig. 5-65: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo C de la variante SIL18.....	147
Fig. 5-66: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo L de la variante SIL18.....	147
Fig. 5-67: Distribución de poros del ángulo C según la posición a lo largo del laminado en: (a) 150 mm (b) 350 mm y (c) 450 mm.....	148
Fig. 5-68: Comparación entre el perfil del ángulo L y C para diferentes distancias desde el <i>inlet</i> al <i>oulet</i> : (a) 100 mm, (b) 150 mm, (c) 200 mm, (d) 250 mm, (e) 300 mm, (f) 350 mm, (g) 400 mm, (h) 450 mm, (i) 500 mm y (j) 550 mm.....	149
Fig. 5-69: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo C de la variante SIL70.....	150
Fig. 5-70: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo L de la variante SIL70.....	150
Fig. 5-71: Distribución de poros del ángulo C según la posición a lo largo del laminado en: (a) 150 mm (b) 350 mm y (c) 450 mm.....	151
Fig. 5-72: Comparación entre el perfil del ángulo L y C para diferentes distancias desde el <i>inlet</i> al <i>oulet</i> : (a) 100 mm, (b) 150 mm, (c) 200 mm, (d) 250 mm, (e) 300 mm, (f) 350 mm, (g) 400 mm, (h) 450 mm, (i) 500 mm y (j) 550 mm.....	153
Fig. 5-73: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo C de la variante SIL70/PU.....	153
Fig. 5-74: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo L de la variante SIL70/PU.....	153
Fig. 5-75: Distribución de poros del ángulo C según la posición a lo largo del laminado en: (a) 150 mm (b) 350 mm y (c) 500 mm.....	154
Fig. 5-76: Distribución de poros del ángulo L según la posición a lo largo del laminado en: (d) 150 mm (e) 350 mm y (f) 500 mm.....	154
Fig. 5-77: Comparación entre el perfil del ángulo L y C para diferentes distancias desde el <i>inlet</i> al <i>oulet</i> : (a) 100 mm, (b) 150 mm, (c) 200 mm, (d) 250 mm, (e) 300 mm, (f) 350 mm, (g) 400 mm, (h) 450 mm, (i) 500 mm y (j) 550 mm.....	156
Fig. 5-78: Perfil del contenido en vacíos normalizado del ángulo C de la variante SIL55/3D.....	156
Fig. 5-79: Perfil del contenido en vacíos normalizado del ángulo L de la variante SIL55/3D.....	157
Fig. 5-80: Distribución de poros del ángulo C según la posición a lo largo del laminado en: (a) 150 mm (b) 350 mm y (c) 500 mm.....	157
Fig. 5-81: Distribución de poros del ángulo L según la posición a lo largo del laminado en: (a) 150 mm (b) 350 mm y (c) 500 mm.....	157
Fig. 5-82: Comparación entre el perfil del ángulo L y C para diferentes distancias desde el <i>inlet</i> al <i>oulet</i> : (a) 100 mm, (b) 150 mm, (c) 200 mm, (d) 250 mm, (e) 300 mm, (f) 350 mm, (g) 400 mm, (h) 450 mm, (i) 500 mm y (j) 550 mm.....	159
Fig. 5-83: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo C de la variante SIL70/CA.....	160
Fig. 5-84: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo L de la variante SIL70/CA.....	160
Fig. 5-85: Distribución de poros del ángulo C según la posición a lo largo del laminado en: (a) 150 mm (b) 350 mm y (c) 500 mm.....	160

Fig. 5-86: Distribución de poros del ángulo L según la posición a lo largo del laminado en: (d) 150 mm (e) 350 mm y (f) 500 mm.....	161
Fig. 5-87: Comparación entre el perfil del ángulo L y C para diferentes distancias desde el <i>inlet</i> al outlet: (a) 100 mm, (b) 150 mm, (c) 200 mm, (d) 250 mm, (e) 300 mm, (f) 350 mm, (g) 400 mm, (h) 450 mm, (i) 500 mm y (j) 550 mm.....	163
Fig. 5-88: Curvas de contenido en poros en función de la distancia desde el punto de inyección para las diversas piezas: (a) VI, (b) SIL18, (c) SIL70, (d) SIL70/PU, (e) SIL55/3D y (f) SIL55/CA.	164
Fig. 5-89: Contenido en poros del ángulo L y ángulo C para cada variante de proceso, analizado por microscopía óptica.	165
Fig. 5-90: Dimensiones de las muestras y posición del eje Z.	166
Fig. 5-91: Contenido en poros de la pieza VI en la zona curva L. La posición en Z es de: (a) 0 mm, (b) 5 mm y (c) 10 mm.....	166
Fig. 5-92: Porosidad de la pieza VI a lo largo del eje Z.	167
Fig. 5-93: Contenido en poros de la pieza VI en la zona curva L. La posición en Z es de: (a) 0 mm, (b) 5 mm y (c) 10 mm.....	167
Fig. 5-94: Porosidad de la pieza RTM a lo largo del eje Z.	168
Fig. 5-95: Contenido en poros de la pieza SIL55/CA en la zona curva L. La posición en Z es de: (a) 0 mm, (b) 5 mm y (c) 10 mm.....	168
Fig. 5-96: Porosidad de la pieza RTM a lo largo del eje Z.	169
Fig. 6-1: Molde de RTM en aluminio diseñado para la fabricación del perfil en U.....	175
Fig. 6-2: Procedimiento de fabricación del perfil en U por la tecnología RTM: (a) corte y apilado de las capas de tejido no-ondulado, (b) conformado de las capas sobre el contramolde convexo, (c) cierre de molde, (d) corte del remanente de la preforma y (e) molde después de la inyección de resina.	176
Fig. 6-3: Predicción de las zonas de contacto en mm del perfil en U con el molde: (a) convexo y (b) cóncavo.....	180
Fig. 6-4: Análisis de tensiones para cuantificar la presión de contacto que ejerce el molde después del enfriamiento hasta temperatura ambiente: (a) convexo y (b) cóncavo.....	181
Fig. 6-5: Distorsión de forma e inestabilidad del perfil en U debido a la deformación térmica inducida por: (a) la diferencia de CTE <i>composite</i> – molde, (b) efecto <i>spring-in</i> , (c) por deflexión del molde y (d) análisis de las tensiones residuales de compresión por deflexión del molde.....	181
Fig. 6-6: Fase de desmoldeo del perfil en U a temperatura ambiente.....	182
Fig. 6-7: Diseño preliminar del molde de la cuaderna en U: (a) conjunto del postizo convexo y cóncavo, y (b) postizo cóncavo ubicado en el portamoldes.....	182
Fig. 6-8: Vista en 3D del diseño de molde de RTM para la fabricación de la cuaderna en U: (a) portamoldes inferior, (b) portamoldes superior, (c) postizo cóncavo, (d) preforma, (e) postizo convexo, (f) boquilla de inyección, (g) boquilla de vacío y (h) sistema de juntas.....	186
Fig. 6-9: Vista en 2D y dimensiones del postizo convexo fabricado en aluminio 7075T6.....	187
Fig. 6-10: Vista de la sección transversal del molde de RTM.....	187
Fig. 6-11: Sistema de cierre por tornillos en el molde RTM, el cual incluye 22 tornillos de M16 x 80 mm (DIN 912 12.9) y una distancia entre tornillos de 115 mm.	189
Fig. 6-12: Patrón de llenado del demostrador de 2000 mm según el sistema de inyección definido en el Caso de estudio 1 de la Tab. 6-6: (a) tiempo de llenado y (b) presión al final del llenado.	194
Fig. 6-13: Patrón de llenado del demostrador de 2000 mm según el sistema de inyección definido en el Caso de estudio 2 de la Tab. 6-6: (c) tiempo de llenado y (d) presión al final del llenado.	194
Fig. 6-14: Patrón de llenado del demostrador de 2000 mm según el sistema de inyección definido en el Caso de estudio 3 de la Tab. 6-6: (e) tiempo de llenado y (f) presión al final del llenado.	194
Fig. 6-15: Diseño del sistema de inyección en el molde; los canales de resina (c) y (d) están identificados de color verde.	195

Fig. 6-16: Canal de distribución de la resina: (a) ubicación de los canales y (b) geometría y dimensiones.....	195
Fig. 6-17: Boquilla para el molde de RTM: (a) vista en 3D y (b) vista en 2D con dimensiones.....	195
Fig. 6-18: Sistema de juntas tóricas en el molde de RTM.....	196
Fig. 6-19: (a) Dimensiones de la cajera rectangular para una junta tipo cordón de diámetro externo de 6 mm. (b) Distancia entre las 3 juntas del sistema de estanqueidad.....	196
Fig. 6-20: (a) Dimensiones junta/cordón tórico. (b) Esquema de deformaciones junta en el molde.	197
Fig. 6-21: Juntas tóricas empleadas en el molde RTM: (a) junta plana diseñada a medida, (b) junta tipo cordón y (c) ubicación del sistema de juntas, señalando la junta plana.....	197
Fig. 6-22: Diseño del circuito de calentamiento del molde de RTM.	198
Fig. 6-23: Análisis térmico del molde RTM para la validación del diseño de circuito de calentamiento.	203
Fig. 6-24: Resultados de la presión de contacto en MPa entre el laminado y el molde RTM: (a) molde RTM-A de acero y (b) molde RTM-B, de acero y aluminio en el convexo; a una temperatura de desmoldeo de 100 °C.....	183
Fig. 6-25: Deformación de forma de la pieza RTM inducida por el postizo cóncavo de acero: (a) deformación en zona curva debida a la diferencia de CTE entre laminado y molde y (b) deformación inducida por el <i>spring-in</i>	184
Fig. 6-26: Influencia de la temperatura sobre la fuerza necesaria para extraer la pieza del postizo cóncavo.....	184
Fig. 6-27: Presión de contacto sobre el <i>composite</i> con el molde: (a) molde RTM-A y (b) molde RTM-B.	185
Fig. 6-28: Análisis dimensional del molde de RTM: (a) portamoldes inferior/postizo cóncavo y (b) portamoldes superior/ postizo convexo.	204
Fig. 6-29: Molde de RTM de la cuaderna en U: (a) parte inferior del portamoldes, (b) parte superior del portamoldes junto con el postizo convexo de aluminio y (c) convexo cóncavo de acero.	204
Fig. 6-30: Construcción de la preforma de la cuaderna en U: (a) etapa de corte del refuerzo NCF y (b) conformado de las capas en el postizo convexo.	205
Fig. 6-31: Montaje de los postizos y ajuste de la preforma.....	205
Fig. 6-32: Etapa de desmoldeo en caliente a 180 ± 5 °C.....	206
Fig. 6-33: Cuadernas fabricadas por la tecnología RTM.....	206
Fig. 6-34: Valores de espesor en los puntos de medida del (a) ala y (b) alma para las piezas RTM-01 y RTM-02.....	207
Fig. 6-35: Valores de espesor en radio en los puntos de medida de la zona curva para las piezas RTM-01 y RTM-02.....	208
Fig. 6-36: Atenuación del C-scan del alma de la cuaderna donde se distingue un área de elevada compactación (mínima atenuación) y áreas de color azul (máxima atenuación) que corresponden a porosidad.	208
Fig. 6-37: Sección transversal de la zona curva de la cuaderna para mostrar el aspecto de los defectos identificados y categorizados.	209
Fig. 6-38: Micrografía óptica de la zona curva C de la cuaderna en U fabricada por RTM. Distancia desde el punto de inyección (a) 150 mm (b) 350 mm (c) 450 mm.	210
Fig. 6-39: Micrografía óptica de la zona curva L de la cuaderna en U fabricada por RTM. Distancia desde el punto de inyección (d) 150 mm (e) 350 mm (f) 450 mm.....	210
Fig. 6-40: Micrografía óptica de la zona plana de la cuaderna en U fabricada por RTM. Distancia del punto de inyección de 150 mm.	210

Fig. 6-41: Perfil de espesor de la pieza RTM a una distancia del extremo izquierdo de la cuaderna: (a) 100 mm, (b) 300 mm, (c) 400 mm y (d) 550 mm.	211
Fig. 6-42: Medidas de espesor de la cuaderna RTM según la zona de la sección en U y a diferentes distancias del punto de inyección.	212
Fig. 6-43: Efecto del engrosamiento del ángulo en función de la distancia desde el extremo izquierdo para las muestras de la pieza RTM. Espesor en radio nominal 4,5 mm.	213
Fig. 6-44: Relación entre la FVF experimental y la longitud de la cuaderna RTM en la zona: curva L, plana y curva C.	214
Fig. 6-45: Perfil del contenido en poros normalizado de la cuaderna fabricada por el proceso de transferencia de resina (RTM).	214
Fig. 6-46: Distribución del contenido en poros de la cuaderna RTM en función de la distancia del <i>inlet</i> al <i>outlet</i>	216
Fig. 6-47: Distribución del contenido en poros de la sección transversal en U en la cuaderna de 600 mm de longitud, fabricada por la tecnología RTM.	217
Fig. 6-48: Limpieza y aplicación de tapaporos <i>Chemlease 15 Sealer EZ</i> y desmoldeante <i>Chemlease 41-90 EZ</i>	218
Fig. 6-49: (a) Corte de capas, (b) colocación de las capas por tramos y con solapes, (c) alineación de los diferentes tramos de refuerzo NCF y (d) colocación de las capas por tramos y con solapes.	218
Fig. 6-50: (a) Posicionamiento del postizo cóncavo sobre preforma y convexo, (b) ajuste del cierre de postizos, (c) colocación de postizos en el portamoldes y (d) corte de refuerzo sobrante y colocación de las juntas tóricas.	219
Fig. 6-51: (a) Portamoldes para la inyección, (b) tubos del sistema de inyección, (c) termopares tipo K de control de temperatura y (d) conexión de tubos del sistema de calentamiento.	219
Fig. 6-52: (a) Apertura del molde en caliente a 180 ± 5 °C y (b) pieza en convexo de aluminio para ser desmoldeada.	219
Fig. 6-53: Cuaderna en U fabricada por la tecnología RTM y post-mecanizada.	220
Fig. 7-1: Patrón del frente de flujo para los laminados estudiados. Llenado de la placa al 80%.	221
Fig. 7-2: Comparación del factor de engrosamiento del ángulo en los distintos procesos de fabricación: proceso de infusión por vacío, proceso RTM e infusión con contramolde sólido incompresible y sus variantes (SIL18, SIL70, SIL70/PU, SIL55/3D y SIL55/CA).	223
Fig. 7-3: Comparación del espesor en los distintos procesos de fabricación: proceso de infusión por vacío, proceso RTM e infusión con contramolde sólido incompresible y sus variantes (SIL18, SIL70, SIL70/PU, SIL55/3D y SIL55/CA).	224
Fig. 7-4: Comparación de la fracción volumétrica de fibra en los distintos procesos de fabricación: proceso de infusión por vacío, proceso RTM e infusión con contramolde sólido incompresible y sus variantes (SIL18, SIL70, SIL70/PU, SIL55/3D y SIL55/CA).	226
Fig. 7-5: Comparación del contenido en poros en los distintos procesos de fabricación: proceso de infusión por vacío, proceso RTM e infusión con contramolde sólido incompresible y sus variantes (SIL18, SIL70, SIL70/PU, SIL55/3D y SIL55/CA).	226
Fig. 7-6: Comparación del coeficiente de variación en las variables de calidad según el proceso de fabricación: : proceso de infusión por vacío, proceso RTM e infusión con contramolde sólido incompresible y sus variantes (SIL18, SIL70, SIL70/PU, SIL55/3D y SIL55/CA).	227
Fig. 7-7: Diferencia entre los valores experimentales de la fracción volumétrica de fibra de literatura y los propuestos en esta investigación.	228
Fig. 7-8: Diferencia entre valores experimentales de la porosidad de literatura y los propuestos en esta investigación.	229
Fig. 9-1: Adaptación de la tecnología ISCI a perfiles de diferentes geometrías: (a) T, (b) L, (c) I y (d) Z. El color negro corresponde al perfil, el gris corresponde a los materiales auxiliares, el azul es la	

cámara de aire en la zona curva, el naranja es el contramolde incompresible y el verde es la bolsa de vacío..... 240

Listado de Tablas

Tab. 1-1: Resultados de la fracción volumétrica de fibra (FVF), la fracción volumétrica de resina (RVF, <i>Resin Volume Fraction</i>) y la porosidad para el proceso de infusión por vacío (VI) y el proceso de moldeo por transferencia de resina (RTM).....	5
Tab. 2-1: Principales variantes de la tecnología de moldeo por transferencia de resina o RTM.....	14
Tab. 2-2: Principales variantes de la tecnología de infusión desde los años 60 hasta día de hoy.....	26
Tab. 2-3: Calidad de los laminados en función del proceso de fabricación, LCM vs Autoclave.	28
Tab. 2-4: Mejoras de proceso LCM con presión adicional en la etapa de post-llenado.....	29
Tab. 2-5: Principales materiales para moldes de RTM e VI.....	30
Tab. 2-6: Sistemas de calentamiento para moldes RTM [73].....	31
Tab. 3-1: Requisitos técnicos de la fibra de carbono definidos en el proyecto COFRARE 2.0 [44]....	41
Tab. 3-2: Estudios bibliográficos en refuerzos NCF en componentes primarios.	42
Tab. 3-3: Especificaciones técnicas de la fibra de carbono <i>Aksaca A-42-12K</i>	42
Tab. 3-4: Características principales de la construcción del tejido NCF de carbono a 0/90°	42
Tab. 3-5: Características de la construcción del tejido NCF de carbono a $\pm 45^\circ$	43
Tab. 3-6: Características físicas de las resinas epoxi de estudio, recopiladas de la ficha técnica de los proveedores.	43
Tab. 3-7: Características técnicas del tejido pelable.....	45
Tab. 3-8: Características generales de la bolsa de vacío.....	45
Tab. 3-9: Características generales de las mallas de distribución utilizadas.....	46
Tab. 3-10: Principales elementos y especificaciones técnicas del sistema monocomponente (1K), del bicomponente (2K) y del sistema de vacío.	48
Tab. 3-11: Principales características del atemperador de aceite <i>Tool-Temp</i> Modelo TT-380.....	51
Tab. 3-12: Principales características del atemperador de aceite <i>Tool-Temp</i> Modelo TT-380.....	52
Tab. 3-13: Instrucciones para el tratamiento de la superficie del molde RTM.	53
Tab. 3-14: Parámetros de desgasificación de la resina <i>RTM6</i>	55
Tab. 3-15: Parámetros de proceso para la inyección de la resina <i>RTM6</i>	55
Tab. 3-16: Parámetros de proceso correspondientes al ciclo de curado de la resina <i>RTM6</i>	55
Tab. 3-17: Dimensiones de los consumibles para la fabricación por infusión por vacío.....	57
Tab. 3-18: Parámetros de desgasificación de la resina <i>Resoltech 1800/1805</i> y <i>1050/1053S</i>	58
Tab. 3-19: Parámetros de proceso de la resina <i>Resoltech 1800/1805</i> y <i>1050/1053S</i> para el proceso de infusión por vacío.	59
Tab. 3-20: Parámetros de proceso correspondientes al ciclo de curado de las resinas <i>Resoltech</i>	59
Tab. 3-21: Principales parámetros para la configuración del equipo e inspección por ultrasonidos <i>phased array</i>	62
Tab. 3-22: Subdivisión de imágenes y variables seleccionadas para el estudio de análisis de error. 66	
Tab. 3-23: Resultado del contenido en poros para el Caso 1 y 4. Parámetro umbral (t) 30 y número de kernel (k) variable entre 1 y 5.	67
Tab. 4-1: Parámetros fijos predefinidos en las placas planas.	72
Tab. 4-2: Parámetros de proceso para la fabricación de las placas planas, donde $P_{res.-degas.}$ es la presión residual en el tanque durante el proceso de desgasificación, $t_{degas.}$ tiempo de desgasificación, $P_{res.-comp.}$ presión residual en el molde durante el proceso de compactación, P_o pérdida de presión admisible durante la prueba de estanqueidad y $P_{res.-inyec.}$ la presión residual de la bomba de vacío durante la inyección de la resina.	76
Tab. 4-3: Variables estadísticas para cada laminado: longitud vía rápida (VR) 0, 25, 50, 75 y 100%. 82	
Tab. 4-4: Ajuste de las distintas distribuciones en función de la longitud de vía rápida según el test de bondad Anderson-Darling.	85

Tab. 4-5: Valor de los parámetros de la distribución loglogística 3 parámetros para los paneles planos con longitudes del 25%, 50%, 75% y 100%.	86
Tab. 4-6: Variables estadísticas del espesor para cada placa plana en función de la posición de la vía rápida.	87
Tab. 4-7: Ajuste de las distintas distribuciones en función de la longitud de vía rápida según el test de bondad Anderson-Darling.	89
Tab. 4-8: Valor de los parámetros de la distribución loglogística 3 parámetros para casos M02, M06 y M08.	89
Tab. 4-9: Valores de resistencia al cizallamiento interlaminar en MPa en función de la posición de la probeta para los diferentes laminados estudiados.	91
Tab. 4-10: Valores de contenido en poros en % en función de la posición de la probeta para los diferentes laminados estudiados.	91
Tab. 5-1: Tolerancias dimensionales para el prototipo de la cuaderna en U.	101
Tab. 5-2: Resultados de la medición del ángulo L y C.	102
Tab. 5-3: Nomenclatura de las variantes del ISCI, de las piezas y de las muestras de esta investigación.	107
Tab. 5-4: Principales propiedades de las siliconas empleadas en los contramoldes SIL70 y SIL18. DSA: Dureza Shore A, E: módulo elástico [MPa] a una deformación de rotura del 100%, ϵ_R : deformación a rotura [%], σ_m : resistencia máxima [MPa] y ρ_c : densidad [g/cm ³].	109
Tab. 5-5: Ciclo de vulcanización de la silicona <i>Elastosil LR3003/70</i> y <i>Elastosil M4512</i> . R/H: ratio resina y endurecedor, $T_{vulc.}$: Temperatura de vulcanización [°C] y $t_{vulc.}$: tiempo de vulcanización.	110
Tab. 5-6: Especificaciones de la preforma y de su construcción.	115
Tab. 5-7: Parámetros de proceso para la fabricación de la cuaderna en U por infusión por vacío (VI) y por los prototipos funcionales.	116
Tab. 5-8: Tipos de defectos observados en la zona curva de las cuadernas después del curado de las mismas. Categoría de defectos puede verse en la Fig. 5-26.	120
Tab. 5-9: Valores del efecto de engrosamiento en el ángulo C y L para las piezas estudiadas en función de la distancia desde el punto de inyección; incluye media y desviación estándar (SD).	125
Tab. 5-10: Valores de espesor de la región del ala (plana) para todos los prototipos funcionales medidos en función de la distancia del punto de inyección.	132
Tab. 5-11: Valores de espesor de la región del alma (plana) para todos los prototipos funcionales medidos en función de la distancia del punto de inyección.	132
Tab. 5-12: Valores de espesor de la región curva para todos los prototipos funcionales medidos en función de la distancia del punto de inyección.	133
Tab. 5-13: Indicadores estadísticos propios de la zona plana del alma para las variantes ISCI.	137
Tab. 5-14: Indicadores estadísticos propios de la zona plana ala para las variantes ISCI.	137
Tab. 5-15: Indicadores estadísticos propios de la zona curva para las variantes ISCI.	137
Tab. 5-16: Valores de fracción volumétrica de fibra de la zona plana (P) y de la zona curva (C) para las piezas estudiadas en función de la distancia desde el punto de inyección (<i>inlet</i>). Incluye la media, desviación estándar (SD) y coeficiente de variación (CV).	141
Tab. 5-17: Valores máximos y medios en las tres regiones de llenado para todas las piezas.	163
Tab. 5-18: Valores del contenido en poros del ángulo C y L de todas las variantes ISCI.	165
Tab. 5-19: Valores del contenido en poros del ángulo C y L de todos los prototipos funcionales.	166
Tab. 5-20: Comparativa experimental de los métodos para determinar la porosidad: micrografía óptica y tomografía. Son los valores de las muestras posicionadas a los 100 mm y 150 mm, según la longitud de la cuaderna (Fig. 3-24, Capítulo 3).	170
Tab. 6-1: Secuencia de apilado para la cuaderna en U.	174

Tab. 6-2: Experiencias y observaciones recogidas de la fabricación del perfil en U con el molde de aluminio.	177
Tab. 6-3: Variación de longitud en la cavidad del molde cóncavo por la expansión lineal del material del molde. El valor de la longitud inicial (l_0) es 61,8 mm.....	177
Tab. 6-4: Propiedades mecánicas de la lámina de carbono para el análisis de tensiones [278].... Error! Bookmark not defined.	
Tab. 6-5: Requerimientos de diseño de molde para la tecnología RTM.	185
Tab. 6-6: Casos de estudio para simular el llenado de pieza en función de la posición del punto de inyección y vacío.	190
Tab. 6-7: Dimensionado de las cajas para la deformación axial [307].	197
Tab. 6-8: Valores de presión de contacto en MPa en función de la temperatura de desmoldeo para los moldes A y B de RTM. Molde A de acero y molde B combinación de acero y aluminio.	184
Tab. 6-9: Sumario de los parámetros de control empleados para la fabricación de piezas con el molde PT-RTM.	206
Tab. 6-10: Valores de espesor la pieza RTM en función de la distancia del punto de inyección y de la región de la U.	212
Tab. 6-11: Valores de contenido en vacíos en función de la longitud de la pieza RTM.	217
Tab. 7-1: Clasificación del patrón de frente de flujo de los laminados según el estudio comparativo cualitativo con la bibliografía [175].	222
Tab. 7-2: Sumario de la calidad final de las piezas según la fracción volumétrica de fibra (FVF [%]), espesor medio (h , [mm]), efecto de engrosamiento ($r_{ct_C,L}$) y contenido en vacíos (V_0 [mm])....	223

Listado de abreviaturas

FRP	Polímeros reforzados con fibra	DBVI	Infusión con doble bolsa de vacío
AC	Autoclave	VALCM	Infusión asistida por vibración
LCM	Procesos de inyección de resina	VIARTM	Moldeo por transferencia de resina asistida por vibración
FVF	Fracción volumétrica de fibra	VERITY	Tecnología de infusión mejorada con vacío
OoA	Fuera de autoclave	Ca	Número de capilaridad
RTM	Moldeo de transferencia de resina	Ca*	Número de capilaridad modificado
VI	Infusión por vacío	UD	Unidireccional
DM	Moldeo por transferencia de resina	ILSS	Resistencia a cizalla interlaminar
CV	Coefficiente de variación	TRL	Niveles de madurez tecnológica
NCF	Tejido no-ondulado	ISO	Organización Internacional de Normalización
CTE	Coefficiente de expansión térmica	LDPE	Polietileno de baja densidad
HPRTM	Moldeo de transferencia de resina a alta presión	PE	Polietileno
LRTM	Moldeo de transferencia de resina ligero	W_f	Fracción másica de fibra
CRTM	Moldeo de transferencia de resina por compresión	m_1	Masa inicial de la muestra
SQRTM	Self-Quality RTM	m_2	Masa del filtro de vidrio sinterizado
HPCRTM	High Pressure Compression RTM	m_3	Masa del filtro con los residuos
TERTM	Moldeo por transferencia de resina por expansión térmica	ρ_c	Densidad de la muestra
PA6	Poliamida 6	ρ_f	Densidad de la fibra
EPO	Oficina de Patentes Europea	ρ_r	Densidad de la resina curada
VARTM	Moldeo por transferencia de resina por vacío	V_0	Contenido en poros
RIFT	Infusión de resina con utillaje flexible	n	Número de capas
VAIM	Moldeo de infusión asistida por vacío	ρ_A	Densidad del gramaje
VARI	Sistema de inyección de resina por vacío	h	Espesor
VRIM	Moldeo de inyección de resina por vacío	T_{resina}	Temperatura de la resina
DPRTM	Inyección de resina por diferencial de presión	$T_{inyección}$	Temperatura de inyección en molde
CCBM	Moldeo por cavidad cerrada	T_{curado}	Temperatura de curado en molde
DRDF	Método de infusión de doble diafragma	$P_{res.-degas.}$	Presión residual en el tanque durante la desgasificación
RIDFT	Infusión con doble molde flexible	$t_{degas.}$	Tiempo de desgasificación
SLI	Inyección por una única entrada	$P_{res.-comp.}$	Presión residual en el molde durante el proceso de compactación
VADPI	Infusión por diferencial de presión	P_o	Pérdida de presión admisible durante la prueba de estanqueidad
SCRIMP	Seemann Composites Resin Infusion Molding Process	$P_{res.-inyec.}$	Presión residual de la bomba de vacío durante inyección
VRIP	Impregnación de resina por vacío	∇P	Gradiente de presión
HyPerVARTM	High-Performance VARTM	PU	Poliuretano
VIMP	Moldeo por infusión variable	PLA	Ácido Poliláctico
VAP	Proceso asistido por vacío	DSA	Dureza Shore A
GCM	Gore Composite Manufacturing Membrane	E	Módulo elástico
CAPRI	Infusión de resina por control de la presión atmosférica	ϵ_R	Deformación a rotura

IRIS	Sistema de infusión de resina inteligente	σ_m	Resistencia máxima
MVI	Infusión por vacío modificada	$T_{vulc.}$	Temperatura de vulcanización
AVARTM	Advanced Vacuum Assisted Resin Transfer Moulding	t_{vule}	Tiempo de vulcanización
PI	Infusión pulsada	R/E	Ratio resina y endurecedor
SPI	Infusión pulsada estática	ISCI	Infusión con contramolde sólido incompresible
DPI	Infusión pulsada dinámica	SIL18	Contramolde sólido incompresible de silicona 18 DSA
RTI	Infusión de transferencia de resina	SIL70	Contramolde sólido incompresible de silicona 70 DSA
VIPR	Proceso de vacío para relajar la preforma	SIL70/PU	Contramolde sólido incompresible de silicona 70 DSA con acople de espuma de poliuretano en el canto
FFC	Proceso con cámara de flujo	SIL55/3D	Contramolde sólido incompresible de silicona 55 DSA con acople de estructura fabricada por 3D en el canto
CARTM	Moldeo por transferencia de resina con canal asistido	SIL55/C A	Contramolde sólido incompresible de silicona 55DSA con cámara de aire en el canto
FASTRAC	Fast Remotely Activated/Actuated Channelling/Channels	$r_{ct.C,L}$	Factor de engrosamiento
RFI	infusión de vacío con film	$t_{c,C,L}$	Espesor en radio experimental
p_{app}	Presión de compactación aplicada	t_n	Espesor en radio nominal
K	Permeabilidad	s	Pendiente posición del flujo al cuadrado vs el tiempo
μ	Viscosidad resina	P_c	Presión capilar
\emptyset	Porosidad de la preforma	P_m	Presión de inyección
ΔT	Diferencia de temperatura	P_v	Presión de vacío
l_o	Longitud inicial	ΔL	Variación de longitud
F_{PL}	Fuerza de pretensión	$F_{apertura}$	Fuerza que ejerce la resina y fibra en dirección a la apertura de molde
T	Par de apriete del tornillo	D_{nom}	Diámetro nominal
$n_{tornillos}$	Número de tornillos	K_T	Coefficiente de fricción de la rosca

Resumen

Dar respuesta a los desafíos medioambientales se ha convertido en los últimos años en una prioridad para el sector aeronáutico, especialmente reducir las emisiones de CO₂. Los *composites* consistentes en polímeros reforzados con fibras continuas (FRP) son candidatos interesantes, ya que su uso puede permitir un ahorro de peso entre el 4% y 8% en aviones comerciales de grandes dimensiones. La industria aeronáutica ya se beneficia de los *composites* y, cada vez más están irrumpiendo en el diseño de estructuras complejas y de grandes dimensiones. El proceso de autoclave es la tecnología de fabricación por excelencia, por la elevada repetibilidad de proceso y las elevadas propiedades mecánicas en la pieza final. No obstante, su remplazo por procesos más sostenibles, tales como los procesos de inyección de resina (LCM), es deseable y va sucediendo paulatinamente. La autoclave emplea temperaturas y presiones elevadas, lo que provoca un elevado consumo energético, además de la necesidad de almacenar en frío la materia prima y el elevado coste de la misma. El moldeo por transferencia de resina (RTM) y la infusión por vacío son las tecnologías de inyección de mayor madurez disponibles actualmente en el mercado. Por el contrario, los parámetros de calidad de dichos procesos son ligeramente inferiores a los requeridos por el sector aeronáutico. La fracción volumétrica de fibra en infusión es de un 45 - 55% y en RTM de un 55 - 60%, siendo el valor requerido igual o mayor a un 60%. Algo similar ocurre con la porosidad, cuyo requisito es igual o inferior al 2%. Además, la baja drapabilidad del tejido seco dificulta su adaptación a la geometría de la pieza, especialmente en las zonas curvas. Es en éstas donde se forma el denominado *ply bridging* o “puenteo de láminas”; una región de baja presión proclive a la formación de cúmulos de resina, que debilitan mecánicamente la estructura.

Dado el interés del sector por procesos más sostenibles, la presente investigación se enfoca en el desarrollo del proceso RTM y del proceso de infusión por vacío para fabricar estructuras primarias del fuselaje que cumplan los requerimientos de calidad establecidos.

En el caso del proceso de infusión, al contener un contramolde flexible, los efectos que propician los defectos en la zona curva se magnifican. Es decir, al efecto “puenteo de láminas” se le suma el efecto “puenteo en la bolsa de vacío” o *vacuum bag bridging*. Estos implican la disminución considerable de la presión de compactación en dicha zona, provocando cúmulos de resina, atrapamiento de aire y un incremento del espesor en radio y de la porosidad. Además, para alcanzar los requisitos aeronáuticos, la fracción volumétrica de fibra debe aumentarse considerablemente. Por ello, el trabajo realizado describe la modificación del proceso de infusión por vacío basada en la aplicación de una presión externa sobre la bolsa de vacío. La presión externa se aplica a través de un contramolde sólido incompresible, el cual puede o no incorporar acoples fabricados con materiales más rígidos o más flexibles que el propio contramolde. La aplicación de la presión externa sobre el contramolde incompresible ha demostrado un incremento de la compactación del laminado, en especial en las zonas de elevada curvatura y la desaparición del efecto puenteo. También hemos observado un significativo incremento de la fracción volumétrica de fibra en la zona curva del 48% al 62% y, una disminución de la porosidad del 0,7% al 0,2% y del factor de engrosamiento de 1,5 a 0,9. Este nuevo proceso, el cual hemos patentado bajo el nombre de Infusión con Contramolde Sólido Incompresible o *Incompressible Solid COUNTERMOLD INFUSION* (ISCI) [1], permite la fabricación de piezas con una fracción volumétrica de fibra superior al 60%. Asimismo, hemos demostrado que el diseño del contramolde es más eficiente cuando el material incompresible es más rígido o al integrar una cámara de aire en las zonas curvas del contramolde para aumentar localmente la presión de compactación de la zona.

Otro efecto característico de los procesos de inyección de resina es la aparición de vías rápidas o *race tracking* en las zonas curvas durante la etapa de llenado. Esta investigación también ha demostrado que el efecto vía rápida tiene poco impacto sobre la calidad del laminado en la zona curva en comparación al efecto puenteo de láminas o puenteo de la bolsa de vacío.

En el caso de RTM, aportamos una metodología de trabajo que permite concebir el proceso a escala industrial para fabricar piezas aeronáuticas de alta calidad. Para ello, utilizamos una estrategia holística que abarcó tanto las fases de inyección y de post-llenado, como el diseño del molde, la selección de la materia prima y de los parámetros de proceso. Hemos demostrado que el diseño de molde debe combinar distintos materiales metálicos entre la parte cóncava y en la convexa para facilitar el desmoldeo de la pieza de acuerdo su dilatación térmica. Además, también hemos comprobado que el desmoldeo debe ser en caliente, a la temperatura de curado. Aplicamos una presión de inyección de 1 bar y una presión de empaquetado de 8 bar. Hemos demostrado que la aplicación de una segunda presión da como resultado una buena compactación del laminado, con una fracción volumétrica del 57% en las zonas curvas y del 64% en las planas. Hemos observado que la compactación no fue uniforme puesto que en el diseño de pieza se consideró un espesor mayor en la zona curva que en la plana. También hemos observado que la presión de empaquetado influye en la distribución de los poros. La elevada velocidad del frente de flujo concentra la porosidad en las proximidades del punto de vacío. Finalmente, también hemos demostrado que el contenido en poros es elevado (2,5%) debido al diseño del sistema de inyección.

Abstract

To overcome the challenges coming from environmental impacts has been a priority for the aeronautical sector in the past years, with a special focus on reducing CO₂ emissions. The *fibre-reinforced polymers* (FRP) are interesting candidates, since using them may reduce the weight from 4% to 8% of large dimension commercial aircrafts. Nowadays the aeronautic industry indeed uses *composites* and, the application on designing large dimension complex structures is emerging. The autoclave process is the technology used by default, considering the process high repeatability and the high mechanical properties obtained in the final resultant part. However, replacing this process with more sustainable ones like *Liquid Composite Moulding* (LCM), is desirable and is happening gradually. The autoclave process applies high temperature and pressure which lead to high energetic consumption, the raw material needs to be kept cold and has a high cost. *Resin Transfer Moulding* (RTM) and *Vacuum Infusion* are the most mature injection technologies currently on the market. However, the quality parameters of these processes are slightly lower than those required in the aeronautical sector. The fibre volumetric fraction in infusion is between 45 and 55% and in RTM it is between 55 and 60%, and the required value is greater than or equal to 60%. Something similar occurs with the porosity, whose requirement is less than or equal to 2%. Moreover, the low drapeability of dry fabric causes some resistance when adapting it to the part geometry, especially in curved areas. It is in these areas where the so-called *ply bridging* is formed; a low-pressure zone is prone to the formation of lacks of resin, which weakens the structure mechanics.

Given the aerospace industry interest in more sustainable processes, this research focuses on the development of the RTM process and the vacuum infusion process, to manufacture primary fuselage structures that meet the aeronautical sector requirements.

In regards of vacuum infusion process, since it uses a flexible counter-mould, the effects that lead to defects on the curved zone become magnified. I.e., the ply bridging effect joins the vacuum bag bridging effect. These effects involve a considerable decrease in the compaction pressure in that area, causing resin accumulates, air trapping and an increase in radius thickness and porosity. Furthermore, to meet the aeronautical requirements, the fibre volume fraction must be increased considerably. That said, the work carried out describes the modification of the vacuum infusion process based on the application of an external pressure on the vacuum bag. External pressure is applied through a solid, incompressible counter-mould, which may or may not incorporate couplings made of materials that are more rigid or more flexible than the counter-mould itself. External pressure is applied through a solid, incompressible counter-mould, which may or may not incorporate couplings made of materials that are more rigid or more flexible than the counter-mould itself. The application of external pressure on the incompressible counter-mould has shown an increase in the compaction of the laminate, especially in the areas of high curvature and the disappearance of the bridging effect. We have also observed a significant increase in the volumetric fibre fraction in the curved zone from 48% to 62% and a decrease in porosity from 0.7% to 0.2% and the thickening factor from 1.5 to 0.9. This new process we have patented under the name of incompressible solid counter-mould infusion (ISCI) [1], allows manufacture parts with a volumetric fibre fraction greater than 60%. Likewise, we have shown that the design of the counter-mould is more efficient when the incompressible material is more rigid or by integrating an air chamber in the curved areas of the counter-mould to locally increase the compaction pressure of the area.

Another typical effect of resin injection processes is the appearance of fast tracks or race tracking in curved areas during vacuum infusion. This research has also shown that the fast-track effect has

small impacts on the laminate quality in the curved zone in terms of laminate bridging and vacuum bag bridging effect.

In the case of RTM, we provide a work methodology that allows us to conceive the process on an industrial scale to manufacture high-quality aeronautical parts. To do this, we used a holistic strategy that covered both the injection and post-filling phases, as well as the design of the mould, raw material selection and the process parameterization. We demonstrated that the mould design must combine different metallic materials between the concave and convex parts to facilitate the part demoulding, according to its thermal expansion. In addition, we have also verified that the demoulding must be at the curing temperature. We apply an injection pressure of 1 bar and a packing pressure of 8 bar. We have shown that the application of a second pressure results in a good compaction of the laminate, with a volumetric fraction of 57% in the curved areas and 64% in the flat ones. We have observed the compaction was not uniform since in the part design a greater thickness was considered in the curved area than in the flat area. We have also observed that the packing pressure influences the pores distribution. The high velocity of the flow front concentrates the porosity in the vicinity of the void point. Finally, we have also shown that the pore content is high (2.5%) due injection system design.

Resum

Donar resposta als desafiaments mediambientals s'ha convertit en els últims anys en una prioritat per al sector aeronàutic, especialment reduir les emissions de CO₂. Els *compòsits* consistents en polímers reforçats amb fibres contínues (FRP) són candidats interessants, ja que el seu ús pot permetre un estalvi de pes entre el 4% i 8% en avions comercials de grans dimensions. La indústria aeronàutica ja es beneficia dels *compòsits* i, cada vegada més estan irrompent en el disseny d'estructures complexes i de grans dimensions. El procés d'autoclau és la tecnologia de fabricació per excel·lència, per l'elevada repetibilitat de procés i les elevades propietats mecàniques en la peça final. No obstant això, el seu reemplaçament per processos més sostenibles, com ara els processos d'injecció de resina (LCM), és desitjable i va succeint gradualment. L'autoclau empra temperatures i pressions elevades, la qual cosa provoca un elevat consum energètic, a més de la necessitat d'emmagatzemar en fred la matèria primera i l'elevat cost d'aquesta. El moldeig per transferència de resina (RTM) i la infusió per buit són les tecnologies d'injecció de major maduresa disponibles actualment en el mercat. Per contra, els paràmetres de qualitat d'aquests processos són lleugerament inferiors als requerits pel sector aeronàutic. La fracció volumètrica de fibra en infusió és d'un 45 - 55% i en RTM d'un 55 - 60%, sent el valor requerit igual o major a un 60%. Una cosa similar ocorre amb la porositat, el requisit de la qual és igual o inferior al 2%. A més, la baixa drapabilitat del teixit sec dificulta la seva adaptació a la geometria de la peça, especialment en les zones corbes. És en aquestes on es forma el denominat *ply bridging* o "ponteig de làmines"; una regió de baixa pressió procliu a la formació de cúmuls de resina, que afebleixen mecànicament l'estructura.

Donat l'interès del sector per processos més sostenibles, la present recerca s'enfoca en el desenvolupament del procés RTM i del procés d'infusió per buit per a fabricar estructures primàries del fuselatge que compleixin els requeriments de qualitat establerts.

En el cas del procés d'infusió, en contenir un contramotllo flexible, els efectes que propicien els defectes en la zona corba es magnifiquen. És a dir, a aquest efecte "punteig de làmines" se li suma l'efecte "ponteig en la bossa de buit" o *vacuum bag bridging*. Aquests impliquen la disminució considerable de la pressió de compactació en aquesta zona, provocant cúmuls de resina, atrapament d'aire i un increment del gruix en radi i de la porositat. A més, per a aconseguir els requisits aeronàutics, la fracció volumètrica de fibra ha d'augmentar-se considerablement. Donat això, el treball realitzat descriu la modificació del procés d'infusió per buit basada en l'aplicació d'una pressió externa sobre la bossa de buit. La pressió externa s'aplica a través d'un contramotllo sòlid incompressible, el qual pot o no incorporar acoblis fabricats amb materials més rígids o més flexibles que el propi contramotllo. L'aplicació de la pressió externa sobre el contramotllo incompressible ha demostrat un increment de la compactació del laminat, especialment en les zones d'elevada curvatura i la desaparició de l'efecte ponteig. També hem observat un significant increment de la fracció volumètrica de fibra en la zona corba del 48% al 62% i, una disminució de la porositat del 0,7% al 0,2% i del factor d'engruiximent de 1,5 a 0,9. Aquest nou procés, el qual hem patentat sota el nom d'Infusió amb Contramotllo Sòlid Incompressible o *Incompressible Solid COUNTERMOLD INFUSION* (ISCI) [1], permet la fabricació de peces amb una fracció volumètrica de fibra superior al 60%. Així mateix, hem demostrat que el disseny del contramotllo és més eficient quan el material incompressible és més rígid o al integrar una cambra d'aire en les zones corbes del contramotllo que augmenta localment la pressió de compactació de la zona.

Un altre efecte característic dels processos d'injecció de resina és l'aparició de vies ràpides o *race tracking* en les zones corbes durant l'etapa d'ompliment. Aquesta recerca també ha demostrat que

l'efecte via ràpida té poc impacte sobre la qualitat del laminatge en la zona corba en comparació a aquest efecte ponteig de làmines o ponteig de la bossa de buit.

En el cas de RTM, aportem una metodologia de treball que permet concebre el procés a escala industrial per a fabricar peces aeronàutiques d'alta qualitat. Per a això, utilitzem una estratègia holística que engloba tant les fases d'injecció i de post-omplert, com el disseny del motlle, la selecció de la matèria primera i dels paràmetres de procés. Hem demostrat que el disseny de motlle ha de combinar diferents materials metàl·lics entre la part còncava i en la convexa per a facilitar el desmoldeig de la peça d'acord la seva dilatació tèrmica. A més, també hem comprovat que el desmoldeig ha de ser en calent, a la temperatura de curat. Apliquem una pressió d'injecció d'1 bar i una pressió d'empaquetat de 8 bar. Hem demostrat que l'aplicació d'una segona pressió dona com a resultat una bona compactació del laminat, amb una fracció volumètrica del 57% en les zones corbes i del 64% en les planes. Hem observat que la compactació no va ser uniforme perquè en el disseny de peça es va considerar un gruix major en la zona corba que en la plana. També hem observat que la pressió d'empaquetat influeix en la distribució dels porus. L'elevada velocitat del front de flux concentra la porositat en les proximitats del punt de buit. Finalment, també hem demostrat que el contingut en porus és elevat (2,5%) a causa del disseny del sistema d'injecció.

Resumo

Superar os desafios relativos aos impactos no meio ambiente tem sido a prioridade nos últimos anos para o setor aeronáutico, com especial foco na redução de emissões de CO₂. Os polímeros reforçados com fibra (FRP) são candidatos interessantes, pois a sua aplicação pode permitir reduzir o peso de 4% a 8% em aeronaves comerciais de grandes dimensões. Atualmente a indústria aeronáutica já tira partido do uso de *composites* e, cada vez mais estão a surgir no desenho de estruturas complexas e de grandes dimensões. O processo de autoclave é a tecnologia usada por excelência, dada a elevada repetibilidade de processo e pelas elevadas propriedades mecânicas obtidas na peça final. Contudo, a substituição deste método por processos mais sustentáveis, tais como processos de injeção de resina (LCM), é uma realidade conhecida no setor do *composite*. O processo de autoclave aplica temperatura e pressão elevadas, o que implica elevado consumo energético, para além de que a matéria prima necessita de ser conservada em frio e tem elevado custo. A modelação por transferência de resina (RTM) e a infusão a vácuo são as tecnologias de injeção mais maduras, atualmente no mercado. No entanto, os parâmetros de qualidade destes processos são ligeiramente inferiores aos exigidos no setor aeronáutico. A fração volumétrica de fibra, em infusão é de 45 - 55% e em RTM é de 55 - 60%, sendo que o valor requerido é maior ou igual a 60%. Algo similar ocorre com a porosidade, cujo requisito é menor ou igual a 2%. Além de que a baixa drapeabilidade do tecido seco causa certa resistência ao adaptá-lo à geometria da peça, especialmente nas zonas curvas. É nestas zonas onde se forma o denominado *ply bridging*; uma zona de baixa pressão é propensa à formação de acumulados de resina, que debilitam mecanicamente a estrutura.

Visto o interesse da indústria da aviação em processos mais sustentáveis, esta investigação foca-se no desenvolvimento do processo RTM e do processo de infusão a vácuo, para fabricar estruturas primárias da fuselagem que cumpram os requisitos do setor aeronáutico.

Em relação ao processo de infusão a vácuo, por utilizar um contramolde flexível, os efeitos que levam a defeitos na zona curva magnificam-se. Ou seja, o efeito *ply bridging* junta-se ao efeito *vacuum bag bridging*. Estes efeitos envolvem uma diminuição considerável da pressão de compactação nessa zona, causando acumulados de resina, aprisionamento de ar e aumento da espessura e da porosidade. Além disso, para atender aos requisitos do setor aeronáutico, a fração volumétrica da fibra deve ser aumentada consideravelmente. Posto isto, o trabalho realizado descreve a modificação do processo de infusão a vácuo com base na aplicação de uma pressão externa na bolsa a vácuo. A pressão externa é aplicada através de um contramolde sólido e incompressível, que pode ou não incorporar acoplamentos feitos de materiais mais rígidos ou mais flexíveis que o próprio contramolde. A pressão externa é aplicada através de um contramolde sólido e incompressível, que pode ou não incorporar acoplamentos feitos de materiais mais rígidos ou mais flexíveis que o próprio contramolde. A aplicação de pressão externa sobre o contramolde incompressível mostrou um aumento na compactação do laminado, principalmente nas áreas de alta curvatura e o desaparecimento do efeito *bridging*. Também observámos um aumento significativo da fração volumétrica de fibras na zona curva de 48% para 62% e uma diminuição da porosidade de 0,7% para 0,2% e do fator de espessamento de 1,5 para 0,9. Este novo processo que patenteamos sob o nome de *incompressible solid counter-mould infusion* (ISCI) [1], permite fabricar peças com uma fração volumétrica de fibras superior a 60%. Da mesma forma, mostrámos que o desenho do contramolde é mais eficiente quando o material incompressível é mais rígido, ou integrando uma câmara de ar nas áreas curvas do contramolde para aumentar localmente a pressão de compactação da área.

Outro efeito típico dos processos de injeção de resina é o aparecimento de canais de *race tracking* em áreas curvas durante a infusão a vácuo. Esta investigação também mostrou que o efeito *race*

tracking tem pequenos impactos na qualidade do laminado na zona curva em termos dos efeitos de *ply bridging* e de *vacuum bag bridging*.

No caso do RTM, trazemos uma metodologia de trabalho que nos permite conceber o processo em escala industrial para a fabricação de peças aeronáuticas de alta qualidade. Para isso, utilizámos uma estratégia holística que abrangeu tanto as fases de injeção e pós-enchimento, o desenho do molde, a seleção da matéria-prima e parametrização do processo. Demonstrámos que o desenho do molde deve combinar diferentes materiais metálicos entre as partes côncavas e convexas para facilitar a desmoldagem da peça, de acordo com sua expansão térmica. Além disso, também verificámos que a desmoldagem deve ser feita na temperatura de cura. Aplicámos uma pressão de injeção de 1 bar e uma pressão de *packing* de 8 bar. Mostrámos que a aplicação de uma segunda pressão resulta numa boa compactação do laminado, com fração volumétrica de 57% nas áreas curvas e 64% nas planas. Observámos que a compactação não foi uniforme, pois no desenho da peça foi considerada uma espessura maior na área curva do que na área plana. Também observámos que a pressão de *packing* influencia a distribuição dos poros. A elevada velocidade da frente de fluxo concentra a porosidade nas proximidades do ponto de vácuo. Por fim, também mostrámos que o teor de poros é alto (2,5%) devido ao desenho do sistema de injeção.

Capítulo 1

1. Introducción

1.1 Contexto

La industria aeronáutica experimenta un crecimiento continuo en el número de pasajeros del 5% anual desde 2001. Este crecimiento ha suscitado preocupación sobre las consecuencias ambientales de las emisiones de la aviación. Según un estudio realizado por el *Sistema de Comercio de Emisiones de la Unión Europea*, durante el 2019 las emisiones en el sector aeronáutico crecieron en un 1,5% siendo el único sector en incremento. Ante esta situación, la Unión Europea ha presentado la iniciativa “*Destination 2050, A Route to Net Zero Aviation*” cuyo objetivo es mitigar las emisiones de dióxido de carbono (CO₂) en un 45% en 2030 y casi una total descarbonización del sector para 2050 [1].

El uso de estructuras de avión más livianas de polímero reforzado con fibra (FRP, *Fiber Reinforced Polymer*) es uno de los logros más inmediatos para reducir las emisiones. Timmis *et al.* [2] estiman que actualmente esta reducción es del 20 - 25% en el avión comercial *Boeing 787 Dreamliner*, cuya estructura posee un 50% de material compuesto, frente al 1% del *Boeing 747*.

Los *composites* se llevan usando en aviación durante décadas por los beneficios que aportan, tales como, el bajo peso, las elevadas propiedades mecánicas y la excelente versatilidad geométrica [3]. Se realizan cada vez estructuras más complejas y más ligeras que las mismas de metal y, su aplicación en componentes estructurales va en incremento en los nuevos diseños de aeronaves. Según el *Colegio Oficial de Ingenieros Aeronáuticos de España (COIAE)* [4], el potencial ahorro en peso total con metales se encuentra en el rango del $5 \pm 2\%$. Con *composites*, los ahorros pueden alcanzar un $8 \pm 2\%$ en aviones de un pasillo y un $4 \pm 2\%$ en los de dos pasillos.

Sin embargo, a día de hoy, todavía existen varios desafíos que obstaculizan su crecimiento: el tiempo de ciclo, el reciclaje y el coste. La aplicación de *composites* en un sector industrial específico depende mayoritariamente del tiempo de ciclo y, éste del proceso de fabricación. En la práctica, existen dos grandes grupos de técnicas de fabricación [2, 3]:

- Proceso de laminado manual y curado en autoclave (AC, *Autoclave Curing*), que utiliza láminas de refuerzo impregnadas con resinas de alta calidad, termoplásticas o termoestables, conocidas como preimpregnados o *prepregs*, y
- procesos de inyección de resina (LCM, *Liquid Composite Moulding*), los cuales implican la inyección de un fluido viscoso a través de un refuerzo permeable.

El proceso AC es una técnica robusta para la fabricación de piezas de *composite* de elevados requerimientos mecánicos. Consiste en aplicar una presión hidrostática p. ej. de 8 bar [7], sobre el preimpregnado para obtener la geometría final deseada. Consigue alcanzar una fracción volumétrica de fibra o *Fibre Volume Fraction* (FVF) elevada y minimizar significativamente la porosidad en la pieza final. A pesar de que la variabilidad en los materiales compuestos está directamente relacionada con el proceso de fabricación, esta técnica aporta fiabilidad por su elevada repetibilidad en las propiedades específicas en comparación con el resto de procesos. Por ello, en la actualidad es la tecnología más utilizada en aviación para la producción de componentes primarios y secundarios, tanto de las alas, del fuselaje, del empenaje o de la superficie de control [8], [9]. Su implementación industrial en estructuras de grandes dimensiones es problemática. La necesidad de grandes equipos, el gasto energético de los mismos, el elevado coste del *prepreg* y los largos tiempos para el apilado son características desfavorables en el ciclo de producción de los componentes estructurales de grandes dimensiones de las aeronaves. Es por esta razón que los procesos de inyección de resina están irrumpiendo en el sector aeronáutico como alternativa sostenible al autoclave [10]–[12], principalmente por el bajo coste, el fácil almacenaje de la materia prima y el ahorro energético [13]–[18]. Witik *et al.* [19] estiman una reducción de costes del 15% entre los procesos LCM y el autoclave y del 50% en las emisiones de CO₂.

Las tecnologías LCM pertenecen a la familia de procesos “fuera de autoclave” (*OoA, out-of-autoclave technologies*), de molde cerrado e inyección de resina termoestable. Consisten en introducir una preforma seca en la cavidad del molde, en forma de tejido, e inyectar la resina líquida mediante la aplicación de vacío y/o presión positiva. Ésta fluye a través de la preforma y llena los espacios entre las fibras, al mismo tiempo que el aire es desplazado del refuerzo para minimizar los poros en la pieza final. Las tecnologías de moldeo por transferencia de resina (RTM, *Resin Transfer Moulding*) y de infusión por vacío (VI, *Vacuum Infusion*) son las más utilizadas.

La industria aeronáutica desarrolló el proceso RTM en los años 80 para aplicaciones muy específicas y de bajo requerimiento estructural como, por ejemplo, el radomo de los aviones [20]. Esta técnica destaca por el uso de un molde con contramolde rígido, normalmente metálico, y por inyectar la resina con una presión elevada, p. ej. de 10 bar (1 MPa). La preforma seca se coloca en cavidad y se comprime uniformemente con la presión de cierre de molde. A continuación, se inyecta la resina, se impregna el laminado y se aplica el ciclo de curado. Cabe mencionar que el molde de RTM debe tener, como mínimo, un punto de vacío, u *outlet*, para eliminar el aire en la cavidad durante la fase de llenado [5]. La Fig. 1-1 muestra un molde RTM para la fabricación de paneles planos de fibra de carbono y resina epoxi.

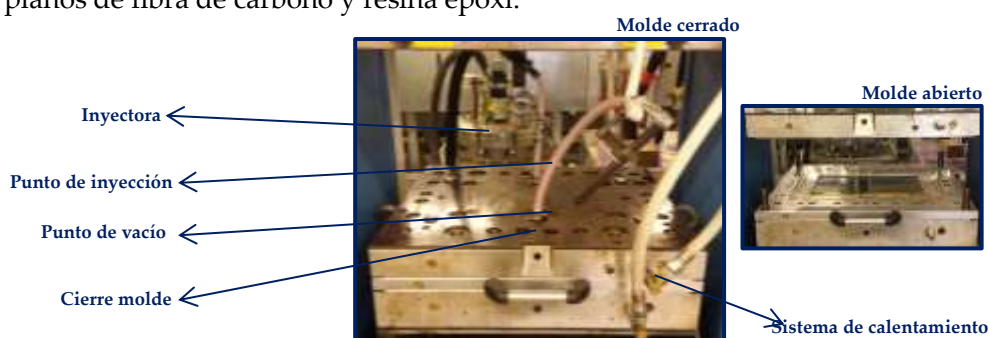


Fig. 1-1: Molde para la obtención de paneles planos por moldeo por transferencia de resina o RTM. Propiedad de Eureka.

Por otra parte, la tecnología de infusión por vacío se aplica en la fabricación de piezas de grandes dimensiones en sectores como el naval, el ferroviario, el eólico e incluso la construcción. Destaca por ser un proceso altamente versátil que permite la producción de piezas geoméricamente complejas, y que conlleva moldes económicos por el uso de un contramolde flexible. Además, las fuerzas a las

que está sometido el molde son significativamente inferiores a las que se alcanzan en RTM, lo que permite reducir el coste del mismo con el uso de materiales alternativos a los metales. Esta reducción en coste está en torno al 12% [14], [19]. Como inconvenientes, debido a este contramolde flexible, las piezas obtenidas suelen presentar variabilidad de espesor y de fracción volumétrica de fibra, lo que supone una baja repetibilidad de proceso. Además, el bajo gradiente de presión de inyección implica una baja velocidad de flujo, según la ecuación de la *Ley de Darcy* (Capítulo 2, Ec. 2-1), causando elevados tiempos de llenado. El montaje del contramolde mediante una bolsa de vacío es laborioso, dando lugar, en definitiva, a tiempos de proceso notablemente elevados.

Al igual que en el proceso RTM, la preforma seca se coloca en la cavidad del molde, pero, en este caso, se usa la bolsa de vacío como contramolde. Ésta debe contener como mínimo un punto de vacío y un punto de entrada de resina (*inlet*). El vacío no sólo se aplica para eliminar el aire de la cavidad, sino también para compactar las fibras bajo presión atmosférica. Después del montaje de la bolsa y del sistema de inyección, la resina entra en la cavidad debido al gradiente de presión, el cual está limitado a la presión atmosférica, i.e. 1 atm (0,10 MPa). Para reducir el tiempo de llenado y mejorar el flujo de resina, se sitúa una malla de distribución (DM, *distribution mesh*) en la parte superior del laminado y bajo la bolsa de vacío. Cuando la resina llega al *outlet*, se cierra el punto de inyección y se mantiene el vacío durante el ciclo de curado [21]. Se utilizan otros consumibles como el tejido pelable o *peel-ply*, la masilla de cierre o *tacky tape*, entre otros (Fig. 1-2).

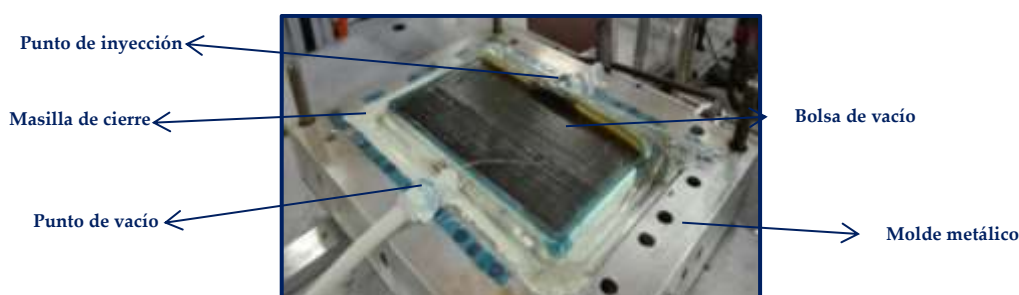


Fig. 1-2: Sistema de infusión por vacío o VI. Propiedad de Eureka.

RTM y VI son buenos competidores del autoclave en la fabricación de piezas primarias y secundarias para aviones comerciales y militares [3], con el valor añadido de ser más sostenibles y reducir costes [22], [23]. No obstante, los parámetros de FVF y porosidad se alejan de los requerimientos aeronáuticos y, la variabilidad en los propios refuerzos secos y las formas que éstos adquieren al ser conformados, aumentan la probabilidad de generar piezas defectuosas. En especial, las zonas curvas promueven la desalineación de las fibras, incrementándose este efecto del radio externo al interno. Las fibras en el radio interno están sometidas a compresión, por lo que tienden a ondularse; mientras que en el radio externo están a tracción. Esta diferencia de comportamiento inducida por la curvatura da lugar al efecto *ply bridging*, o “puenteo de láminas”, (Fig. 1-3) [24], [25]. A medida que el espesor de la pieza se reduce por el mecanismo de compactación, la fricción entre las capas de refuerzo seco evita que las mismas se adapten a la geometría del molde. La presión aplicada en la zona curva es insuficiente para consolidar el laminado debido al efecto puenteo de láminas. Esto crea una región de baja presión en dicha zona, la cual es susceptible a cúmulos de resina y, por ende, conduce a un espesor mayor que el nominal y da lugar a variabilidad dimensional. También es una zona proclive al atrapamiento de aire y elevada porosidad. En el proceso VI, la bolsa de vacío también provoca este mismo efecto, conocido como *vacuum bag bridging* o “puenteo de la bolsa de vacío” [26].

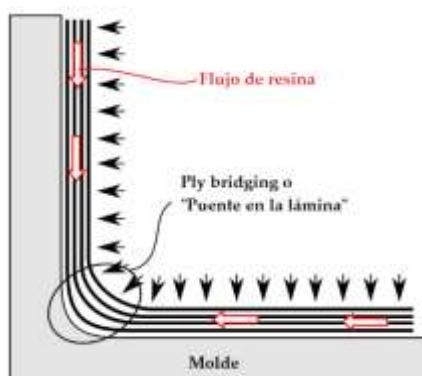


Fig. 1-3: Efecto “puenteo de láminas”, o *ply bridging*, debido al apilado de las láminas en la zona curva. Imagen adaptada de [24].

En paralelo, el “efecto puente” contribuye a la aparición de vías carentes de refuerzo que promueven el fenómeno de “vía rápida” o *race tracking* durante la etapa de llenado. La resina circula por esta vía a mucha mayor velocidad que a través del refuerzo, por su mayor permeabilidad; distorsionando el frente de flujo de resina. Este fenómeno fomenta la variabilidad pieza a pieza, altera las dimensiones y empeora la FVF local, además de poder provocar zonas secas. Muchos estudios relacionan la deformación del frente de flujo de resina con la no repetibilidad de los procesos LCM [27]–[29].

1.2 Investigaciones preliminares

Previamente a esta investigación, realizamos dos estudios para conocer las limitaciones de los procesos RTM y VI en cuanto a la fracción volumétrica de fibra y contenido en poros en la fabricación de piezas con geometría compleja.

En primer lugar, fabricamos placas planas de tejido de carbono no-ondulado o *non-crimp fabric* (NCF) y resina epoxi RTM6, por ambas tecnologías (más información sobre la selección de la materia prima en el Capítulo 3, Apartado 3.2). El objetivo fue realizar una caracterización mecánica y microestructural del material y observar las diferencias en función del proceso de fabricación. Además, comparamos los resultados obtenidos con los requerimientos del sector aeronáutico para cuantificar su desviación. Este estudio también nos sirvió para definir los parámetros de control tanto de la tecnología RTM como de VI. La Fig. 1-4 muestra el resultado de la fabricación.



Fig. 1-4: Fabricación de placas de refuerzo NCF de carbono y epoxi, con dimensiones de 380 mm x 260 mm x 2 mm: (a) proceso de infusión por vacío o VI y (b) proceso de moldeo por transferencia de resina o RTM.

La FVF fue prácticamente la misma en ambos procesos (57%) y cumplió con los requerimientos aeronáuticos. Éstos son: fracción volumétrica de fibra próxima o igual al 60% y porosidad igual o menor al 2% [30]–[33]. De este resultado pudimos concluir que, con un correcto montaje de consumibles y con un control exhaustivo de las pérdidas de vacío, con un contramolde flexible se consigue una presión de compactación similar a la del proceso RTM. La Tab. 1-1 muestra los resultados del ensayo de digestión según la norma UNE-EN2564A [34] de ambos procesos. El valor

resultante corresponde al promedio de los valores de tres muestras analizadas, siendo el coeficiente de variación (CV, *coefficient of variation*) menor a un 5% en todos los casos.

Tab. 1-1: Resultados de la fracción volumétrica de fibra (FVF), la fracción volumétrica de resina (RVF, *Resin Volume Fraction*) y la porosidad para el proceso de infusión por vacío (VI) y el proceso de moldeo por transferencia de resina (RTM).

	VI	RTM
RVF (%)	44,39	44,27
FVF (%)	57,18	56,47
Porosidad (%)	1,57	0,71

El módulo elástico de los laminados fabricados por VI y RTM no presentó cambios significativos. No obstante, la resistencia mecánica sí que fue superior en RTM, tal y como muestra la Fig. 1-5 (b). La porosidad afecta considerablemente a las propiedades a rotura del material. Olivier *et al.* [35] demuestran que un contenido en poros del 1 al 10%, disminuye un 10% la resistencia mecánica longitudinal y un 30% la resistencia mecánica transversal. La resistencia mecánica transversal se ve más perjudicada que la longitudinal [36]–[38]. El laminado VI tiene más porosidad que el fabricado por RTM (1,57% versus 0,71%), de manera que ésta justifica la diferencia en un 32% de la resistencia mecánica longitudinal a compresión y del 27% a tracción.

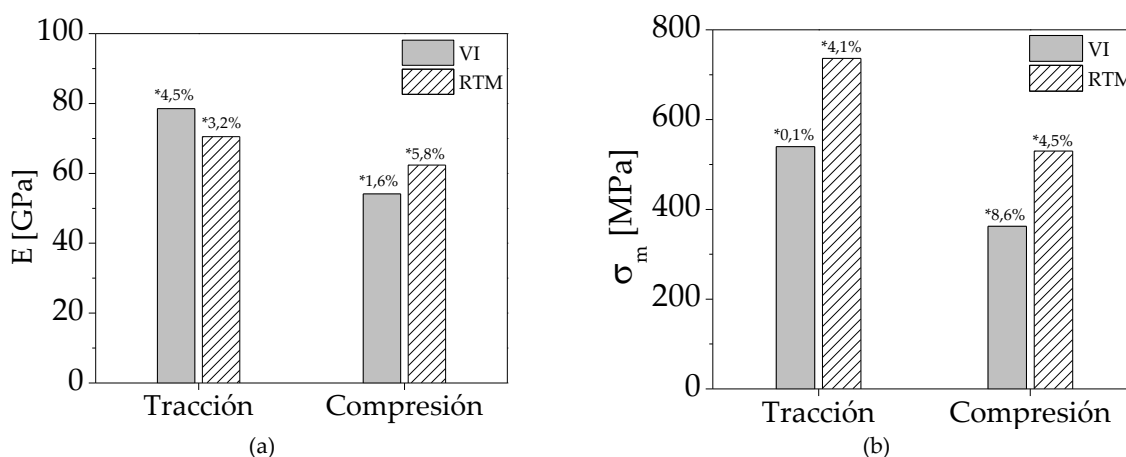


Fig. 1-5: Propiedades mecánicas del *composite* reforzado de tejido NCF de carbono y resina RTM6 según el proceso de moldeo por transferencia de resina (RTM) o infusión por vacío (VI): (a) módulo elástico (E) en GPa y (b) resistencia mecánica (σ_m) en MPa. * Coeficiente de variación o CV en % de tres probetas ensayadas.

En conclusión, con el proceso de infusión por vacío podemos obtener una FVF lo suficientemente elevada y una porosidad aceptable para cumplir con los requisitos de fabricación de componente primario aeronáutico, según el estudio en placa plana. En cambio, la repetibilidad del proceso, en VI fue menor. Fabricamos siete placas con el mismo procedimiento de VI, de las cuales seis de ellas presentaron porosidad superficial dispuesta al azar. Por RTM ocurrió únicamente en una de ellas. Además, los laminados infundidos no cumplieron con las tolerancias dimensionales de $2 \pm 0,08$ mm. Las tolerancias fueron $2 \pm 0,17$ mm en los laminados fabricados por VI y $2 \pm 0,05$ mm en los de RTM. Por otro lado, también observamos que el tiempo de ciclo en infusión por vacío es un 50% mayor que en RTM, por el montaje de los materiales auxiliares y el test de pérdidas de vacío.

Asimismo, en el proceso VI, el efecto puenteo en las zonas curvas y, en consecuencia, el fenómeno vía rápida se magnifican debido al uso de la bolsa de vacío como contramolde flexible. Aparece una región con baja presión de compactación en la zona curva, perjudicando directamente a la calidad de la pieza.

Con el fin de comprender el comportamiento de estos efectos en una pieza de mayor complejidad geométrica, fabricamos una cuaderna curva con sección en “U” de 600 mm de longitud (prototipo de esta investigación) por dicho proceso. Comprobamos que la zona de mayor curvatura de la sección es proclive al cúmulo de resina y a importantes incrementos de espesor, complicando todavía más el cumplimiento de las tolerancias requeridas. También es proclive a la formación de zonas secas y a atrapamiento de aire (Fig. 1-6). El efecto puente y la falta de presión de compactación provoca estos defectos. El efecto de vía rápida, que se observa durante el llenado (Fig. 1-7), también puede contribuir a la formación de las zonas secas y de poros.

En definitiva, estas dificultades, entre otras, frenan la implementación de los procesos de inyección de resina en las estructuras primarias aeronáuticas.



Fig. 1-6: Resultado del primer ensayo de fabricación por la tecnología de infusión por vacío.



Fig. 1-7: Llenado de la cuaderna en U por el proceso VI y distorsión del frente de flujo debido al efecto de “vía rápida”.

1.3 Objetivos

A la vista de lo descrito en el apartado anterior, la presente investigación pretende contribuir a mitigar los efectos antes mencionados en los procesos de moldeo por transferencia de resina y de infusión por vacío durante la fabricación de componentes primarios del fuselaje de grandes dimensiones. La mitigación de estos efectos conlleva minimizar la variabilidad dimensional, incrementar la fracción volumétrica de fibra, reducir la porosidad y eliminar las zonas secas y el atrapamiento de aire, principalmente, en las zonas curvas.

El proceso RTM se caracteriza por tener una FVF entre 55 - 60% y una porosidad menor al 4%. La presente tesis se enfoca al progreso de dicha tecnología con el fin de mejorar estos parámetros y cumplir los requerimientos aeronáuticos de fracción volumétrica de fibra alrededor del 60% [18] y porosidad igual o menor a un 2% [39]. Este escenario requiere un mayor control de proceso que involucre un diseño especial de molde.

En cuanto al proceso de infusión, planteamos una modificación para incluir la aplicación de presión externa en la fase de post-llenado [40] y mejorar así, la calidad de los laminados. Pretendemos incrementar la fracción volumétrica de fibra de un 45 - 50% a un 60% y obtener una

porosidad igual o menor al 2%, tanto en las zonas curvas como en las planas. Asimismo, también investigamos la influencia de la vía rápida sobre la variabilidad dimensional y las propiedades mecánicas de las piezas infundidas; para facilitar el diseño de la modificación del proceso de infusión.

En esencia, prevemos alcanzar una metodología del proceso productivo de fabricación de componentes primarios aeronáuticos en material compuesto por procesos de inyección de resina. Esta metodología incluirá desde la selección de la materia prima y de los parámetros de proceso, hasta el diseño conceptual de los moldes y las mejoras de proceso pertinentes para alcanzar un grado de calidad aeronáutica y, a su vez, cumplir con un nivel de madurez tecnológica de 5 (TRL5, *Technological Readiness Level*).

De acuerdo con el objetivo general de la tesis, se plantean los siguientes objetivos específicos:

- Lograr la comprensión del comportamiento de vía rápida sobre la calidad de los laminados fabricados por el proceso de infusión por vacío.
- Mejorar el proceso de infusión por vacío para aumentar la fracción volumétrica de fibra en las zonas curvas, y minimizar la variabilidad de espesor y de propiedades microestructurales. También reducir la porosidad en la pieza.
- Definir una metodología de proceso de moldeo por transferencia de resina, que permita fabricar estructuras primarias del fuselaje de grandes dimensiones que cumplan con los requerimientos aeronáuticos de fracción volumétrica de fibra y porosidad.

1.4 Contenido

La tesis está estructurada en nueve capítulos:

El Capítulo 1 incluye una introducción que pretende contextualizar la problemática objeto de estudio y plantear las actividades a abordar.

El Capítulo 2 revisa las numerosas investigaciones relacionadas con la implementación de los procesos de inyección de resina y las nuevas variantes del proceso de infusión, muchas de ellas patentadas. También revisa las causas de variabilidad en la fabricación de piezas con geometrías complejas y cómo pueden dar lugar a la generación de defectos.

El Capítulo 3 describe las características de la materia prima empleada, así como los equipos y moldes utilizados para la fabricación de componentes. También incluye el método de fabricación para el proceso RTM, VI y sus variantes.

El Capítulo 4 presenta el estudio de la influencia de la vía rápida en la variabilidad dimensional, la porosidad y el comportamiento mecánico de los laminados fabricados por infusión. Este estudio se desarrolló durante la estancia predoctoral en el grupo de materiales compuestos del *Instituto de Ciência e Inovação em Engenharia Mecânica e Industrial (INEGI)* en Portugal [41].

El Capítulo 5 contiene el diseño y desarrollo de nuevas variantes del proceso de infusión por vacío para fabricar la pieza objetivo y alcanzar los requerimientos de calidad de grado aeronáutico. Además, incluye la caracterización microestructural y dimensional de las piezas con el fin de validar los procesos propuestos. La construcción de las variantes de proceso VI y la fabricación de piezas se realizó en las instalaciones del *Centro Tecnológico Eurecat* [42]. La caracterización microestructural y dimensional de las piezas en los laboratorios de la *Universitat de Girona (UdG)* [43].

El Capítulo 6 muestra el desarrollo de la tecnología RTM para la fabricación de la pieza objetivo, dando énfasis al diseño conceptual del molde. La implementación de la tecnología y fabricación de las cuadernas se llevó a cabo en el marco del proyecto COFRARE 2.0 [44] del programa europeo *Clean Sky Joint Undertaking* [45] en las instalaciones de *Eurecat* [42]. La caracterización microestructural y dimensional de las piezas se realizó en los laboratorios de la *Universitat de Girona (UdG)* [43].

El Capítulo 7 discute los resultados de la investigación, para discernir qué técnica de fabricación satisface los requerimientos de calidad de los componentes primarios de aeronaves, centrandó la discusión en las cuadernas en forma de U del fuselaje.

El Capítulo 8 recoge las conclusiones alcanzadas durante la ejecución de la tesis.

El trabajo concluye con la enumeración de líneas de investigación potenciales que podrían extender y profundizar el presente trabajo, Capítulo 9.

Capítulo 2

2. Estado del Arte

La creciente demanda de componentes estructurales de grandes dimensiones a coste reducido ha despertado interés por los procesos de inyección de resina (LCM, *Liquid Composite Moulding*) en el sector aeronáutico. En la última década, numerosas investigaciones, procedentes del área académica e industrial, han estudiado la implementación de dichos procesos en componentes primarios y secundarios y han desarrollado nuevas tecnologías de inyección de resina termoestable para mejorar la calidad de los laminados y cumplir con los requerimientos aeronáuticos. Este capítulo describe los procesos LCM junto con sus principales limitaciones, como, por ejemplo: las dificultades en el diseño y la fabricación del molde, el fenómeno “vía rápida” o *race tracking* y los defectos asociados a los mismos. También proporciona una amplia perspectiva de las mejoras en los procesos existentes, poniendo atención en la calidad de la pieza según los criterios del sector aeronáutico.

2.1 Materiales compuestos y sector aeronáutico

Los composites poliméricos reforzados con fibra (FRP, *Fiber Reinforced Polymer*) pueden definirse como la unión macroscópica de dos o más materiales diferentes, cuya combinación da como resultado un elevado ratio entre la resistencia mecánica y el peso [46]. Están constituidos por una matriz polimérica y un material poroso o refuerzo. También tienen una elevada resistencia química ante condiciones medioambientales agresivas y a fatiga [47].



Fig. 2-1: Materiales utilizados en la estructura del Airbus A380. Imagen adaptada [3].

Los FRP se han utilizado en el sector aeronáutico desde los años 70. En la actualidad, se están aplicando en componentes secundarios y primarios de las alas, del fuselaje y del empenaje, y cada

vez más, están irrumpiendo en estructuras más complejas y de grandes dimensiones (Fig. 2-1). La fabricación de estructuras de FRP reduce significativamente el peso total de la aeronave y, por tanto, las emisiones de CO₂. Un ejemplo de ello son: el *Boeing 787 Dreamliner*, el cual incluye un 50% de *composite* en su estructura, reduciendo de un 20% a un 25% las emisiones de CO₂ en servicio [2]. El *Airbus A380* también contiene un 50% de *composite* [19] y multiplica por 10 la cantidad de aluminio utilizado en comparación al *Airbus A320* [3]. El *Boeing 787 Dreamliner* contiene un 20% en peso de la aleación de aluminio 7085, que destaca por su baja densidad [48].

Al igual que el *composite* está impactando en el sector aeronáutico, el aluminio también está adquiriendo fuerza en la fabricación de aviones comerciales [49]. Al comparar las aleaciones de aluminio con los materiales compuestos, éstos son más resistentes mecánicamente y más ligeros. No obstante, la principal preocupación en el desarrollo, aplicación y utilización de *composites* es el coste, siendo el de la materia prima y el de los consumibles, el de las horas de manufactura y el de la inversión en equipos, moldes y utillajes los de mayor impacto económico [19] [50] [51]. De acuerdo al concepto de ecoeficiencia, los *composites* presentan peores aspectos económicos que el aluminio y aleaciones, pero, sin embargo, mejores aspectos ecológicos, por la reducción de peso. Timmis *et al.* [2] evalúa la reducción de la huella de carbono debida a la aplicación de *composite* en aviación; los resultados muestran que aunque estos últimos incrementan el impacto medioambiental por su fabricación y reciclaje, son materiales más amigables para el medioambiente en comparación al material tradicional (aluminio) cuando se considera la fase en servicio del aeronave. Hinrichsen *et al.* [52] compara la fabricación del mamparo de presión trasera (*AFT Pressure Bulkhead*) mediante la tecnología de autoclave y en aluminio; en *composite* se reduce un 15% el peso del aeronave. Según Campbell [53] la reducción típica de peso entre un FRP y una aleación de aluminio es de un 20%. Al-Lami *et al.* [54] desarrollan una investigación sobre la fabricación de las costillas en *composite* y aluminio; concluyen que la fabricación en *composite* reduce un 50% el peso de la costilla.

2.2 Procesos de Inyección de Resina (LCM)

Los procesos LCM están clasificados como procesos de molde cerrado. Consisten en colocar una preforma de fibra seca en la cavidad del molde e inyectar una resina termoestable; la resina fluye a través de la preforma e impregna cada una de las fibras [55][56]. En el protocolo de fabricación se distinguen las siguientes etapas: construcción de la preforma, llenado de molde, curado y desmoldeo.

Etapas de construcción de la preforma:

A partir de los tejidos secos, se construye la preforma y se coloca en la cavidad del molde. Los tejidos más utilizados son el tejido bidireccional plano, sarga o satén, o el tejido no-ondulado (*non-crimp fabric*, NCF). Puede agregarse una sustancia aglutinante (*binder*) para dar cohesión entre las diferentes capas de tejido.

Etapas de llenado:

Se cierra el molde con el contramolde rígido o semiflexible según si el proceso es moldeo por transferencia de resina (RTM, *Resin Transfer Moulding*) o infusión por vacío (VI, *Vacuum Infusion*). A continuación, se inyecta la matriz polimérica para impregnar la preforma; una vez saturada, se mantiene el vacío para expulsar el aire de pieza. El sistema de inyección consiste en un punto de inyección (*inlet*) y un punto de vacío (*outlet*), como mínimo.

El mecanismo físico más importante en la etapa de llenado de los procesos LCM es: la circulación del fluido a través de un medio poroso, rígido y homogéneo (preforma); la cual está gobernada por

la ecuación empírica de la *Ley de Darcy* (Ec. 2-1) que relaciona el gradiente de presión del fluido con la velocidad del fluido [57].

$$\bar{u} = -\frac{[K]}{\mu} \nabla p \quad (\text{Ec. 2-1})$$

donde \bar{u} es la velocidad media en un volumen determinado, μ es la viscosidad del fluido, $[K]$ es el tensor de permeabilidad de un medio poroso que describe la resistencia de la preforma al flujo de la resina y p es la presión en un volumen determinado.

En la actualidad, los polímeros termostables son los que más se utilizan en los procesos LCM, por la baja viscosidad. Las viscosidades de inyección óptimas están comprendidas entre 40 mPa.s a 250 mPa.s. Una baja viscosidad permite llenar los pequeños huecos entre las fibras y entre los filamentos a una velocidad de inyección relativamente elevada (*Ley de Darcy*, (Ec. 2-1)).

Etapa de curado:

La etapa de curado está asociada a fenómenos de transferencia de calor debido a la exotérmica de la reacción de curado del polímero termoestable. Ésta comienza una vez transcurrido el tiempo de gel, tiempo a partir del cual el termoestable líquido comienza a incrementar su viscosidad bajo unas condiciones de temperatura específicas. El tiempo de gel debe ser superior al tiempo de llenado de molde para asegurar el llenado completo de la cavidad. Según el ciclo de curado de la resina, la pieza puede requerir un post-curado para alcanzar las máximas propiedades termo-mecánicas. La pieza podrá ser desmoldada una vez haya cumplido completamente con el ciclo de curado [58].

Los entrecruzamientos químicos generados durante el curado conllevan una retracción molecular que puede desencadenar tensiones residuales. Estas tensiones y los desajustes térmicos entre la fibra y la matriz y la interacción pieza-molde pueden reducir el comportamiento mecánico del componente por agrietamiento de la matriz, delaminación o distorsión geométrica [59] [60].

Etapa de desmoldeo:

La última etapa del protocolo de fabricación es el desmoldeo. En función de la geometría de la pieza debe establecerse una estrategia de desmoldeo durante la etapa de diseño de molde, para evitar distorsiones geométricas y tensiones internas al extraer la pieza. Esta estrategia puede incluir el uso de insertos removibles, la combinación de materiales con diferentes coeficientes de expansión térmica (CTE, *Coefficient Thermal Expansion*) y/o desmoldeo en caliente.

2.2.1 Tecnología Resin Transfer Moulding (RTM)

La tecnología RTM es el proceso más relevante de la familia LCM para fabricar piezas de *composite* de elevada calidad estructural y cadencia productiva.

En una primera fase, se construye la preforma en la cavidad del molde y se comprime ligeramente con el cierre. Esta compactación no debe superar los 0,4 mm de espesor para que pueda fluir la resina, según nuestra propia experiencia. Una vez el molde está cerrado, se inyecta la resina con una presión positiva de 1 bar (0,1 MPa) a 4 bar (0,4 MPa) a través del punto de inyección. Lo más común es introducir también puntos de vacío para eliminar los volátiles generados en la reacción de curado y reducir la porosidad. Cuando la cavidad está llena y se cierra el *outlet*, se puede aplicar una presión de empaquetado (de 6 bar a 10 bar – de 0,6 MPa a 1 MPa) para reducir el contenido en poros. También se inicia la etapa de curado mediante el calentamiento del molde. Cumplido el ciclo de

curado, se abre el molde y se desmoldea la pieza con una estrategia diseñada previamente en la etapa de diseño de molde. La Fig. 2-2 describe las diferentes etapas del proceso RTM.

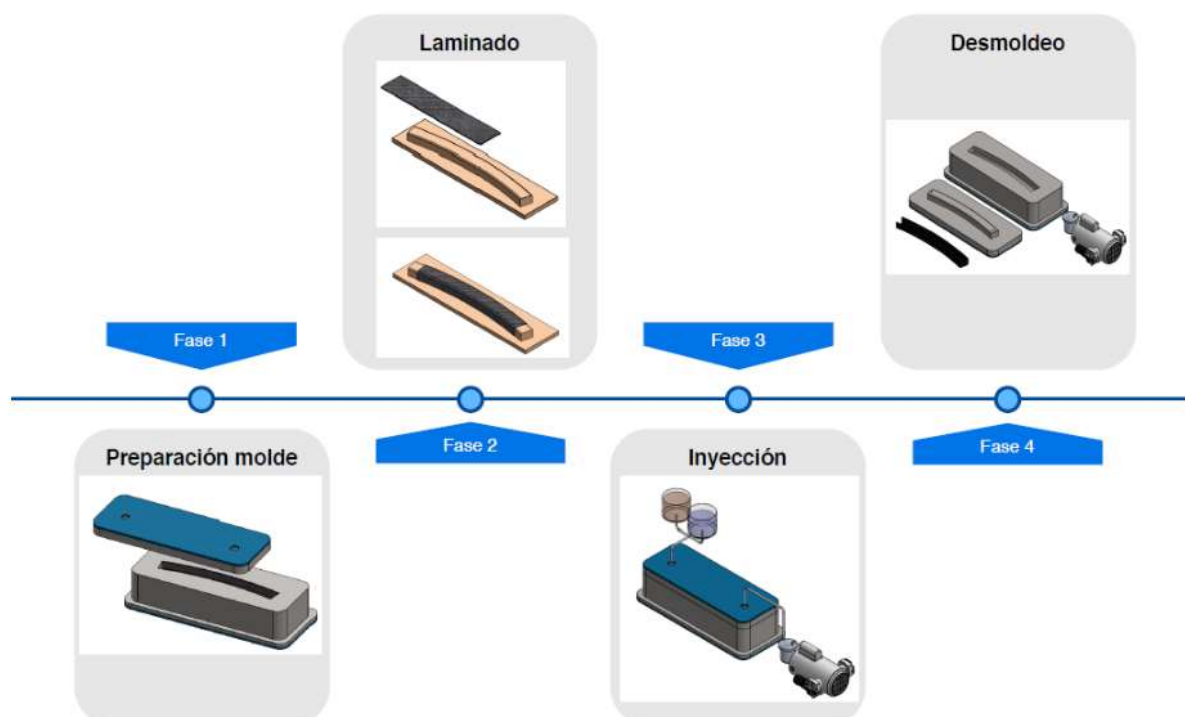


Fig. 2-2: Etapas del proceso de moldeo por transferencia de resina o RTM.

El diseño del sistema de inyección y las temperaturas de proceso en la tecnología RTM son los parámetros claves para la impregnación de la preforma y, por ende, para la buena calidad del componente [61]. Numerosos trabajos reportados utilizan métodos numéricos basados en la *Ley de Darcy* (Ec. 2-1) para definir un sistema de inyección óptimo con un tiempo de llenado de molde menor al tiempo de gelificación de la resina. Suresh G. Advani es uno de los autores con un mayor número de publicaciones sobre la modelización de la etapa de llenado en los procesos de inyección de resina [62]–[66]. Shojaei *et al.* [67] presenta una revisión de los modelos matemáticos aplicables al proceso RTM. Los modelos son validados experimentalmente por Lawrence *et al.* [68]. Šimáček *et al.* [61] evalúa los requerimientos necesarios para llevar a cabo este tipo de simulaciones. Chen *et al.* [69] utilizan sensores dieléctricos para monitorizar la etapa de llenado y el ciclo de curado en el proceso RTM. Laurenzi *et al.* [12] muestran un análisis numérico y experimental para fabricar una viga aeronáutica por la tecnología RTM; se simuló tres hipótesis de sistema de inyección cuya diferencia principal fue la longitud del canal de inyección. El tiempo de llenado experimental a una presión de inyección de 3 bar (0,3 MPa) concordó con los valores numéricos. Oliveira *et al.* [70] investigan la influencia de una carga mineral en el comportamiento reológico de la resina y en la fase de llenado en el proceso RTM; los resultados numéricos se aproximan notablemente a los experimentales en términos de posición del frente de flujo y tiempo de llenado. La carga mineral incrementa considerablemente la viscosidad de la resina y, por ende, el tiempo de llenado.

Principales características del proceso RTM:

Las principales ventajas y desventajas de la tecnología de moldeo por transferencia de resina se resumen a continuación:

- Buen acabado superficial en ambas caras de la pieza y gran precisión dimensional, por el uso de moldes cerrados y rígidos [62].

- Control de la fracción volumétrica de fibra (FVF, *Fiber Volume Fraction*), con valores comprendidos entre el 50% y el 65%. Montoro *et al.* [71] fabrican una pieza de tejido NFC de carbono y resina RTM6 (epoxi) y obtienen fracciones volumétricas comprendidas entre el 62% y 73%. Chaudhari [72] investiga el proceso RTM y sus variantes y obtiene FVF entre el 50% y el 60%. Bodaghi [6] desarrolla el proceso de moldeo de transferencia de resina a alta presión (HPRTM, *High Pressure Resin Transfer Moulding*) para el sector aeronáutico; concluye que se pueden obtener fracciones volumétricas de fibra superiores al 65%. Kruckenberg [73] también cita fracciones volumétricas del 55% al 60%. Un estudio comparativo experimental entre el proceso RTM y VI que realizamos en placa plana previa a esta investigación, concluyó que la fracción volumétrica entre ambos es muy similar, siendo en este caso del 57% (ver Apartado 2.2.3).
- La porosidad es menor a un 4% [74]. Montoro *et al.* [71] concluye con valores entre el 1,48% y 2,09%. Bodaghi [6] obtiene una porosidad inferior a 1% aplicando una presión de empaquetado de 20 bar (2 MPa). Lundström *et al.* [75] estudia varios parámetros de proceso sobre la porosidad y concluye que aplicando vacío pueden alcanzar valores entre el 0,45% y 0,68%.
- Permite la fabricación de piezas sin necesidad de post-mecanizado. Cabe mencionar que para ello la clave está en la preforma. Idealmente las preformas deben presentar la forma final del componente [73]. Numerosos estudios [76][77][78][79] desarrollan tecnologías para la fabricación de preformas a medida. No obstante, según la experiencia adquirida durante esta investigación, estas tecnologías están en una fase embrionaria: a día de hoy las preformas todavía se construyen *in-situ* en el molde, con estrategias de solapes o acoples y con un remanente perimetral entre 10 y 20 mm según nuestra experiencia.
- Uso de resinas de muy baja viscosidad, lo que promueve la buena impregnación del laminado.
- Materia prima más económica que el preimpregnado; la diferencia de precio es del 30% al 50% inferior por unidad de masa [73]. Además, para las bobinas de refuerzo no es necesario almacenaje ni transporte refrigerado.
- Teóricamente el tiempo de ciclo es más corto que con el autoclave [80]. Laurenzi *et al.* [12] reportan una reducción de tiempo de ciclo del 45% en comparación al *prepreg*. No obstante, Witik *et al.* [19] consideran una desventaja el tiempo de ciclo en el proceso RTM y lo justifican por el tiempo de manipulación de molde y horno. Bodaghi *et al.* [18] comenta que el proceso RTM todavía presenta tiempos de llenado largos y baja productividad. Según nuestra experiencia la diferencia en tiempo entre la autoclave y el RTM no dista lo suficiente para considerar este último como una tecnología de alta cadencia productiva; la etapa de construcción de la preforma y la complejidad y manipulación de los moldes provocan largos tiempos de ciclo.
- Posible automatización de ciertas etapas; la automatización de la construcción de la preforma se considera una potente alternativa para conseguir reducir el tiempo de ciclo y los costes de manufactura [50].
- Complejidad de los moldes y utillajes; moldes con numerosos postizos para facilitar el desmoldeo, pesados y con un sistema de cierre robusto. Además, un sistema de inyección inadecuado puede provocar un llenado incompleto, canales de “vía rápida” o *race tracking* y zonas secas en el laminado (Apartado 2.3).

- Arraste de fibra e imperfecciones en la preforma, por la compactación provocada por el cierre de molde y/o por la presión de empaquetado [62].
- Elevado coste de moldes y utilajes.
- Repetitividad de proceso. Las variaciones en el apilado y construcción de la preforma generan cierta inconsistencia en la reproducibilidad de las piezas.
- Proceso complejo y con escasa información técnica y de ejecución.

La complejidad de los equipos y de los moldes frenó la evolución de la tecnología de moldeo por transferencia de resina en el sector transporte [62]. Fue en los años 50 cuando se fabricaron las primeras piezas prototipo mediante inyección por vacío de resina poliéster con fibra de vidrio [81]: unas embarcaciones de 28 pies de largo para la *Marina de los Estados Unidos*. Este mismo proceso también se aplicó en la fabricación de aeronaves y misiles, aplicando presión en lugar de vacío para inyectar la resina. Se clasificó como proceso problemático e inadecuado para las geometrías complejas y para la mayoría de las aplicaciones potenciales en la industria aeroespacial. No obstante, en esta misma época la constructora aeronáutica *Bristol Aircraft Limited* publicó una serie de patentes relacionadas con la fabricación de piezas aeronáuticas por tecnologías de inyección de resina. Fue en el año 1955 cuando se explicó en detalle el proceso RTM [20]. A partir de estas patentes se fabricaron piezas del fuselaje y de carrocerías de automóviles, siendo el máximo logro una cubierta íntegramente rígida con doble curvatura. En 1960 se demostraron los beneficios de los procesos LCM para el sector aeronáutico y, en los años 80 la fabricación pudo ser acompañada de una base teórica mediante la aplicación de la *Ley de Darcy* (Ec. 2-1).

A pesar de estos progresos, la tecnología no avanzó hasta los inicios del siglo XXI. A día de hoy el sector transporte, en particular el aeronáutico y el automotriz, presenta un gran interés por los procesos de inyección de resina, lo que ha supuesto un incremento exponencial de las investigaciones y publicaciones, de la implementación de los mismos en piezas prototipo y en el diseño de nuevas variantes de proceso [82] [83]; las cuales se citan en la Tab. 2-1.

Tab. 2-1: Principales variantes de la tecnología de moldeo por transferencia de resina o RTM.

Acrónimo	Nombre	P [bar]	P [MPa]	Material molde	Sectores
LRTM	RTM Light	<1	<0,1	Composite	Naval, eólica, ferroviario
CRTM	Compression RTM	1-10	0,1-1	Aluminio o acero	Automoción y aeronáutica
SQRTM	Self-Quality RTM	1-10	0,1-1	Aluminio o acero	Aeronáutica
HPRTM	High Pressure RTM	<100	<10	Acero	Automoción y aeronáutica
HPCRTM	High Pressure Compression RTM	<100	<10	Acero	Automoción

El LRTM se caracteriza por un molde y contramolde rígido, normalmente de *composite* reforzado de fibra de vidrio. El sistema de inyección consta de un punto de inyección y un punto de vacío en la cavidad, como mínimo [84]. La resina se inyecta a una presión por debajo de la atmosférica para evitar la deformación o hinchamiento del molde. En el proceso CRTM, el molde se mantiene parcialmente abierto en la fase de llenado, generando un hueco no ocupado por las fibras y que ejerce de camino preferente de flujo para la resina. Una vez inyectada la cantidad de resina requerida, se cierra el molde y se fuerza a la resina a impregnar la preforma hasta saturarla. Presenta una buena impregnación, principalmente en el sentido del espesor del laminado y reduce el tiempo de ciclo y, en consecuencia los costes de proceso [85], [86]. El SQRTM es un proceso utilizado en el sector aeronáutico donde a pesar de ser un proceso de inyección, la materia prima es *prepreg*. Fue desarrollado por *Sonaca*, *Radius Engineering* y *Coexpair* en el 2010. El *prepreg* se sitúa en la cavidad del

molde y se inyecta una mínima cantidad de resina, la cual genera una presión hidrostática en el molde, actuando como el autoclave [87]. El HPRTM y HPCRTM son procesos similares al RTM y CRTM respectivamente; en vez de inyectar la resina a un valor máximo de 10 bar (1 MPa), se inyecta a una presión comprendida entre 60 bar (6 MPa) y 100 bar (10 MPa). Chaudhari, R. [72] compara ambos procesos con el objetivo de desarrollar una pieza prototipo automotriz en el menor tiempo posible. Muestra que el HPCRTM reduce significativamente el tiempo de proceso en comparación al HPRTM. Por otro lado, el grupo BMW, en colaboración con Krauss Maffei, Dieffenbacher y Fraunhofer [88] implementaron el proceso HPRTM para la fabricación de piezas automovilísticas a alta cadencia productiva.

Continuando con las adaptaciones del proceso RTM, surge el proceso de transferencia de resina con expansión térmica (TERTM, *Thermal Expansion Resin Transfer Moulding*), principalmente para la fabricación de piezas huecas. En el molde metálico se introduce un núcleo de silicona, que se expandirá térmicamente para aplicar una presión de compactación uniforme sobre la superficie de la pieza [89]. La pieza obtenida es de alta calidad y prácticamente libre de porosidad [72]. La Fig. 2-3 muestra las dos versiones del proceso TERTM.

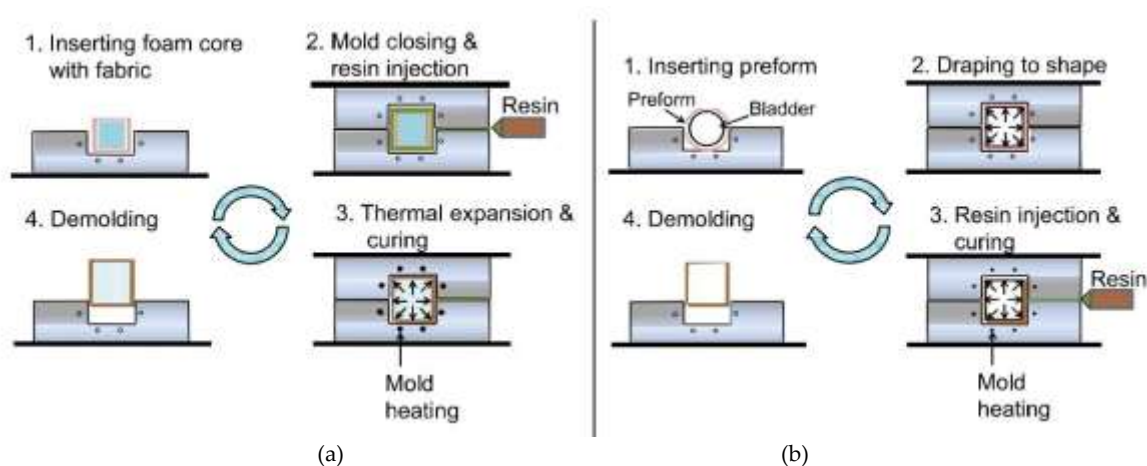


Fig. 2-3: Proceso de moldeo por transferencia de resina con expansión térmica o TERTM: (a) expansión térmica de un núcleo sólido de silicona o (b) expansión de una vejiga o bladder con aire comprimido [89].

El proceso de moldeo de transferencia de resina termoplástica o TRTM se diseñó para fabricar piezas de *composite* termoplástico. Los polímeros termoplásticos son difíciles de inyectar debido a su elevada viscosidad. El propósito es inyectar el monómero de la poliamida 6 o PA6 (épsilon-caprolactama) y una vez saturada la preforma, activar la reacción de polimerización de apertura de anillo. En la actualidad, este proceso no presenta aplicación industrial ya que es necesario un mejor control y definición de los parámetros de proceso para controlar la reacción [90].

Hasta la fecha de hoy se tiene conocimiento de un total de 61 patentes sobre la fabricación de componentes aeronáuticos en RTM incluyendo moldes, utillajes y variantes de proceso, según la base de datos *Espacenet* de la Oficina de Patentes Europea (EPO, *European Patent Office*) (búsqueda *resin transfer moulding and aero* and composit* and B29C*) [91]; el 45% de las cuales se han solicitado en los últimos 10 años y están vigentes en la actualidad. En los últimos años el número de patentes es notorio con el desarrollo, adaptación y/o mejoras de los procesos de inyección de resina [92]. Ejemplos de ellos son: la patente GB2555575 [93] solicitada por *Jaguar Land Rover Ltd* en 2018, la cual protege unos dispositivos introducidos en el interior de los moldes para mejorar la producción de los procesos HPRTM y CRTM. La patente US20190152111 [94] solicitada por *Coexpair* en 2019 presenta una mejora del sistema de inyección para equipos RTM y SQRTM. La patente WO2018/069225A1 [95] registra un método de fabricación de estructuras con insertos integrados en

pieza. Éstos están diseñados con unas sujeciones especiales que permiten que se adhieran fuertemente a la pieza. Para piezas de grandes dimensiones y alta cadencia productiva la patente de Simonet *et al.* [96] propone un sistema multi-inyección para ser usado con una presión de inyección elevado (60 bar a 100 bar/ 6 MPa a 10 MPa).

2.2.2 Tecnología de Infusión por vacío

La tecnología de infusión por vacío (VI, *Vacuum Infusion*) o también conocida como VARTM (*Vacuum Assisted Resin Transfer Moulding*) es un proceso de molde cerrado, con una parte rígida y la otra flexible. La bolsa de vacío o membrana flexible se sella sobre el molde rígido para actuar como contramolde. Al igual que en el proceso RTM, la preforma se coloca en la cavidad del molde (Apartado 2.2.1) y a continuación, se aplica vacío para extraer el aire y comprimir la preforma a presión atmosférica. Se inyecta mediante el gradiente de presión entre la presión atmosférica y la de vacío [97]. Una vez se satura la preforma, se cierra el punto de inyección pero se mantiene el vacío hasta que finalice el ciclo de curado [21].

Este proceso requiere un montaje puramente manual, que incluye, como mínimo, los consumibles que se observan en la Fig. 2-4. En el Capítulo 3 se detallan las principales características de cada uno de ellos.

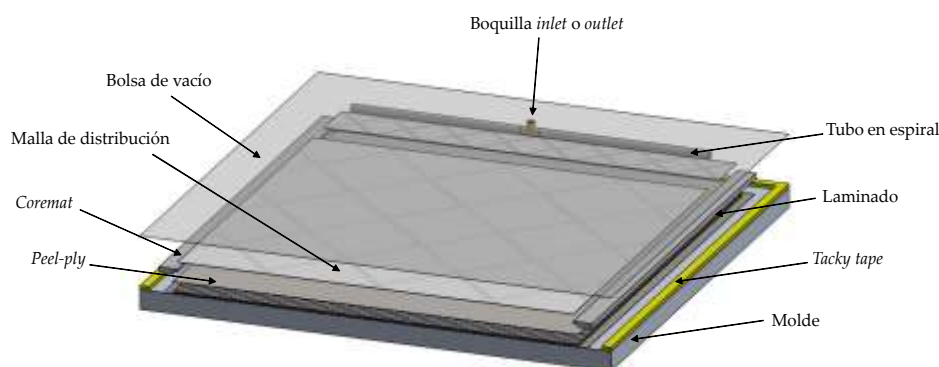


Fig. 2-4: Montaje de consumibles en el proceso de infusión por vacío o VI.

Como se ha comentado en secciones anteriores, la etapa de llenado en el proceso de infusión por vacío sigue la *Ley de Darcy* (Ec. 2-1), a pesar de que el gradiente de presión no es lineal por ser el contramolde flexible. En este caso, es la presión de compactación la que determina el espesor de la preforma [98] y, ésta cambia según la variación de la presión de la resina por la progresión del frente de flujo. El gradiente de presión no lineal es la principal causa de la formación de vacíos por el mecanismo de atrapamiento mecánico durante la etapa de llenado.

La variación de la presión de compactación sobre la preforma debido a la presión de la resina cumple la *Ecuación de Tezaghi* [11], [46], [69], [100]:

$$P_{comp} = P_{atm} - P_{resina} \quad (\text{Ec. 2-2})$$

donde P_{comp} es la presión de compactación, P_{atm} la presión atmosférica y P_{resina} la presión de la resina o fluido.

La Fig. 2-5 muestra el comportamiento de la presión de la resina frente a la presión de compactación en función de la distancia del flujo de resina. La presión de la resina es prácticamente igual a la atmosférica en el punto de inyección, por lo que la presión de compactación es prácticamente cero, siendo el espesor mayor en esta región [98]. La presión de la resina disminuye a

medida que el frente de flujo avanza hacia el punto de vacío, aumentando a su vez la presión de compactación y disminuyendo el espesor.

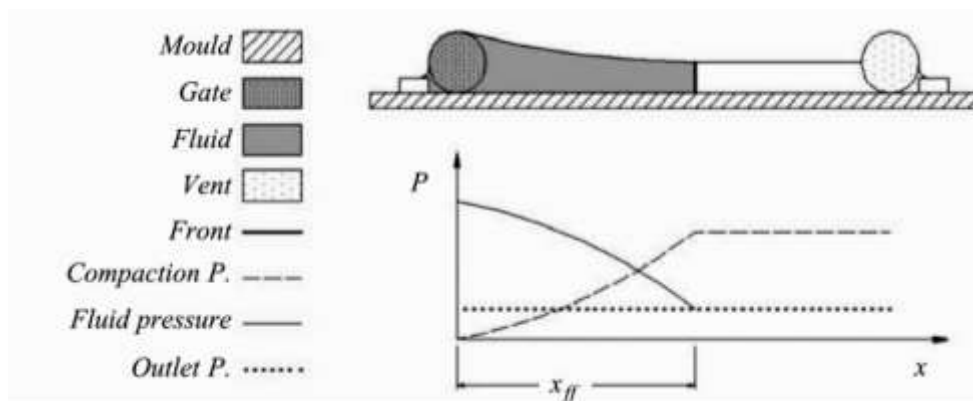


Fig. 2-5: Efecto de la presión de la resina sobre la presión de compactación en el proceso de infusión por vacío o VI [98].

Asimismo, la presión de la resina ejerce una fuerza de arrastre sobre la preforma que provoca tensiones a cizalla en la misma. Este comportamiento sigue la teoría de la tensión efectiva según la Ecuación de Tezaghi [101]:

$$P_{comp} = \pi_{preforma} + P_{resina} \quad (\text{Ec. 2-3})$$

donde P_{comp} es la presión de compactación, $\pi_{preforma}$ el estado tensional de la preforma y P_{resina} la presión de la resina o fluido.

Las variaciones locales de espesor provocan variaciones locales de permeabilidad, la cual depende de la porosidad de la preforma y de la saturación del fluido [102]. La porosidad de la preforma es el volumen libre en el refuerzo, es decir el espacio que rellenará el fluido tras la inyección. Mayores espesores dan lugar a una mayor porosidad de la preforma y, como consecuencia, una mayor permeabilidad. Las variaciones locales de permeabilidad influyen negativamente en la etapa de llenado, distorsionando el frente de flujo y favoreciendo la formación de micro y mesoporos [102].

La inyección de dos preformas idénticas con la misma presión de resina por el proceso VI y por el proceso RTM da lugar a una distribución de presiones del fluido diferente. La presión de compactación en RTM es constante a lo largo de la preforma debido al espesor constante definido por el molde rígido; el gradiente de presión es una función lineal. No obstante, en el VI existen variaciones locales de la presión de compactación y, por ende del espesor.

Principales características del proceso de infusión por vacío:

A continuación, se listan las principales ventajas e inconvenientes de la tecnología de infusión por vacío:

- Fabricación de piezas de grandes dimensiones, como, por ejemplo, las palas de los molinos eólicos con una longitud mínima de 40 m [84].
- Control visual del frente de flujo a través de la bolsa de vacío. Vilà *et al.* [101] estudian la progresión del frente de flujo en función de la distancia desde el *inlet* mediante un sistema digital de correlación de imágenes situado próximo al contramolde flexible.

- Sistema de inyección versátil; se colocan los puntos de inyección y vacío durante el montaje de la infusión, sin necesidad de mecanizar el molde. Existe la posibilidad de modificarlo en función del resultado de una primera prueba.
- Diseño de molde sencillo: una única parte del molde y sin necesidad de sistema de cierre, ni juntas tóricas, ni prensa. Fácil desmoldeo por ser una única mitad. No es necesario mecanizar los canales de inyección en la superficie del molde.
- Baja inversión inicial del equipo, de los moldes y de la materia prima. Según Witik *et al.* [19] los costes de fabricación se reducen un 15% en comparación a la tecnología de autoclave.
- El espesor de la pieza varía con la presión de la resina durante la etapa de llenado, lo que incrementa la probabilidad de la formación de vacíos por atrapamiento mecánico.
- Limitado control dimensional y elevadas tolerancias dimensionales, en comparación con el RTM y la autoclave.
- Baja fracción volumétrica de fibra debido a la limitación de la presión de compactación; la FVF está comprendida entre el 40% y 50% [103]. Kedari *et al.* [104] obtienen fracciones volumétricas de fibra entre el 39% y el 45%. Grimsley [105] cita que el intervalo es del 45% al 50%.
- Elevada porosidad. Hutchinson *et al.* [84] cita valores de 2%. Kedari *et al.* [104] muestra resultados experimentales con valores inferiores a 2% en geometría plana. Chen *et al.* [106] determina valores de porosidad de 3%.
- Buen acabado superficial por una sola cara de la pieza.
- Baja presión de inyección, limitada a la presión atmosférica.
- Uso de elevadas cantidades de consumibles por pieza, mucho más que en RTM. Según Hutchinson *et al.* [84] el coste de los consumibles supone un 12% del coste total de la materia prima.
- Labores complejas durante el montaje de los consumibles; requiere experiencia de los operarios. Según Witik *et al.* [19] los costes de fabricación resultan un 16% superiores que en el caso del *prepreg* debido a la complejidad del montaje de los consumibles y al tiempo adicional requerido por los operarios para llevar a cabo la infusión. La ventaja del mismo es que el uso del tejido seco y de la resina termoestable reduce el coste de la materia prima en un 37%.
- Repetitividad de proceso; la calidad de los laminados fabricados es limitada debido a la variación de la fracción volumétrica de fibra y la porosidad en una misma pieza y entre piezas [40].
- Difícil previsión y control de la formación de poros y zonas secas. Las variaciones de permeabilidad durante el llenado provocan la formación de poros cuya solución, a día de hoy, es hacer diseños más conservadores con un mayor factor de seguridad. Otros defectos como las zonas secas dan lugar a un gran número de piezas defectuosas [102].
- Mayor tiempo de ciclo en comparación con el proceso RTM y autoclave. Las delicadas y complejas labores del montaje de la bolsa de vacío implican un número mayor de horas de manufactura [19].

En los últimos años, para obtener los máximos beneficios del proceso de infusión y poder ser aplicado en el sector aeronáutico, se han desarrollado y patentado multitud de adaptaciones y/o variantes de proceso. Cabe mencionar que en la literatura no existe una clasificación única de las mismas, por lo que se ha seleccionado la que hemos considerado más consistente según el número de autores que la utilizan y el impacto de cada uno de ellos [99][23][107][108]. La familia de las variantes de proceso de infusión es conocida con el nombre de infusión de resina con utillaje flexible o *resin infusion under flexible tooling* (RIFT); ésta tiene tres categorías distintas [23]:

Clasificación de las variantes de proceso de infusión por vacío o de los procesos de infusión con utillaje flexible (RIFT):

Categoría RIFT tipo I:

Esta categoría se caracteriza porque el flujo de la resina fluye paralelo al plano entre el molde y la bolsa de vacío; es el montaje más simple y destaca por no incluir malla de distribución para facilitar la impregnación del refuerzo [107]. Son procesos muy utilizados en aplicaciones marítimas donde los requisitos de fracción volumétrica (30% - 40%) y sollicitación mecánica no son exigentes [109].

Fue en 1950 cuando se registró la primera invención de un método de impregnación donde una preforma seca es situada en un molde semirrígido; fue patentado por la empresa *Marco Chemicals* con el nombre de *Marco Method*. Esta patente describe la inyección mediante una diferencia de presión entre el recipiente y la cavidad y con un punto de vacío para extraer el aire de la misma [110]. Según Coniff [111] este proceso fue introducido en 1946 por *Scott Badder* en Reino Unido con el nombre de *Crystic Vacuum Infusion (Crystic VI)*, cuya principal característica fue la sustitución del contramolde por una membrana flexible.

En 1963, Philip Green (*English Electric Company*) patenta un método de infusión con vacío que cumple con la descripción del proceso VARTM [112], aunque dicho acrónimo no aparezca en la patente. La descripción general cita: “la preforma seca se introduce en la cavidad del molde y éste se sella por una membrana flexible. Durante la impregnación se evacúa el aire existente entre la cavidad y la bolsa. La válvula del punto de inyección se abre y la resina fluye por la cavidad e impregna la preforma. El flujo se corta cuando llega la resina a la trampa de vacío.” La patente recoge antecedentes de las patentes anteriores y menciona la opción de presurizar la resina para mejorar la velocidad de flujo (Fig. 2-6). Numerosos autores [98][109][113][114] coinciden en que el proceso VARTM cumple con la categoría de RIFT tipo I; otros lo consideran RIFT tipo II porque la resina fluye a través del espesor de pieza, como el estudio de Kelkar *et al.* [115].

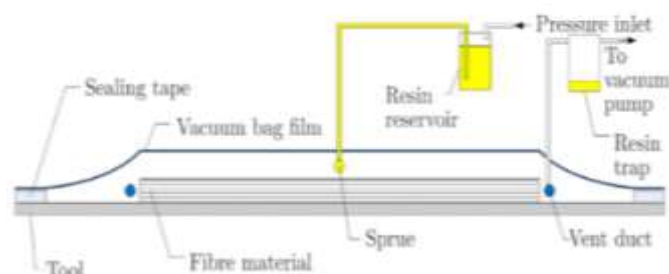


Fig. 2-6: Esquema del proceso VARTM patentado por Philip Green en 1963 (basado en la descripción [112]) [23].

El proceso de infusión asistida por vacío (VAIM, *Vacuum Assisted Infusion Moulding*) se patentó por *Le Comte* en 1982 [116] aunque la descripción y el concepto de proceso es muy similar a la patente del proceso *Marco Method*; se aplicó en la industria náutica para producir grandes estructuras delgadas, como, por ejemplo, los cascos de los barcos de menor espesor [117].

En esta investigación los acrónimos VI, RIFT, VARTM y VAIM se consideran el mismo proceso y están clasificados como RIFT tipo I, tal y como sugiere Summerscales *et al.* [109]. De hecho, según el autor Afendi *et al.* [118] el término RIFT es utilizado principalmente en Reino Unido, mientras que en Estados Unidos es VARTM el acrónimo más común para referirse al proceso de infusión.

Entre los años 50 y 70 se solicitaron más patentes relacionadas con la infusión de resina tipo I, tal y como lista la Tab. 2-2. Cabe destacar que la patente del proceso de inyección de resina asistida por vacío, conocido como VARI (*Vacuum Assisted Resin Injection System*) o VRIM (*Vacuum Resin Injection Moulding*) de 1976 describe el proceso de infusión con un contramolde semirrígido; ésta sirvió de antecedente para la implementación del proceso de molde por transferencia de resina ligero (LRTM) (Tab. 2-1).

A partir de los años 80, el interés de la industria por el proceso de infusión evolucionó hacia la fabricación de piezas de mayor calidad estructural y/o con alta cadencia productiva. Por ello, gran parte de las patentes mencionadas a continuación presentan modificaciones o adaptaciones del proceso para cumplir con dichos intereses.

El proceso de inyección de resina por diferencial de presión (DPRTM, *Differential Pressure Resin Transfer Moulding*) [119] se patentó en 1997 con el fin de mejorar la compactación del laminado e incrementar la fracción volumétrica de fibra. Una vez finalizado el montaje de infusión, éste se introduce en el autoclave para llevar a cabo la fase de llenado con una mayor presión de compactación [73][23].

También en 1997, la compañía *Aerotech Inc.* patenta el proceso de moldeo por cavidad cerrada o *Closed Cavity Bag Moulding* (CCBM) [120]. Utiliza una membrana elastómera directamente sobre el laminado; el hándicap se encuentra en el sellado de la misma.

Otra variante patentada es el método de infusión de doble diafragma (DRDF, *Double RIFT Diaphragm Forming*) o infusión con doble molde flexible (RIDFT, *Resin Infusion Double Flexible Tooling*), el cual se patentó en 2011 con la finalidad de fabricar *composites* por infusión con mayores propiedades mecánicas [121]. El laminado se sitúa entre dos membranas de elastómero, manteniendo la geometría plana. Se inyecta la resina y a continuación el “sándwich” se conforma en el molde mediante la succión del vacío. La Fig. 2-7 describe las distintas etapas del proceso RIDFT.

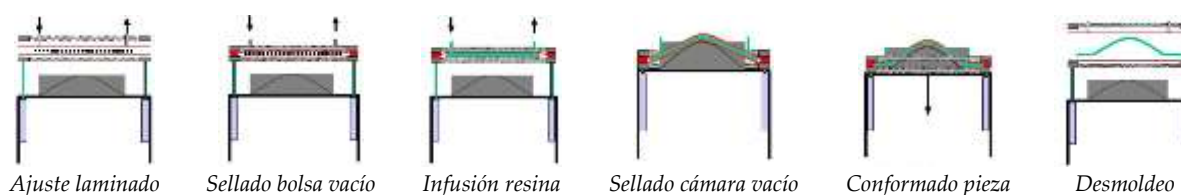


Fig. 2-7: Representación esquemática del proceso RIDFT o DRDF [108].

Otras variantes del tipo I diseñadas con el propósito de reducir el tiempo de ciclo son: la inyección por una única entrada (SLI, *Single Line Infusion*) y la infusión por diferencial de presión o *Vacuum Assisted Differential Pressure Infusion process* (VADPI). El proceso SLI se patentó en el año 2000 por el *Centro Aeroespacial Alemán DLR* [122]. Consiste en un único punto para inyectar la resina y evacuar el aire; la patente se basa principalmente en el diseño de un dispositivo que actúa como inyector y como bomba de vacío. El proceso VADPI consiste en generar un diferencial de presión entre la cavidad y el canal de distribución de la resina, situado fuera del molde. Este diferencial de presión deforma la bolsa de vacío y crea un canal de distribución de la resina en la cavidad. La presión en el canal es menor que la atmosférica, por lo que se incrementa la permeabilidad del tejido

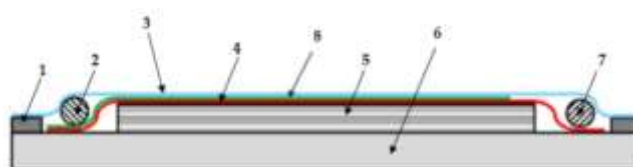
y la velocidad de flujo de la resina. Al final de la infusión se aplica la presión atmosférica para compactar el laminado [123].

Algunas de estas variantes de proceso pueden ser combinadas para potenciar sus beneficios; un ejemplo de ello es la fabricación de los carenados del *Dornier 328* mediante la unión de las tecnologías SLI y DPRTM [23].

Categoría RIFT tipo II:

La segunda clasificación de los procesos de infusión tiene como objetivo aumentar la permeabilidad del tejido para permitir que la resina fluya transversalmente al plano. Para ello, incluyen una malla de malla de distribución (DM, *Distribution Mesh*) en la superficie del tejido.

El proceso de moldeo por infusión de Seemann (SCRIMP, *Seemann Composites Resin Infusion Molding Process*) es la tecnología por excelencia en el sector del *composite* y el más utilizado a nivel mundial. Se inventó por William H. Seemann y se patentó por la compañía *Seemann Composites Inc.* en 1990 en Estados Unidos [124]; en 1993 la patente se extendió a Reino Unido [125] y Europa [126]. El montaje es muy similar al proceso de infusión; la principal diferencia es que incluye la malla de distribución o unos canales que permiten a la resina fluir sobre la superficie del laminado y reducir el tiempo de impregnación. Los canales de flujo son normalmente incluidos en forma de núcleos en la fabricación de estructuras *sándwich*, mientras que en laminados monolíticos es la malla de distribución la que se sitúa en la cara superior del laminado. Esta adaptación del VI permitió impregnar distancias más largas en tiempos similares, utilizando la misma materia prima [107]. La Fig. 2-8 muestra los consumibles utilizados en el proceso RIFT tipo II:



- | | | |
|----------------------------|---------------------------|-------------------|
| 1: Sellante o tacky tape | 2: Inlet o entrada resina | 3: Bolsa de vacío |
| 4: Peelply | 5: Laminado | 6: Molde |
| 7: Outlet o salida de aire | 8: Malla de distribución | |

Fig. 2-8: Detalle del montaje de la variante de proceso SCRIMP [107].

Con anterioridad al SCRIMP, en el año 1979, se patentó un proceso de infusión con medio permeable con la misma finalidad: la reducción del tiempo de ciclo y el aumento de la permeabilidad del laminado. El inventor fue Jay Johnson e incluyó un film plástico perforado y flexible sobre el laminado como medio permeable. Este film es sellado con el molde y genera una primera cámara interna, con el laminado y el punto de vacío. A continuación se coloca una segunda cámara con la bolsa de vacío, conectada al punto de inyección. La resina traspasa el film perforado para impregnar el laminado por la acción del vacío [127].

Otro proceso similar al SCRIMP, cuya patente se solicitó en 1967, fue el proceso de impregnación de resina por vacío o *vacuum resin impregnation process* (VRIP). El inventor William Rodgers [128] adaptó del proceso de infusión agregando una bolsa de vacío de mayor permeabilidad, para minimizar el número de consumibles. En 1982, la empresa *McDonnell Douglas Corporation* [129] solicitó la patente bajo el acrónimo de VRIP con la innovación de una bolsa de vacío que incluye canales de flujo; el propósito fue mejorar la impregnación en la dirección del espesor. En 1990, de nuevo *McDonnell Douglas Corporation* [130] solicita otra patente donde modifica la configuración de los consumibles y añade un film perforado al proceso patentado en el 82.

Otra variante de la familia RIFT tipo II es el VARTM de alta calidad (HyPerVARTM, *High-Performance VARTM*), el cual utiliza como medio permeable un tejido no tejido denominado manta de absorción; éste tiene la peculiaridad que no forma un flujo direccional en el plano, por lo que la distribución de la resina es no direccional en los tres ejes (x, y, z). Se obtuvieron resultados de mayor calidad, con un menor número de zonas secas. Este proceso fue patentado en 2003 por la empresa americana *V System Composites Inc* [131], y se aplicó en la producción del pilón de la cubierta delantera del helicóptero de transporte de carga pesada *Boeing CH-47 Chinook* [132].

También en 2003, el inventor David Loving [133] patentó el proceso de moldeo por infusión variable (VIMP, *Variable Infusion Moulding Process*). Consiste en una infusión desde el centro del componente, situando los canales de flujo entremedio del laminado. Además incluye un contramolde semirrígido, por lo que las dos caras tienen buen acabado superficial. También reduce los costes de manufactura según cita la patente [133].

En el año 2001, la compañía *EADS Deutschland* desarrolló el proceso asistido por vacío o *Vacuum Assisted Process* (VAP), el cual fue protegido por diversas patentes a nivel mundial [134]–[136] y, cuyo objetivo fue la producción de estructuras primarias de las aeronaves a un coste competitivo. La Fig. 2-9 muestra el montaje de consumibles del proceso VAP en comparación con el montaje de infusión estándar.

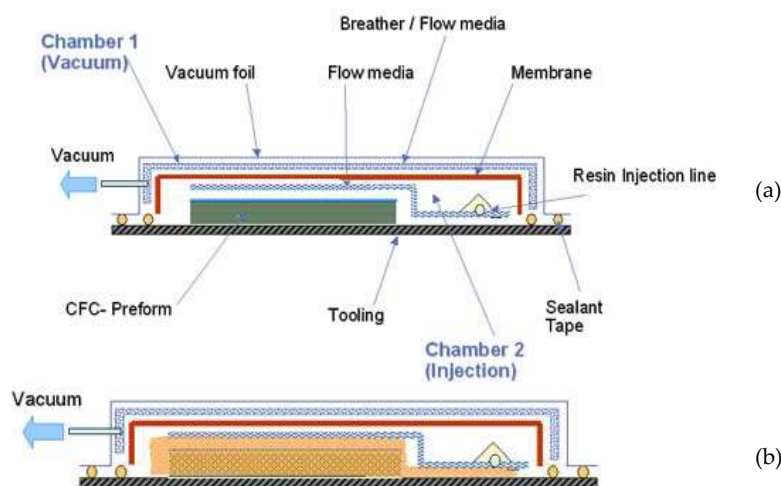


Fig. 2-9: Montaje de consumibles en: (a) el proceso de infusión por vacío y (b) proceso asistido por vacío (VAP) [108].

La tecnología VAP utiliza una membrana semipermeable; permeable al aire y a los volátiles de la reacción de curado e impermeable a la resina. Ésta es conocida como membrana sangrador para la fabricación de *composites* o GCM (*Gore Composite Manufacturing Membrane*). Además permite una distribución uniforme del vacío y la desgasificación de la resina. Existen numerosos estudios relacionados con la selección de la membrana GCM: Amouroux *et al.* [137] publican la caracterización de seis membranas consideradas aptas para el proceso VAP. Gardiner [138] publica una revisión del uso de membranas GCM para aplicar en pieza aeronáutica. Friedrich [139] reporta que, en la actualidad, éstas están siendo remplazadas por poliuretanos. El proceso VAP fue exitosamente aplicado en la fabricación de los larguerillos de la puerta de carga del avión militar *Airbus A400M*; se considera un proceso robusto que logra minimizar las zonas secas, la formación de vacíos y conseguir espesores más uniformes.

Con el propósito de incrementar la fracción volumétrica de fibra y mejorar la uniformidad de espesor, la empresa *Boeing Corporation* patentó en 2005 el proceso de infusión de resina por control

de la presión atmosférica o *Controlled Atmospheric Pressure Resin Infusion* (CAPRI) [140]. En éste, previa a la etapa de llenado, la preforma se compacta con ciclos de carga y descarga (etapa de *debulking*); se coloca el laminado en la cavidad del molde y se aplican entre 10 y 20 ciclos de compactación con el gradiente de presión entre la presión máxima de vacío (mínimo 30 mbar de presión absoluta/ 0,003 MPa) y la presión atmosférica. A continuación, se evacúa el aire de la cavidad y se suministra la resina. Como consecuencia de la compactación, el gradiente de presión entre la cavidad y el fluido es menor debido a la disminución del espesor de la preforma, lo que puede implicar mayores tiempos de impregnación. Los ciclos de compactación pueden incrementar las deformaciones en la preforma dando como resultado una menor rigidez, aunque se cumple con el objetivo de disminuir espesor e incrementar la FVF. Se han obtenido gradientes de espesor menores a un 1% e incrementos de fracción volumétrica de fibra de un 5% respecto al proceso SCRIMP [141]. Este proceso es similar al DPRTM, cuando se trabaja a bajas presiones de inyección. Fue aplicado en la fabricación del borde de salida del *Boeing 787* [23].

Otros procesos basados en el concepto del SCRIMP son el sistema de infusión de resina inteligente o IRIS (*Intelligent Resin Infusion System*), el proceso de infusión modificado o MVI (*Modified Vacuum Infusion*) y el proceso de molde por transferencia de resina avanzado o AVARTM (*Advanced Vacuum Assisted Resin Transfer Moulding*).

Las compañías *Mitsubishi Heavy Industries* y *Toray Industries* desarrollaron el proceso AVARTM, cuya aportación fue la construcción de la preforma. Este proceso es prácticamente el mismo que el SCRIMP, con la diferencia que incluye el termoconformado del laminado para automatizar la etapa de preforma [142]. Otra aportación es la eliminación del exceso de resina y, como consecuencia, el incremento de la fracción volumétrica de fibra.

En 2015, la empresa *Spirit Aerosystems* [143] patentó el proceso IRIS, según el cual la resina se inyecta por la cara inferior del laminado mediante un inserto embebido en el mismo. A través de éste, la resina puede fluir en la dirección del plano y a través del espesor mejorando la impregnación.

El proceso MVI, a diferencia del resto, modifica el final de la etapa de llenado para mantener el mismo gradiente de presión durante el curado. Una vez impregnada la preforma, el *inlet* se conecta a la trampa de resina y se cierra el circuito de la infusión. Como resultado, se obtiene una menor variabilidad de espesor y una mayor fracción volumétrica de fibra. Fue patentado por *Eurocopter France* en 1999 [144], y perfeccionado en distintas patentes [145]–[147].

Por último en la categoría RIFT tipo II podemos citar el proceso de infusión pulsada (PI, *Pulsed Infusion*), patentado en 2006 por la *Universidad de Columbia* [148]. Este método diseña un distribuidor de presión de silicona reutilizable como medio de distribución de la resina, el cual consiste en dos bolsas de vacío; la bolsa interna contiene el laminado, a continuación, se coloca una membrana de silicona y la segunda bolsa para contenerla. La presión de la segunda bolsa es menor que la de la bolsa interna, dando lugar a unos canales de flujo de resina. La presión de la bolsa externa puede incrementarse para bloquear los canales y parar la impregnación. Se obtienen laminados con un módulo a flexión y una resistencia a flexión superior en un 9% y 24%, respectivamente comparado con el VARTM [107]. Variantes de este proceso son la infusión pulsada estática o SPI (*Static Pulsed Infusion*) y la infusión pulsada dinámica o *Dynamic Pulsed Infusion* (DPI) [23].

Categoría RIFT tipo I y II:

En esta categoría se incluyen las variantes de proceso que incluyen films para mejorar la impregnación tanto en la dirección paralela como la perpendicular al plano. Gran parte de estos

procesos son diseñados por el sector aeronáutico para fabricar demostradores que cumplan con los requerimientos de calidad aeronáutica.

Un ejemplo de ello fue la patente de la compañía *Bombardier C Series* en 1998, con el método de infusión de transferencia de resina o RTI (*Resin transfer infusion method*) para la fabricación de la cubierta del ala del avión [149]. Consiste en un sistema complejo de bolsa, el cual combina partes elastómeras y otras más rígidas que favorecen la creación de canales de distribución de resina. Una vez finalizada la fase de llenado, el molde se introduce en la autoclave para mejorar la compactación del laminado e incrementar la FVF.

En 2007, la *Universidad de Delaware* patentó un sistema que permite el incremento de la permeabilidad de la preforma durante la etapa de llenado [150]. Consiste en una cámara de vacío externa que se coloca en la parte superior de la bolsa de vacío; ésta se sella con la bolsa para que quede el sistema totalmente hermético. Si la presión de vacío de la cámara es menor que la presión de la bolsa de vacío, la permeabilidad de la preforma incrementa debido a la reducción de la compactación de la misma. El incremento de la permeabilidad facilitará la impregnación del refuerzo, además de acelerar el flujo de la resina y reducir el tiempo de llenado. Este proceso es conocido como proceso de vacío para inducir la relajación de la preforma o VIPR (*Vacuum Induced Preform Relaxation*) o proceso con cámara de flujo (FFC, *Flow Flooding Chamber*). La diferencia entre ambos montajes es que en el FFC el llenado se realiza a lo largo de la preforma (*inlet* y *outlet* en los extremos) y, por tanto, la dirección principal de la impregnación es perpendicular a la superficie (Fig. 2-10).

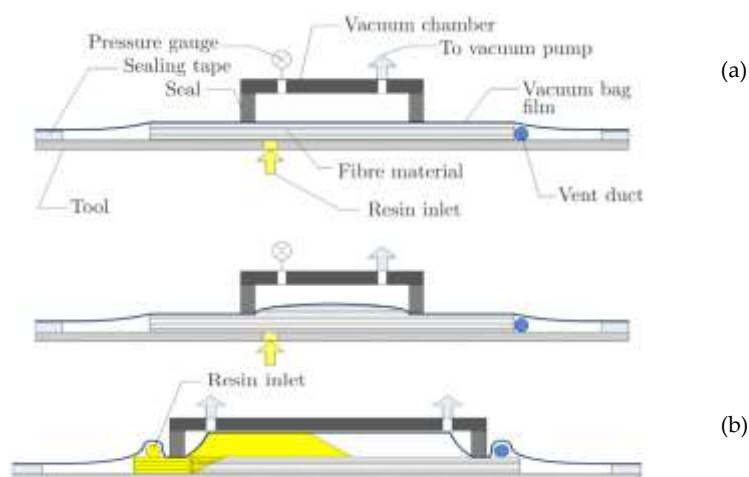


Fig. 2-10: Esquema de las variantes del proceso de infusión patentadas por la *Universidad de Delaware*: (a) montaje del proceso de vacío para inducir la relajación de la preforma o VIPR (b) montaje del proceso con cámara de flujo o FFC [23].

Otro proceso para mejorar la impregnación de la preforma es el proceso de moldeo por transferencia de resina con canal asistido o CARTM (*Chanel Assisted Resin Transfer Moulding*), patentado en 2005 en Estados Unidos [151]. Al igual que la tecnología de infusión pulsada, se colocan unos canales en el centro del laminado que actúan como distribuidor de presión y de resina; son unos perfiles huecos situados entre la bolsa de vacío y el laminado. La diferencia de presión entre la presión en los perfiles huecos y la cavidad desplaza la resina sobre el laminado (Fig. 2-11).

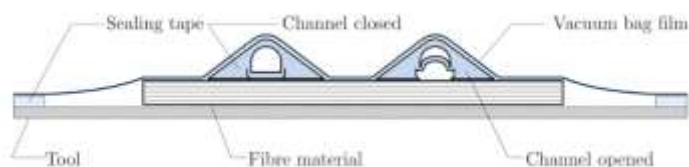


Fig. 2-11: Descripción del proceso de moldeo por transferencia de resina con canal asistido o CARTM [23].

Otro proceso incluido en la categoría I y II es el FASTRAC (*Fast Remotely Activated/Actuated Channelling/Channels*). Se caracteriza por la utilización de dos bolsas de vacío, entre las cuales se sitúa un utillaje reutilizable que lleva integrados los canales de distribución de resina. La ventaja es que permite a la resina impregnar la preforma, principalmente en el eje z, de una manera rápida y eficiente [152]. En la Fig. 2-12 puede observarse el utillaje del proceso FASTRAC.

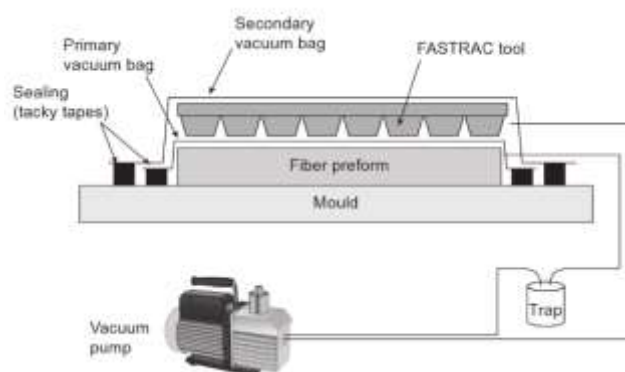


Fig. 2-12: Montaje del proceso FASTRAC [80].

Uno de los procesos de mayor aplicabilidad de esta categoría es el proceso de infusión con doble bolsa de vacío (DBVI, *Double Bag Vacuum Infusion*), patentado en 2008 por la compañía *Boeing Company* [153]. Consiste en sellar una segunda bolsa de vacío sobre la primera; entre ambas se introduce una manta de aireación para evitar la conexión entre las dos bolsas y poder trabajar indistintamente con una u otra. Es necesario dos bombas de vacío. La finalidad de este proceso es asegurar que se minimizan las pérdidas de vacío, lo que es indispensable para realizar una infusión de calidad. Según Gardiner [154], si el proceso DBVI se lleva a cabo con un control minucioso del vacío se pueden obtener una fracción volumétrica de fibra entre el 60% y 70% y una baja porosidad.

Otro proceso en la categoría I y II es el proceso de infusión de vacío con film o RFI (*Resin Film Infusion*), patentado por la compañía *Boeing Company* en 1986 [155]. Se caracteriza por ser más rápido, más económico y capaz de producir componentes más complejos con mejores tolerancias dimensionales que los métodos de infusión tradicionales [156]. La preforma se sitúa en la cavidad del molde y, como contramolde se utiliza un film de silicona reutilizable el cual cierra con el propio vacío. Se añade la resina termoestable y se aplica el vacío para ejercer una presión de compactación que facilite el desplazamiento de la resina y la impregnación del laminado. Este proceso permite pre-consolidar el laminado, similar al procedimiento de compactación del preimpregnado. Han *et al.* [156] utilizaron este proceso para fabricar un prototipo de los rigidizadores del fuselaje; concluyen que reduce un 7% el tiempo de llenado e incrementa un 14% la resistencia al fallo, en comparación con la infusión convencional.

Otros procesos que no se incluyen en ninguna de las tres categorías, son el moldeo por infusión asistida por vibración o VALCM (*Vibration Assisted Liquid Composite Moulding*) y moldeo por transferencia de resina asistida por vibración o VIARTM (*Vibration Assisted Resin Transfer Moulding*); ambos introducen vibración en la resina o en el molde para reducir el tiempo de ciclo y la formación

de vacíos. Cuando se aplica la vibración en el molde el proceso es el VIARTM, y si la vibración se sitúa en el punto de inyección es el VALCM.

Otros desarrollos o adaptaciones del proceso de infusión pueden encontrarse en referencias bibliográficas como, por ejemplo, el proceso VERITY (*Vacuum Enhanced Resin Infusion Technology*), diseñado y publicado por Verma *et al.* [157], [158]. Se caracteriza por introducir el montaje de infusión en una cámara una vez ha finalizado la etapa de llenado, con el objetivo de aplicar una presión externa hasta la gelificación de la resina; se incrementa la compactación del laminado y la fracción volumétrica de fibra, principalmente en las zonas curvas y de unión. Yalcinkaya *et al.* [40] estudia la influencia de la presión externa en este proceso; las presiones aplicadas son: 35, 69 y 138 kPa. Concluyen que una presión externa de 138 kPa en la etapa de post-llenado, junto con la técnica de seguir inyectando resina durante cinco minutos con la preforma saturado (*flushing*), se consigue una porosidad de 0,86% y una FVF del 62%.

La Tab. 2-2 resume las principales variantes del proceso de infusión:

Tab. 2-2: Principales variantes de la tecnología de infusión desde los años 60 hasta día de hoy.

Acrónimo	Nombre	Inventor	Patente	Año	Tipo
Crystic VI	Vacuum Infusion	Scott Bader	-	1946	I
Marco method	-	Muskat/Marco Chemicals	US 2495640 GB 654925A	1950 1951	I
Smith	-	Smith/Anthony Bros Fibre Glass Pool	US 2913036	1959	-
Green VARTM o VARIM	Vacuum Infusion Vacuum-Assisted Resin Transfer Moulding / Vacuum-Assisted Resin Injection Moulding	Green/English Electric -	GB944955A -	1963 -	I I
VRIP	Vacuum Resin Impregnation Process	Rodgers Palmer/McDonald Douglas Palmer/McDonald Douglas	US 3309450 US 4311661 US 4942013A	1967 1982 1990	II
VARI o VRIM*	Vacuum Assisted Resin Injection system o Vacuum Resin Injection Moulding	Chapman/Lotus Cars	GB 1432333	1976	I
Forcher	-	Forcher	US 4312829	1982	-
VAIM	Vacuum-Assisted Injection Moulding	Le Comte	US 4359437	1982	I
RFI	Resin Film Injection	Letterman/Boeing	US4622091A	1986	-
SCRIMP	Seeman Composite Resin Infusion Moulding Process	Seeman/SCRIMP Systems or TPI	US 4902215 US 5052906 GB 2257938 EP 0525263	1990 1991 1993 1993	II
LPRIM	Low Pressure Resin Infusion Moulding	Le Comte	US 5096651A	1992	I
RIFT	Resin Infusion under Flexible Tooling	Williams et al.	[109]	1995	-
DP-RTM	Differential Pressure Resin Transfer Moulding	Pabshc <i>et al.</i> /DRL	DE 19536675	1997	I
CCBM	Closed Cavity Bag Moulding	Aertech Inc.	US 5665301	1997	I
RTI	Resin Transfer Infusion	Braniff et al/Bombardier	GB 2316036	1998	I+II
MVI	Modified Vacuum Infusion	Besse/Airbus Helicopters	FR2771960 DE20102569 US6818159	1999 2001 2004	II
SLI	Single Line Injection	Rigas and Mulkern/US Army Kleineberg <i>et al.</i> /DZLR	US7147818 DE19853709	2006 2000	I
VAP	Vacuum Assisted Process	Filsinger/EADS Deutschland GmbH Filsinger/EADS Deutschland GmbH	WO2001068353A1 WO2003018297A2 DE10156123B4	2001 2003 2003	II

VIMP	Vacuum Infusion Moulding Process	Torsten/Airbus Defence and Space	US6508974	2003	II
FASTRAC	Fast Remotely Activated/Actuated Channelling/Channels	Loving USA Secretary of Army	[152]	2004	I+II
HyPerVARTM	High Performance VARTM	Louderback et al/V Systems Composites	US6964561	2005	II
A-VARTM	Advanced VARTM	Takeda <i>et al.</i>	[142]	2005	II
CAPRI	Controlled Atmospheric Pressure Resin Infusion	Boeing Corporation	EP1507647B1	2005	II
CARTM	Channel assisted resin transfer molding	Lang et al.	US6919039B2	2005	I+II
PI	Pulsed Infusion	Joshi/Colombia University	US20060135940A1	2006	II
VIPR ó FFC	Vacuum Induced Preform Relaxation ó Flow Flooding Chamber	Vernin/ University of Delaware	US20070063393	2007	I+II
DBVI	Double Bag Vacuum Infusion	Boeing Company	US7413694B2	2008	I+II
RIDFT ó DRDF	Resin Infusion between Double Flexible Tooling o Double RIFT Diaphragm Forming	Okoli and Lim/Florida State University	US7862322B2	2011	I
VADPI	Vacuum Assisted Differential Pressure Infusion	Hindersmann <i>et al.</i> /DZLR	EP2700493B1	2015	I
IRIS	Intelligent Resin Infusion System	Lutz/Spirit Aerosystems	US 20150102535	2015	II
VALCM y VIARTM	Vibration Assisted LCM y Vibration Assisted RTM	-	-	-	-

* Molde y contramolde semirrígido

La Fig. 2-13 clasifica los procesos de LCM y sus variantes según la mejora aportada: reducción del tiempo de ciclo, reducción de costes de fabricación, mejora de los requerimientos mecánicos y fabricación con materiales o geometrías especiales.

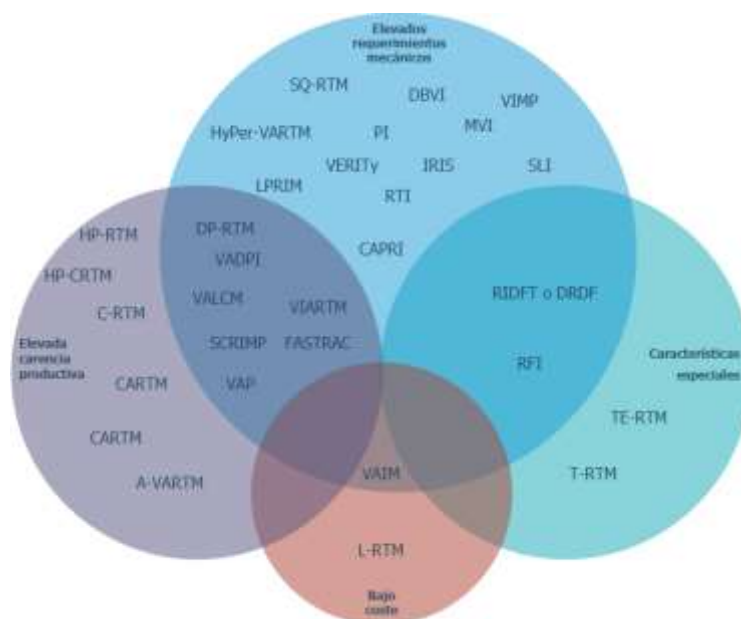


Fig. 2-13: Clasificación de los procesos LCM y sus variantes.

2.2.3 Estudio comparativo de las tecnologías de fabricación de composite en el sector aeronáutico

Los procesos LCM y sus variantes son una buena alternativa al *prepreg*, principalmente, por la reducción de costes de materia prima y la baja inversión inicial en equipamiento, sin comprometer

en algunos casos la calidad de la pieza final. La Tab. 2-3 muestra la fracción volumétrica de fibra y el contenido en poros en piezas fabricadas con preimpregnados y por los procesos LCM y sus principales variantes. Para cumplir con los requerimientos de la industria aeronáutica, la fracción volumétrica de fibra debe ser aproximadamente de un 60% y la porosidad igual o menor al 2% [30]–[33].

El RTM proporciona una fracción volumétrica apta para un laminado de grado aeronáutico, mientras que la porosidad es demasiado alta, si se compara con la del *prepreg*. Esto deja entrever la posible adaptación del proceso RTM, o la configuración de parámetros de control, para disminuir la porosidad. Barraza *et al.* [159] aplican una presión de empaquetado o post-llenado durante la etapa de curado y consiguen reducir los poros a un 1%; la presión aplicada es de 0,8 MPa. Hamidi *et al.* [160] aplica una presión de empaquetado de 0,6 MPa para forzar a la resina a entrar en cavidad, comparan la cantidad en poros con y sin presión y la diferencia está en 0,2 a 2,2%, respectivamente. Otros autores proponen el proceso de moldeo por transferencia de resina a alta presión para reducir la porosidad. Khoun *et al.* [161] estudia el efecto de los parámetros de proceso sobre los poros: el flujo de inyección, un *gap* en el molde, el vacío y la concentración de aglutinante (*binder*). Los resultados refuerzan que con un proceso de alta presión (mayor a 10 bar/ 1 MPa) se mejora considerablemente la calidad del *composite*, tal y como se muestra en la Tab. 2-3. Bodaghi *et al.* [18] compara la calidad de un componente aeronáutico fabricado en autoclave o por HP-RTM; la porosidad de la pieza curada por autoclave (presión de 6 bar/ 0,6 MPa) es menor a 0,2%, mientras que con HP-RTM es de 0,05%.

Tab. 2-3: Calidad de los laminados en función del proceso de fabricación, LCM vs Autoclave.

	<i>Prepreg</i>	HP-RTM	RTM	VI	DVBI	CAPRI	VAP
FVF [%]	60-70	>65	55-65	45-55	55-60	55-60	<55
Contenido en poros [%]	<1	<1	2-4	≤ 2	1-3	<2	<1
Ref.	[162]	[18]	[18]	[105]	[30]	[30]	[30]

Bodaghi *et al.* [30] desarrollan un estudio comparativo de los procesos VAP, CAPRI, DVBI y HPRTM, incluyendo el efecto de la construcción del tejido (NCF o tejido plano) y número de capas (6 y 10) en la calidad del laminado. La calidad del laminado se asoció a la variabilidad de espesor, la porosidad y la fracción volumétrica de fibra. Con tejido plano, se obtiene un 53% de FVF por el proceso VAP y un 60% con CAPRI y DVBI. Concluyen que con tejido plano puede alcanzarse una FVF similar a la de HPRTM (muestra de referencia), mientras que con NCF es imposible alcanzar esas fracciones sin una presión de compactación externa. El NCF tiene una menor compresibilidad que el tejido plano. También concluye que la calidad del laminado depende de la presión externa y del tiempo de la presión de post-llenado.

Van Oosterom *et al.* [107] comparan diferentes variantes del proceso VI: VAP, SCRIMP, CAPRI, DBVI y PI. Concluyen que es con el proceso CAPRI con el que se logra una mayor FVF, siendo mínima su variabilidad entre el *inlet* y *outlet*. Los procesos DBVI y PI proporcionan las más bajas fracciones volumétricas de fibra, con una importante variabilidad entre *inlet* y *outlet*. En cuanto a los poros, los procesos VI, VAP, SCRIMP, CAPRI y DBVI alcanzan valores inferiores a 0,2%, mientras que con el PI el valor es superior a 2,5%. Concluyen que la selección de la metodología de infusión dependerá de los requerimientos específicos del elemento a fabricar.

Asimismo, en literatura existen diferentes mejoras de proceso aplicadas en los LCM y el sector aeronáutico, las cuales incluyen la aplicación de una presión adicional en la etapa de post-llenado. La Tab. 2-4 muestra algunas mejoras de proceso con los parámetros de calidad y la presión externa aplicada.

Tab. 2-4: Mejoras de proceso LCM con aplicación de presión adicional en la etapa de post-llenado.

Parámetros	S.I	Yalcinkaya <i>et al.</i> [40]	Bodaghi <i>et al.</i> [18]	Anderson <i>et al.</i> [163]	Amirkhosravi <i>et al.</i> [164]
Presión	Bar/MPa	1,38/0,14	15/1,50	4,83/0,48	3,7/0,37
h^* medio	mm	1,106 ± 0,004	2 ± 0,03	1,1	1,16 ± 0,01
V_o^{**}	%	1,4 ± 0,2	<0,05	-	0,21 ± 0,09
FVF	%	60 ± 0,2	61,60 ± 0,95	54	51,76 ± 0,99

h^* espesor; V_o^{**} contenido en vacíos

2.3 Tecnología de moldes de RTM y VI: diferencias y similitudes

El diseño del molde en los procesos LCM adquiere una relevancia especial debido a que un diseño acertado facilita la construcción e impregnación de la preforma y el desmoldeo del componente, así como la activación del curado de la resina, la cadencia productiva e incluso, puede minimizar las tensiones internas de la pieza final o paliar el fenómeno de vía rápida [56] [165]. Por tanto, el éxito o fracaso del producto dependerá en gran medida del diseño del molde.

El sistema de inyección es uno de los aspectos más importantes en los moldes VI y RTM. La geometría de la pieza, los requisitos de calidad superficial y de tiempo de ciclo son los principales factores para la selección del sistema de inyección. Una ubicación errónea suele dar lugar a distorsiones en el frente de flujo y, como consecuencia incremento de las zonas secas o llenado incompleto de pieza. Los patrones estándar se clasifican en [99]:

- Llenado rectilíneo: consiste en situar el *inlet* al lado opuesto del *outlet* para obtener un frente de flujo lo más paralelo posible; se minimizan distorsiones de frente de flujo y atrapamiento de aire.
- Llenado perimetral: se caracteriza por el posicionamiento del *outlet* en el centro e *inlet* en el perímetro de pieza mediante un canal. Permite alcanzar menores tiempos de llenado que el rectilíneo, pero la zona del *inlet* se ve afectada por una mayor presión del fluido y, por tanto, relajación de la preforma.
- Llenado radial: se sitúa el *inlet* en el centro de la pieza y *outlet* perimetral. El tiempo de llenado es mayor que el rectilíneo, pero la cantidad de resina es menor ya que el *inlet* se concentra en un único punto.

Características de los moldes RTM

En líneas generales, los moldes de RTM son metálicos y consisten en un molde cóncavo y otro convexo. La producción de estos moldes es cara, sobre todo si incluyen postizos internos para la fabricación de geometrías complejas. Los moldes para tales geometrías deben ser fabricados en patrones geométricos con ajustes de calidad para evitar las filtraciones del fluido y pérdidas de vacío. Todo inserto debe ir acompañado del correcto sistema de juntas puesto que las resinas termoestables presentan viscosidades muy bajas, promoviendo las filtraciones entre postizos. La Fig. 2-14 muestra un diseño de molde RTM compuesto por un postizo central (convexo) y cuatro postizos cóncavos, los cuales se acomodan una vez se ha laminado el tejido seco. La geometría de la pieza se caracteriza por ser hueca y tener espesor variable. La estrategia de los postizos fue diseñada para facilitar la extracción de la pieza, una vez curada.

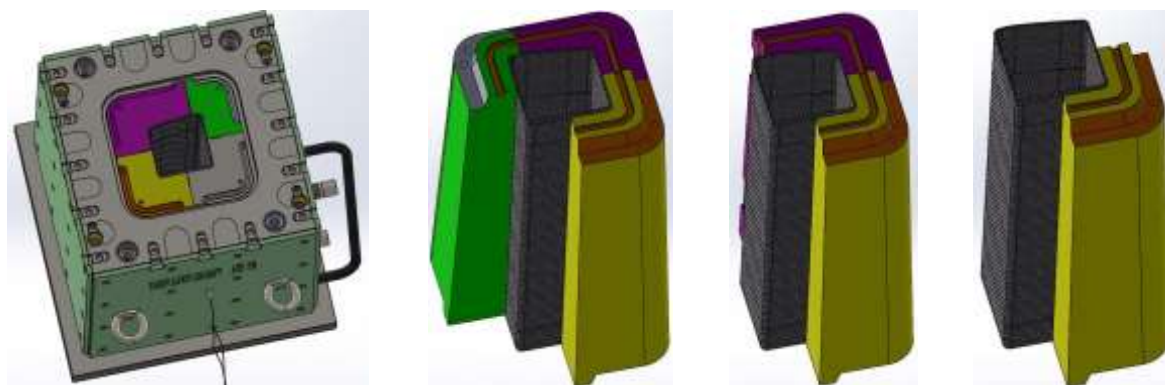


Fig. 2-14: Diseño de molde RTM para la fabricación de pieza hueca aeronáutica, desarrollado en Eurecat.

El cierre de los moldes RTM tiene que ser totalmente estanco, incluyendo regatas para la posición correcta del sistema de juntas. También incluyen columnas de guía para facilitar su cierre para alinear el molde y contramolde. La cavidad siempre suele incluir un área extra perimetral (remanente en pieza).

Estas configuraciones incrementan considerablemente las labores y horas de fabricación por la complejidad del montaje de los moldes. Otra dificultad es la estabilización de la preforma para un cierre fácil. La preforma ocupa un volumen que se traduce en una resistencia en el cierre del molde. En ocasiones, se diseñan y fabrican utillajes externos para el buen posicionamiento de los tejidos y evitar arrastre de fibra.

Materiales para moldes RTM:

La selección del material del molde viene dada por las exigencias de calidad de pieza y/o por la cadencia productiva. Para series cortas pueden utilizarse moldes de material compuesto [166], de resinas base epoxi o poliuretano o moldes fabricados por impresión 3D. Dippenaar *et al.* [167] desarrollaron un molde por impresión 3D para la tecnología VARTM. Concluyen que puede usarse para fabricar de 25 a 30 piezas y que presenta limitaciones en cuanto a tolerancias y a materiales. Para alta cadencia productiva son los metales los más utilizados. El coste inicial es mayor pero el mantenimiento económico y la durabilidad justifican la inversión inicial [73]. En ocasiones, se opta por la combinación de materiales metálicos para, por ejemplo, obtener acabados superficiales más duraderos [168]; cuando se utilizan diferentes materiales metálicos se debe tener en cuenta el coeficiente de expansión térmica ya que puede afectar negativamente al ajuste de los moldes (Tab. 2-5).

Tab. 2-5: Principales materiales para moldes de RTM e VI.

Material	CTE' x 10 ⁶ (°C)	λ** (W/m °C)	C _p *** (kJ/kg °C)	T _{servicio} (°C)	E tracción (GPa)	σ _m tracción (MPa)
Acero:						
A-36	11,7	76	0,42	>500	200	250
4130	11,3	42,7	0,4	>500	200	300
Inoxidable	17,2	17,5	0,5	>500	192	206
Invar 36	1,0	10,5	0,5	>500	141	215
Aluminio:						
6061-T6	24	355	1,0	300	69	255
Fundición	10 - 24	209	0,90	300	69	186
Prepreg:						
Carbono	1,5 - 5	1,7	0,3	210	72	430
Vidrio	10 - 14	0,86	0,1	220	22	310

* coeficiente de expansión térmica, ** conductividad térmica, *** calor específico

Cierre de molde

Los moldes de RTM se cierran con una prensa o bien, con un sistema de abrazaderas o tornillos los cuales son definidos durante la fase de diseño de molde. En función de la superficie del molde y de la presión a la que será sometido, se calcula el número de tornillos y selecciona la métrica. Se trabaja con presiones de inyección positivas, por lo que el molde debe ser lo suficientemente rígido para soportar estas cargas del sistema de cierre sin que sufra deflexión.

Sistema de sellado de molde

Uno de los aspectos más importantes en los moldes RTM es la selección y posicionamiento de juntas. Existen varias tipologías, tal y como muestra la Fig. 2-15. Una regata, con un diámetro determinado, es mecanizada en el molde para asegurar el correcto funcionamiento de la junta. Una recomendación básica es posicionarlas siempre en plano; el sellado del molde no es confiable cuando se sitúan en superficies curvadas [56]. Otra recomendación es posicionar dos juntas paralelas, a una distancia de 5 mm aproximadamente, una junta es para evitar posibles fugas de resina y la otra, para asegurar el cierre, es decir, minimizar las pérdidas de vacío.

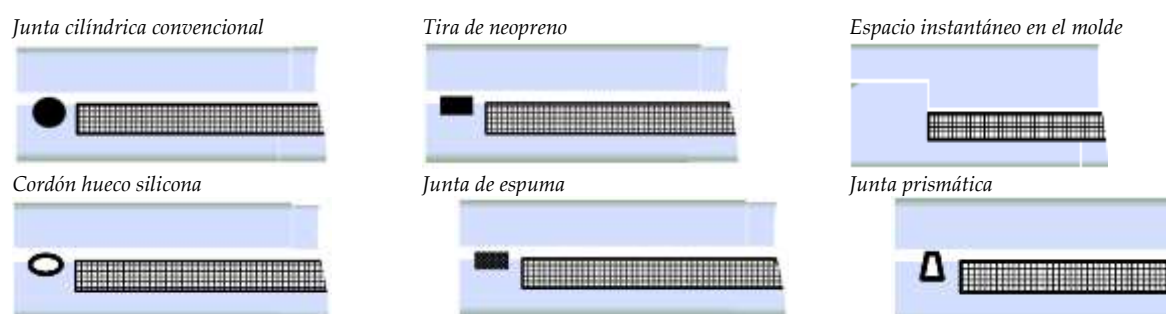


Fig. 2-15: Alternativas de juntas para moldes RTM [72].

Sistema de calentamiento

En el sector aeronáutico, se utilizan resinas termoestables que requieren elevadas temperaturas de molde durante la etapa de curado. Por ejemplo, la resina la *Hexflow RTM6* de *Hexcel*, certificada por el sector aeronáutico. Durante la etapa de llenado, la temperatura de molde es de 120 °C para alcanzar una baja viscosidad, aproximadamente 40 mPa·s. Una vez la cavidad del molde está llena, se incrementa la temperatura hasta los 180 °C para iniciar la fase de curado.

Tab. 2-6: Sistemas de calentamiento para moldes RTM [73].

Tipo de calentamiento	Fuente	Ventajas	Limitaciones
Circuito integral	Agua	Bajo coste y fácil control	Canales distribución
	Aire	Versátil y práctico	Canales distribución
	Aceite	Coste eficiente y fácil control	Con baja densidad de potencia
Directo	Resistencias eléctricas	Integral, eficiente	Cantidad necesaria y distribución del calor
	Manta eléctrica		Durabilidad y control de distribución
	Tiras desechables eléctricas		Geometría irregular
Horno externo	Convección	Versátil	Calentamiento lento, módulo extra
	Lámparas IR	Rápido	Distribución depende de la conducción de la superficie
Prensa	Platos calientes	Proporcionan sistema de calefacción y agarres	Adaptación del molde

Para alcanzar estas exigentes temperaturas, se requiere la selección y diseño de un sistema de calentamiento óptimo según requerimientos de material, geometría de pieza, tipo y materiales de molde y su ubicación (Tab. 2-6). Los moldes de la tecnología RTM suelen diseñarse con circuitos integrales de agua o aceite, en función de la temperatura de curado requerida, tal y como muestra Thuis, B [169] en la implementación de la misma en el sector aeronáutico. El sistema de calentamiento por aceite se caracteriza por alcanzar temperaturas elevadas (máx. 360 - 400 °C) con una gran estabilidad térmica. No obstante, se precisa de un elevado tiempo de estabilización de la temperatura en el molde, lo que incrementa el tiempo de ciclo. Las resistencias eléctricas alcanzan mayores temperaturas en un menor tiempo de estabilización, pero, el calentamiento no es tan estable.

Características moldes VI

Los moldes del proceso VI se caracterizan por ser simples, manejables y de fácil montaje. Por las características del proceso (máxima presión de inyección la atmosférica), no sufren tanta deformación como los de RTM por lo que pueden ser de materiales alternativos a los metales, materiales que no sean tan rígidos, como, por ejemplo, fibra de vidrio o resina de poliuretano o epoxi. Los moldes son convexos o cóncavos. La elección del tipo de molde depende de que zona de la pieza sea la que debe recibir un buen acabado. Los materiales a utilizar pueden ser los citados en la Tab. 2-5, destacando acero y aluminio, para cadencia productiva media y alta o piezas de gran calidad con tolerancias exigentes y/o con materia prima que requiera alta temperatura para su conformado; caso del sector aeronáutico. No obstante, es un proceso muy asociado a la producción de series cortas con moldes de fibra de vidrio o resina en sectores como, el ferroviario o náutico. El sistema de cierre y el sellado no se contempla en la fase de diseño ya que, es durante la fabricación, cuando se lleva a cabo, de manera manual, con la bolsa de vacío y la masilla de cierre o *tacky tape*.

2.4 Fenómeno vía rápida y permeabilidad

El fenómeno vía rápida o *race tracking* describe la deformación del frente de flujo de resina debido al incremento local de la permeabilidad de la preforma. Áreas con una mayor permeabilidad implican una menor resistencia al frente de flujo. Estas variaciones locales son inducidas por la geometría de la pieza, la arquitectura del tejido y/o la construcción de la preforma. Puede variar de una pieza a otra en una misma producción. A menudo es un fenómeno puramente estocástico [170]. En la Fig. 2-16 se han enumerado las diversas causas clasificadas en tres grupos.

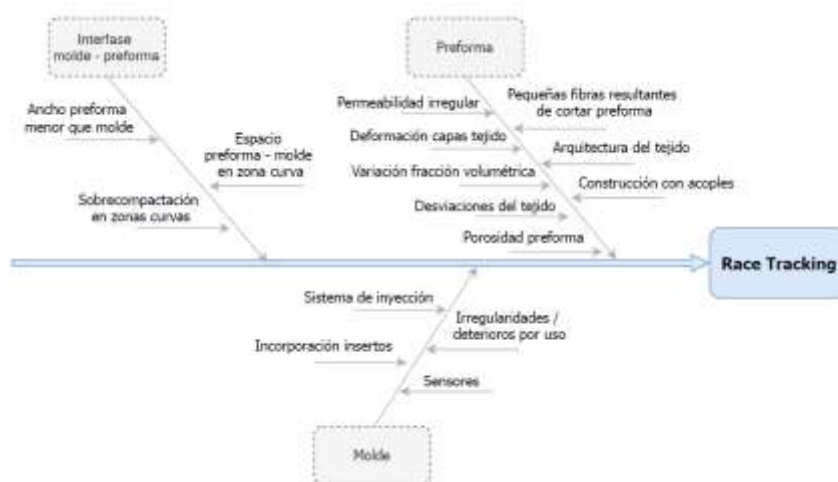


Fig. 2-16: Esquema de las principales causas que originan el fenómeno vía rápida.

Numerosas y significantes investigaciones abordan la previsión, detección y minimización del fenómeno vía rápida:

Para su previsión, se han estudiado diferentes métodos [5], [67], [74], [100], [171], [172] e implementado en simulaciones numéricas de llenado basadas en la *Ley de Darcy*. Uno de los avances más destacados fue el modelo numérico publicado por Simacek y Advani [173]. Las investigaciones de Advani *et al.* [21], [57], [61], [170], [172], [174]–[177] han tenido un gran impacto en la predicción de la etapa de llenado y de las imperfecciones que se generan durante la misma. Rudd *et al.* [56] y Li *et al.* [178] lo hicieron mediante una simulación estocástica basada en métodos estadísticos y caracterización de *composite*. El principal hándicap está en la necesidad de *inputs* como la permeabilidad de la preforma y la definición de la posición y resistencia del canal. Debido a su falta de patrón, es un fenómeno muy difícil de definir y prever. Bickerton *et al.* [170] estudia numérica y experimentalmente el efecto vía rápida mediante unos canales de aire muy bien definidos en el molde, los cuales se utilizaron para mejorar y facilitar su llenado, reduciendo así, el tiempo de ciclo. Se modelaron con una aproximación denominada “permeabilidad equivalente” que consiste en representar los canales de aire y/o zonas de elevada porosidad del molde por un modelo de elementos finitos con un grupo de elementos independientes. Estos elementos tienen permeabilidades mayores que los de la preforma. Una batería de pruebas experimentales demostró que el modelo y la aproximación del valor de permeabilidad es consistente. Numerosos trabajos en literatura validan la aproximación de la permeabilidad equivalente e incluso, exploran variaciones para ajustarla. Lawrence *et al.* [57] propone un método para calcular la permeabilidad de la preforma con el efecto vía rápida en la interfase molde-preforma, considerando al flujo con un comportamiento meramente bidimensional (2D). Colocó una preforma homogénea en una cavidad rectangular con los canales muy bien definidos. Caracterizó la vía rápida con la motorización del flujo de resina mediante el uso de sensores y un contramolde transparente. Los valores de permeabilidad experimentales se validaron con el método de aproximación equivalente. Bickerton *et al.* [170] modelaron la vía rápida en procesos LCM, además de investigar su efecto sobre la permeabilidad y llenado en zonas curvas del molde [64], [179]. Han *et al.* [180] y Leek *et al.* [181] lo estudian en moldes rectangulares donde las regiones con elevada porosidad de la preforma están situadas en la interfase molde - preforma. La permeabilidad y las regiones de alta porosidad de tejido se caracterizaron para validar la aproximación de permeabilidad equivalente, entre otros métodos. Devillard *et al.* [176] proporcionaron una metodología para caracterizar la permeabilidad de la preforma y vías rápidas en RTM. Andersson *et al.* [182] lo estudiaron para el proceso de infusión. Hammami *et al.* [183] se basaron en el efecto del borde de pieza. Lawrence *et al.* [63] investigaron la automatización de la fabricación para minimizarlo. Dong [184] presentó un modelo para prever la formación de zonas ricas en resina en las zonas con ángulos de 90°. Koutsonas [171] desarrolló y verificó un modelo para conocer el comportamiento de flujo en zonas curvas.

Existen un gran número de sensores para monitorizar el flujo de la resina y controlar la deformación del flujo. Los sensores más frecuentemente utilizados en los LCM son: *SMARTweave*, dieléctricos, ultrasónicos, fibra óptica, termopares, transductores de presión y de voltaje [185]. Devillard *et al.* [176] [186] estudia la deformación del frente de flujo con sensores de presión los cuales recogen el tiempo de llegada de la resina. Comparando el tiempo de llenado con una base de datos creada previamente, el autor es capaz de determinar la resistencia al flujo y la posición de la vía rápida. Danisman *et al.* [185] aplica sensores de voltaje al proceso RTM para estudiar la distorsión del frente de flujo. Vargas Gleason *et al.* [187] los aplican en el proceso de infusión. Chen *et al.* [69] utilizan sensores dieléctricos para la optimización del ciclo de curado, además de para la cuantificación del tiempo de llenado. Antonucci *et al.* [188] utilizan sensores de fibra óptica para controlar el flujo de resina y calcular el valor de permeabilidad del laminado.

Por último, en cuanto a su minimización, la experiencia industrial ha demostrado que debido a ser un fenómeno incontrolable, el patrón del frente de flujo presenta una reducida repetitividad entre muestras fabricadas con el mismo molde y condiciones, complicando notablemente la eliminación o mejor dicho, la minimización del efecto vía rápida. Optimizar los puntos de inyección y salida de gases, así como variar la estrategia de inyección son alternativas aplicadas para la minimización, tal y como describe Lawrence *et al.* [57]. Otras alternativas están relacionadas con el diseño del molde. El *pinch-off* o “pisador” es simplemente atrapar la preforma en una de las mitades de la cavidad del molde con el propósito de crear una restricción en los bordes para el avance de la resina [72].

No obstante, pocas investigaciones estudian la relación del efecto vía rápida y calidad de pieza; Han *et al.* [180], [189] lo relacionaron con las zonas secas o *dry spots* y Geng *et al.* [29] con el incremento de espesor.

2.5 Efecto puenteo de láminas

La fabricación de componentes estructurales en *composite* comporta preformas geoméricamente complejas: preformas multi-capa con cortes y estiramientos de los tejidos y con una cierta compactación. Favoreciendo todo ello, a la variación local de la permeabilidad y, por tanto, el efecto vía rápida. Cabe destacar las zonas curvas, ya que son zonas difíciles de laminar y potencialmente susceptibles a dicho efecto. Existe una gran probabilidad de que aparezcan espacios de aire entre la preforma y el molde, dando lugar a variaciones locales de permeabilidad y distorsión del frente de flujo (Fig. 2-17). El efecto que ocasiona los espacios de aire entre molde y preforma y entre láminas es conocido como *ply bridging* o “puenteo de láminas”.

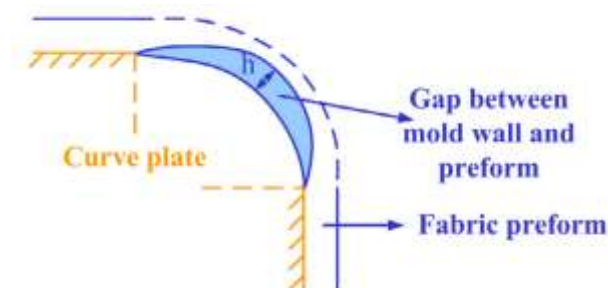


Fig. 2-17: Espacio formado entre la preforma y el molde [29].

En las zonas curvas ambos fenómenos convergen; deformación del tejido y espacio preforma-molde. En la actualidad, existen numerosos estudios relacionados con el comportamiento de la resina y los mecanismos de compactación de la preforma en zonas curvas [25], [190]–[194]. Geng *et al.* [29] estudia la influencia del ángulo de curvatura (180° , 120° , 90° y 60°), con radio constante, en el fenómeno vía rápida. Concluye que la media de permeabilidades de la preforma en la zona curva es entre un 15 - 30% superior que en zona plana. El molde con ángulo de 120° no presenta canal de vía rápida, mientras que el de 90° y 60° presentan una gran influencia. Existe una diferencia entre el avance del frente de flujo en la región plana y curva; a medida que el frente de flujo entra en la región curva se va distorsionando, volviéndose otra vez estable, una vez la resina ha pasado dicha región. La autora lo justifica por la deformación del tejido en la zona curvada, la cual induce un efecto de amortiguación sobre el avance del flujo. En el molde de 120° , debido a que la deformación de la preforma es menor, no se forma vía rápida, además de que el espesor es exactamente el mismo que el molde plano. Los moldes con ángulo de 90° y 60° presentan un espesor mucho mayor comparado con el de 120° , lo que justifica la influencia de la vía rápida en el espesor de pieza.

2.6 Defectos de fabricación en los procesos LCM

Los defectos de fabricación se clasifican según su localización: matriz, fibra o interfase fibra-matriz. La porosidad o un curado incompleto son defectos en la matriz. La desalineación o la rotura de fibras, las ondulaciones o las irregularidades en la distribución de las mismas son de la preforma, y las delaminaciones ocurren en la interfase. Los más significativos son los localizados en la matriz, en concreto, los poros, regiones vacías de polímero y/o fibra los cuales son inevitables en los procesos de manufactura de *composites*, tanto en procesos LCM como en autoclave o en los manuales [195].

La formación de los poros depende, entre otros factores, de la tecnología de fabricación debido a las diferencias en el comportamiento reológico y termodinámico de las resinas. En la tecnología de autoclave, los poros se forman por el mecanismo de nucleación y crecimiento durante la etapa de curado. En los procesos LCM es durante la etapa de llenado cuando se forman gran parte de la porosidad, por el mecanismo de atrapamiento mecánico. Numerosos estudios investigan la formación de poros en el proceso de autoclave [196]–[199] y en los procesos LCM [106], [200]–[203]. En ambos casos, es mediante los parámetros de control, tales como presión de vacío, viscosidad de la resina, temperatura de curado y presión de consolidación, como se puede minimizar su formación y crecimiento. Chen *et al.* [204] estudian las variables fisicoquímicas (tensión superficial, viscosidad y ángulo de contacto) que controlan la movilización de los poros. Concluyen que los poros atrapados por una resina con tensión superficial baja son más deformables y, como consecuencia, más fáciles de eliminar del contorno de la fibra. También la viscosidad tiene una notable influencia sobre el mecanismo de movilización de los mismos; una viscosidad más elevada, incrementan la presión de compresión sobre el poro, ayudando a su movilización.

En los procesos LCM, las causas de la formación de poros durante la etapa de llenado e impregnación de la preforma son [36], [205]:

- Atrapamiento mecánico de aire. El aire atrapado se debe, fundamentalmente, a la heterogeneidad de la arquitectura del tejido, la cual origina una permeabilidad no uniforme de la preforma. Estas variaciones locales de permeabilidad, alteran localmente la velocidad de la resina, dando lugar al efecto de capilaridad [206].
- Gas originado por las reacciones químicas durante la etapa de curado [75].
- Nucleación de los gases disueltos en la resina termoestable [118].

El atrapamiento mecánico de aire es la causa principal de la formación de poros en los procesos LCM. Los poros pueden clasificarse en tres categorías según su tamaño y localización [142]. Estudios constatan que la heterogeneidad de la preforma induce a una distorsión del flujo de resina, incrementando la probabilidad del atrapamiento de aire [159]. Las arquitecturas de refuerzo avanzadas, tales como tejido no-ondulado, tafetán, sarga, satén, etc. están diseñadas para soportar importantes sollicitaciones mecánicas, pero, al mismo tiempo, están formadas por microestructuras altamente heterogéneas. Es por ello que la normativa aeronáutica ha limitado a un 2% la porosidad en pieza final [39], [200].

En el ciclo de vida de un poro se pueden diferenciar tres etapas en la fase de llenado [36]. La Fig. 2-18 muestra esquemáticamente los tres mecanismos físicos: formación, compresión y migración o transporte.

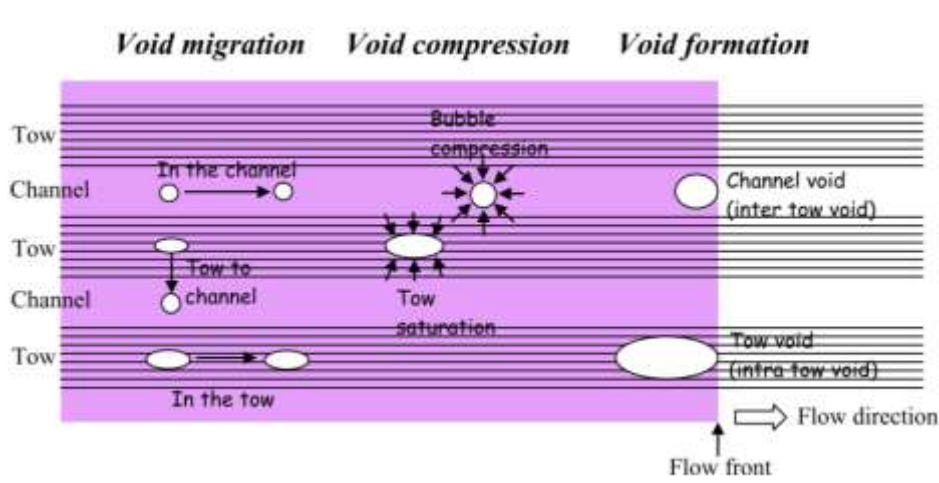


Fig. 2-18: Esquema de los mecanismos físicos relacionados con la porosidad: formación, compresión y migración o transporte [205].

Formación de poros:

La formación de poros tiene lugar principalmente en el frente de flujo, siendo mayor su concentración en dicho frente. Tres son las categorías: macro, meso y microporos [36].

Macroporos o zonas secas

A nivel macroscópico, una zona seca es un área de la preforma que no ha sido impregnada por el flujo de la resina, mientras que el frente de flujo ya ha alcanzado la salida de aire u *outlet*.

Es un defecto detectable por inspección visual y, en la mayoría de ocasiones, da lugar a rechazo de pieza. Suelen formarse por el fenómeno vía rápida (Apartado 2.4), por una prematura gelificación de la resina o por la unión de múltiples frentes de flujo. La estrategia de inyección tiene una importante influencia en su formación. Son defectos fácilmente predecibles con el uso de simulaciones de llenado de molde. Pueden prevenirse con una nueva disposición del sistema de inyección e incorporando más salidas de aire, las cuales han podido ser previamente definidas con el soporte de la simulación [200], [205]. Laurenzi *et al.* [11] fabrican un demostrador de una viga estructural aeronáutica por RTM. En la etapa de diseño de molde, hacen uso del software *MoldFlow* para definir el sistema de inyección y aseguran la no formación de zonas secas.

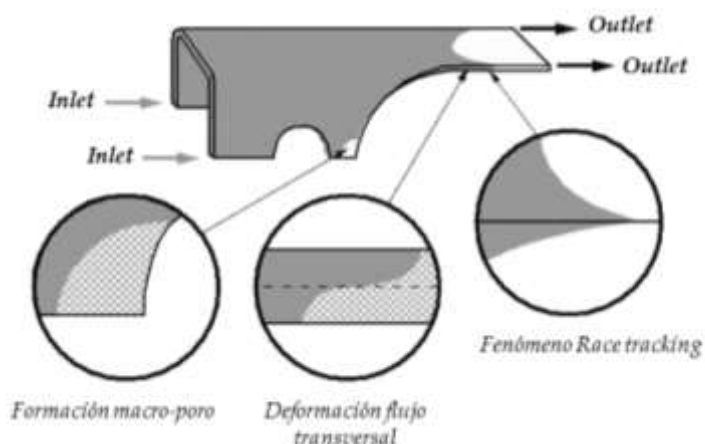


Fig. 2-19: Causas de la formación de macroporos. Imagen adaptada de [62].

Mesoporos y microporos

Describimos varios mecanismos de formación de microporos y mesoporos: 1) atrapamiento mecánico de aire, 2) nucleación de gases disueltos en la resina y 3) volátiles procedentes de la reacción de curado.

El mecanismo por atrapamiento mecánico de aire es el de mayor impacto en los procesos de inyección de resina. Es un mecanismo que rara vez no está presente y cuya minimización o eliminación es una tarea todavía en curso [75], [159], [200], [205], [208]–[211]. El frente de flujo se distorsiona debido a la microestructura heterogénea de la preforma. Esta distorsión fomenta que el frente de flujo atrape aire durante la etapa de llenado, dando lugar a micro o mesoporos (Fig. 2-20).

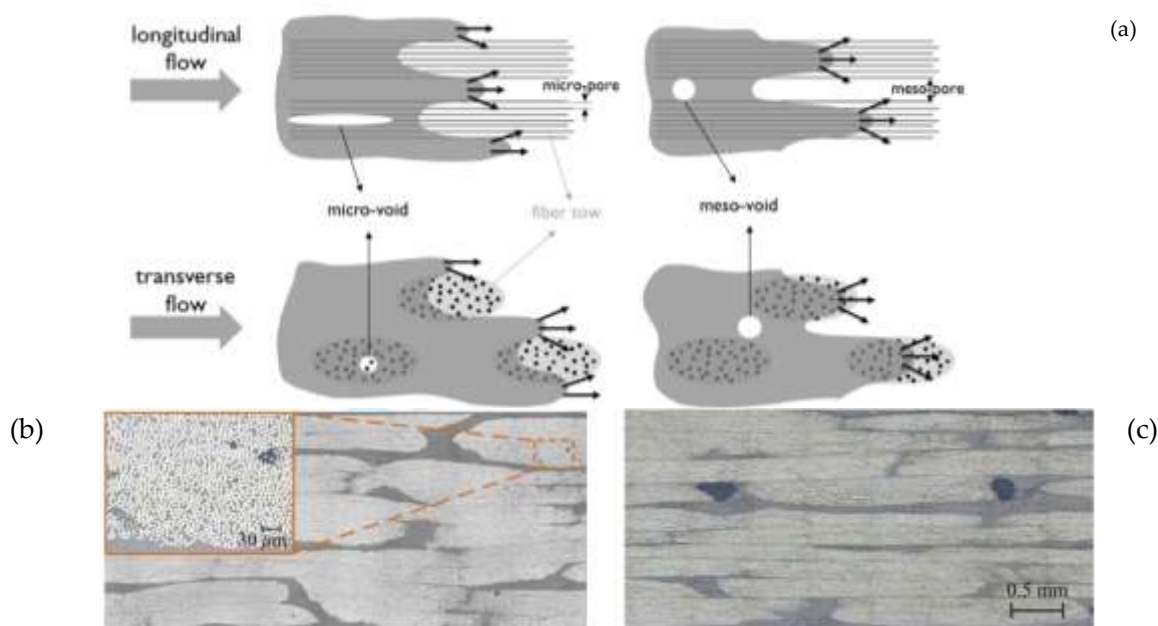


Fig. 2-20: (a) Esquema de la formación de los micro y meso-poros en dirección longitudinal y transversal al flujo. (b) Análisis micrográfico de microporos. (c) Análisis micrográfico de mesoporos [36].

Durante el proceso de impregnación de la preforma, la presión capilar se mantiene constante, con un valor aproximado de 0,01 bar (0,001 MPa) [212]. En las proximidades del punto de inyección, se tiene la máxima velocidad del frente de flujo; lo que significa que el gradiente de presión de inyección es mayor que el gradiente de presión capilar. Predominan las fuerzas viscosas y aparecerán áreas sin impregnar entre filamentos dando lugar a los meso-poros. En el caso opuesto, cuando la velocidad de flujo es pequeña, el gradiente de presión capilar es mayor que el de inyección, por lo que son las fuerzas capilares las que dominan el frente de flujo. La impregnación es más rápida entre las fibras del mismo filamento que entre los espacios entre filamentos. Este mecanismo es el responsable de la formación de microporos entre las fibras [213]. En conclusión, la formación de los micro y meso-poros es controlada por una competición entre las fuerzas viscosas y capilares, la cual puede cuantificarse con el número de capilaridad (Ca), ratio entre fuerzas viscosas y capilares. Pequeños valores de Ca , implican la formación de meso-poros, mientras que los micro suceden con valores mayores. Para minimizar su formación, la sugerencia es obtener el valor óptimo de Ca , denominado número de capilaridad modificado (Ca^*), el cual viene a indicar la velocidad de flujo óptima para el llenado [36].

El cálculo del número de capilaridad para conseguir minimizar la formación de poros durante la etapa de llenado es uno de los fenómenos más estudiados [75], [202], [206], [214], [215], y los que se describen a continuación:

Ruiz *et al.* [213] proponen una metodología numérica para optimizar el caudal de inyección (o presión) y asegurar que el número de capilaridad toma el valor óptimo durante la etapa de llenado en el proceso RTM. Una vez calculado el Ca , se corrige el caudal de inyección cada cierto tiempo, para asegurar el Ca^* en el frente de flujo. Para demostrar la fiabilidad del método numérico los autores presentan dos casos. En ambos experimentos se demuestra que la optimización del Ca minimiza la formación de micro y meso-poros para tiempos de llenado similares. También se concluye que la metodología de optimización de la inyección en procesos LCM es una potente herramienta para la minimización de poros.

Lebel *et al.* [211] confirman mediante un estudio experimental que con el control del número de capilaridad modificado, asociado a la velocidad de flujo de la resina, y la distribución de la presión de inyección en el interior del molde, se consigue minimizar la formación de poros por aire atrapado. Dichos autores lo validaron con modelos analíticos publicados en la literatura científica.

Mecanismo de compresión o compactación y disolución de poros:

Una vez los poros se han formado en el frente de flujo, su tamaño y posición va cambiando durante la etapa de llenado.

En el caso de atrapamiento mecánico y no difusión, su tamaño va cambiando mientras la presión de la resina varía con el tiempo de impregnación. Al ir penetrando la resina en el filamento, la presión de la resina incrementa, comprimiendo el aire del interior del poro y, por tanto, reduciendo su tamaño. Paralelamente, un incremento de la presión de aire supone una resistencia al flujo para saturar el filamento. Si la burbuja de aire está sumamente compactada, la resina no puede penetrar más el filamento. En la práctica, durante el proceso de fabricación, se observarán poros entre las fibras una vez finalizada la etapa de llenado, lo que significa que la presión de aire del interior del poro es superior a la presión de la resina [200].

Otra opción es que, una vez comprimido el poro, éste se disuelva en la resina por difusión. El gradiente de presión es proporcional a la solubilidad del gas en la resina, según la *Ley de Henry*. Entonces, la región del punto de inyección favorece la disolución de los poros. Lundström [216] investiga la disolución de poros con morfología cilíndrica, atrapados entre fibras, en el proceso RTM. Concluye que desaparecen en el orden de minutos debido a la difusión. No sólo se eliminan a elevadas presiones de inyección, sino también cuando hay una baja concentración de gas en la resina desgasificada. Sin embargo, si la concentración inicial de gas o agua en la resina es elevada, los poros comienzan a crecer en vez de disolverse por difusión. Matsuzaki *et al.* [217] muestra que la difusión molecular puede dar lugar al crecimiento de los poros en el proceso VARTM. En función de la presión de inyección y el gradiente de presión pueden darse ambas situaciones.

Mecanismo de migración o transporte de poros:

Los poros se crean en el frente de flujo. Algunos de ellos permanecen en su localización inicial, mientras que otros se mueven con el mismo. Es cuando el filamento no está completamente lleno (no saturado), cuando la resina sigue fluyendo entre los filamentos y origina la migración de los mismos. La movilidad de los poros puede expresarse mediante un balance de fuerzas entre el arrastre causado por el gradiente de presión y la adhesión debido a la tensión superficial [36], [205].

Una elevada velocidad de la resina, lo cual significa un número de capilaridad mayor, proporciona una elevada movilidad de los poros, siendo más fácil de transportar los meso-poros que los microporos. Rohatgi *et al.* [218] atribuye esto a que los espacios entre filamentos son mayores que entre fibras, los cuales hacen que la fuerza de arrastre sea insuficiente para mover los microporos debido a la presión hidrodinámica. Frishfelds *et al.* [219] muestra que los NCF favorecen la

eliminación de poros por migración debido a los espacios entre filamentos. Lundström [215] concluye que para eliminar los microporos, los mecanismos de compresión y disolución son más efectivos que la migración.

En conclusión, para minimizar la formación de los poros en los procesos LCM se tiene que controlar el número de capilaridad modificado, además de incrementar la presión de inyección para reducir tamaño de poro por compresión y disolverlos en la resina o transportarlos fuera de pieza. El vacío también puede reducir significativamente su contenido. El vacío se usa para incrementar el gradiente de presión, lo cual favorece la compresión de los poros e incrementa su movilidad; se mueven más fácilmente hacia el *outlet* [36], [220].

2.7 Calidad de pieza

Fracción volumétrica de fibra y espesor del laminado

La FVF depende de la presión de compactación ejercida sobre la preforma, siendo notablemente distinta en función del proceso de fabricación. La Fig. 2-21 representa la influencia de la FVF en la rigidez de un *composite* estándar de carbono y vidrio. Un aumento de la FVF, implica un incremento de las propiedades mecánicas, siendo el proceso de fabricación quien determina el FVF. El proceso de laminado manual conlleva un 20% de FVF y 25 GPa de módulo elástico en un *composite* de carbono. Sin embargo, el mismo material con el proceso autoclave alcanza 85 GPa.

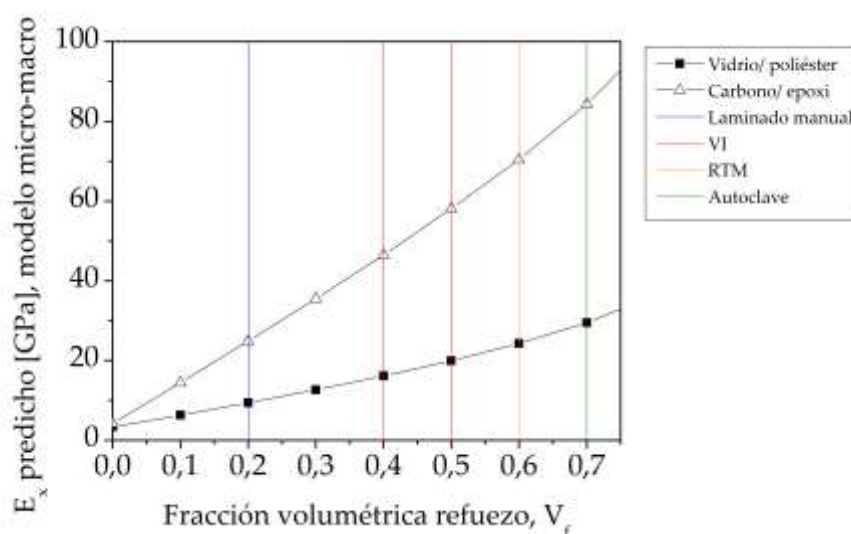


Fig. 2-21: Módulo elástico de un composite de carbono y vidrio en función de la fracción volumétrica de fibra. Representación de la variabilidad de rigidez en función del proceso de fabricación.

La FVF en RTM es generalmente superior que en VI debido a que las presiones envueltas en el proceso son superiores. El proceso VI tiene la limitación de que la presión no puede exceder la presión atmosférica (Fig. 2-21). Vilà *et al.* [221] presenta la evolución de la fracción volumétrica en función de la presión de compactación de la fibra para las condiciones de seco y húmedo en el proceso VI. Concluye que, con la máxima presión de compactación, puede alcanzarse un 56 y 58% en seco y húmedo, respectivamente, considerándolo valor máximo.

El molde y contramolde rígidos en RTM definen la FVF y el espesor de pieza. Por lo tanto, la importancia del comportamiento a compresión de la preforma reside en predecir las cargas y esfuerzos sobre el molde para obtener la fracción deseada, minimizando la deformación el molde [99]. No obstante, en VI depende del histórico de la presión de compactación ejercida durante todo

el proceso, incrementando la probabilidad de que presente más variabilidad tanto la FVF como el espesor.

La FVF puede determinarse por diferentes ensayos: ultrasonidos (US), inmersión, digestión de la matriz y 2D micrografía [39]. Saenz *et al.* [39] utilizan el análisis ultrasónico para determinar que regiones contienen discontinuidades y deben ser estudiadas por el resto, para cuantificar la porosidad. Concluyen que el método de digestión es el más preciso, aunque es el requiere un mayor tiempo de ejecución. El menos preciso es el de inmersión. La micrografía 2D da lugar a errores en el contenido en poros, pero, es la única que da información del tamaño, localización y morfología del poro.

Propiedades mecánicas

Más de cien estudios han investigado el efecto de los poros sobre las propiedades mecánicas de los *composites* fabricados por diferentes técnicas. Estos estudios han aplicado diferentes métodos como ensayos experimentales, modelización (empírica, analítica y numérica) y análisis estadísticos. La propiedad más estudiada es la resistencia al cizallamiento interlaminar (ILSS, *Interlaminar Shear Strength*), seguido de la resistencia a tracción, flexión y compresión, así como el comportamiento a fatiga. La sensibilidad de la porosidad en las propiedades elásticas también ha sido investigada; estudios experimentales y numéricos muestran que el efecto de los poros es desprejarse en el caso del módulo a tracción longitudinal, mientras que el módulo a tracción transversal y cizalla es ligeramente más sensible a la porosidad [37].

La resistencia al cizallamiento interlaminar es una propiedad que depende principalmente de la matriz y de la interfase fibra-matriz, siendo más sensible al contenido en poros. En términos generales, un incremento de la porosidad de un 1% en carbono/epoxi y vidrio/epoxi, tanto en unidireccional (UD) como tejido, puede dar lugar a una disminución del ILSS de hasta un 10% [36].

En el caso de la resistencia a tracción es la transversal la que presenta una mayor sensibilidad a la porosidad en comparación a la longitudinal. Olivier *et al.* [35] concluye que la resistencia a tracción longitudinal varía ligeramente con la porosidad, siendo la disminución de un 10%, siempre y cuando la ésta incremente de 0 a 10%. En contraposición, la resistencia mecánica transversal puede reducirse un 30% en un UD de carbono/epoxi. Stamopoulos *et al.* [38] muestran un descenso del 15% de la resistencia a tracción transversal, al incrementar la porosidad un 3%.

El comportamiento al fallo en compresión es influenciado por diferentes factores, tales como las propiedades de los constituyentes, los efectos interfaciales o la estructura interna. Los poros, como parte de la estructura interna, pueden afectar al desalineamiento de las fibras, así como variaciones en el comportamiento a cizalla de la matriz. La disminución de la resistencia a compresión por la porosidad es mucho menor que en el caso del ILSS. Tang *et al.* [222] observan una disminución del 30% con el incremento de la porosidad del 5 al 10%. Cinquin *et al.* [223] estudian poros entre las láminas y concluyen que la resistencia a compresión disminuye un 16% con un incremento del 6% de porosidad.

En el caso de las propiedades a flexión, la influencia de la porosidad es una combinación de ILSS, resistencia a tracción y compresión, disminuyendo la resistencia a flexión un 10% por cada incremento de un 1% de porosidad. Ghiorse [224] concluye que la degradación de las propiedades a flexión por la porosidad es tan severa como la resistencia ILSS, siendo la disminución de la resistencia a flexión de un 30% al incrementar los vacíos de 1 a 5%. Para un laminado UD, Stamopoulos *et al.* [38] concluye que la resistencia a flexión se reduce un 17% al incrementar un 3% la porosidad.

Capítulo 3

3. Materiales y métodos

En el presente capítulo se describe la materia prima y los equipos empleados para fabricar los laminados y las cuadernas objetivo, por el proceso de moldeo por transferencia de resina (RTM, *Resin Transfer Moulding*) y por infusión por vacío (VI, *Vacuum Infusion*). También se incluye una descripción de las técnicas experimentales y de caracterización microestructural y dimensional aplicadas sobre las piezas. Cabe anotar que los moldes que se mencionan en este capítulo se diseñaron y fabricaron fuera del alcance de esta investigación.

3.1 Introducción

Con el fin de seleccionar los materiales, analizamos los requisitos técnicos de materia prima, los cuales fueron definidos por el *Topic Manager* en el proyecto COFRARE 2.0 [44] (Tab. 3-1). Más adelante, continuamos con una clasificación de proveedores candidatos y con una búsqueda bibliográfica que sirvió para conocer los tejidos más comunes en los procesos de inyección y el sector aeronáutico. Cabe mencionar que tuvimos en consideración el nivel de madurez tecnológica (TRL, *Technology Readiness Levels*) de la pieza objetivo: TRL4 para la fabricación por VI y TRL6 para el RTM.

Tab. 3-1: Requisitos técnicos de la fibra de carbono definidos en el proyecto COFRARE 2.0 [44].

Propiedad	σ_m [MPa]	E [GPa]	ϵ [%]	ρ [g/cm ³]	Torsión hilo [vueltas·cm]	Número de fibras	Ensimaje [%]
Requisito	4000*	233-247	1,6*	1,74 -1,78	0	12K	0,85-1,15

* mínimo

Los refuerzos “no-ondulados” o *non-crimp fabric* (NCF) de fibra de carbono son los más aplicados en el sector aeronáutico para los procesos de inyección, tal y como mostraron los estudios bibliográficos de la Tab. 3-2. Son tejidos secos de elevada flexibilidad (drapabilidad), lo que facilita la orientación de las fibras durante el apilado en cavidad. También proporcionan calidad superficial y elevadas propiedades mecánicas, porque las fibras prácticamente no presentan ondulación [225]. Asimismo, seguimos con un listado de los proveedores que confeccionan este tipo de construcción, en fibra de carbono de módulo intermedio y elevada resistencia mecánica (Tab. 3-1). El candidato elegido fue *Saertex GmbH & Co*, por la disponibilidad de inmediato estocaje, la versatilidad de orientaciones por capa y el bajo coste. Los productos cumplen con las especificaciones indicadas en las normas europeas (EN) y/o internacionales (ISO, *Organización Internacional de Normalización*).

Tab. 3-2: Estudios bibliográficos en los que se aplican los refuerzos NCF en componentes primarios.

Datos	Lebel <i>et al.</i> [226]	Kaufmann <i>et al.</i> [227]	Mills <i>et al.</i> [228]
Pieza fabricar	Cuaderna (C)	Larguerillo (C)	Larguerillo
Proceso	RTM	RTM	RTM
Tipo fibra	IM65	HTA40 E13	HTS
Gramaje x capa (g/cm ³)	270	277	272
Orientación x capa	-45°/90°/+45°	+45°/-45°/0°/90°/-45°/+45°	-
Espesor capa (mm)	0,99 ± 0,025	-	-
Proveedor fibra	Toho Tenax	Toho Tenax	Toho Tenax
Proveedor NCF	Saertex GmbH	Toho Tenax	St Gobain UK
Tipo resina	Hexcel RTM6	Hexcel RTM6	Hexcel RTM6

3.2 Materiales

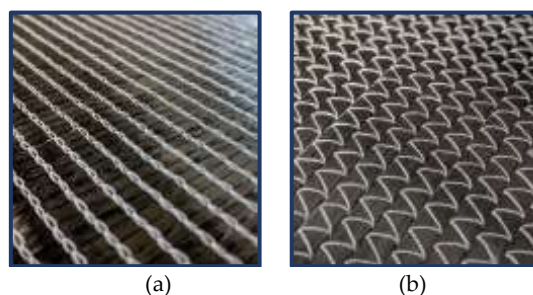
3.2.1 Refuerzos y resinas

Según lo comentado en la sección anterior, el refuerzo empleado fue un tejido NCF de fibra de carbono de módulo intermedio de *Saertex GmbH & Co*, en dos orientaciones distintas (0°/90° y ± 45°). La referencia comercial de la fibra es *Aksaca A-42 12K* de *DowAska*. 12K corresponde al número de fibras en el filamento. La Tab. 3-3 muestra sus especificaciones técnicas. La fibra de carbono cumple con la normativa vigente ISO anexada en la misma y el tejido no-ondulado con la EN 13473-1.

Tab. 3-3: Especificaciones técnicas de la fibra de carbono *Aksaca A-42-12K*.

Fibra	σ_m [MPa]	E [GPa]	ε [%]	ρ [g/cm ³]	ϕ [μ m]	Número de fibras	Ensimaje [%]
Norma ISO		10618		10119	11567	1889	10548
A-42 12K	4200	240	1,8	1,76	6,9	12.000	1,2 – 2,2

El tejido NCF orientado a 0° y 90° tiene un gramaje de 416 g/m² y un espesor de lámina de 0,41 ± 0,0205 mm (Fig. 3-1). La Tab. 3-4 recoge el gramaje de cada dirección. La unión se consigue mediante un cosido de *tricot* o tricoté con hilo de polietersulfona (PES), el cual contribuye en 6 g/m² al gramaje total.


Fig. 3-1: Tejido de carbono bidireccional no-ondulado (NCF, *non-crimp fabric*) orientado: (a) 90° y (b) 0°.

Tab. 3-4: Características principales de la construcción del tejido NCF de carbono a 0/90°.

Construcción	Gramaje [g/m ²]	Tolerancia [± %]	Material
0°	205	5	<i>Aksaca A-42 12K</i>
90°	205	5	<i>Aksaca A-42 12K</i>
Cosido	6	1	PES 74 dtex

El tejido no-ondulado orientado a $\pm 45^\circ$ puede observarse en la Fig. 3-2. El gramaje total es 410 g/m². Las características de construcción del mismo se detallan en la Tab. 3-5. Contiene una pequeña cantidad de fibra de vidrio tipo E para dar consistencia y facilitar su confección.

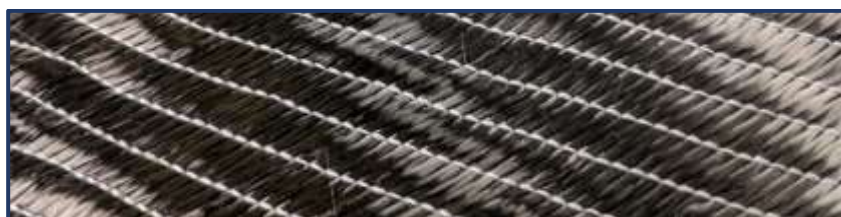


Fig. 3-2: Tejido bidireccional no-ondulado o *non-crimp fabric* (NCF) de fibra de carbono orientado a $\pm 45^\circ$.

Tab. 3-5: Características de la construcción del tejido NCF de carbono a $\pm 45^\circ$.

Construcción	Gramaje [g/m ²]	Tolerancia [± %]	Material
45°	201	5	Aksaca A-42 12K
90°	1	5	Fibra vidrio tipo E 68 tex
0°	1	5	Fibra vidrio tipo E 34 tex
- 45°	201	5	Aksaca A-42 12K
Cosido	6	1	PES 76 dtex

Para la matriz, utilizamos polímeros termoestables base epoxi. En función de la actividad desarrollada en esta investigación, empleamos una resina epoxi de distinta formulación química y ciclo de curado. En el Capítulo 6, usamos una resina epoxi monocomponente, mientras que en los Capítulos 4 y 5 fueron dos bicomponentes. Las tres resinas tienen prácticamente la misma viscosidad a temperatura de inyección. La Tab. 3-6 presenta las principales características físicas de las matrices, así como información comercial.

Tab. 3-6: Características físicas de las resinas epoxi de estudio, recopiladas de la ficha técnica de los proveedores.

Sistema	Monocomponente	Bicomponente	
Proveedor	Hexcel	Resoltech	Resoltech
Resina epoxi	RTM6	1050	1800
Agente de curado	-	1053S	1805
Ratio en peso	-	100:35	100:17
ρ a 23 °C (g/cm ³)	1,14	1,09	1,12
η a 23 °C (mPa·s)	-	362	250
η a T _{inyección} (mPa·s)	33	41	37
Tg (°C)	<200	75	120

La resina *RTM6* es la resina monocomponente especialmente diseñada para el proceso RTM y para cumplir con los requerimientos de la industria aeroespacial. Es un sistema epoxi premezclado con una temperatura de servicio comprendida entre -60 °C y 120 °C. A temperatura ambiente es una masa densa de color marrón translúcida, y su viscosidad decrece instantáneamente al aumentar la temperatura de la resina. Se caracteriza por su elevada temperatura de transición vítrea (Tg), por el elevado tiempo de inyección a la temperatura recomendada (igual o mayor a 150 min) y por el fácil procesado (Tab. 3-6). La Fig. 3-3 muestra el ciclo térmico aplicado en la fabricación de la cuaderna por RTM. Más detalles sobre el desarrollo del proceso RTM en el Capítulo 6.

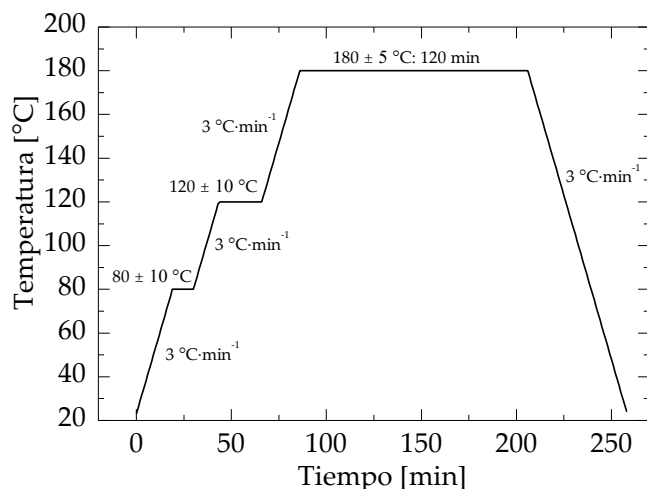


Fig. 3-3: Ciclo térmico aplicado a la resina RTM6.

Mientras precalentamos la resina RTM6 en el tanque hasta una temperatura de 80 ± 10 °C, vamos incrementando la temperatura del molde hasta alcanzar la temperatura de inyección (120 ± 10 °C). La rampa de calentamiento es de 3 °C/min. Después de la inyección y para iniciar el curado, incrementamos la temperatura del molde hasta los 180 ± 5 °C y la mantenemos durante 120 minutos. El tiempo máximo de estabilización de la temperatura de curado es de 120 min. El enfriamiento se realiza también a una a velocidad de 3 °C/min. No es necesario etapa de post-curado.

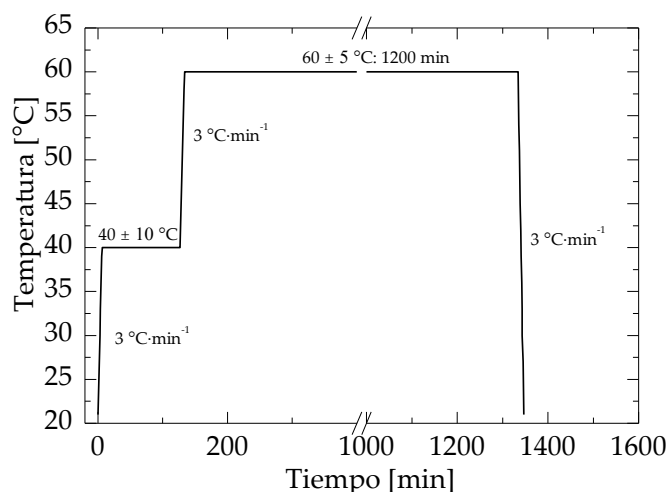


Fig. 3-4: Ciclo térmico de las resinas Resoltech 1050/1053S y Resoltech 1800/1805.

Las resinas Resoltech son sistemas epoxi bicomponentes preparados para procesos de inyección avanzados especialmente por su baja viscosidad a temperatura de inyección. La 1800/1805 tiene una máxima temperatura de servicio de 130 °C y unas excelentes propiedades mecánicas después de un post-curado de 10 horas a 120 °C. La 1050/1053S destaca por la relación calidad versus coste, con buenas propiedades de impregnación de los refuerzos y sin necesidad de post-curado. Las propiedades termo-mecánicas óptimas se obtienen con un curado a 60 °C. Ambas resinas las procesamos bajo las mismas condiciones de inyección y curado, según el ciclo térmico de la Fig. 3-4.

Las resinas Resoltech requieren un precalentamiento suave en tanque hasta los 40 ± 10 °C. La etapa de llenado debe ejecutarse a baja temperatura (40 ± 10 °C). La etapa de curado se realiza a 60 ± 5 °C durante un tiempo extremadamente superior en comparación con la RTM6 (16 horas). Efectuamos el calentamiento y el enfriamiento del molde a una velocidad de 3 °C/min (Fig. 3-4).

3.2.2 Materiales auxiliares

El proceso de infusión por vacío además del equipamiento descrito, requiere una serie de materiales auxiliares o consumibles para asegurar el vacío, la entrada de resina y el adecuado flujo de la misma. A continuación, se describen los empleados tanto en la fabricación de placa plana como en la cuaderna, y su colocación en molde.

Tejido pelable o *peel ply*:

Es un tejido de *nilon 66*, el cual asegura la separación entre la pieza y el resto de materiales auxiliares. Además, también genera una superficie texturizada para mejorar la adherencia con la unión secundaria o capa de pintura. En esta investigación, utilizamos el tejido pelable *Econo Stitch 85* de *INP 96* cuyas especificaciones técnicas están en la Tab. 3-7.

Tab. 3-7: Características técnicas del tejido pelable.

Información técnica	
Nombre comercial (marca)	<i>Econo Stitch 85</i> (INP 96)
Tipo de material	Nilon 66
Temperatura máxima de trabajo	190 °C
Gramaje	85 g/m ² (± 5%)
Color	Blanco con trazas rojas

Bolsa de vacío:

La bolsa de vacío permite la estanqueidad de la pieza, ya que actúa como contramolde. También compacta el laminado durante la etapa de llenado. La empleada en este estudio destaca por su gran adaptabilidad y su resistencia a elevadas temperaturas (Tab. 3-8).

Tab. 3-8: Características generales de la bolsa de vacío.

Ficha técnica	
Nombre comercial (marca)	<i>PO160T</i> (Diatex)
Tipo de material	Copolímero de poliamida y poliolefina
Color	Verde
Gramaje	100 g/m ²
Espesor	0,1 mm
Temperatura máxima de trabajo	160 °C

Fieltro:

El fieltro *coremat Sphere core SP 3* de *Spheretex GmbH* es un material auxiliar de poliéster voluminizado con microperlas de termoplástico y de muy baja permeabilidad. Tiene un gramaje de 95 g/m² y un espesor de 3 mm. Actúa como freno del frente de flujo de la resina.

Masilla de sellado:

La masilla de sellado o *tacky tape* proporciona una superficie de sellado perfecta entre el molde y la bolsa de vacío. Es fácil de retirar y no deja residuos en el molde. La utilizada en este estudio destaca por su alto poder de fijación, con una fuerza de adherencia superior a 3 N/cm, y por su elevada máxima temperatura de servicio (210 °C).

Malla de distribución:

La función de la malla de distribución es actuar de medio de repartición de la resina y facilitar su flujo. En la presente investigación empleamos dos tipos diferentes, cuyas características generales se detallan en la Tab. 3-9.

Tab. 3-9: Características generales de las mallas de distribución utilizadas.

Ficha técnica		
Nombre comercial (marca)	<i>Resinflow 90 HT</i> (Airtech)	<i>Dianet 135</i> (Diatex)
Tipo de material	Nilon	Nilon
Color	Claro	Negro
Gramaje	160 g/m ²	135 g/m ²
Espesor	0,9 mm	1,19 mm
Temperatura máxima de trabajo	177 °C	90 °C

La Fig. 3-5 muestra los consumibles utilizados durante esta investigación en el proceso VI:

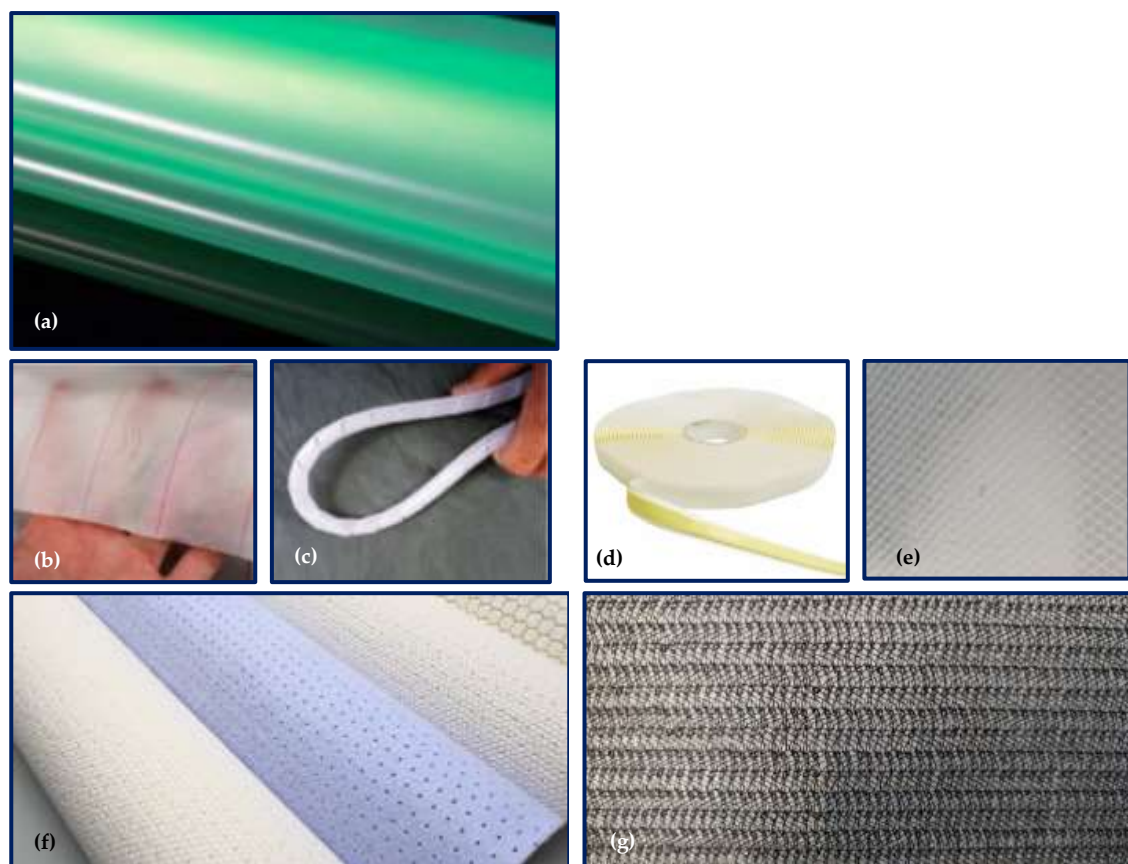


Fig. 3-5: Materiales auxiliares: (a) bolsa de vacío, (b) tejido pelable o *peel-ply*, (c) tubo en espiral, (d) masilla de sellado o *tacky tape*, (e) malla distribución, (f) tejido no tejido o *coremat* y (g) malla de distribución.

Tubo de inyección:

Para el tubo de inyección de resina y conexión de vacío, empleamos un tubo de polietileno de baja densidad (LDPE, *Low Density Polyethylene*) con diámetro externo e interno de 12 y 10 mm. La máxima temperatura de servicio es de 90 °C.

Tubo en espiral:

La función del tubo en espiral es distribuir la resina según el diseño de los canales de distribución. Utilizamos un tubo de polietileno (PE, *polyethylene*) flexible translúcido de *Diatex* de 12 y 9 mm de diámetro externo e interno. La máxima temperatura de servicio es de 90 °C. Es apto para todo tipo de resinas termoestables y para la generación de vacío.

3.3 Equipos y procedimiento de fabricación

La producción de los paneles planos de *composite* por el proceso de infusión, así como las diferentes cuadernas fabricadas por RTM, por VI y por los métodos alternativos planteados para la modificación del proceso VI los llevamos a cabo en las instalaciones de *Eurecat* [42]. A continuación, se describen los equipos utilizados y los procedimientos seguidos para la fabricación de las piezas.

3.3.1 Equipos de fabricación

Para la fabricación por VI y RTM empleamos el mismo equipo. Éste consta de un máquina inyectora con un sistema de control integrado, un molde metálico (según pieza) y un sistema de calentamiento por aceite, que a continuación se detallan.

Máquina inyectora

La inyectora de *Isojet Equipments* Modelo *RTM & Injection* [229] consta de dos sistemas de inyección diferentes, conocidos como 1K (monocomponente) y 2K (bicomponente). Ambos contienen tanques calefactados para ajustar la viscosidad de la resina termoestable y transformarla en un “líquido” inyectable. La presión de inyección máxima es de 10 bar (1 MPa). También contiene un sistema de vacío para extraer el aire del molde y facilitar el avance del frente de flujo durante la impregnación de la preforma (Fig. 3-6).



Fig. 3-6: Equipo de inyección *Isojet Equipments* Modelo *RTM & Injection* [229]. Propiedad de EURECAT.

La Fig. 3-7 muestra la disposición de los elementos en el sistema 1K, el 2K y el de vacío. El 1K se compone básicamente de un tanque calefactado y de una manguera de inyección con camisa de calentamiento eléctrica. El 2K es mucho más complejo, ya que dosifica automáticamente la cantidad de resina y endurecedor según la ratio definida en la ficha técnica. Éste incluye un sistema automático de mezcla con dos bombas de engranaje y un mezclador de un solo uso, dos tanques calefactados y una manguera de inyección. El sistema de vacío está formado por la bomba de vacío y el calderín o trampa de resina. La máquina permite mezclar, calentar y desgasificar la resina en el mismo tanque. También permite realizar el test de pérdida de vacío, para asegurar la estanquidad en el molde antes de la inyección. La Tab. 3-10 compara las principales características y elementos entre ambos sistemas. El control de flujo de resina en el sistema 1K es másico, mientras que en el 2K volumétrico.

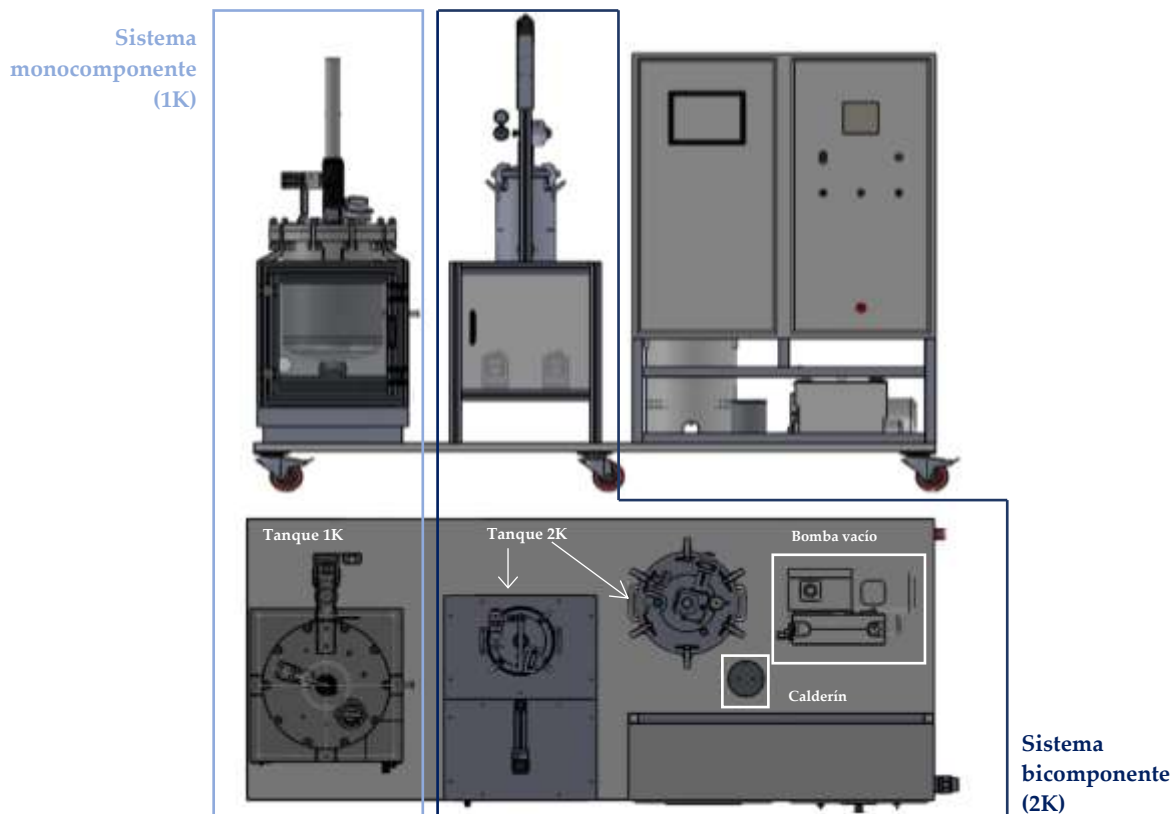


Fig. 3-7: Vistas de alzado y planta del equipo de inyección, divididas en el sistema monocomponente (1K), bicomponente (2K) y de vacío.

Tab. 3-10: Principales elementos y especificaciones técnicas del sistema monocomponente (1K), del bicomponente (2K) y del sistema de vacío.

	1K	2K	
		Resina	Endurecedor
Capacidad tanque inyección (l)	60	19	7
Presión máxima inyección (bar/ MPa)	10/ 1	6/ 0,6	6/ 0,6
Temperatura máxima tanque (°C)	300	170	170
Ratio resina	-	100:100 a 100:20	
Flujo resina	25 a 500 g/min	50 a 400 cm ³ /min	
Máximo vacío (mbar/ MPa)		2/ 0,0002	
Bomba de vacío (cm ³ /h)		10	

Sistema de inyección monocomponente (1K):

El sistema 1K consta de un único tanque de acero de 300 mm x 350 mm de diámetro y altura, con apertura neumática. Está equipado con un sistema de calentamiento de resistencias eléctricas que se controla mediante un controlador proporcional, integral y derivativo (PID) y una termosonda Pt100. La temperatura máxima es de 300 °C.

La unidad de control regula la presión de inyección y el caudal másico de la resina en la salida del tanque. Para ello, el tanque integra una válvula de manguito neumática conectada a un tubo de silicona flexible reforzado. El caudal se controla mediante el pinzado del mismo. El caudal másico inyectado se mide por diferencia de peso entre la resina inicial y la remanente en el tanque (a medida que se va inyectando). El tanque contiene una balanza digital en la parte inferior. El PID controla que el caudal medido corresponda al de consigna. En el caso de que detecte un error, el PLC (*Programmable Logic Controller*) envía una señal a la válvula para su ajuste; se abre o cierra para corregir el error medido. El tanque también está conectado a un circuito de presurización neumática

para el control de la presión de inyección. Una válvula de presión automática ajusta la presión en el tanque según la consigna asignada. El sistema de control integra otros dispositivos de inyección para el mantenimiento de las variables de temperatura y presión según la consigna. La Fig. 3-8 muestra los elementos esenciales del tanque 1K.

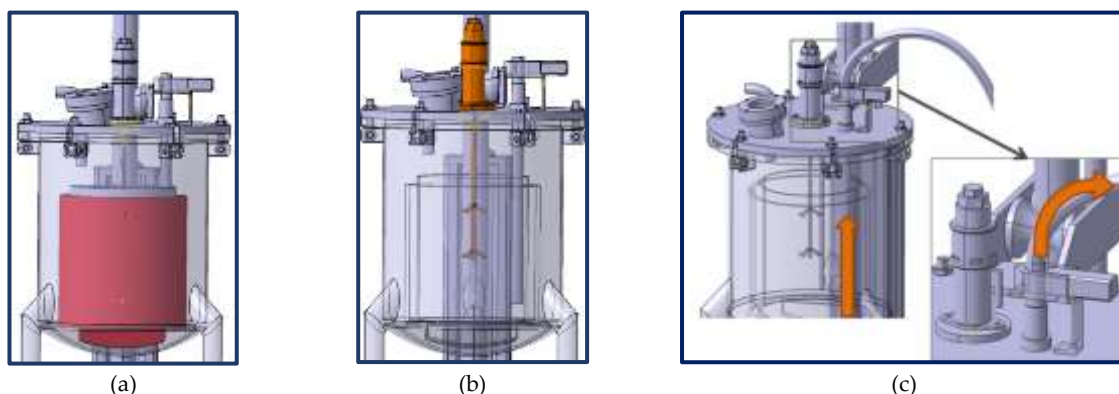


Fig. 3-8: Elementos del tanque del sistema 1K: (a) calentamiento del tanque por resistencia eléctrica, (b) agitador mecánico y (c) válvula de manguito para controlar el caudal de la resina [229].

Sistema de inyección bicomponente (2K):

El sistema 2K consiste en dos circuitos cerrados independientes. Cada uno de ellos, contiene un tanque (Tab. 3-10), una bomba de engranajes, un caudalímetro y un conducto calefactado hasta el mezclador, entre otros elementos que permiten el funcionamiento del mismo (Fig. 3-9). Cada tanque tiene un sistema de calentamiento de resistencias eléctricas (hasta 170 °C) controlado por un PID y una termosonda Pt100.

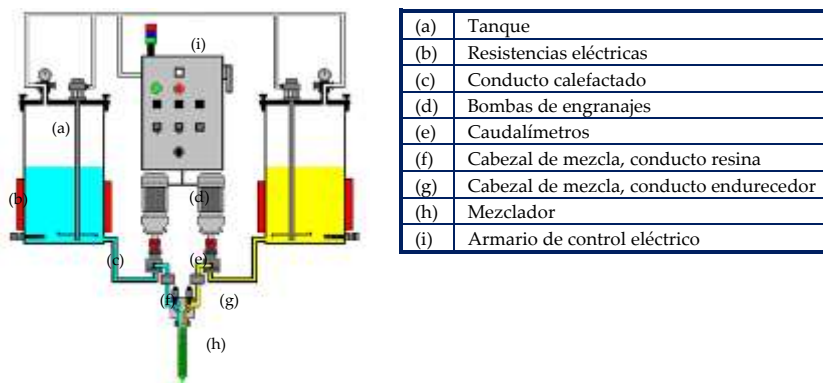


Fig. 3-9: Esquema representativo del funcionamiento del sistema de dosificación resina/endurecedor [229].

La unidad de control está formada por un medidor volumétrico de flujo y un controlador PID por circuito. En función del valor de consigna y la ratio resina/endurecedor, las bombas bombean una cantidad de resina y de endurecedor mediante el movimiento rotativo de los engranajes. Los caudalímetros miden el flujo de cada componente y, el PID verifica que el caudal medido corresponde al de consigna. En el caso de que detecte un error, el PLC envía una señal a la bomba y ésta varía la rotación para corregir el error medido. A continuación, la cantidad de resina y endurecedor dosificada entra en el cabezal mezclador por un conducto independiente (Fig. 3-9). La mezcla se origina en la cánula de mezcla que se observa en la Fig. 3-10. Ésta está conectada a un tubo de silicona reforzado que la une al punto de inyección o *inlet* del molde. La máquina incluye un caudalímetro para verificar el flujo volumétrico de la mezcla.

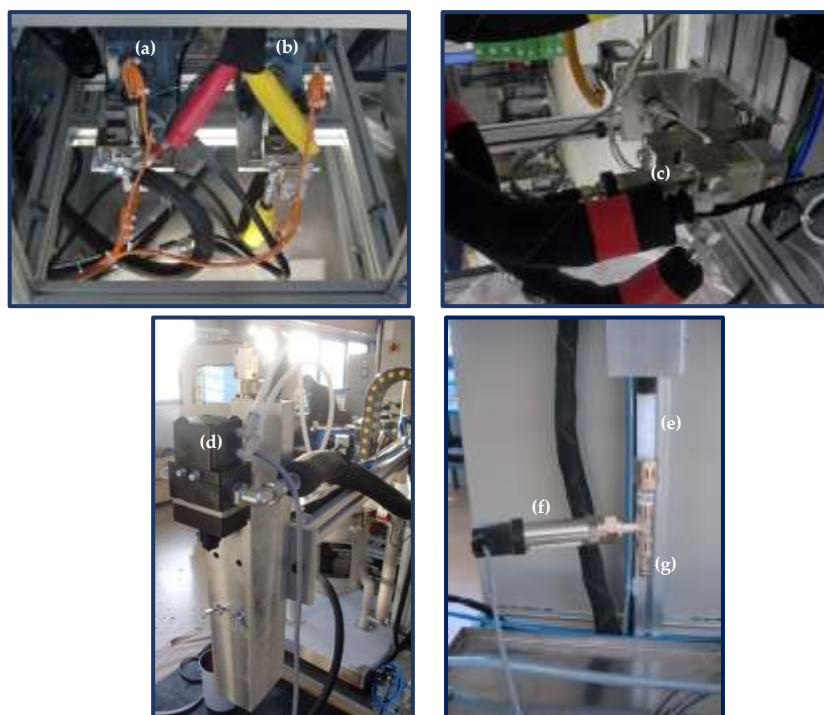


Fig. 3-10: Sistema de dosificación automático resina/endurecedor: (a) bomba de resina, (b) bomba de endurecedor, (c) caudalímetro, (d) cabezal de mezcla, (e) cánula de mezcla, (f) caudalímetro y (g) conexión tubo de inyección [229].

Sistema de vacío:

El sistema de vacío consta de la bomba de vacío y el calderín, que evita que el flujo de resina entre en la bomba. Ésta tiene un caudal de 10 m³/h y un vacío máximo de 2 mbar (0,0002 MPa).

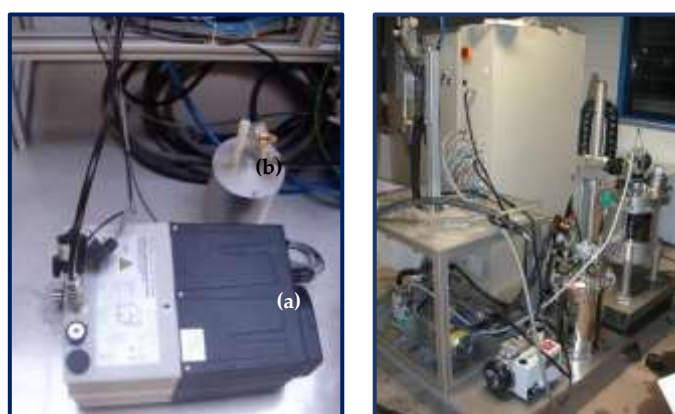


Fig. 3-11: Sistema de vacío integrado a la inyectora: (a) bomba de vacío y (b) calderín [229].

Molde para la fabricación de placa plana

En el estudio de la influencia de la “vía rápida”, o *race tracking*, sobre la calidad del laminado fabricamos nueve paneles planos de fibra de carbono. La Fig. 3-12 muestra el molde empleado, el cual se diseñó en *Eurecat* [42] para el proceso de moldeo por transferencia de resina. Sin embargo, en esta investigación utilizamos únicamente la parte inferior para producir piezas por el proceso de infusión. Más detalles en el Capítulo 4.

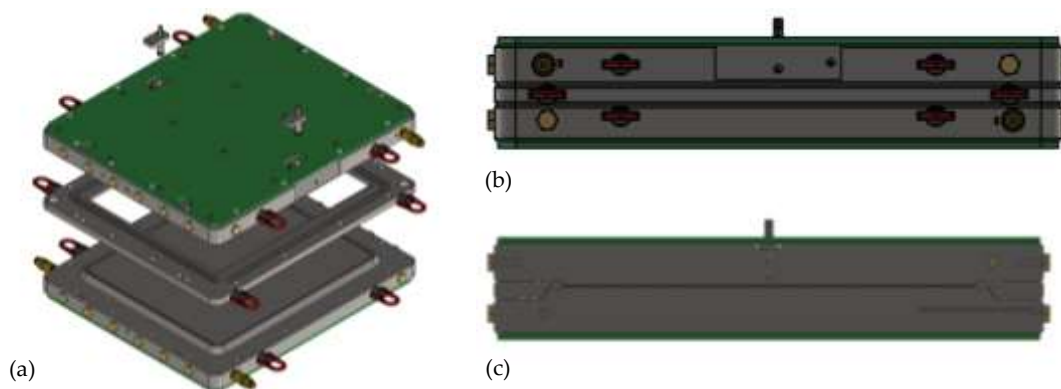


Fig. 3-12: Molde de placa plana para el proceso de transferencia de resina o infusión: (a) vista del explosionado del molde, (b) vista de perfil del molde cerrado y (c) vista de la sección transversal del molde (condición: cavidad del molde cerrada).

El molde consta de 3 piezas: la parte inferior (con la cavidad), la superior y el espaciador. Éste es intercambiable para poder fabricar placas planas de distintos espesores (2 mm, 3 mm y 5 mm). Las dimensiones del molde son 810 mm x 700 mm x 160 mm y de la cavidad 605 mm x 505 mm x 2 mm. Está fabricado en acero 1.2311, un acero de herramienta bonificado de excelente maquinabilidad. El espaciador tiene dos juntas tóricas de diámetro 6 mm para evitar que el flujo de resina salga de la cavidad y asegurar la estanqueidad del molde. El cierre del molde consta de 16 tornillos DIN 912 12.9 de métrica M16 x 90 mm. El sistema de calentamiento funciona con aceite térmico, el cual circula por un circuito mecanizado en la placa inferior y en la superior. También incluye dos placas aislantes de mica de dimensiones 800 mm x 690 mm x 10 mm para evitar la propagación del calor (Fig. 3-12). El punto de entrada de resina se sitúa en uno de los lados más largos de la placa, con una regata que cubre toda la longitud. La boquilla se describe en el Capítulo 6, Apartado 6.4.5. Ésta se coloca en la parte superior del molde (Fig. 3-12 (a)). En cada inyección, el fluido fluye por el interior de la misma hasta llenar la regata. A continuación, el polímero fluye hacia la cavidad del molde para impregnar el laminado. El punto de vacío es exactamente igual y se coloca en el extremo opuesto. La Fig. 3-12 (c) muestra el sistema de inyección.

Unidad de control de temperatura de molde

El calentamiento de los moldes lo realizamos con el atemperador de aceite de la marca *Tool-Temp* Modelo TT-380, el cual integra un circuito de calentamiento de aceite cerrado regulado con *by-pass*. Este equipo con control de la temperatura automático contiene un microprocesador MP-888 que indica digitalmente la temperatura programada y real. Las características operativas y dimensionales del equipo se detallan en la Tab. 3-11.

Tab. 3-11: Principales características del atemperador de aceite *Tool-Temp* Modelo TT-380.

Ficha técnica		
Dimensiones	[mm]	1.240 x 480 x 1.400
Peso	[kg]	215
Temperatura máx.	[°C]	350
Capacidad del tanque	[l]	46
Voltaje	[V]	3x380 - 480
Potencia	[W]	49 - 900

La unidad de control de temperatura del molde se muestra en la Fig. 3-13:



Fig. 3-13: Unidad de control de temperatura de molde.

Unidad de lectura de temperatura

Los moldes incluyen termopares simples Pt-100 tipo J de la marca *Bielco*. La Tab. 3-12 lista las especificaciones técnicas. La unidad de lectura dispone de una capacidad para ocho termopares y se muestra en la Fig. 3-14 (a).

Tab. 3-12: Principales características del atemperador de aceite *Tool-Temp* Modelo TT-380.

Ficha técnica		
Longitud	[mm]	180
Diámetro	[mm]	6
Tipo	-	J
Rango de operación	[°C]	100 a 300
Material cable	-	Hierro
Longitud cable	[mm]	3000
Tipo de conexión		16 pin cóncavo
Cables		Positivo (rojo) Negativo (azul)



Fig. 3-14: Unidad de lectura de temperatura: (a) Registrador de datos y (b) termopar tipo J.

3.3.2 Método de fabricación por RTM

El procedimiento de fabricación por RTM para la resina *RTM6* se describe a continuación. Éste consta de cuatro etapas: preparación de molde, construcción de la preforma, inyección de la resina y curado.

Preparación del molde:

El tratamiento de la superficie del molde con productos químicos es indispensable para evitar posibles adherencias en el desmoldeo. En esta investigación, usamos dos productos semipermanentes en estado líquido: el tapaporos *Chemlease 15 Sealer EZ* que actúa como sellador de la superficie y reduce la porosidad del molde y, el desmoldante *Chemlease 41-90 EZ*, que forma una capa barrera y evita la adhesión entre dos materiales. Ambos se caracterizan por la escasa transferencia de producto a la pieza moldeada y por su secado rápido. Los pasos que realizamos para su aplicación se resumen en la Tab. 3-13. Cabe anotar que, para reducir el tiempo de secado entre capas, utilizamos una pistola de calor a una distancia aproximada de 0,5 m y en movimientos circulares. Cuando el molde ya estaba en producción, limpiábamos la superficie con un paño de microfibra en seco entre pieza y pieza, y aplicábamos sólo una capa de desmoldante.

Tab. 3-13: Instrucciones para el tratamiento de la superficie del molde RTM.

Secuencia	Actividad	Producto	Instrucciones
1	Limpieza	<i>Surface cleaner*</i>	Movimientos circulares con paño de microfibra.
2	Aplicación de tapaporos	<i>Chemlease 15 Sealer EZ*</i>	2 capas. 2 - 3 min de secado entre capas. Aplicar en movimientos circulares con trapos de algodón.
3	Aplicación de desmoldante	<i>Chemlease 41-90 EZ*</i>	3 capas. 15 min de secado entre capas. Secado final 30 min a temperatura ambiente. Aplicar con movimientos circulares con trapos de algodón.

* Producto de la marca *ChemTremd*

Construcción de la preforma:

La disposición y arquitectura de las fibras en tejidos NCF confieren al tejido una elevada capacidad de deformación, lo que permite la elaboración de preformas complejas con dobles curvaturas que se adaptan perfectamente a la cavidad. Su construcción es una etapa extremadamente delicada y laboriosa en la fabricación de piezas de *composite*.

De manera general, la preforma en RTM la realizamos según sigue:

1. Elaboración del patrón: Diseñamos y dimensionamos una plantilla a partir del diseño 3D de la pieza, con el uso del software comercial *Solidworks 2019 SP0* [230]. Imprimimos la plantilla en papel y la copiamos a un papel tela para tener el patrón.
2. Corte del tejido: Copiamos el patrón en el tejido no-ondulado. La posición en paralelo o perpendicular al hilo de cosido depende de la orientación de la capa (0° , 90° , 45° , -45°), tal y como muestra Fig. 3-15. A continuación, cortamos manualmente las capas del apilado.

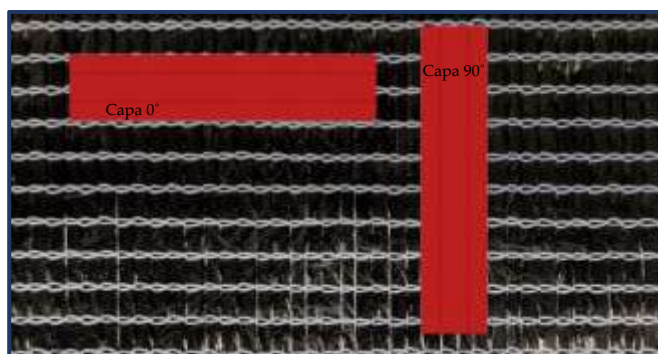


Fig. 3-15: Posición del patrón según la orientación de la capa, tomando como referencia el hilo de cosido.

3. **Adaptación de las capas:** Conformamos las capas una tras una en el molde convexo (Fig. 3-16). No utilizamos spray adhesivo, ni ningún tipo de aglutinante (*binder*) entre capas. Tampoco aplicamos el proceso de compactación o *debulking*. Éste consiste en aplicar presión de vacío sobre una capa o conjunto de capas del apilado durante el tiempo que fuere necesario. El objetivo es mejorar la adaptación de cada una de ellas a la geometría de la pieza. El número de capas y el tiempo se definen según las características técnicas del laminado y los requerimientos mecánicos.

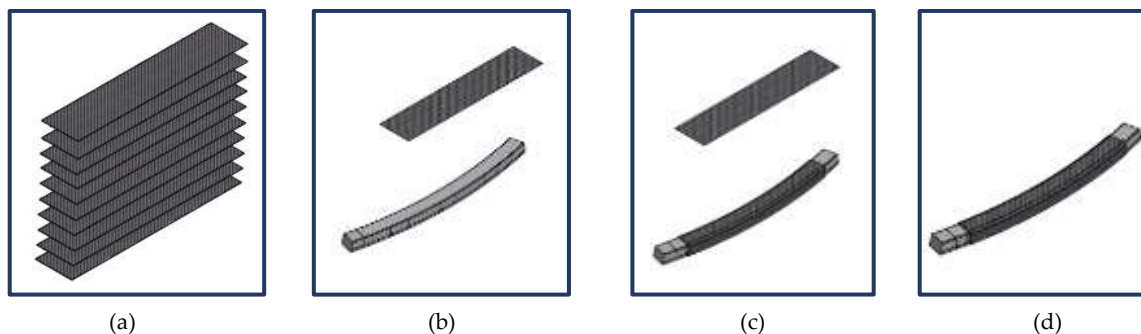


Fig. 3-16: Etapas para conformar las capas del apilado en el molde convexo: (a) capas cortadas (apilado), (b) apilamiento y conformado de la primera capa, (c) apilado y conformado del resto de capas y (d) preforma final.

4. **Posicionamiento de la preforma en molde:** Colocamos la preforma en el molde cóncavo junto con el convexo manualmente (Fig. 3-17). Al mismo tiempo, realizamos un control visual de todos los elementos para asegurar la minimización de pliegues y deshilachamiento de fibras.

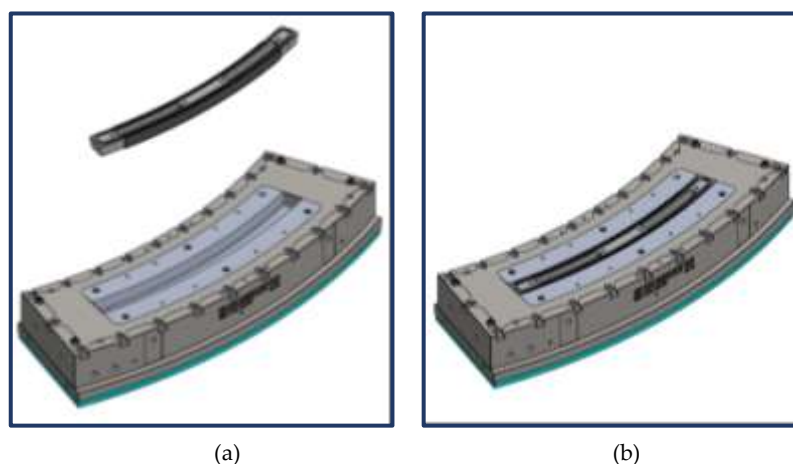


Fig. 3-17: Colocación de la preforma en molde: (a) preforma en el postizo convexo y (b) cierre de postizo convexo y cóncavo.

Inyección de la resina:

Con la preforma en el molde, seguimos con el cierre del mismo. Previa a la inyección de la resina, realizamos el test de estanqueidad y de desgasificación de la misma.

Prueba de estanqueidad:

- Cerramos la entrada de la resina y aplicamos vacío en el molde hasta alcanzar una presión residual igual o inferior a 3 mbar (0,0003 MPa).
- Inmediatamente después, desconectamos la bomba y medimos la pérdida de vacío durante 1 minuto. La pérdida de vacío admisible debe ser igual o menor a 5 mbar (0,0005 MPa) en 1

minuto. En el caso de que no cumpla, revisamos el sistema de juntas y cierre y, repetimos nuevamente el test.

Desgasificación de la resina:

- Atemperamos la resina *RTM6* a temperatura ambiente en su recipiente original durante más o menos 12 horas. Cabe mencionar que la temperatura de almacenamiento de la resina es igual o inferior a $-18\text{ }^{\circ}\text{C}$.
- A continuación, colocamos la resina (en su recipiente) en el tanque para calefactarla hasta alcanzar los $60 \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$. Es entonces cuando iniciamos el proceso de desgasificación de la resina con los parámetros de la Tab. 3-14:

Tab. 3-14: Parámetros de desgasificación de la resina *RTM6*.

Tiempo (min)	T _{resina} ($^{\circ}\text{C}$)	T _{agitación} ($^{\circ}\text{C}$)	Vacío (mbar/ MPa)
30 ± 5	60 ± 10	80 ± 10	$\leq 5/ 0,0005$

- Una vez desgasificada, se sigue calentando hasta la temperatura de inyección (Tab. 3-14 Tab. 3-15). A dicha temperatura, conectamos el mezclador para homogenizar el fluido.

Cuando la resina alcanza la temperatura de $80 \pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$, sin interrupción, se efectúa la inyección aplicando los parámetros detallados en la Tab. 3-15.

Tab. 3-15: Parámetros de proceso para la inyección de la resina *RTM6*.

Tiempo	T _{resina tanque} ($^{\circ}\text{C}$)	T _{resina línea inyección} ($^{\circ}\text{C}$)	T _{molde} ($^{\circ}\text{C}$)	P _{vacío molde} (mbar/ MPa)	P _{inyección} (bar/ MPa)
N.A.	80 ± 10	$80 - 120$	120 ± 10	$\leq 10/ 0,001$	$1 \pm 0,5/ 0,1 \pm 0,05$

En la fase de llenado, seleccionamos una baja presión de inyección con el fin de disminuir la velocidad de flujo de la resina y asegurar una buena impregnación de la preforma. Una vez la preforma estuvo completamente llena, mantuvimos esta presión durante 10 minutos, que comenzamos a contabilizar a partir del cierre de tubo de salida de resina (*outlet*).

Curado

Al cerrar el punto de vacío, incrementamos la temperatura del molde hasta $180 \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$, con una velocidad de calentamiento de $3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{min}$, para iniciar el ciclo de curado. El tiempo de estabilización no debe superar los 120 min (Tab. 3-16).

Tab. 3-16: Parámetros de proceso correspondientes al ciclo de curado de la resina *RTM6*.

Tiempo	T _{molde} ($^{\circ}\text{C}$)	Tiempo de estabilización (min)	T _{molde} ($^{\circ}\text{C}$)	t _{curado} (min)	P _{vacío molde} (mbar/ MPa)	P _{empaquetado} (mbar/ MPa)
N.A.	180 ± 5	$90 - 120$		120 ± 5	$\leq 10/ 0,001$	$8 \pm 0,5/ 0,8 \pm 0,05$

Como se ha descrito en el párrafo anterior, la presión de inyección en la etapa de llenado fue de $1 \pm 0,5\text{ bar}$ ($0,1 \pm 0,05\text{ MPa}$) y la mantuvimos durante 10 minutos con el punto de vacío cerrado. Inmediatamente después, incrementamos la presión hasta los $8 \pm 0,5\text{ bar}$ ($0,8 \pm 0,05\text{ MPa}$) y la mantuvimos durante todo el curado. Esta segunda presión se denomina presión de curado en el post-llenado o presión de empaquetado y se aplica para reducir la porosidad que se genera durante

el llenado [159], [231]. La Fig. 3-18 muestra el ciclo de inyección y curado según la temperatura y presión de interés.

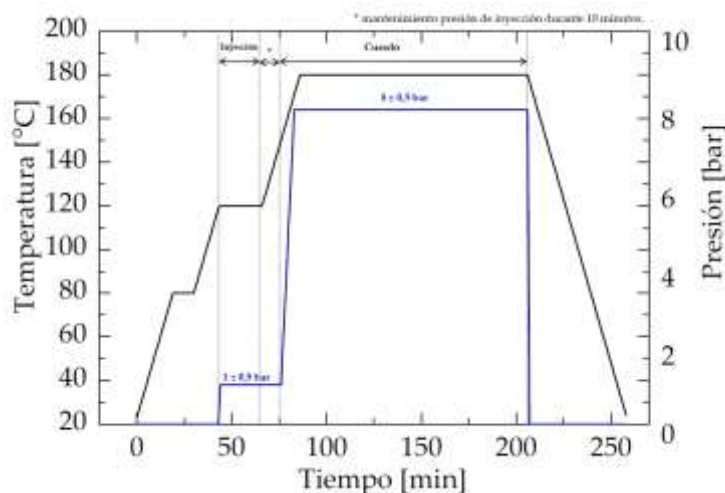


Fig. 3-18: Ciclo de inyección y curado de la resina RTM6 aplicado en la implementación del proceso RTM para la fabricación de cuadernas en forma U.

Desmoldeo

El desmoldeo lo llevamos a cabo en caliente, y consta de dos etapas:

- Apertura del molde a temperatura de curado (180 ± 5 °C). Esta tarea incluye la extracción de los tornillos de cierre y de la parte superior del molde en caliente (incluye el postizo cóncavo y la pieza).
- Extracción de la pieza del postizo convexo a una temperatura inferior a 60 °C.

3.3.3 Método de fabricación por infusión por vacío

Definimos el procedimiento de fabricación del proceso VI según lo establecido para el RTM. Adaptamos los parámetros de inyección y la preparación de la resina y ciclo de curado, por el uso de los sistemas bicomponentes *Resoltech 1800/1805* y *1050/1053S*.

Preparación del molde:

El tratamiento de la superficie del molde fue siguiendo las mismas instrucciones que las descritas para RTM (Apartado 3.3.2).

Construcción de la preforma:

La construcción de la preforma consta de cuatro etapas, tal y como se ha explicado en el Apartado 3.3.2. Las etapas de elaboración del patrón y corte del tejido fueron comunes para ambos procesos.

El apilado de las capas en molde presentó una diferencia significativa en comparación con RTM, y de interés en esta investigación. Las capas se conformaron en el molde cóncavo, como se describe a continuación:

- Adaptación de las capas: Trabajamos las capas una a una manualmente. Entre capa y capa, aplicamos el spray fijador *Airtac 2E* de *Airtech*, a una distancia mínima de 30 cm del tejido y esperamos, al menos, 15 segundos para que se evapora el solvente.

- Colocación de la preforma en molde: la preforma se trabajó en la misma cavidad cóncavo.

La Fig. 3-19 reproduce la construcción de la preforma de la cuaderna y la tecnología VI:

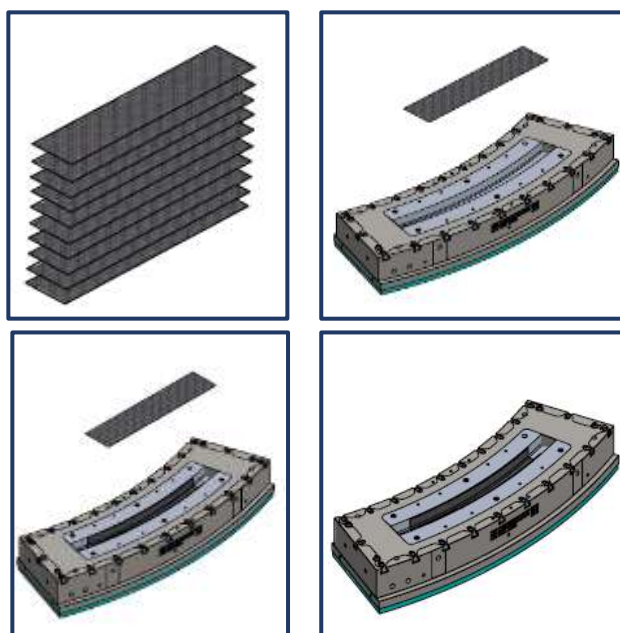


Fig. 3-19: Montaje de la preforma en el molde cóncavo.

Para la fabricación de las placas planas se siguió el mismo método de construcción de la preforma pero sin la necesidad de conformar las capas. Tampoco aplicamos el spray fijador.

Montaje de materiales auxiliares:

La Tab. 3-17 muestra las dimensiones de los consumibles tanto para el estudio de placa plana como para la cuaderna en U.

Tab. 3-17: Dimensiones de los consumibles para la fabricación por infusión por vacío.

Geometría pieza	Cuaderna en U	Placa plana
Consumibles	Dimensiones (mm)	
Peel-ply	600 x 129	400 x 500
Malla de distribución <i>Resinflow 90 HT</i>	30 x 129 x 0,86	50 x 500 x 0,86
Malla de distribución <i>Dianet 135</i>	450 x 129 x 0,93	490 x 300 x 0,93
Bolsa de vacío	1000 x 400	1000 x 1000
Tubo <i>inlet</i> y <i>oulet</i>	130 ± 10	200 ± 10
Tejido no tejido A	-	30 x 400
Tejido no tejido B	-	15 x 400

El primer consumible que ubicamos fue el tejido pelable, el cual cubre completamente el laminado o la preforma. A continuación, colocamos una primera malla de distribución (*Resinflow 90 HT*) en la entrada de la resina, bajo el punto de inyección, y con una longitud de 30 mm (Fig. 3-20). A una separación de 20 mm, añadimos la malla *Dianet 135* con una longitud variable en función de la longitud final de la pieza. Esta última la cortamos a 50 mm a partir del punto de vacío. Seguidamente, situamos la boquilla de inyección y vacío junto con el tubo en espiral y el tejido no tejido *coremat*, en el caso de que se precise. Por último, añadimos la bolsa de vacío y la sellamos sobre el molde con la masilla de sellado.

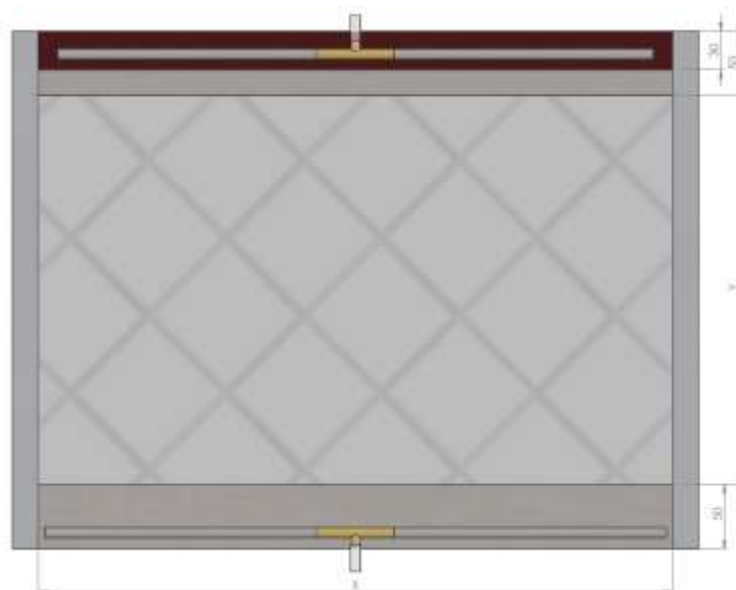


Fig. 3-20: Colocación de las dos mallas de distribución (dimensiones en mm). Se representa la placa plana pero el mismo esquema se aplica para la fabricación de la cuaderna.

Inyección de la resina:

La etapa de inyección comienza con la prueba de estanqueidad y la desgasificación de la resina, al igual que el proceso RTM.

Prueba de estanqueidad:

La prueba de estanqueidad se realizó según el Apartado 3.3.3. Cabe anotar que el proceso VI es mucho más susceptible de fuga por el contramolde flexible. Para cumplir el criterio de la pérdida de vacío admisible (menor o igual a 5 mbar/ 0,0005 MPa), realizamos el test tantas veces como fuere necesario hasta obtener el valor esperado. Entre testeo y testeo, intentábamos detectar la fuga mediante el detector ultrasónico *Whisper* de la marca *Inficon*, y seguíamos aplicando presión manual a la masilla de sellado.

Preparación y desgasificación de la resina:

Nos servimos del sistema 2K de la inyectora *Isojet* para inyectar las resinas bicomponente *Resoltech 1800/1085* y *Resoltech 1050/1053S*. Calentamos el endurecedor y la resina hasta una temperatura de 30 ± 10 °C, cada uno en su propio tanque. A continuación, desgasificamos ambos componentes con los parámetros de la Tab. 3-18:

Tab. 3-18: Parámetros de desgasificación de la resina *Resoltech 1800/1805* y *1050/1053S*.

Tiempo (min)	T _{resina} (°C)	T _{agitación} (°C)	Vacío (mbar/ MPa)
30 ± 5	30 ± 10	40 ± 10	≤ 5/ 0,0005

Durante la desgasificación, aumentamos la temperatura de la resina hasta los 40 ± 10 °C y conectamos la agitación. Inmediatamente después, efectuamos la inyección con los parámetros de la Tab. 3-19. Cinco minutos después de llenar la pieza estrangulamos el tubo de entrada de resina (cierre del punto de inyección).

Tab. 3-19: Parámetros de proceso de la resina *Resoltech 1800/1805* y *1050/1053S* para el proceso de infusión por vacío.

Tiempo	T _{resina tanque} (°C)	T _{resina línea inyección} (°C)	T _{molde} (°C)	P _{vacío molde} (mbar/ MPa)
N.A.	40 ± 10	40 ± 10	40 ± 10	≤ 3/ 0,0003

Curado

A partir del cierre del punto de inyección, incrementamos la temperatura del molde hasta los 60 ± 5 °C, con una velocidad de calentamiento de 3 °C/min. Alcanzada dicha temperatura, se mantuvo la isoterma para curar la resina durante las próximas 20 horas (Tab. 3-20).

Tab. 3-20: Parámetros de proceso correspondientes al ciclo de curado de las resinas *Resoltech*.

Tiempo	T _{molde} (°C)	Tiempo de estabilización (min)	T _{molde} (°C)	t _{curado} (min)	P _{vacío molde} (mbar/ MPa)
N.A.	60 ± 5	90 - 120		1200 ± 5	≤10/ 0,001

Desmoldeo

El desmoldeo de las piezas lo llevamos a cabo a temperatura ambiente.

3.4 Técnicas de caracterización

En el presente apartado se describen las técnicas de caracterización aplicadas al estudio de las placas planas y de las cuadernas en U, fabricadas por RTM, VI o las nuevas variantes del proceso VI.

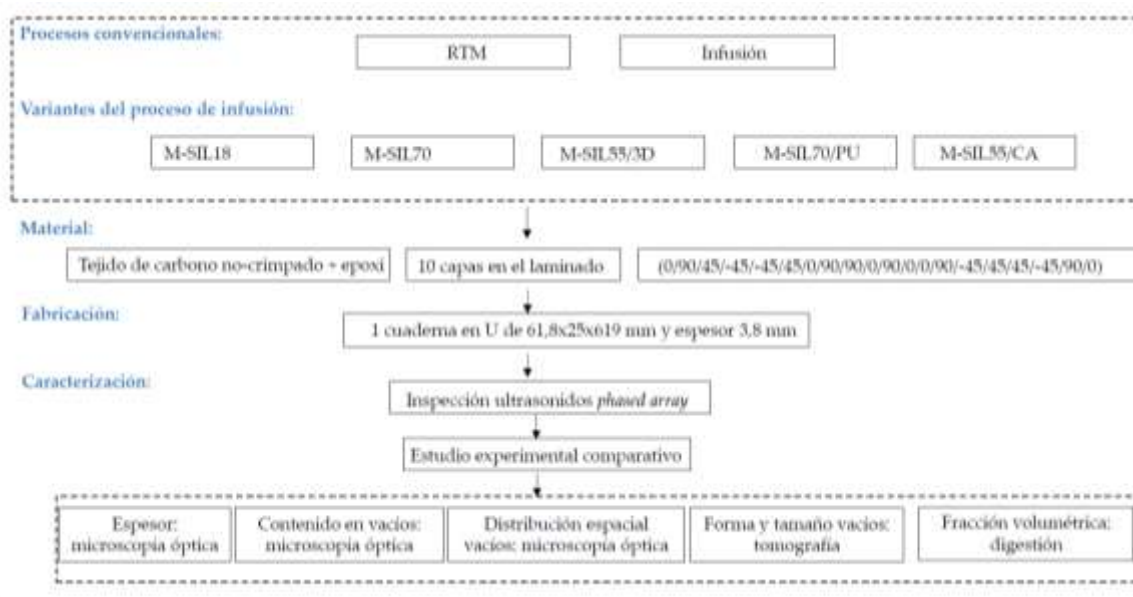


Fig. 3-21: Diagrama de flujo de la fabricación y caracterización microestructural y dimensional de las cuadernas de carbono en U.

Las cuadernas en U se estudiaron mediante un análisis ultrasónico *phased array* y una caracterización microestructural y dimensional. El análisis ultrasónico lo realizamos en las instalaciones de *Eurecat* [42]. La caracterización microestructural y dimensional, que incluye microscopía óptica [18], [40], [160], [203], [232], ensayo de digestión [39], [71], [190] y tomografía de rayos-X [233], [234] la llevamos a cabo en los *Servicios Científico-Técnicos*, o *Serveis Tècnics de Recerca* [235], de la *Universitat de Girona*. Seguimos la normativa vigente para la realización de los ensayos.

La Fig. 3-21 muestra el diagrama de flujo de la fabricación de las cuadernas y su caracterización, relacionando el parámetro de estudio con el ensayo experimental. Cabe mencionar que el propósito de esta investigación no fue definir grandes tendencias estadísticas en cuanto a la distribución y el contenido en poros, sino observar el comportamiento general de los resultados al aplicar diferentes métodos de fabricación.

La caracterización de los paneles planos de *composite* lo efectuamos en las instalaciones del *Instituto de Ciência e Inovação em Engenharia Mecânica e Engenharia Industrial (INEGI)* en Portugal [41]. El estudio dimensional lo realizamos mediante un micrómetro analógico. Asimismo, también utilizamos la técnica de microscopía óptica para el análisis de porosidad y el ensayo de determinación de la resistencia a cizalladura interlaminar (ILSS, *Interlaminar Shear Strength*) para el comportamiento mecánico (Fig. 3-22).

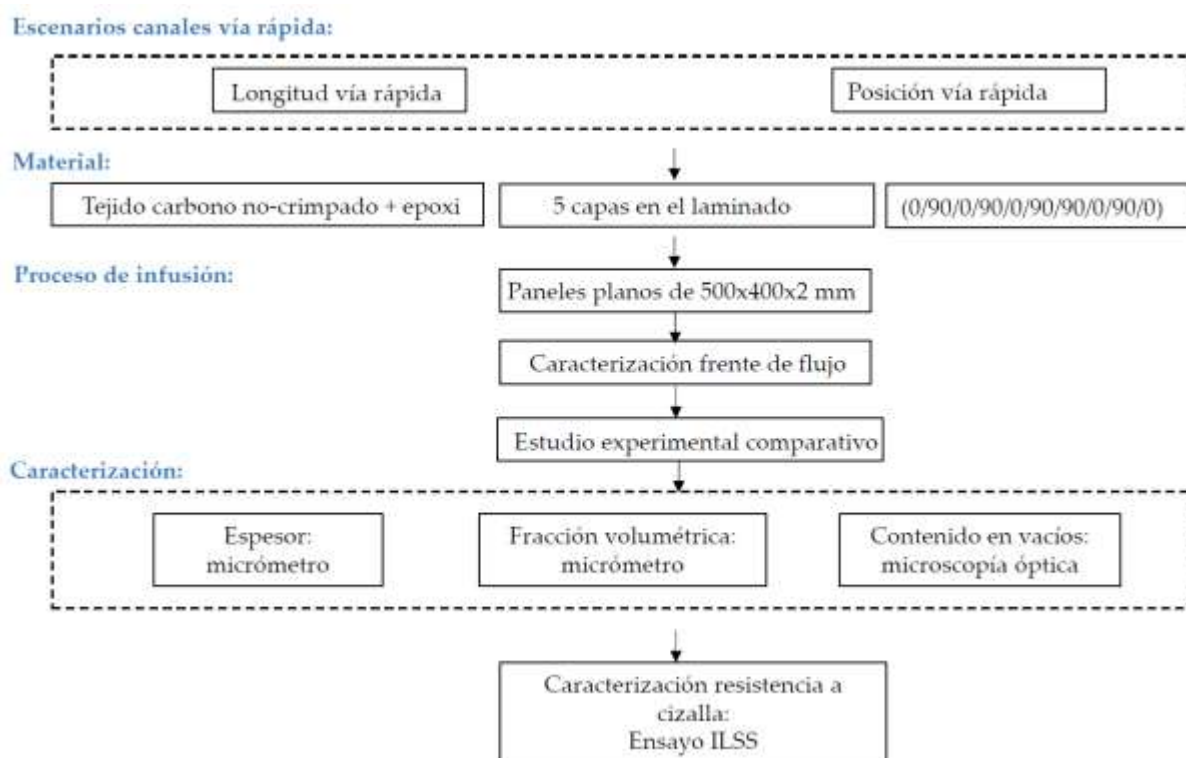


Fig. 3-22: Diagrama de flujo del estudio de la influencia de la vía rápida sobre la calidad del material compuesto.

3.4.1 Corte de probetas

Las nueve placas planas de fibra de carbono y las siete cuadernas las cortamos con la máquina de corte eléctrica por disco diamantado *Rubi* modelo *DR-350*, en las instalaciones de la *Universitat de Girona* [43]. La cortadora tiene un disco de diamante de 350 mm de diámetro externo, con espesor de disco de 3 mm y altura máxima del corte 150 mm.

Placa plana

Fabricamos nueve placas planas con unas dimensiones de 500 mm x 400 mm y un espesor de 2 mm. Clasificamos como material excedente los 50 mm de la región del punto de inyección y de vacío. Por ello, las placas de estudio presentaron unas dimensiones de 500 mm x 300 mm. Éstas se cortaron en 8 tramos (muestras) de 500 mm x 37,50 mm, y se tomaron 98 medidas de espesor por tramo para el análisis dimensional (Fig. 3-23).

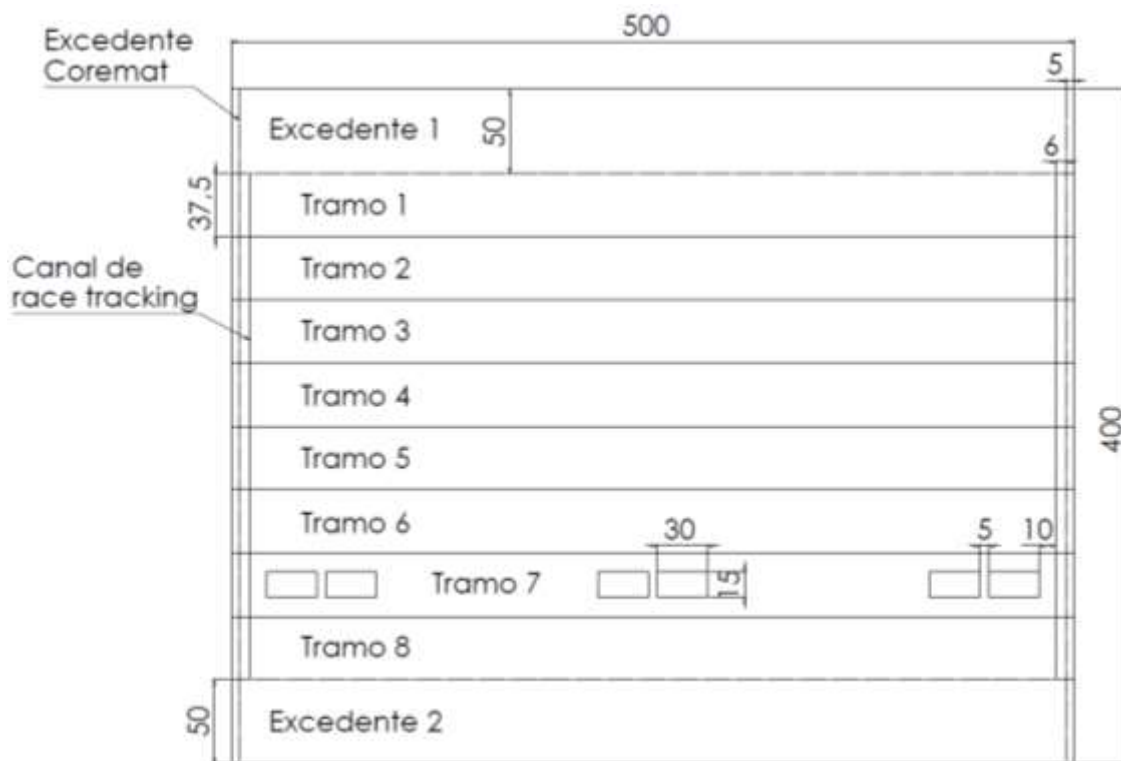


Fig. 3-23: Plano de corte de las placas planas de fibra de carbono. Incluye las probetas, y dimensiones, del ensayo micrográfico (500 mm x 37,50 mm) y del ensayo mecánico de resistencia a la cizalla aparente (30 mm x 15 mm).

El estudio de la porosidad y del comportamiento mecánico lo efectuamos en la muestra 7 de cada uno de los paneles. Observamos el espesor de la misma por microscopía óptica y definimos tres regiones: extremo izquierdo, centro y extremo derecho. Tanto el extremo derecho como el izquierdo lo definimos seguido a la vía rápida.

Una vez determinada la porosidad en la muestra 7, mecanizamos 6 probetas rectangulares sobre la misma muestra 7 (Fig. 3-23). Las dimensiones de la probetas no cumplieron con la normativa correspondiente al ensayo ILSS: la UNE-EN ISO14130:1999 [236]. Según ésta, la distancia entre rodillos inferiores tiene que ser 5 veces el espesor de la probeta, es decir, en nuestro caso, la distancia entre rodillos inferiores debe ser 10 mm. Sin embargo, por el diseño de los utillajes utilizados, esta distancia no puede ser inferior a 15 mm. Esto dio lugar a la definición de un escenario fuera de norma en el que las dimensiones de probeta fueron 30 mm x 15 mm y espesor de 2 mm. Determinamos la cantidad de probetas a mecanizar en función del número de ensayos propuestos en la norma y las diferentes condiciones de los laminados; en total fueron 54 probetas.

Cuaderna en U

Definimos tres tipos de probetas en la cuaderna en U: secciones transversales para analizarlas por micrografía, probetas de 20 mm x 10 mm para hacer el ensayo de digestión y probetas de 30 mm x 30 mm para la tomografía de rayos-X. En la Fig. 3-29 puede observarse la posición de las mismas. En función del número de ensayos previstos y de las diferentes condiciones de las cuadernas, determinamos la cantidad de probetas a mecanizar.

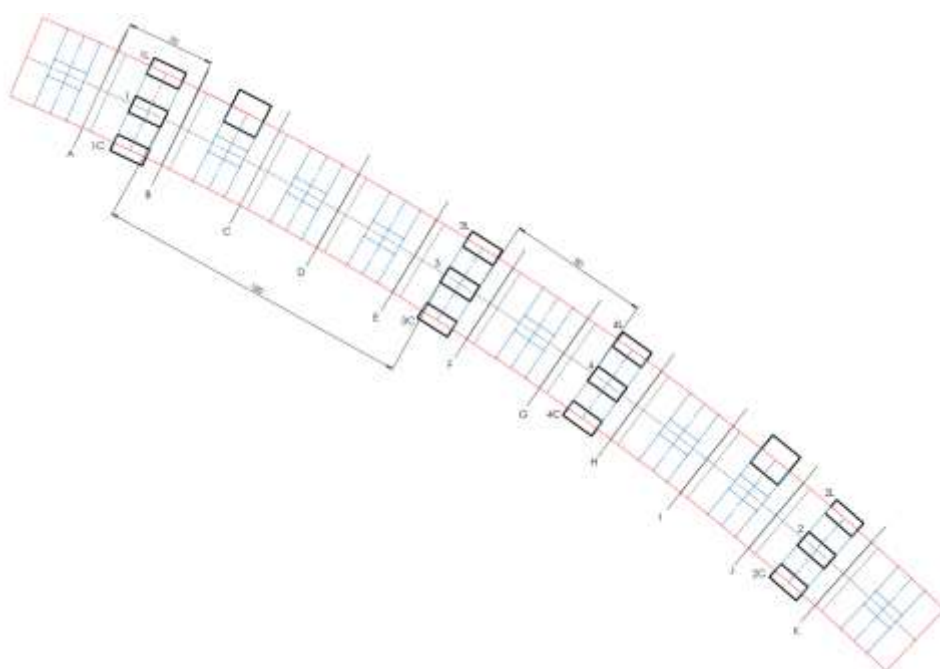


Fig. 3-24: Plano de corte de las probetas en la cuaderna en U, para el análisis micrográfico, el ensayo de digestión de la matriz y la tomografía de rayos-X.

A continuación, se muestra el listado de todas las probetas a analizar durante esta investigación.

3.4.2 Análisis ultrasónico phased array

Efectuamos la inspección no destructiva mediante el equipo de ultrasonidos *Olympus OmniScan MX2 OMNI-M-MPA16128* con la sonda multielemento (*phased array*) 5.0L64-NW1 de 5 MHz, la cual incluye 64 elementos individuales (Fig. 3-25). La realizamos manualmente a una velocidad de inspección de 11 mm/s y en un tanque de inmersión de agua. Como referencia, seguimos la normativa *Airbus AITM6-0011* [237] para establecer los criterios de aceptación dependiendo de la madurez tecnológica de los prototipos. La Tab. 3-21 muestra los principales datos técnicos del equipo y de la inspección.

Tab. 3-21: Principales parámetros para la configuración del equipo e inspección por ultrasonidos *phased array*.

Datos técnicos para la inspección por ultrasonidos <i>phased array</i> :	
Técnica de inspección	Pulso-Eco (PE) <i>Phased Array</i> 64 elementos
Sonda	Olympus 5.0L64-NW1 5 MHz
Zapata	Olympus SNW1-0L-IHC
Velocidad del material	2700 m/s
Resolución	0,5
Filtro	Ninguno
Voltaje	40 V
Ganancia	30 a 50 dB (según pieza)
Velocidad de inspección	11 mm/s - manual
Área de inspección	Zona del alma del perfil en U
Criterio de aceptación	Atenuación inferior a 18 dB (TRL 1-5)
Calibración	Nueva calibración sobre pieza RTM

Inspeccionamos las siete cuadernas por la zona del alma, y obtuvimos un C-scan por pieza. El procesamiento de las señales ultrasónicas lo hicimos con el mismo software de *Olympus*,

TomoView™, el cual permite obtener los valores medios de atenuación ultrasónica (en dB) para cada uno de los laminados.

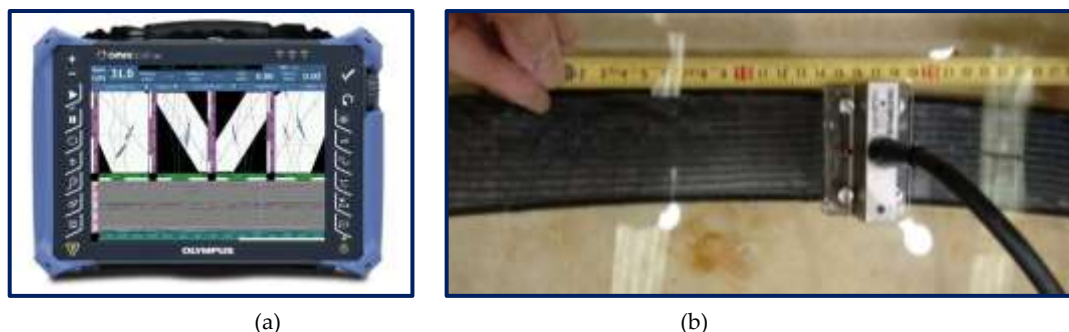


Fig. 3-25: (a) Equipo ultrasonidos Olympus OmniScan MX2 OMNI-M-MPA16128 y (b) sonda 5.0L64-NW1 de 5 MHz de frecuencia.

3.4.3 Microscopía óptica

Tanto las medidas de espesor como el estudio de porosidad lo llevamos a cabo a partir del análisis con el microscopio óptico estereoscópico *Zeiss Discovery v12*, con óptica *Plan Apo 1,5x* y equipado con una cámara digital *Infinity X de Deltapix* (Fig. 3-26). No existe ningún estándar que establezca un procedimiento de análisis para muestras en *composite*. Es recomendable analizar un número mínimo de imágenes para obtener una representación real del nivel de poros en la pieza de *composite*; un mayor número de imágenes ofrece una estimación más precisa [18], [238]. García-Gil [238] estimó estadísticamente un total de 20 a 25 imágenes para alcanzar un valor de porosidad con un error menor a 0,15. Bodaghi *et al.* [18], quienes también utilizan este tipo de análisis estadístico para un prototipo de pieza aeronáutica de 900 mm, reportaron resultados similares.

Preparación y captura de muestras

Preparamos las muestras descritas en la Tab. 3-21 y Tab. 3-22 por desbaste y pulido con la pulidora manual *Struers Knuth-Rotor-3*. Usamos papeles de lija de 400, 800, 1200 y 2000. Después de cada pulido, limpiamos la superficie de la muestra con un pincel y agua destilada para evitar la formación de ralladuras en la misma.



Fig. 3-26: (a) Pulidora manual en húmedo *Struers Knuth-Rotor-3*. (b) Discos abrasivos de desgaste (diámetro 250 mm). (c) Microscopio óptico estereoscópico *Zeiss Discovery v12*.

En el caso del estudio de las placas planas, aplicamos una magnificación de 75x en la sección transversal del *composite*. Las imágenes de la sección transversal en U las tomamos con una magnificación de 20x, siendo el tamaño de un píxel correspondiente a 0.386 μm . Estas últimas las efectuamos mediante un barrido automático con una captura de mínimo de 35 imágenes por micrografía. El montaje de las mismas lo realizamos con el software comercial *Image Composite Editor*, definiendo un solape de 10%. La Fig. 3-26 recoge los diferentes equipos y complementos utilizados para la etapa de preparación de muestras.

Procesamiento de imágenes: método del valor umbral (*threshold*)

A continuación, describimos las pautas empleadas para el procesamiento de las imágenes micrográficas y el cálculo del contenido en poros a partir de las mismas. Cada micrografía da información referente a cúmulos o bolsas de resina, zonas ricas en resina, estado de las fibras orientadas a 0° y de las orientadas a 90° , poros e incluso delaminaciones.

Herramientas utilizadas:

En primer lugar, tratamos las imágenes con los softwares comerciales *ImageJ* y *Matlab R2020b*. A continuación, binarizamos por el método del valor umbral (*threshold*) mediante un software propio de INEGI, facilitado por el mismo centro de investigación. Esta herramienta emplea un grupo de algoritmos para discriminar los objetos de una imagen. Es decir, realiza un barrido en la matriz de la imagen digital para identificar, como máximo, un total de 256 niveles de la escala de grises, los reduce a dos únicos valores. Es una segmentación orientada a píxeles. Se definen los píxeles que conforman los objetos de interés y los que son sólo el entorno de estos objetos. A cada píxel se le asigna un nivel de gris (equivalente a su nivel de luminosidad) con el valor umbral y se obtiene como resultado una imagen binaria. Este software aplica de manera automática estos algoritmos para transformar la parte de la imagen que corresponde a fibra y resina en imagen blanca y la porosidad en negra. Además, previa a la transformación de la imagen, aplica una serie de filtros con el fin de iluminar las imágenes uniformemente y tener ruidos relativamente bajos (Fig. 3-27). Este software requiere que la imagen tenga una geometría cuadrada o rectangular.

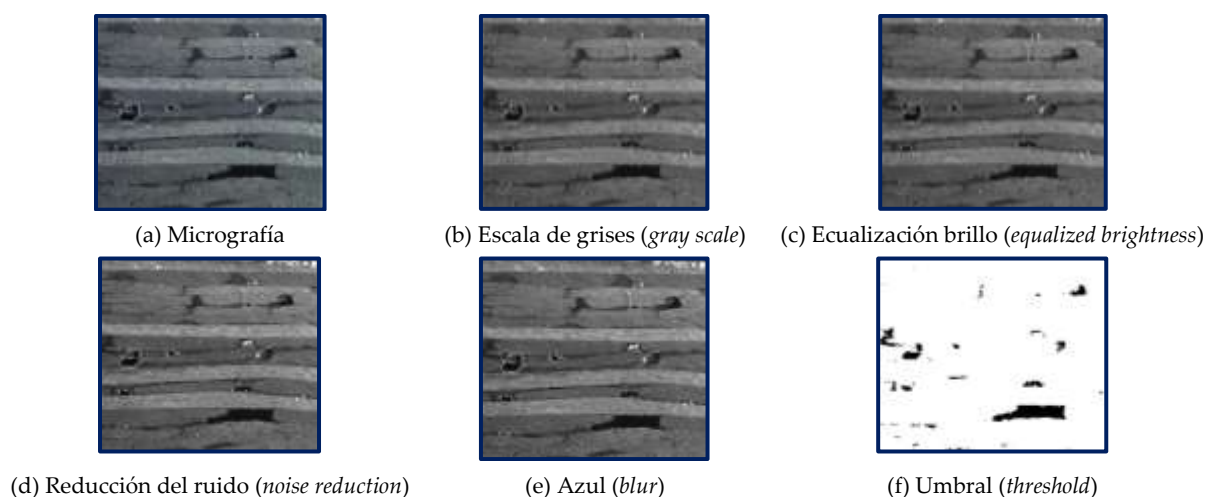


Fig. 3-27: Algoritmos del software de segmentación de imágenes.

El filtro escala de grises (Fig. 3-27 (b)) lo aplicamos para dar la sensación de volumen entre los diferentes objetos de la imagen y así, simplificar la transformación objetivo. La ecuilización del histograma (Fig. 3-27 (c)) realza los detalles de la imagen mediante la adaptación del contraste y el brillo. La reducción de ruido (Fig. 3-27 (d)) hace un promedio de los píxeles de intensidades muy dispares que se encuentran alrededor del mismo píxel con el fin de minimizar las distintas

intensidades. Definimos el número promedio de píxeles a través del parámetro *tamaño de kernel*. El filtro azul (Fig. 3-27 (e)) convierte la intensidad de cada píxel de la imagen en el promedio entre los valores de todos los píxeles incluidos en un radio definido por el *tamaño de kernel*. Un mayor *tamaño de kernel* provoca un mayor efecto de desenfoque. Por último, el filtro umbral (Fig. 3-27 (f)) asigna cero al píxel que su intensidad (tonalidad gris) está por debajo de cierto límite y uno, si está por encima. Este límite viene dado por el parámetro umbral.

Descripción del procedimiento aplicado:

Tratamos las imágenes de las placas planas directamente mediante el software propio de transformación por método umbral, junto con los parámetros: *tamaño de kernel* igual a 5 y valor umbral entre 40 y 75, según la luminosidad de la imagen (Fig. 3-28). Estos últimos los determinamos tal y como se describe a continuación para las micrografías de la sección en U.



Fig. 3-28: Tratamiento de segmentación de las imágenes de las placas planas: (a) micrografía y (b) imagen binarizada.

Las micrografías de la sección en U, al presentar cierta complejidad geométrica, las procesamos primeramente con el software *ImageJ* para subdividir la sección en pequeñas áreas rectangulares. Definimos una plantilla con rectángulos de ancho 0,2 mm (77 pix) y de longitud variable según el área de la sección (Fig. 3-29). Usamos las herramientas “*rectangle*” y “*ROI Manager*”.

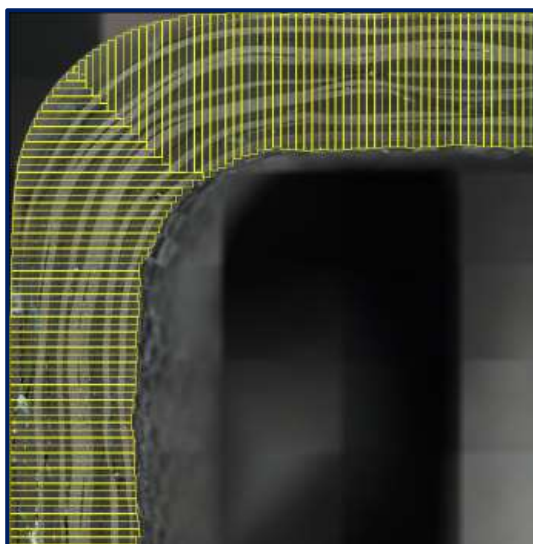


Fig. 3-29: Subdivisión de la sección transversal en U en áreas rectangulares de 0,2 mm de ancho.

Previamente a esta actividad, determinamos el área mínima del rectángulo mediante un análisis de error. Seleccionamos una imagen rectangular en la zona plana de la sección transversal en U y la procesamos con el software de binarización. Los parámetros empleados fueron: umbral de 40 y *kernel*

de 5. El valor del contenido en poros es altamente sensible al parámetro umbral. La determinación del mismo la efectuamos de manera cualitativa mediante la herramienta “*threshold*” del software *ImageJ*. El umbral lo ajustamos para cada una de las micrografías. La Fig. 3-30 muestra el procedimiento de ajuste del parámetro umbral.

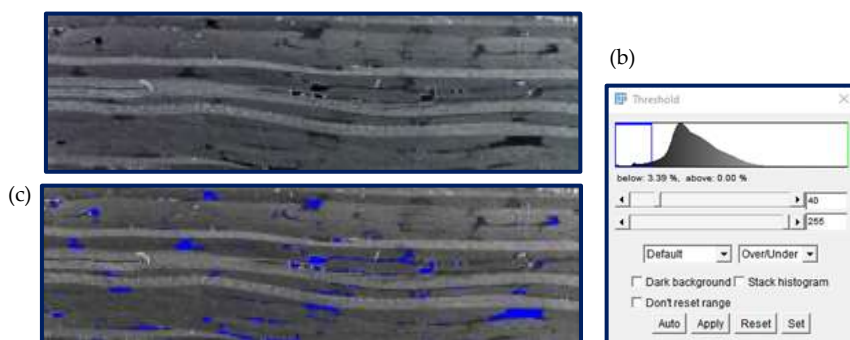


Fig. 3-30: Proceso para determinar cualitativamente el valor umbral: (a) abrir imagen con software *ImageJ*, (b) ajustar la escala del valor umbral, mediante la selección de las áreas negras (poros) y (c) aplicar la selección y verificar el resultado.

A continuación, diseñamos diferentes plantillas sobre la misma imagen, con rectángulos de diferente área (subdivisiones). Las dimensiones de los mismos están en la Tab. 3-22. Cada caso de estudio corresponde a una plantilla. Después, continuamos con el recorte automático de estas subdivisiones en *Matlab R2020b* y con la binarización. La rutina de código *Matlab* puede verse en el Anexo. El *output* de la binarización es el valor del contenido en poros, siendo el ratio entre el área total de poro (A_v) (área color negro) y el área total de la imagen (A):

$$V_v = \frac{A_v}{A} \tag{Ec. 3-1}$$

Este valor se multiplica por la relación de áreas para obtener el valor normalizado (Ec. 3-2). El sumatorio del contenido en poros normalizado da como resultado el contenido en poros total de la imagen de estudio, tal y como puede observarse en la Tab. 3-22.

$$\text{Contenido en vacíos normalizado} = \frac{\sum V_{vacío_i} \cdot A_i}{\sum A_i} \tag{Ec. 3-2}$$

El error se calcula por el contenido en poros verdadero (V_c), el cual corresponde al del Caso 1, y el contenido en poros estimado (V_c^*), el obtenido de las imágenes computadas con subdivisiones:

$$\text{Error} = \frac{|V_c^* - V_c|}{V_c} \tag{Ec. 3-3}$$

Tab. 3-22: Subdivisión de imágenes y variables seleccionadas para el estudio de análisis de error.

Caso	Dimen. de las subdivisiones	Área de las subdivisiones	Contenido en poros
	[mm]	[mm ²]	[%]
1 (ref.)	12,59 x 3,66	46,06	3,27
2	12,59 x 0,52	6,58	3,26
3	12,59 x 1,22	15,53	3,27
4	1,22 x 1,22	1,40	3,26
5	12,59 x 1,89	22,99	3,26
6	4,20 x 3,60	15,37	3,26
7	3,11 x 0,20	0,63	3,27
8	1,54 x 0,20	1,18	3,27
9	0,50 x 0,20	0,10	3,29
10	0,20 x 0,20	0,04	3,30

La Fig. 3-31 muestra el área de la subdivisión requerida para estimar el contenido en poros con un error dado. Validamos la metodología de análisis de las imágenes micrográficas ya que, la

subdivisión en pequeñas áreas rectangulares no influye en resultado final del contenido en poros, el error es prácticamente cero.

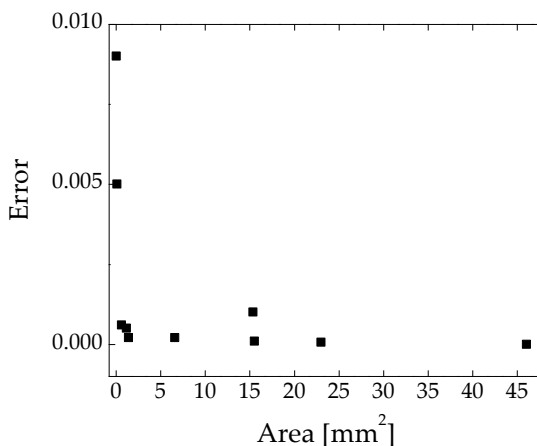


Fig. 3-31: Error del contenido en poros según el área de la imagen.

Concluimos que la plantilla puede contener subdivisiones rectangulares de ancho 0,2 mm y longitud variable en función de la geometría de la sección transversal de estudio, con áreas comprendidas entre 0,05 mm² y 45 mm². El *output* de la binarización tiene que convertirse a valor normalizado mediante el factor entre el área de la subdivisión y área total (Ec. 3-2). Además, el valor umbral debe ser ajustado con el *ImageJ* para cada una de las imágenes, mientras que con el *tamaño de kernel* es suficiente un único valor para todo el análisis. Éste lo determinamos también mediante un análisis de error aplicado a dos casos escogidos al azar. La

Tab. 3-23 muestra los resultados de dicho análisis, los cuales indican que el parámetro de *kernel* no tiene una gran incidencia en la porosidad. Seleccionamos el valor de cinco por presentar un error más cercano a cero.

Tab. 3-23: Resultado del contenido en poros para el Caso 1 y 4. Parámetro umbral (*t*) 30 y número de kernel (*k*) variable entre 1 y 5.

	Contenido en poros [%]	
	<i>t</i> 30 <i>k</i> 1	<i>t</i> 30 <i>k</i> 5
Caso 1	2,250	1,900
Caso 4	2,241	1,903
Error	0,004	0,002

3.4.4 Medición de espesores

La medición del espesor en las placas planas lo realizamos con el micrómetro digital *Mitutoyo* con una precisión de ± 0,01 mm.

Aplicamos la técnica de microscopía para determinar el espesor de las zonas curvas y planas de la cuaderna, tal y como puede observarse en la Fig. 3-32. La sección del perfil se dividió en once puntos de medida a lo largo del perímetro de la sección transversal. El punto 1 – 2 y 10 – 11 corresponden a la zona plana del ala, mientras que del 4 al 8 son los de la zona plana del alma. Los puntos 3 y 9 son los correspondientes a la zona curva. El punto 1 y 11 están posicionado a 20 mm del borde del ala y el punto 6 está en el centro de la zona plana del alma. Los puntos de medida 1, 3, 6, 9 y 11 los identificamos en las diferentes secciones transversales para facilitar la medida con el software comercial *ImageJ*, tal y como muestra la Fig. 3-32(b).

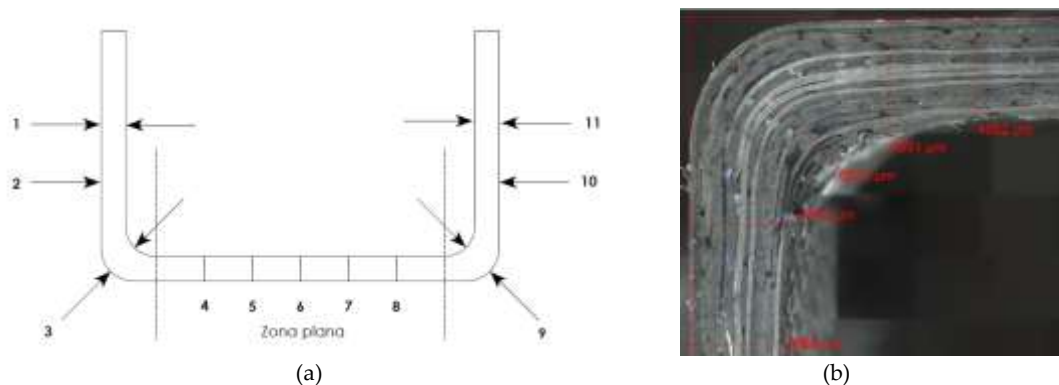


Fig. 3-32: (a) Marcación de las medidas tomadas en la sección en U, (b) medidas de espesor tomadas a partir de la micrografía con el software *ImageJ*.

3.4.5 Ensayo de digestión de la matriz

Los técnicos de los *Serveis Tècnics de Recerca* [235] de la *Universitat de Girona* [43] llevaron a cabo el ensayo de digestión, siguiendo la normativa vigente UNE-EN 2564 (método A) para laminados de fibra de carbono [34]. Para el cálculo de la fracción volumétrica de fibra es necesario conocer la densidad de la muestra, la cual también la determinaron según la norma vigente ISO 10119 [239]. Seleccionamos 12 muestras por pieza, cuyas dimensiones aproximadas fueron 20 mm x 10 mm y 3,8 mm de espesor. Analizamos un total de 84 muestras. La ubicación de las mismas puede verse en el Apartado 3.4.1.

Procedimiento de ejecución de ensayo

Iniciaron el proceso de disolución de la matriz colocando las muestras en una estufa a 90 °C durante 24 horas (en un molde de aluminio). Seguidamente, las pusieron en un desecador durante 24 horas más, para eliminar su humedad. Fueron pesando las muestras diariamente hasta obtener un peso constante.

En paralelo, determinaron la densidad por el método de inmersión. Utilizaron la balanza *Mettler-Toledo AX 205-DR* con el accesorio *Mettler-Toledo AR/AX ref. 210485*, tal y como se observa en la Fig. 3-33.

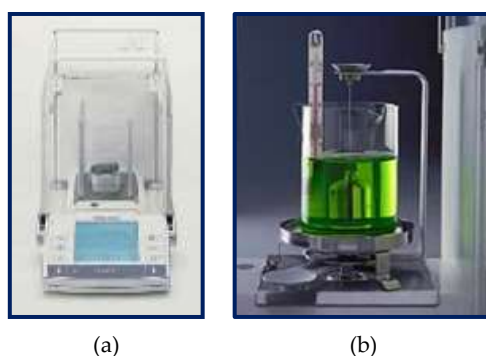


Fig. 3-33: (a) Balanza *Mettler-Toledo AX 205-DR* (precisión $\pm 0,01$ mg), (b) accesorio para la determinación de la densidad de sólidos *Mettler-Toledo AT/AX ref. 210485*.

Con la densidad cuantificada, las muestras se introdujeron en un *erlenmeyer* con 20 - 25 mL de ácido sulfúrico al 98% (H_2SO_4). Todo el conjunto lo colocaron en un baño de arena a 160 ± 5 °C durante tres días. Lo removieron una o dos veces al día para facilitar la disolución de la resina. Una vez la resina estuvo diluida (aspecto pastoso), la dejaron enfriar en el *erlenmeyer* hasta temperatura

ambiente. Con el uso de un embudo de decantación, añadieron una gota de peróxido de hidrógeno al 30% (H₂O₂) por segundo durante los primeros 5 minutos. En total fueron unos 25 mL hasta que la solución estuviera transparente. Constantemente removieron la mezcla. Después, la dejaron en un baño de arena a 160 ± 5 °C durante dos horas (para evitar que la mezcla colorea). En el caso de que colorea, debieron añadir más peróxido.

El siguiente paso corresponde al filtrado de las fibras. Para ello, utilizaron filtros sinterizados con un tamaño de poro de 4 micras (uno por muestra). Antes de filtrar, agregaron agua desionizada en el *erlenmeyer* y, con la ayuda de una bomba de vacío y un *kitasato* iniciaron la filtración. Al finalizar, cerraron el vacío y añadieron un volumen importante de acetona con el fin de limpiar completamente las fibras. Esperaron unos 30 segundos y volvieron a filtrar; este paso se realizó dos veces.

Para último, secaron las fibras en una estufa a 120 ± 5 °C durante 24 horas y, en un desecador 24 horas más. Con el fin de registrar el peso de la fibra de carbono, realizaron pesadas diarias hasta alcanzar peso constante. La Fig. 3-34 muestra los equipos empleados en el ensayo de disolución de la matriz.

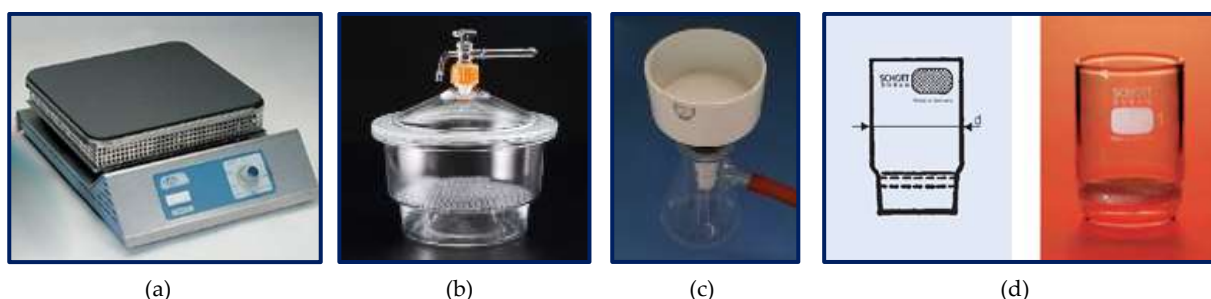


Fig. 3-34: (a) Baño de arena JP Selecta Combiplac-Sand, (b) desecador en vidrio Deltalab, (c) matriz kitasato y erlenmeyer de JP Selecta y (d) filtros sinterizados Schott Duran.

Cálculo del contenido en fibra y vacíos

Con el peso final de la fibra y de la muestra y la densidad de la muestra calculamos la fracción volumétrica de fibra (FVF, *fiber volumen fraction*) y la de resina siguiendo las ecuaciones de la normativa UNE-EN 2564 [34], las cuales se detallan a continuación. También determinamos el contenido en poros.

$$W_f = 100 * \frac{(m_3 - m_2)}{m_1} \quad (\text{Ec. 3-4})$$

$$V_f = W_f * \frac{\rho_c}{\rho_f} \quad (\text{Ec. 3-5})$$

$$W_r = 100 - W_f \quad (\text{Ec. 3-6})$$

$$V_r = (100 - W_f) * \frac{\rho_c}{\rho_r} \quad (\text{Ec. 3-7})$$

$$V_0 = 100 - \left[W_f * \frac{\rho_c}{\rho_f} + (100 - W_f) * \frac{\rho_c}{\rho_r} \right] \quad (\text{Ec. 3-8})$$

Donde w_f es la fracción másica de fibra (%), m_1 es la masa inicial de la muestra (g), m_2 es la masa del filtro de vidrio sinterizado (g), m_3 es la masa del filtro con los residuos después del ataque de ácido (g), v_f es la fracción volumétrica de fibra (%), ρ_c es la densidad de la muestra (g/cm³), ρ_f es la densidad de la fibra (g/cm³), ρ_r es la densidad de la resina curada (g/cm³) y v_0 es el contenido de poros (%).

El valor de fracción volumétrica experimental la comparamos con un valor teórico, calculado a partir del espesor y la (Ec. 3-9 [30]).

$$V_f = \frac{n \cdot \rho_A}{h \cdot \rho_C} \quad (\text{Ec. 3-9})$$

Donde n es el número de capas, ρ_A es el gramaje del tejido NCF, h es el espesor y ρ_C la densidad del material.

3.4.6 Ensayo para determinar la resistencia a cizalla

El ensayo de la resistencia a cizalla (ILSS, *Interlaminar Shear Strength*) lo realizamos cumpliendo la normativa vigente UNE-EN ISO 14130 [236], a excepción de las dimensiones de las probetas. Éstas fueron de 30 mm x 15 mm con 2 mm de espesor (Apartado 3.4.1). Las probetas fueron acondicionadas a 23 ± 1 °C y con una humedad relativa de $55 \pm 5\%$ durante 72 horas.

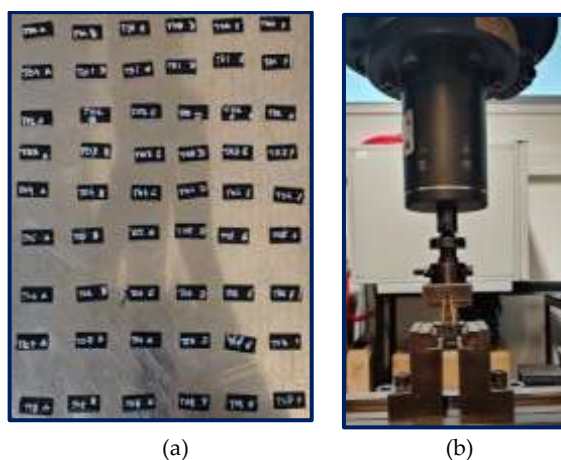


Fig. 3-35: (a) Probetas ILSS de los diferentes escenarios con canales de vía rápida, (b) máquina de ensayos universal *Instron 5900H* con célula de carga de 5 kN y utillajes de flexión a tres puntos.

Empleamos una máquina universal de ensayos *Instron 5900R* con una célula de carga de 5 kN y un utillaje de flexión a tres puntos. Éste incluye dos soportes inferiores de radio 2 mm y uno superior de radio 5 mm, los cuales cumplen con la norma. La velocidad de ensayo fue de 1 mm/min y la separación entre rodillos inferiores fue de 15 mm. Ensayamos 6 probetas por escenario, en total 54.

3.4.1 Tomografía por rayos-X (μ CT)

Cortamos muestras de la zona curva de aproximadamente 10 mm x 10 mm ubicadas en el extremo izquierdo del ángulo L (Fig. 3-24, Apartado 3.4.1), para las cuadernas fabricadas por VI, RTM y SIL55/CA. Inspeccionamos las muestras por μ CT en un equipo con una fuente de rayos X de 20W de potencia máxima y 5 μ m de punto focal y un detector de 2400 x 2400 píxeles. El equipo se fabricó por *Hamamatsu* y *Novadep Scientific Instruments*. En todos los casos, limitamos las inspecciones según el volumen limitado del soporte. Los parámetros de escaneo fueron 55 kV, 80 μ A y 1,5 s de tiempo de exposición. Adquirimos 1400 proyecciones (3 integraciones por proyección) mientras la muestra giraba 360 °. El tamaño del píxel oscila entre 4 – 5 μ m aproximadamente, correspondiendo a un campo de visión de 9 mm a 11,2 mm. Evitamos el uso de los agentes de contacto para garantizar que observáramos la porosidad. Post-procesamos las imágenes μ CT con el software comercial *Image J*.

Capítulo 4

4. Efecto del fenómeno vía rápida sobre la calidad del laminado en composites fabricados por el proceso de infusión por vacío

4.1 Introducción

Como mostramos en las investigaciones preliminares (Capítulo 1, Apartado 1.2), en la fabricación de la cuaderna en U por infusión por vacío o *vacuum infusion* (VI) observamos la aparición de “vías rápidas”, o *race tracking*, en las zonas curvas de la misma durante la etapa de llenado. Las vías rápidas son un fenómeno con el que tenemos que convivir al trabajar con procesos de inyección de resina, ya que se origina de manera aleatoria en los extremos o cantos de pieza. Causan la distorsión del frente de flujo y, en ocasiones, provocan defectos macroestructurales, tales como zonas secas o *dry spots*. Es decir, áreas en la preforma que no están cubiertas de resina o que contienen aire atrapado [180], [189], [240]. No obstante, la microestructural es la que preocupa al sector industrial. Un canal de vía rápida es sinónimo de una región de baja presión de compactación. Una disminución de la misma ocasiona un incremento de espesor y, como consecuencia, una fracción volumétrica de fibra (FVF, *fiber volumen fraction*) menor. También puede afectar negativamente a la porosidad y, como consecuencia, a las propiedades mecánicas del material.

La experiencia industrial ha demostrado que es un fenómeno muy recurrente que provoca la inestabilidad del proceso. En una fabricación en serie, los canales de vía rápida causan un gran efecto sobre la variabilidad de la calidad de las piezas en términos de espesor y porosidad. Además, rara vez coincide el tiempo de ciclo entre piezas, puesto que estos canales de alta permeabilidad incrementan la velocidad del flujo de resina. Por otro lado, al ser un efecto estocástico es difícil su predicción con métodos numéricos o su minimización con sensores. Existen pocas investigaciones que lo relacionen con la calidad del material: Han *et al.* [180], [189] estudian las vías rápidas y la formación de zonas secas. Geng *et al.* [29] lo relacionan con el incremento de espesor. Por estos motivos, esta investigación pretende aportar conocimiento sobre el impacto de los canales de vía rápida en la calidad del laminado infundido. Es decir, estudiaremos la influencia de la vía rápida o la distorsión del frente de flujo en la microestructura y dimensiones del laminado, partiendo de la hipótesis de que una región de baja presión de compactación provoca un incremento de espesor y, como consecuencia, una disminución de la FVF. También puede incrementar la porosidad y, por ende, disminuir las propiedades mecánicas del laminado.

4.2 Contextualización y planificación del estudio

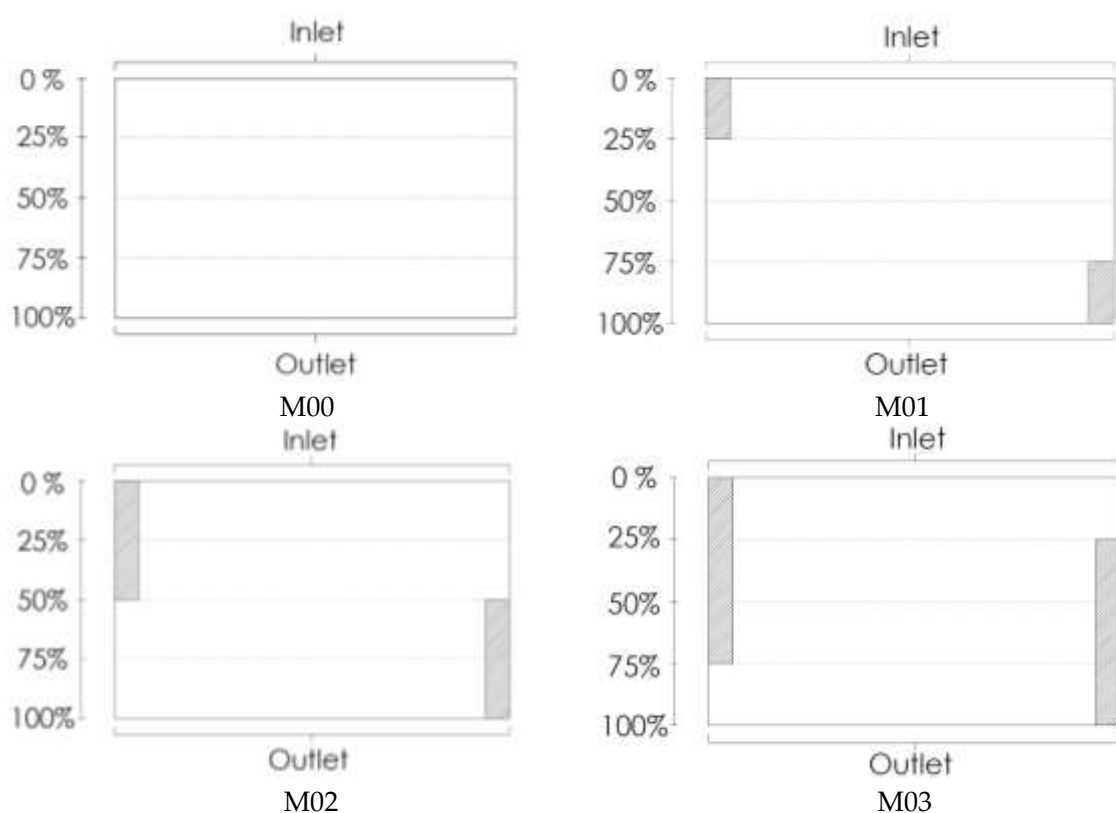
4.2.1 Condiciones de experimentación y parámetros de estudio

Para este estudio experimental, diseñamos nueve condiciones en placa plana, cuya diferencia reside en la posición y/o longitud del canal de vía rápida. El objetivo fue representar un amplio rango de variabilidad del frente de flujo. Cada condición corresponde a un laminado de fibra de carbono con geometría rectangular y dimensiones de 500 mm x 300 mm x 2 mm. Cada laminado contiene dos canales situados en los extremos (canal I y canal II); el canal I en el lado izquierdo y el canal II en el derecho. Asimismo, consideramos constantes los parámetros de la Tab. 4-1 y como variables, únicamente la longitud y posición del canal I y II. Cuantificamos la longitud como el tanto por ciento de la longitud total del laminado (300 mm), por lo que hablaremos del 25%, 50%, 75% ó 100% de la longitud total del canal.

Tab. 4-1: Parámetros fijos predefinidos en las placas planas.

Parámetros	Unidades	Valores
Largo molde	mm	605
Ancho molde	mm	505
Ancho canal I	mm	6
Ancho canal II	mm	6

La Fig. 4-1 muestra la ubicación del canal de vía rápida. Nos basamos en el estudio de Siddig *et al.* [175] para el diseño de los mismos. A cada laminado lo denominamos con una M seguida de un dígito que varía de 00 a 08, siendo M00 la placa plana de referencia, sin canales de vía rápida.



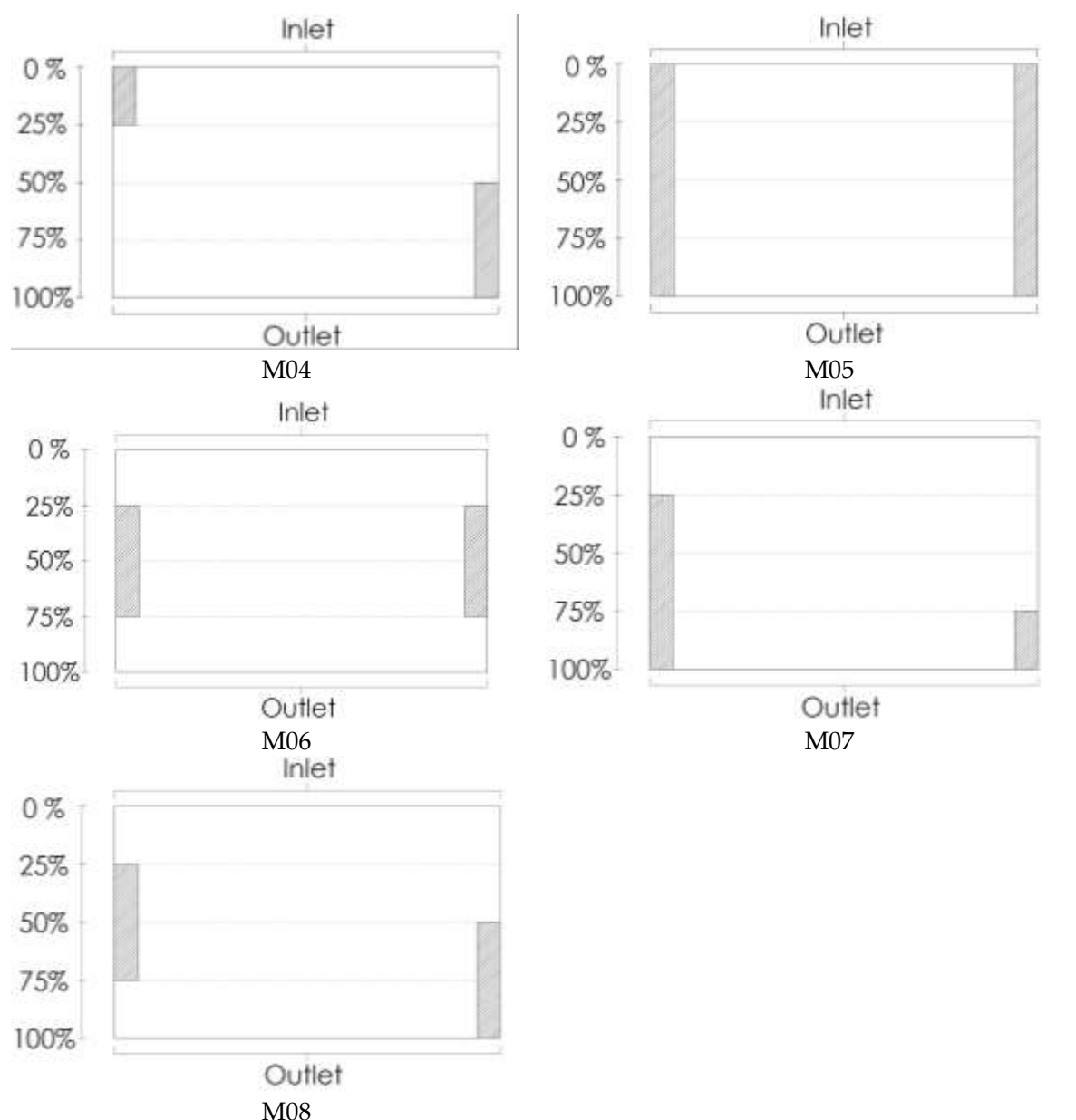


Fig. 4-1: Diseño de los laminados para el estudio de la influencia de vías rápidas, siendo las variables la longitud y posición del canal I (izquierdo) y canal II (derecho).

Estudiamos los siguientes parámetros en cada laminado:

- El patrón del frente de flujo. Para analizar la distorsión del frente de flujo por el fenómeno vía rápida.
- El espesor. Tomamos 750 medidas por panel con el micrómetro digital *Mitutoyo*. Más detalles en el Capítulo 3, Apartado 3.4.4.
- La porosidad. Cuantificamos la porosidad por microscopía óptica en las proximidades del canal I y canal II, siguiendo el procedimiento descrito en el Capítulo 3, Apartado 3.4.6.
- El comportamiento mecánico del laminado. Evaluamos el comportamiento mecánico a partir de la resistencia al cizallamiento interlaminar (ILSS, *Inter-Laminar Shear Strength*). Este parámetro es sumamente sensible al contenido en poros [36].

Extrajimos las muestras y probetas según el plano de corte de los laminados o placas planas de la Fig. 3-23 (Capítulo 3, Apartado 3.4.1). Para la nomenclatura de las mismas seguimos el siguiente sistema alfa-numérico de 3 a 5 dígitos. El primer dígito varía de M00 a M08 para identificar los diferentes laminados según el diseño de los canales I y II de la vía rápida (Fig. 4-1). El segundo dígito corresponde a los diferentes tramos de la placa, los cuales se identifican para medir el espesor y el tercero corresponde al número de probeta para el ensayo ILSS.

4.2.2 Método de fabricación de los laminados por infusión por vacío

Fabricamos las placas planas por el proceso VI. Los materiales utilizados fueron: la resina epoxi bicomponente *Resoltech 1800/1805* y el tejido no-ondulado (NCF, *non-crimp fabric*) bidireccional de carbono. Diseñamos un laminado simétrico y balanceado con 5 capas NCF a $0/90^\circ$: $[(0/90)_3]_5$. El espesor y la fracción volumétrica de fibra teórica fue de 2 mm y 59,1%, respectivamente. Más detalles de las especificaciones técnicas del tejido y del ciclo de curado de la resina en el Capítulo 3, Apartado 3.2.

Utilizamos el molde de acero de placa plana descrito en el Capítulo 3, Apartado 3.3. Diseñamos un patrón de corte rectangular para la preforma con dimensiones de 400 mm x 500 mm. Realizamos el corte del tejido y el apilado de las capas manualmente, sin usar spray adhesivo ni aplicar el proceso de compactación o *debulking*. Más detalles en el método de fabricación descrito en el Capítulo 3, Apartado 3.3.3. La Fig. 4-2 muestra el montaje de los materiales auxiliares. Colocamos la boquilla de inyección (*inlet*) en el ancho de la placa rectangular, con un canal de extremo a extremo (tubo en espiral). Replicamos el mismo método en el lado opuesto para el punto de vacío (*outlet*). Empleamos el tejido no-tejido *coremat* a lo largo de los dos lados de la placa para evitar el efecto vía rápida, en la placa de referencia (M00). Para el resto de paneles (M01 al M08), éste nos ayudó a definir y crear los canales I y II. Al ser un tejido con una muy baja permeabilidad, actúa de freno de la resina, lo que nos permitió controlar el movimiento del flujo de la resina a las zonas de interés.

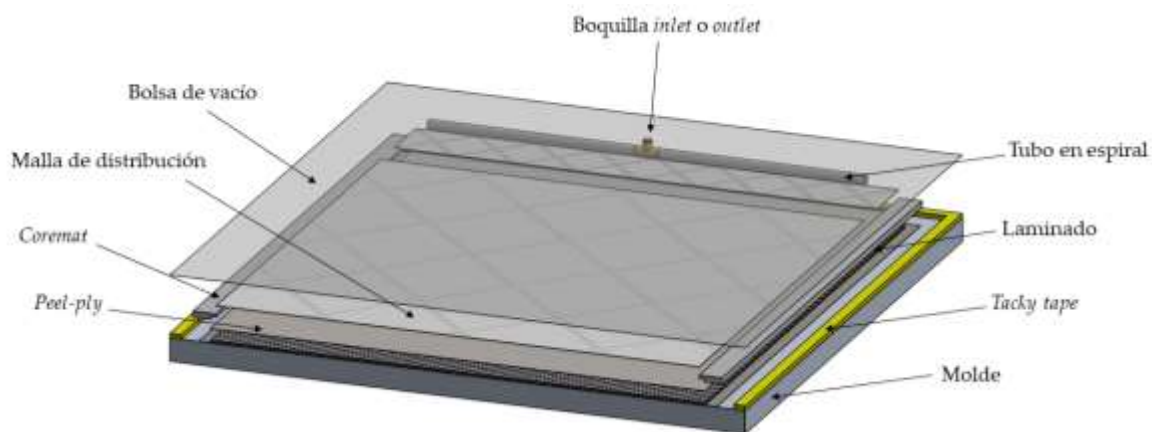


Fig. 4-2: Montaje del sistema de inyección y de los materiales auxiliares o consumibles en el molde de placa plana.

La Fig. 4-3 muestra el montaje de los consumibles para la infusión de la placa M00, la cual incluye *coremat* a lo largo de ambos lados de la preforma.

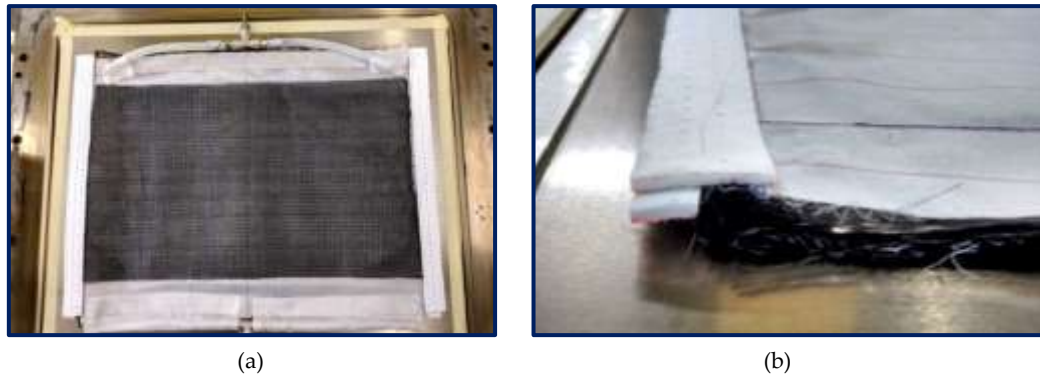


Fig. 4-3: (a) Montaje de los consumibles en el molde de placa plana para la infusión del laminado M00, (b) uso de coremat a lo largo de la placa rectangular.

Para la creación de los canales I y II también utilizamos una junta rectangular de silicona de dimensiones 13 mm x 6 mm. Nuestro propósito fue crear dos canales de aire, sin tejido ni presión de compactación. Por ello, en cada capa de tejido cortamos la geometría del canal, con un ancho de 6 mm y una longitud y posición variable según el diseño el caso del panel. Justo al lado de estos cortes, añadimos la junta de silicona (Fig. 4-4 (a)). La altura de la junta (13 mm) es mayor que el espesor de la preforma (2 mm), lo que acaba por provocar un puente en la bolsa o una cámara de aire en la región donde no existe tejido (Fig. 4-4 (b)). Esta región tiene una elevada permeabilidad en comparación a la de la preforma, por la que actúa igual que el fenómeno de vía rápida.

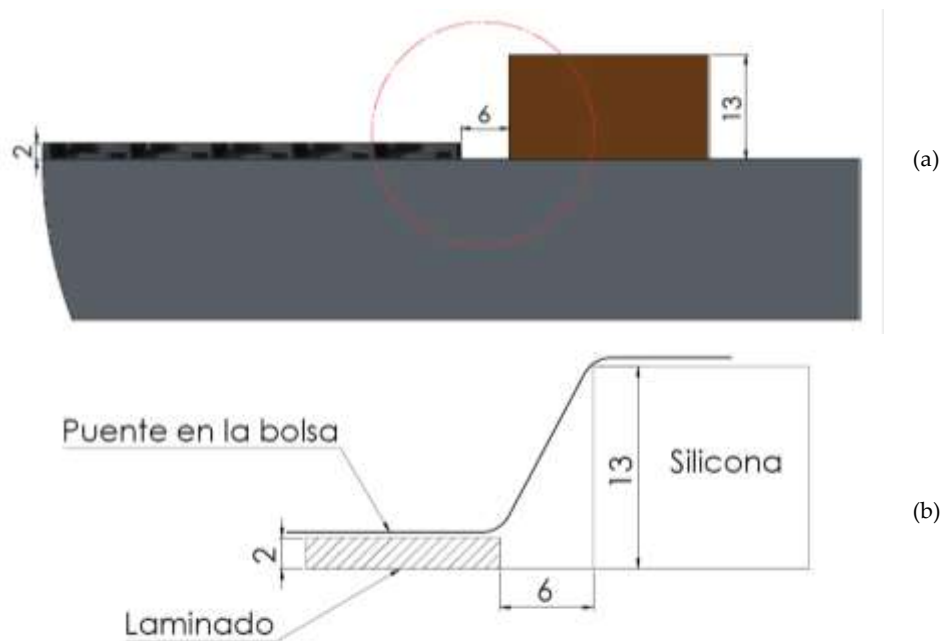


Fig. 4-4: (a) Colocación de la junta de silicona al lado del laminado. Dimensiones en mm. Los 6 mm corresponden al corte realizado en el laminado para crear el canal I y II, (b) efecto puente en la bolsa por el uso de la junta de silicona. Dimensiones en mm.

La Fig. 4-5 muestra el corte de los canales en el laminado y la colocación de las juntas a ambos lados del mismo. Estas imágenes corresponden a los canales I y II de la placa M02. En la parte donde no pusimos junta, añadimos *coremat* para evitar que la resina fluya por el extremo del laminado.



Fig. 4-5: Montaje de los materiales auxiliares para la fabricación de placas planas M02.

Después, cerramos el molde con la bolsa y la masilla de sellado y aplicamos vacío para evacuar el aire de la cavidad, compactar la preforma y proseguir con la inyección de la resina. La Tab. 4-2 lista los parámetros de proceso de cada fabricación y el valor de pérdidas de presión admisibles que sirvió para la validación de las fugas en el montaje (pérdida de vacío admisible sea igual o inferior a 5 mbar/ 0,0005 MPa en 1 minuto). La presión residual en el molde durante el proceso de compactación ($P_{res.-comp.}$) debe ser igual o menor a 3 mbar (0,0003 MPa) para una buena compactación del laminado. En paralelo, desgasificamos la resina durante 30 minutos a temperatura ambiente, con una presión residual en el tanque ($P_{res.-degas.}$) igual o inferior a 5 mbar (0,0005 MPa). El proceso de desgasificación de la resina se realiza para reducir la formación de poros a partir de los gases disueltos en la misma, por el mecanismo de nucleación [30], [118], [241]. Asimismo, calentamos el molde a 40 ± 10 °C para proseguir con la inyección. Cuando la resina alcanzó el *outlet*, incrementamos la temperatura del molde a 60 ± 5 °C con una rampa de 3 °C/min. Mantuvimos estas condiciones durante 16 horas para el curado de la resina. Finalmente, el molde se enfrió a temperatura ambiente con una rampa de 3 °C/min. Fabricamos los nueve laminados siguiendo la misma metodología (Capítulo 3, Apartado 3.3.3).

Tab. 4-2: Parámetros de proceso para la fabricación de las placas planas, donde $P_{res.-degas.}$ es la presión residual en el tanque durante el proceso de desgasificación, $t_{degas.}$ tiempo de desgasificación, $P_{res.-comp.}$ presión residual en el molde durante el proceso de compactación, P_o pérdida de presión admisible durante la prueba de estanqueidad y $P_{res.-inyec.}$ la presión residual de la bomba de vacío durante la inyección de la resina.

Muestra	T_{resina} (°C)	$T_{inyección}$ (°C)	T_{curado} (°C)	$P_{res.-degas.}$ (mbar/MPa)	$t_{degas.}$ (s)	$P_{res.-comp.}$ (mbar/MPa)	P_o (mbar/MPa)	$P_{res.-inyec.}$ (mbar/MPa)	∇P (mbar/MPa)
M00	15,30	40	65	3,90/ 0,00039	1800	2,51/ 0, 00025	0,90/ 0, 00009	2,52/ 0, 00025	0,997/ 0, 0000997
M01	19,40	39	60	2,70/ 0, 00027	1800	2,71/ 0, 00027	1,05/ 0, 00010	2,71/ 0, 00027	0,997/ 0, 0000997
M02	15,50	41	65	3,80/ 0, 00038	1800	3,03/ 0, 00030	0,80/ 0, 00008	3,01/ 0, 00030	0,997/ 0, 0000997
M03	18,20	40	65	2,90/ 0, 00029	1800	2,71/ 0, 00027	1,66/ 0, 00017	2,70/ 0, 00027	0,997/ 0, 0000997
M04	19,70	40	62	4,20/ 0, 00042	1800	1,92/ 0, 00019	1,20/ 0, 00012	1,92/ 0, 00019	0,998/ 0, 0000998
M05	20,50	40	65	4,30/ 0, 00043	1800	2,99/ 0, 00030	1,12/ 0, 00011	2,99/ 0, 00030	0,997/ 0, 0000997
M06	19,60	40	61	2,60/ 0, 00026	1800	2,7/ 0, 00027	0,60/ 0, 00006	2,78/ 0, 00028	0,997/ 0, 0000997
M07	19,30	42	60	3,30/ 0, 00033	1800	2,82/ 0, 00028	0,80/ 0, 00008	2,81/ 0, 00028	0,997/ 0, 0000997
M08	20,10	41	60	3,80/ 0, 00038	1800	1,99/ 0, 00020	1,35/ 0, 00014	1,99/ 0, 00020	0,998/ 0, 0000998

4.3 Influencia de la vía rápida en el patrón de flujo de resina y el tiempo de llenado

Con el fin de entender el comportamiento de los canales de vía rápida en la etapa de llenado, analizamos cualitativamente el patrón del frente de flujo de la resina. Para ello, representamos gráficamente el desplazamiento del frente de flujo (en mm) y el ancho del laminado (en mm) para un determinado tiempo de llenado: 100, 200, 300 y 400 segundos. Obtuvimos estos datos a partir de las imágenes extraídas de la monitorización de la progresión del frente de flujo. Seguidamente, utilizamos el software comercial *Inkscape* [242] para recortar y corregir las imágenes, y el *WebPlotDigitizer - 4.5* [243] para extraer los datos de la imagen en coordenadas XY. A continuación,

se muestra la progresión del frente de flujo de resina durante la etapa de llenado para los nueve laminados descritos en el Apartado 4.2.1. Éste avanza en paralelo al sistema de inyección. En la Fig. 4-6 se observa el desplazamiento del frente de flujo en función del tiempo del laminado M00, sin vías rápidas (ni canal I ni II).

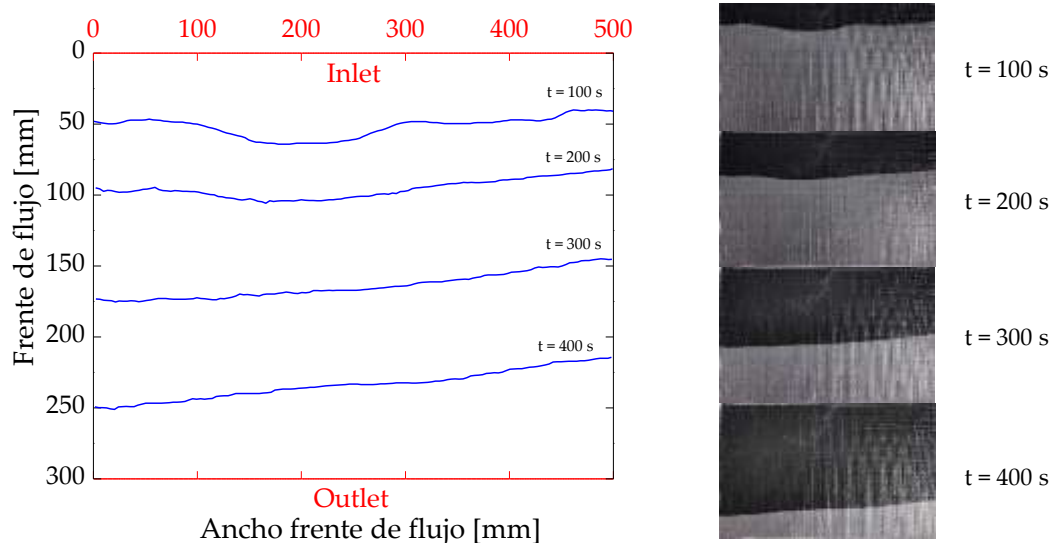


Fig. 4-6: Progresión del frente de flujo durante la etapa de llenado en el laminado M00.

El frente de flujo sigue un patrón uniforme y regular, principalmente en el inicio de la inyección. A medida que va avanzando, se distorsiona ligeramente y muestra un avance más rápido por el lado izquierdo que derecho. El proceso de infusión por vacío está asociado a importantes variaciones locales de permeabilidad debido a la dificultad de mantener la presión de compactación constante durante el llenado, por el uso de la bolsa de vacío como contramolde. Estas variaciones provocan deformaciones de difícil control en el frente de flujo, tal y como se manifiesta en este estudio.

La Fig. 4-7 expone la representación de la progresión del frente de flujo para el laminado M01, con una longitud del canal I y II del 25% respecto a la longitud total.

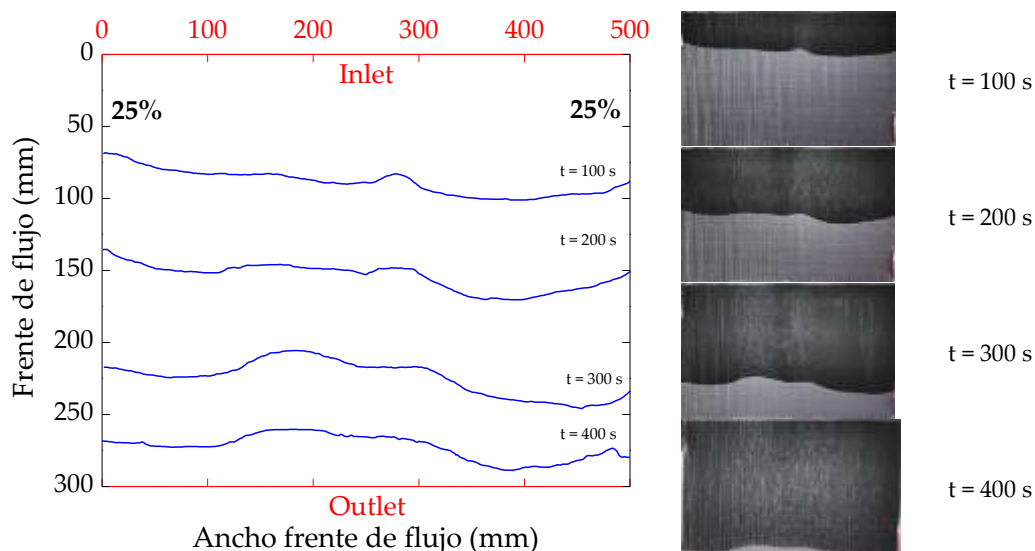


Fig. 4-7: Progresión del frente de flujo durante la etapa de llenado en el laminado M01.

En la M01, observamos que una vía rápida de corta longitud no influye significativamente en el patrón del frente de flujo. En este caso, el patrón del frente presenta una mayor deformación en comparación con el laminado M00, pero manteniendo el paralelismo con el sistema de inyección y

sin mayor avance por los extremos. Contemplamos pequeñas irregularidades en la región central del patrón del frente debido a las variaciones locales de permeabilidad en el tejido NCF.

Asimismo, el laminado M02, con canales de longitud del 50%, exhibe una mayor distorsión del patrón de frente de flujo destacando la forma del canal en ambos extremos. Sin embargo, esta distorsión no se mantiene durante el llenado. Es decir, el canal I, posicionado en la región del punto de inyección, provoca una distorsión en dicha región, pero desaparece a medida que el flujo va avanzando hacia el *outlet* (Fig. 4-8).

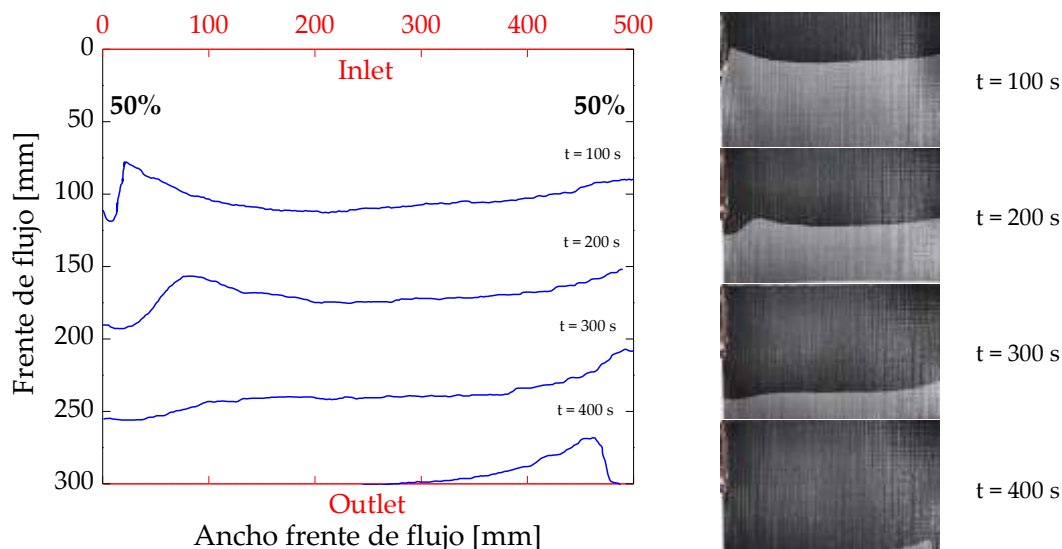


Fig. 4-8: Progresión del frente de flujo durante la etapa de llenado en el laminado M02.

La Fig. 4-9 corresponde al laminado M03, que se caracteriza porque el canal I y II tiene una longitud de vía rápida de 75%. El patrón de frente de flujo se distorsiona por completo por el efecto de las vías rápidas. Comienza a deformarse en la región del punto de inyección (100 s) y se mantiene durante todo el llenado (400 s). No obstante, es a los 200 s cuando la distorsión es significativa, confirmando la hipótesis de que hay una longitud mínima de vía rápida para observar importantes deformaciones. Los extremos del laminado se impregnan antes que el centro. Este comportamiento puede provocar zonas secas, pero no es el caso.

El frente de flujo en el laminado M04 se va distorsionando a medida que avanza. Es decir, el canal I de 25% de longitud y ubicado en las cercanías del punto de inyección no afecta al patrón. Éste es regular y paralelo al sistema de inyección durante el inicio del llenado (200 segundos). Es a partir de los 300 segundos, cuando el flujo entra en el canal II (75% de longitud) y provoca una irregularidad en el extremo del patrón del frente de flujo. El llenado de pieza se origina prácticamente por igual. Es decir, el patrón se mantiene paralelo hasta el final de pieza (Fig. 4-10).

La Fig. 4-11 corresponde al laminado que contiene dos canales de vía rápida de extremo a extremo (M05). El patrón del frente de flujo es irregular desde el inicio del llenado. A medida que avanza, la distorsión en los extremos del laminado incrementa considerablemente y impregna antes los extremos que el centro de la placa plana. No observamos zonas secas en la inspección visual de la pieza.

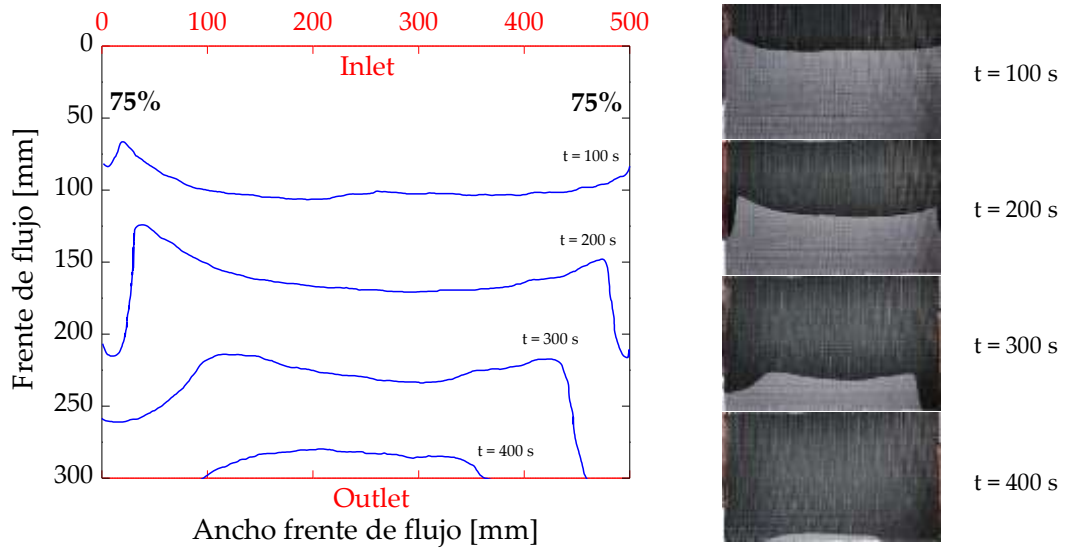


Fig. 4-9: Progresión del frente de flujo durante la etapa de llenado en el laminado M03.

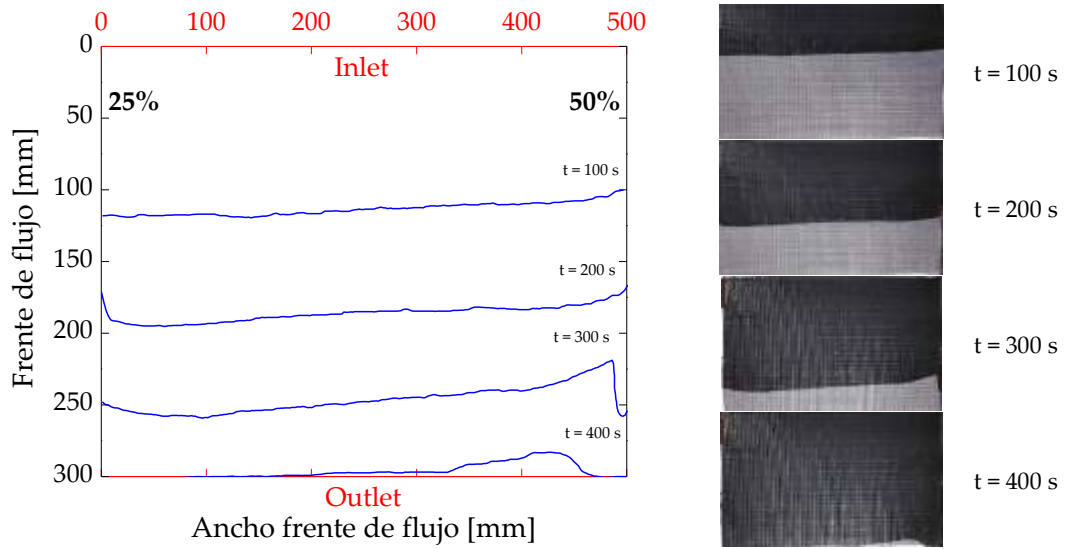


Fig. 4-10: Progresión del frente de flujo durante la etapa de llenado en el laminado M04.

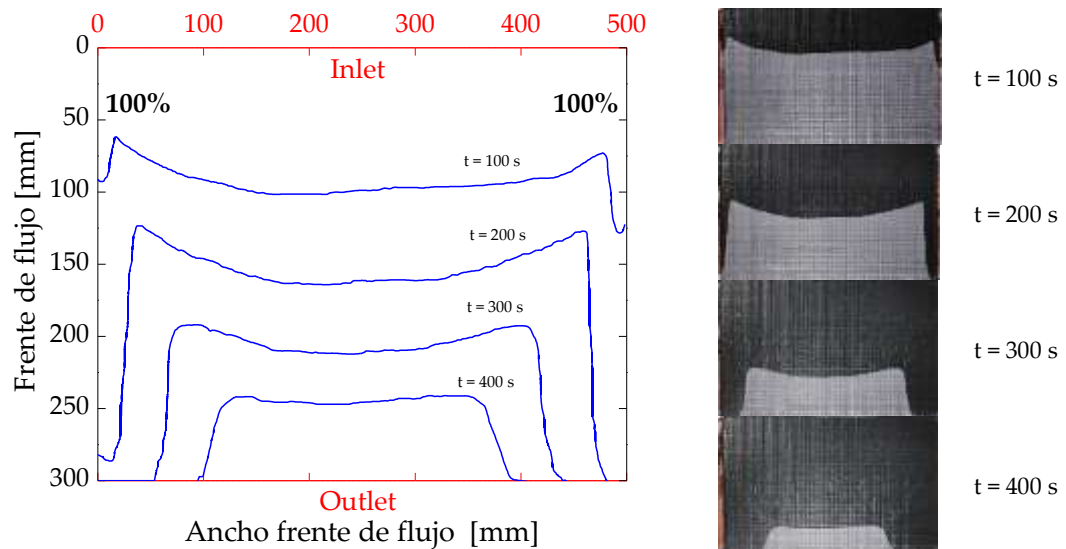


Fig. 4-11: Progresión del frente de flujo durante la etapa de llenado en el laminado M05.

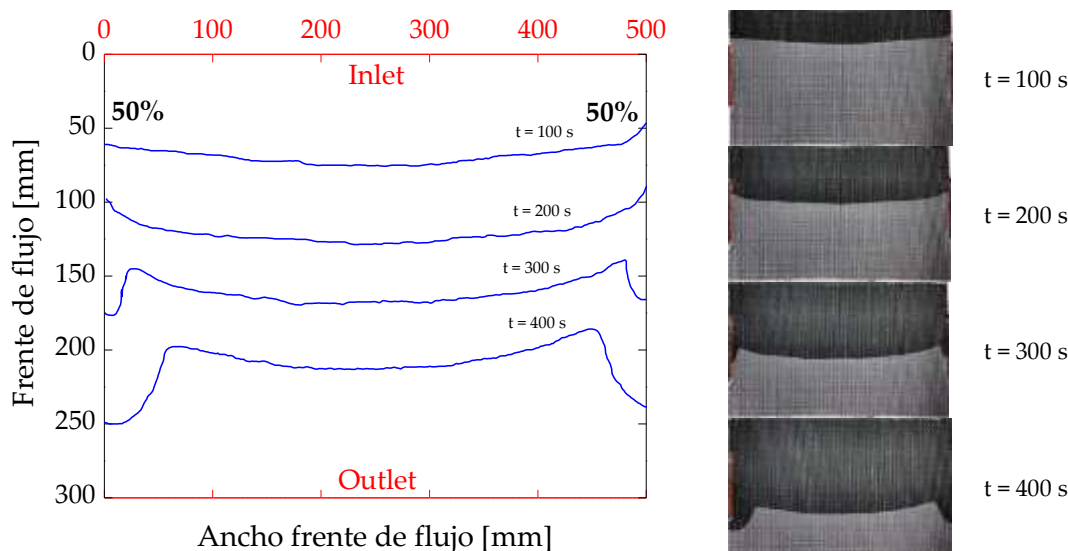


Fig. 4-12: Progresión del frente de flujo durante la etapa de llenado en el laminado M06.

La Fig. 4-12 muestra la progresión del frente de flujo con el canal I y II en la zona central del laminado y una longitud de 50% (M06). En las proximidades del punto de inyección, el patrón del frente de flujo es uniforme y paralelo al sistema de inyección. Es a partir de los 300 segundos cuando aparece la distorsión del frente de flujo debido a la vía rápida. A los 400 segundos todavía queda una cuarta parte de la pieza por llenar, por lo que la velocidad del frente de flujo es menor que en el resto de casos analizados.

El llenado del laminado M07 presenta un patrón de frente de flujo asimétrico y con una importante deformación a partir de los 200 segundos. Ambos canales están ubicados en la zona del punto de vacío. Por ello, el patrón del frente de flujo a los 100 segundos es regular y paralelo al sistema de inyección. El canal I tiene una longitud del 75%, mostrando su efecto a partir de los 200 segundos. El canal II tiene una longitud del 25% y, como hemos visto por el momento, no tiene una gran influencia en el comportamiento del frente de flujo (Fig. 4-13). La velocidad del frente de flujo es similar a la del laminado M06. No obstante, el llenado es asimétrico. Llena antes el extremo izquierdo del laminado que el derecho y centro.

La placa plana M08 presenta una ligera irregularidad del patrón del frente de flujo en el extremo derecho a partir de los 300 segundos. El canal I y II están ubicados en el centro y, ambos tienen una longitud de 50%. A pesar de ser el montaje simétrico, el patrón se distorsiona más del extremo derecho que izquierdo. Las variaciones en la permeabilidad del tejido por el uso de la bolsa de vacío como contramolde favorece las distorsiones locales del frente de flujo (Fig. 4-14).

En suma, hemos identificado tres grupos diferentes de patrón de impregnación: 1) aquellos en los que la vía rápida no distorsiona el frente de flujo (patrón I). Son los laminados M00 y M01; 2) aquellos en los que la distorsión del frente se observa únicamente en un extremo (patrón II). Son los laminados M04 y M07; y 3) aquellos en los que la distorsión del frente se observa en ambos extremos (Patrón III). Son los laminados M02, M03, M05, M06 y M08. Observarnos una deformación del frente de flujo significativa, siempre y cuando la longitud del canal de la vía rápida sea igual o superior al 50%. En cuanto a la posición de la vía rápida, no podemos obtener conclusiones firmes en este primer estudio.

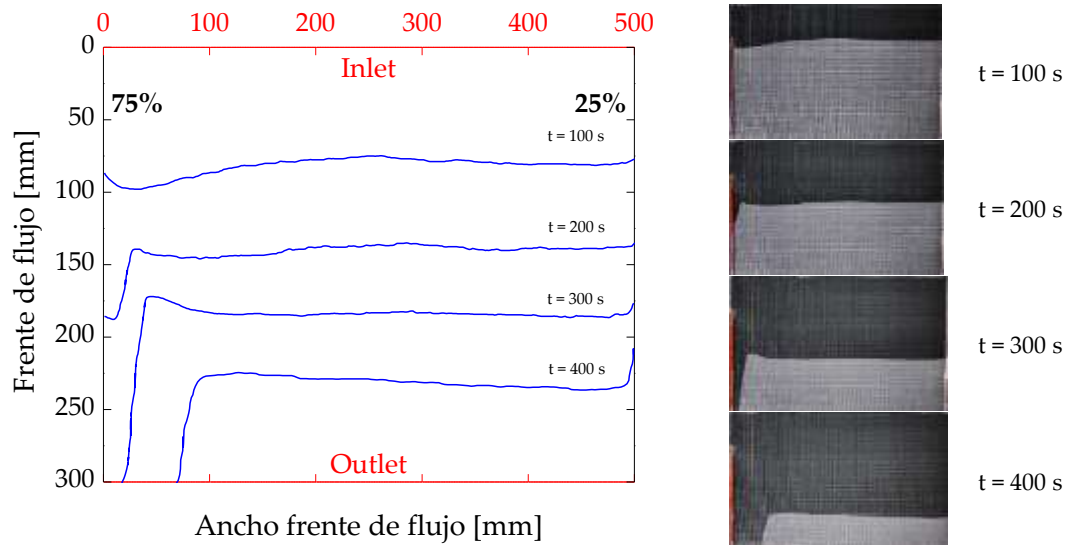


Fig. 4-13: Progresión del frente de flujo durante la etapa de llenado en el laminado M07.

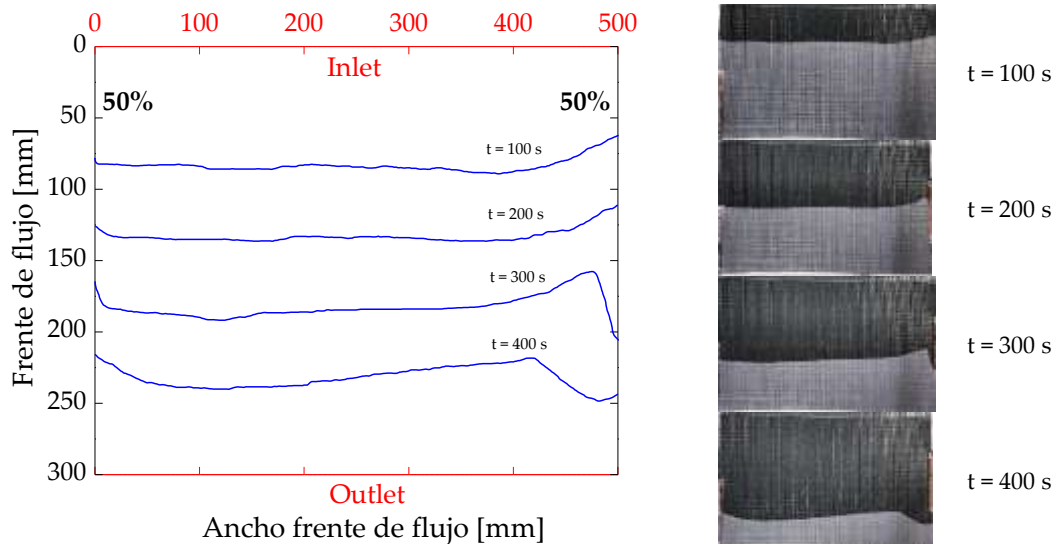


Fig. 4-14: Progresión del frente de flujo durante la etapa de llenado en el laminado M08.

4.4 Estudio experimental de la influencia de la vía rápida sobre la calidad del laminado

A continuación, estudiamos la calidad de las nueve placas planas en términos de zonas secas, variabilidad de espesor, porosidad y propiedades mecánicas. Con respecto a las zonas secas, realizamos una inspección visual y determinamos cualitativamente que ninguno de los laminados presentó este tipo de defecto. Para la variabilidad de espesor debido al fenómeno vía rápida, propusimos un estudio de carácter estadístico que se describe en el Apartado 4.4.1. La cuantificación de la porosidad y su relación con el comportamiento mecánico del laminado aparece en el Apartado 4.4.2.

4.4.1 Efecto de la vía rápida sobre el espesor del laminado

Longitud de vía rápida versus variabilidad de espesor

Los laminados empleados para este estudio fueron: M00, M01, M02, M03 y M05. Los seleccionamos porque la ubicación de los canales I y II es la misma en todos los casos, mientras que la longitud varía entre 0% y 100%. El panel plano sin vía rápida corresponde al 0% (referencia) y en el resto, la longitud es de 25%, 50%, 75% y 100%. Registramos un total de 784 valores de espesor por laminado, siguiendo la metodología descrita en el Capítulo 3, Apartado 3.4.4.

La Tab. 4-3 muestra las variables estadísticas del espesor según la longitud de los canales I y II. La media, mediana y moda presentan valores muy similares. El espesor medio es similar en todas las distribuciones, a excepción de la longitud del 100%. El coeficiente de variación (CV) es inferior a 5%, por lo que se asume una mínima dispersión de los datos. La distribución es probablemente una distribución leptocúrtica.

Tab. 4-3: Variables estadísticas para cada laminado: longitud vía rápida (VR) 0, 25, 50, 75 y 100%.

Longitud VR (%)	0	25	50	75	100
Espesor medio (mm)	2,05	2,03	2,05	2,06	2,14
Desviación estándar	0,06	0,06	0,07	0,07	0,06
Coefficiente de variación, CV [%]	2,96	2,74	3,34	3,40	2,86
Espesor mediano (mm)	2,05	2,02	2,04	2,05	2,14
Espesor moda (mm)	2,05	2,03	2,04	2,05	2,14
Máximo (P _a)	2,34	2,39	2,39	2,39	2,49
Mínimo (P _b)	1,81	1,87	1,87	1,86	1,97

La representación de dichas variables se observa en la Fig. 4-15. La comparación de los histogramas muestra que el espesor medio correspondiente a la longitud del 100% es superior al resto, siendo 2,14 mm y 2,05 mm, 2,03 mm, 2,05 mm y 2,06 mm para la longitud de 0%, 25%, 50% y 75% respectivamente. El rango de variación también es superior, siendo de 1,95 a 2,45 mm versus 1,85 a 2,35 mm para longitudes inferiores. El número máximo de observaciones mayoritariamente se encuentra en el intervalo de 2,03 a 2,08 mm, excepto para la longitud de 25% (1,96 a 2,03 mm) y 100% (2,13 a 2,18 mm) (Fig. 4-15 (b)).

El diagrama de bloque de la Fig. 4-15 (a) muestra que los cinco presentan una caja cuya línea (mediana) difiere ligeramente del centro, intuyendo distribución asimétrica y no normal. En la mayoría de los casos, está desplazada hacia la izquierda, lo cual indica que los valores comprendidos en el rango de 1,99 mm a 2,05 mm presentan una menor dispersión que de 2,05 mm a 2,10 mm. En contraposición, en el caso del 100% está desplazada hacia la derecha por lo que el rango de 2,14 mm a 2,17 mm es el de menor dispersión. El espesor mediano sigue la misma tendencia que el medio. La mediana es inferior a la media en tres escenarios (25%, 50% y 75%) y es por ello, que los histogramas están ligeramente desplazados hacia la izquierda (Fig. 4-15 (b)). Las longitudes de 0% y de 100% tienen la mediana igual a la media, por lo que la distribución puede ser normal. Sin embargo, se descarta en el caso de la longitud del 100% debido a la asimetría que presentan los bigotes y atípicos. La placa plana de referencia requiere el estudio estadístico de sesgo y curtosis ya que, a pesar de que la línea difiere muy ligeramente del centro, la simetría de los valores atípicos y de la longitud de los bigotes y la coincidencia de la media y mediana hace intuir una modelización normal de los datos.

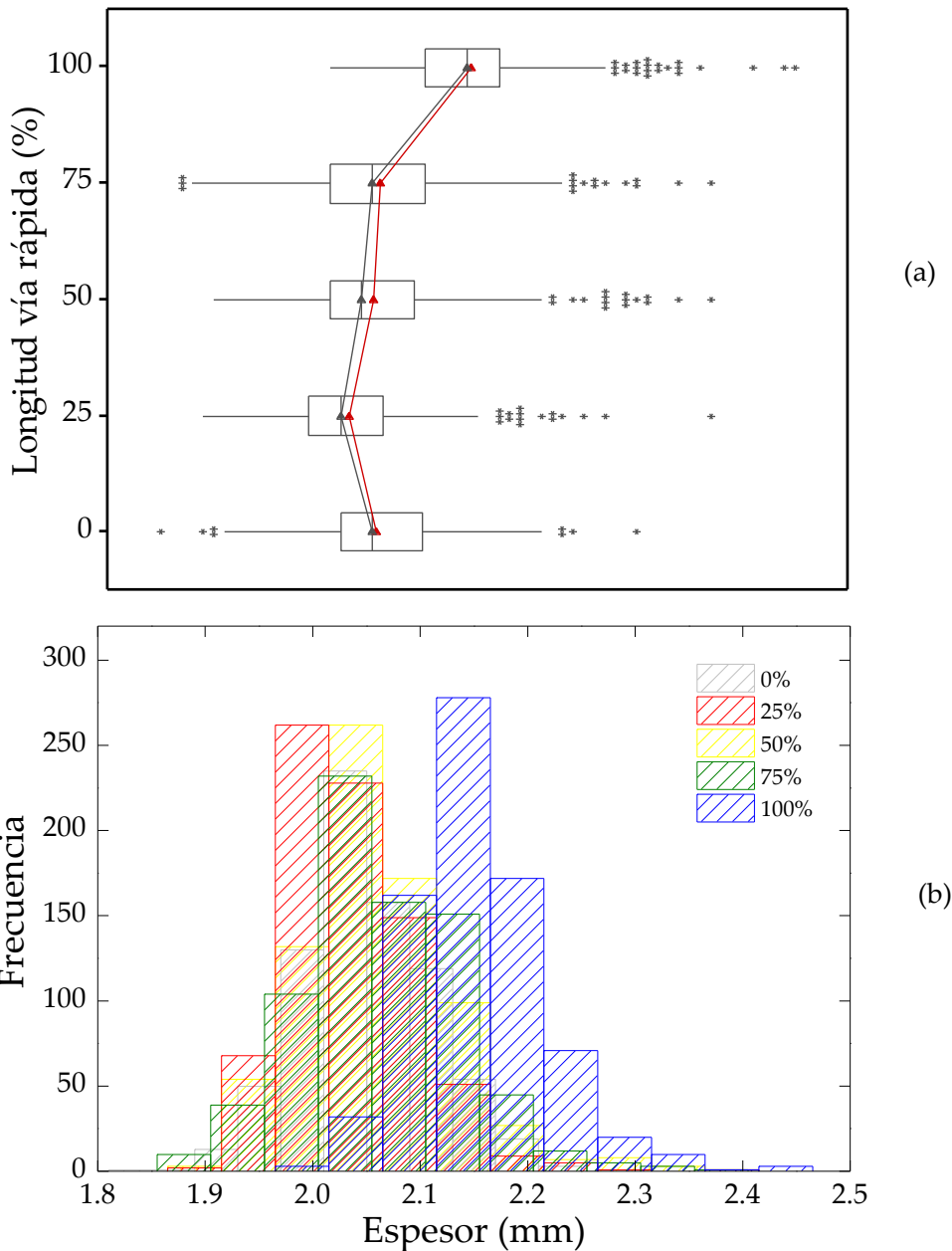


Fig. 4-15: Respresentación gráfica de las variables estadísticas del espesor de pieza en función de la longitud de vía rápida: (a) diagrama de caja, (b) histogramas de los 5 laminados: bloque gris longitud del 0%, bloque rojo longitud del 25%, bloque amarillo longitud del 50%, bloque verde longitud del 75% y bloque azul longitud del 100%.

El Anexo I incluye parte de la metodología estadística aplicada para la comprobación de la distribución de espesor en el caso de la placa plana sin vías rápidas, la cual contiene el análisis de asimetría y curtosis y los gráficos de probabilidad o P-P. Como conclusión, podemos asumir que la distribución de espesor de una placa plana en ausencia de vía rápida sigue una distribución normal, con una media de 2,05 mm y desviación estándar de 0,06 (Fig. 4-16). La distribución de la permeabilidad en ausencia de vía rápida también sigue una distribución normal [178], [244], [245].

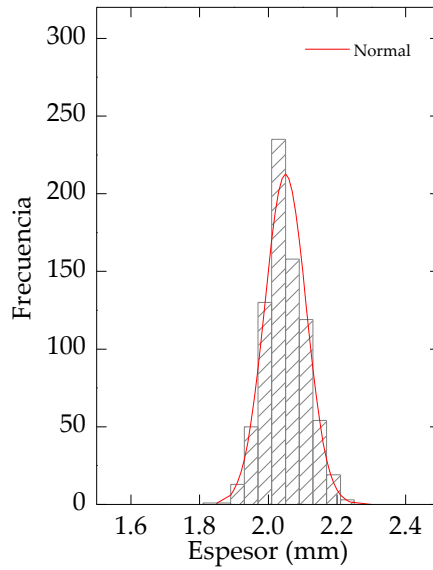


Fig. 4-16: Histograma con distribución normal ajustada de la placa plana sin canales de vía rápida.

Según los diagramas de cajas (Fig. 4-15), los cinco laminados presentan datos atípicos puesto que hay valores que superan el rango Inter cuartil. Un total de 70 valores son los que distan notablemente de la mediana, de los cuales el 90% están situados por encima del límite superior y el 10% restante por debajo del inferior (Fig. 4-15 (a)). El efecto de vía rápida, debido a ser una región de baja presión, puede incrementar el espesor de pieza [29], [192]. Por ello, el 90% de los valores atípicos pueden ser un indicativo de una característica específica de un segmento válido de las observaciones.

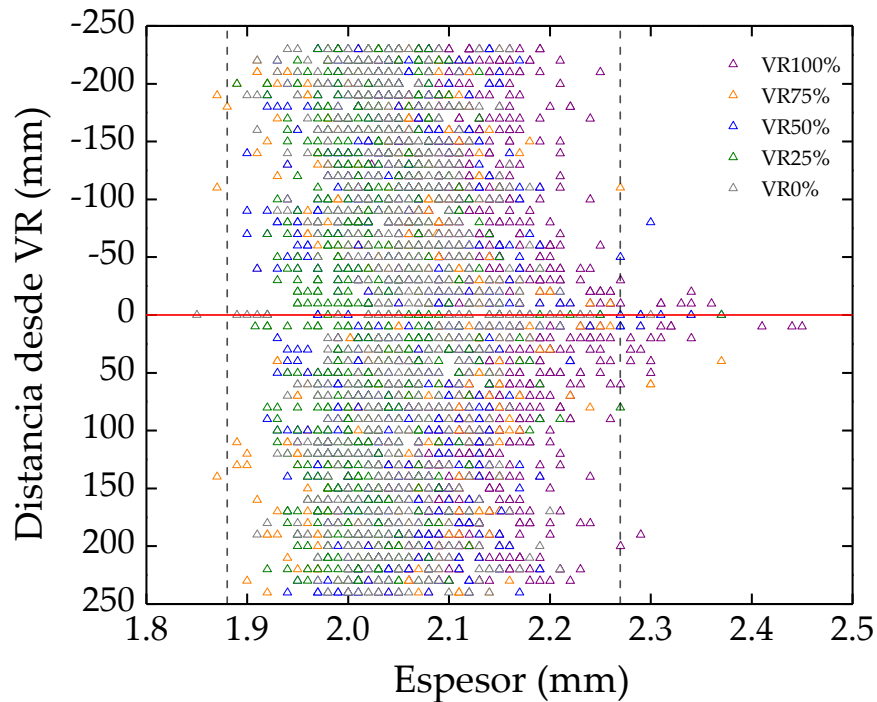


Fig. 4-17: Correlación entre la distancia desde la vía rápida y el espesor de pieza.

Entonces, en la Fig. 4-17 relacionamos los valores de espesor en función de la distancia desde la vía rápida, la cual se consideró posición 0 mm (línea roja). Las líneas negras discontinuas indican el límite superior e inferior según el cálculo de cuartiles del diagrama de cajas (Fig. 4-15 (b)). Del total de los valores atípicos, observamos que el 63% están localizados a una distancia desde la vía rápida

inferior o igual a 20 mm y el 77% a una distancia inferior o igual a 50 mm. Esto indica que las cercanías de la vía rápida son propensas a ligeros incrementos de espesor, los cuales pueden tener impacto en el análisis estadístico y en la calidad del material. El caso con una longitud del 100% es el que presenta un mayor número de valores atípicos a una distancia de la vía rápida inferior a 50 mm. Los valores por debajo del límite inferior aparecen únicamente en los casos sin vía rápida y con canales de longitud del 75% sin seguir una tendencia clara; al no encontrar relación alguna pueden indicar errores de medición.

Por otro lado, en presencia de vías rápidas los valores atípicos se muestran sumamente asimétricos. Además, el histograma de espesor se vuelve más sesgado debido a la existencia de regiones de mayor espesor ubicadas en la proximidades de la mismas, tal y como se manifiesta en la Fig. 4-17. Esto indica que la distribución de espesor en presencia de vía rápida no sigue una distribución normal. Para conocer la distribución de estos laminados, asumimos diferentes supuestos de distribución (Weibull, Gamma y Loglogística) y los ajustamos mediante el uso de modelos estadísticos. La variabilidad de permeabilidad durante la etapa de llenado sigue la siguientes distribuciones estadísticas: Normal y Lognormal en ausencia de vía rápida y Weibull, Gamma, Lognormal y Loglogística en presencia de vía rápida [244]–[248]. El análisis estadístico en detalle puede encontrarse en el Anexo I.

Realizamos este análisis con el software estadístico *Minitab 17* [249], el cual ajusta las leyes de probabilidad a los valores de espesor y realiza el test de bondad de ajuste por el método no paramétrico de *Anderson-Darling* (AD). El estadístico AD mide qué tan bien siguen los datos una distribución específica; mientras mejor se ajuste la distribución a la serie de datos de cada laminado menor será el valor del estadístico. En el caso de que sean similares se representan los datos mediante el gráfico de probabilidad, el cual se considera un criterio adicional para la selección del mejor ajuste de distribución. La Tab. 4-4 presenta el resultado obtenido del estadístico AD para las seis distribuciones supuestas. En azul se han señalado las tres que mejor se ajustan a la serie de datos según el test de bondad.

Tab. 4-4: Ajuste de las distintas distribuciones en función de la longitud de vía rápida según el test de bondad Anderson-Darling.

	Estadístico de Anderson-Darling					
	Weibull	Gamma	Loglogística	Weibull (3P)	Gamma (3P)	Loglogística (3P)
25%	37,801	4,270	2,589	5,107	1,997	1,831
50%	30,756	4,158	2,404	3,554	1,513	1,255
75%	19,058	1,701	1,146	3,373	1,783	1,200
100%	33,087	5,377	2,933	3,990	1,604	1,254

La distribución Loglogística, Gamma (3 parámetros) y Loglogística (3 parámetros) son las que mejor se ajustan a la serie de datos de los casos con longitud del 25%, 50% y 100%. En el caso de la longitud de 75% son Gamma, Loglogística y Loglogística (3 parámetros). Al presentar valores de estadístico semejantes proseguimos a representar el gráfico de probabilidad para evaluar su ajuste comparando la serie de valores con la distribución supuesta. El Anexo I muestra los gráficos P-P para cada condición de vía rápida y para cada distribución propuesta. Finalmente, concluimos que los casos de 25%, 50%, 75% y 100% siguen una distribución loglogística (3 parámetros) ya que todos los valores de espesor se encuentran dentro del intervalo de confianza del 95%. La Tab. 4-5 muestra los parámetros de ajuste de la misma para cada uno de los laminados.

Tab. 4-5: Valor de los parámetros de la distribución loglogística 3 parámetros para los paneles planos con longitudes del 25%, 50%, 75% y 100%.

	Distribución Loglogística (3P)		
	μ	σ	λ
25%	0,12	-1,39	1,77
50%	0,13	-1,26	1,76
75%	0,04	0,08	0,98
100%	0,14	-1,48	1,91

Por otro lado, en la Fig. 4-15 también observamos que los paneles planos sin canales de vía rápida y con longitudes del 25%, 50% y 75% presentan unos valores menores de espesor, al estar los histogramas desplazados hacia la izquierda respecto a la longitud del 100%. En la Fig. 4-18 representamos el espesor medio en función de la distancia del punto de inyección. Las placas planas deben cumplir las tolerancias dimensionales $2 \pm 0,10$ mm, según la norma ASTM D3039 [250]. Por tanto, concluimos que se cumple la tolerancia dimensional, siempre y cuando la longitud de la vía rápida sea menor al 75% de la longitud total.

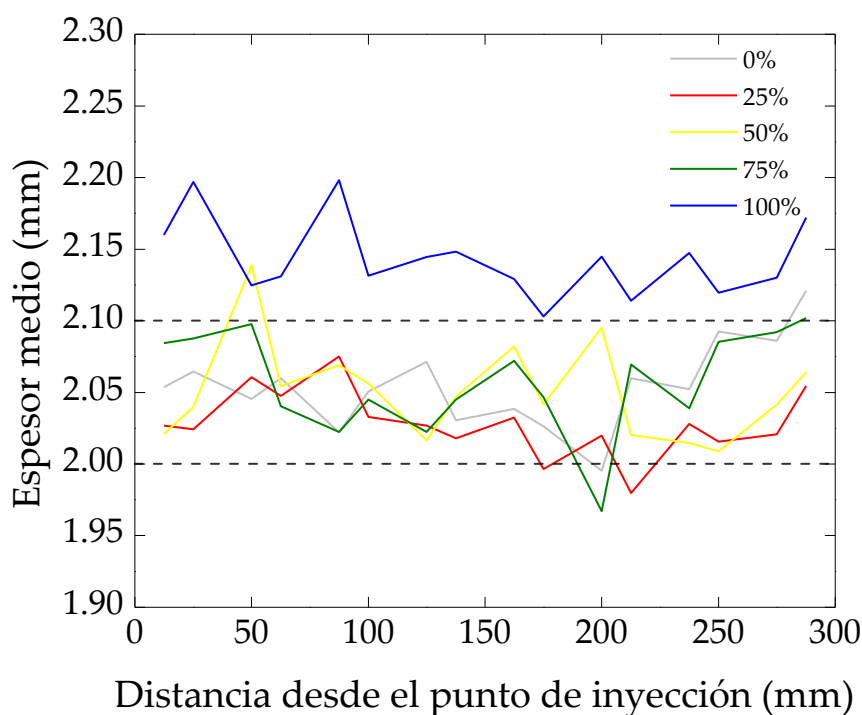


Fig. 4-18: Correlación entre la distancia desde el punto de inyección y el espesor medio. Las líneas discontinuas indican la tolerancia de la placa plana según la norma ASTM D3039 [250].

Posición de vía rápida versus distribución de espesor

Aplicamos la misma metodología de la sección anterior en los casos M00, M02, M06 y M08 para estudiar la influencia de la posición de la vía rápida respecto el punto de inyección. El M00 es el de referencia ya que no contiene vías rápidas. En el resto, el canal I y II tienen una longitud del 50%. La ubicación de los mismos la mostramos en la Fig. 4-19. El caso M02 presenta canal de vía rápida en el punto de inyección y de vacío, en el M06 los canales no están próximos al sistema de inyección y en el M08 solamente está próximo del punto de vacío.

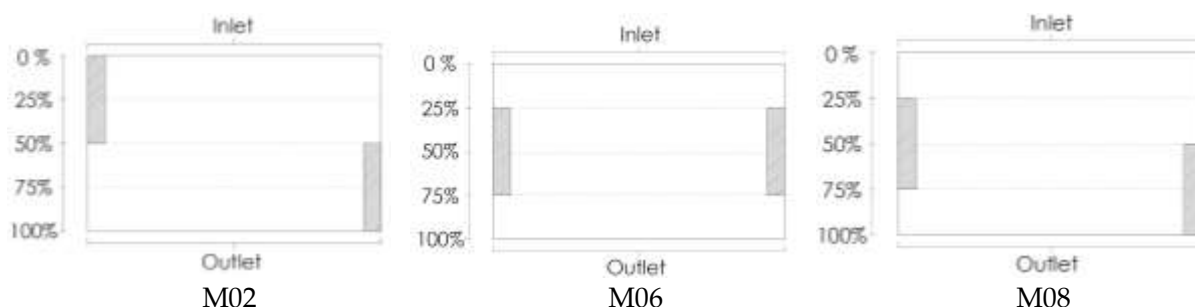


Fig. 4-19: Posición de los canales I y II en los casos de estudio para investigar la influencia de la vía rápida respecto al punto de inyección.

Las variables estadísticas del espesor pueden verse en la Tab. 4-6. El espesor medio es el mismo en los cuatro laminados (2,05 mm), a excepción del escenario M06 que es ligeramente inferior (2,04 mm). En todos los casos es diferente a la mediana, excepto en el M00. Éste sigue una distribución normal. La diferencia entre la media y la mediana hace intuir que la distribución no será normal para los casos M02, M06 y M08. El CV es inferior a 5% por lo que asumimos una mínima dispersión de los datos, siendo probablemente una distribución leptocúrtica.

La comparación de los histogramas muestra una distribución muy similar en todos los casos, con prácticamente el mismo rango de variación siendo de 1,90 a 2,20 mm (Fig. 4-20). El número máximo de observaciones mayoritariamente lo encontramos en el intervalo de 2,03 mm a 2,09 mm, excepto en el caso M06 con un rango ligeramente inferior (2,01 mm a 2,06 mm).

Tab. 4-6: Variables estadísticas del espesor para cada placa plana en función de la posición de la vía rápida.

Posición VR	M00	M02	M06	M08
Espesor medio (mm)	2,05	2,05	2,04	2,05
Desviación estándar	0,06	0,07	0,07	0,06
Coefficiente de variación (CV) (%)	2,96	3,34	3,28	3,16
Espesor mediano (mm)	2,05	2,04	2,03	2,04
Espesor moda (mm)	2,05	2,04	2,00	2,03
Máximo (P _a)	2,34	2,37	2,28	2,51
Mínimo (P _b)	1,81	1,90	1,84	1,90

El diagrama de cajas muestra que los tres laminados con canales de vía rápida presentan una caja cuya línea difiere ligeramente del centro, lo que indica una distribución asimétrica y no normal. Está desplazada hacia la izquierda, por lo que los valores comprendidos en el rango de 2,01 mm a 2,04 mm tienen una menor dispersión que de 2,04 mm a 2,08 mm (M08). Para el M06, el rango de menor dispersión es 2,00 mm a 2,03 mm, para el M02 es de 2,01 mm a 2,04 mm y para el M00 es de 2,02 mm a 2,05 mm. El espesor mediano es inferior a la media en los tres casos (M02, M06 y M08) y, es por ello, que los histogramas están ligeramente desplazados hacia la izquierda. Además, todos ellos presentan valores atípicos que dan lugar a una asimetría de la caja y al descarte de una modelización normal de los datos.

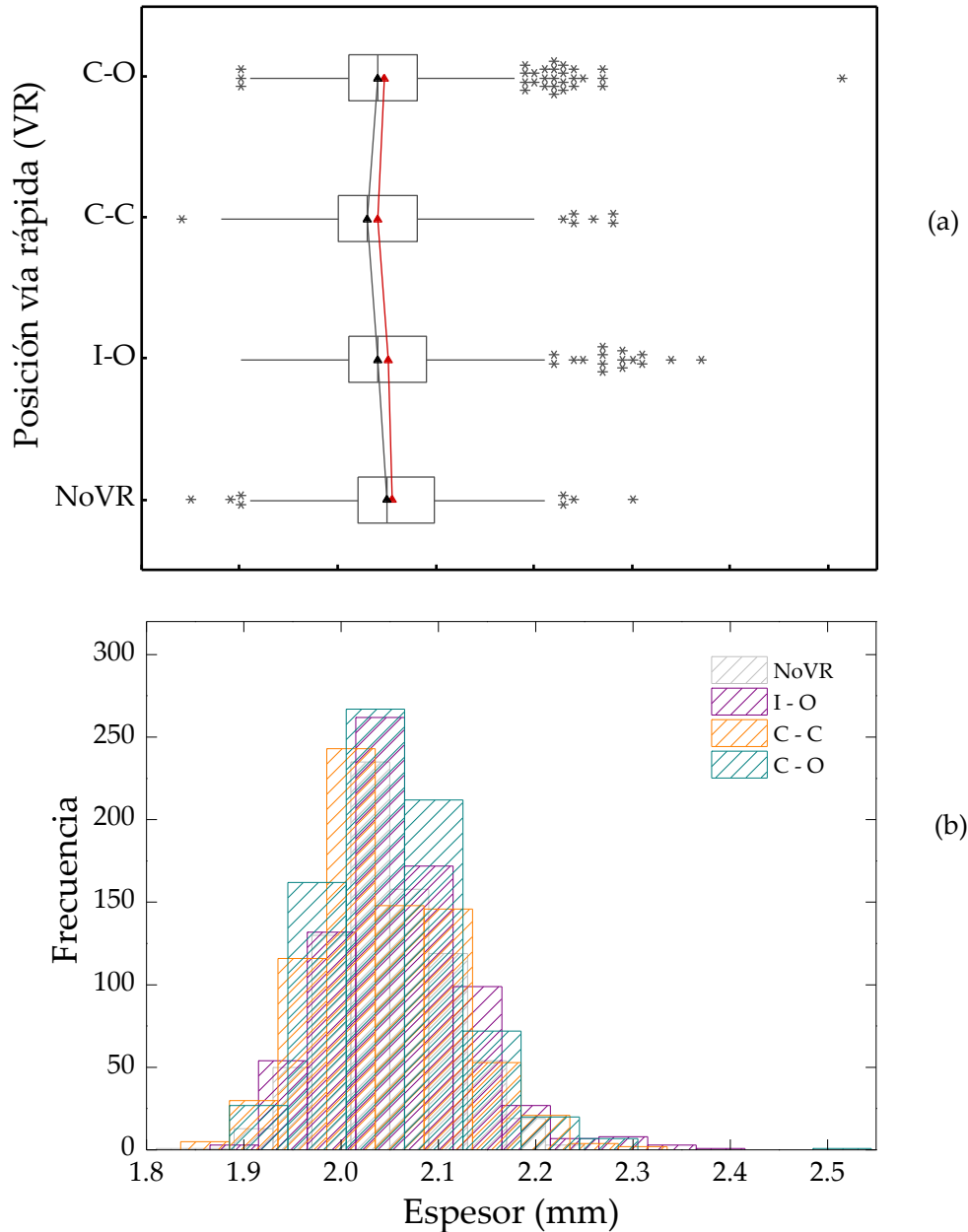


Fig. 4-20: Representación estadística del espesor de pieza en función de la posición de vía rápida: (a) Diagrama de caja, (b) Histogramas de los 4 escenarios: bloque gris sin vía rápida (M00), bloque lila (M02), bloque naranja (M04), bloque verde turquesa (M06).

La ubicación de los valores atípicos respecto el canal de vía rápida se observa en la Fig. 4-21.

Los valores atípicos apenas son un 2% del total de las mediciones de espesor. Un 83% de los valores están ubicados a una distancia igual o inferior a 50 mm de la vía rápida y superan el límite superior. El resto no siguen ninguna tendencia, por lo que lo atribuimos a un error en el procedimiento de medida. Tal y como concluimos en la sección anterior, en las inmediaciones del canal vía rápida es donde se ubican los valores de espesor con mayor dispersión respecto al valor medio, lo que significa que es una región susceptible a incrementos de espesor.

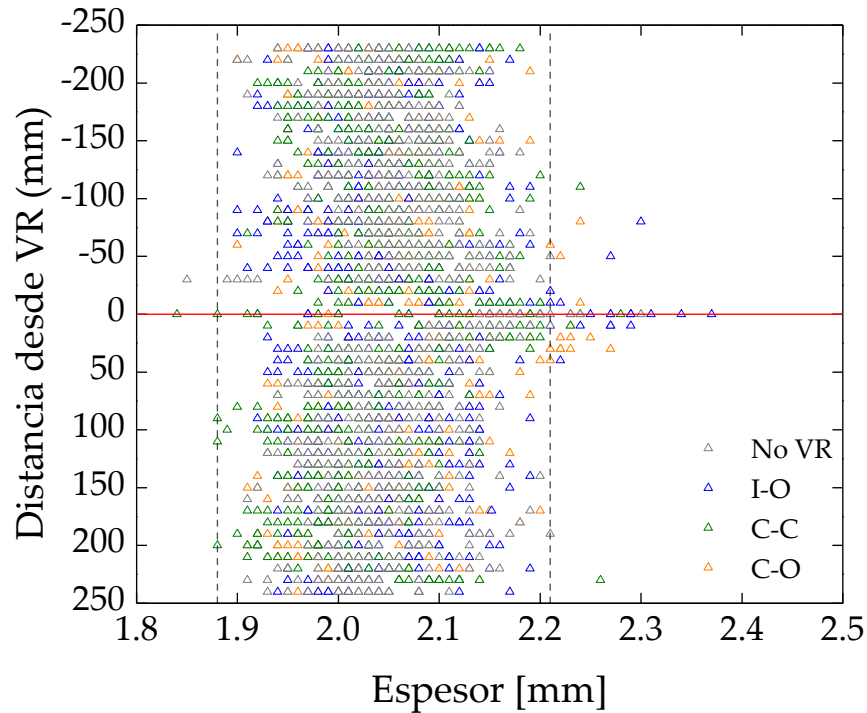


Fig. 4-21: Correlación entre la distancia desde la vía rápida y el espesor de pieza en el estudio de la influencia de la posición de la vía rápida respecto el punto de inyección.

Al igual que la sección anterior, para conocer la distribución de estos casos asumimos los supuestos de distribución de Weibull, Gamma y Loglogística. El análisis estadístico detallado se describe en el Anexo I. La Tab. 4-7 muestra la prueba del estadístico de Anderson-Darling, la cual indica que las distribuciones Loglogística, Gamma 3 parámetros y Loglogística 3 parámetros son las que mejor se ajustan a los valores de espesor para los paneles planos M02, M06 y M08.

Tab. 4-7: Ajuste de las distintas distribuciones en función de la longitud de vía rápida según el test de bondad Anderson-Darling.

	Estadístico de Anderson-Darling					
	Weibull	Gamma	Loglogística	Weibull (3P)	Gamma (3P)	Loglogística (3P)
I-O	30,756	4,158	2,404	3,554	1,513	1,255
C-C	17,511	2,459	2,226	3,383	1,304	1,503
C-O	44,257	4,403	2,035	5,200	2,469	1,576

En el Anexo I también representamos las gráficas de probabilidad. Con estas concluimos que los valores de espesor de los tres laminados se ajustan a la distribución loglogística (3P). La Tab. 4-8 muestra los parámetros de ajuste.

Tab. 4-8: Valor de los parámetros de la distribución loglogística 3 parámetros para casos M02, M06 y M08.

	Distribución Loglogística (3P)		
	μ	σ	λ
M02	0,12	-1,39	1,77
M06	0,08	-0,80	1,59
M08	0,11	-1,14	1,72

Para finalizar, la Fig. 4-22 muestra el espesor medio de cada uno de los escenarios en función de la distancia desde el punto de inyección. Observamos que la variabilidad del mismo es insignificante

por el efecto de la posición del canal de vía rápida. Cabe destacar que en este caso sí que se cumple con la tolerancia de la norma ASTM D3039 [250].

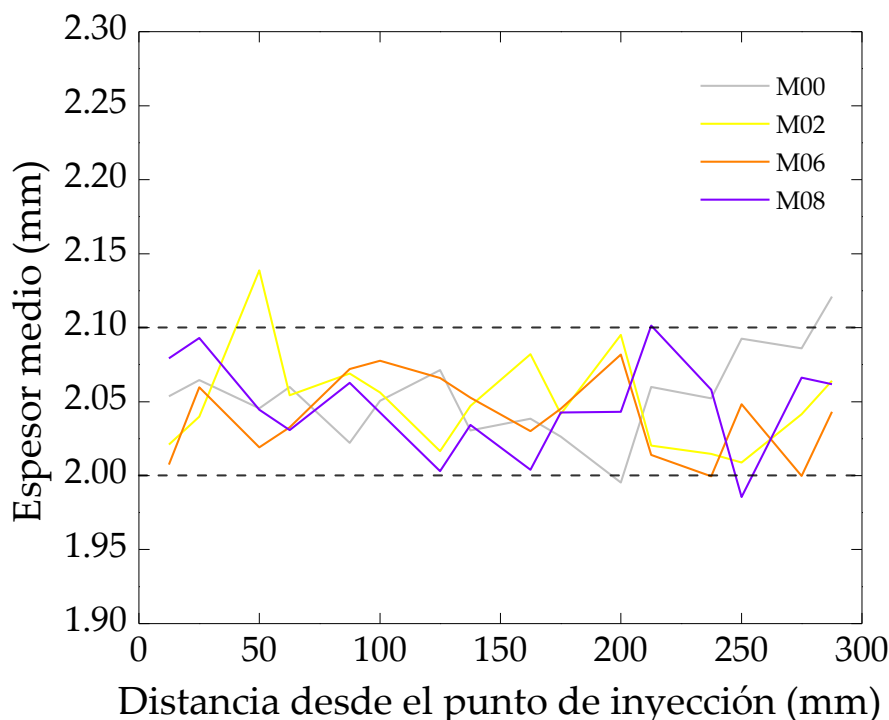


Fig. 4-22: Correlación entre la distancia desde el punto de inyección y el espesor medio.

4.4.2 Efecto de la vía rápida sobre la porosidad y el comportamiento mecánico del laminado

En este estudio, partimos de la hipótesis que el fenómeno vía rápida provoca una región de baja presión de compactación, que favorece a su vez, a la formación y crecimiento de los poros. Además, un incremento de la porosidad da lugar a una disminución de las propiedades mecánicas del laminado. Las propiedades mecánicas que dependen directamente de la matriz son las que se ven más afectadas por pequeñas concentraciones de poros, siendo éstas la resistencia interlaminar, la resistencia a compresión longitudinal y la resistencia a tracción transversal [36].

Seleccionamos 6 probetas situadas en las cercanías de los canales de vía rápida y en el centro de la placa. Las posiciones las denominamos: extremo izquierda (E.I) la que está en la región colindante al canal I, extremo derecho (E.D) del canal II, probeta C a la que está en el centro del laminado y las dos restantes son las que están entre el centro y el extremo E.I – C y C – E.D, tal y como muestra la Fig. 4-23.



Fig. 4-23: Posición y nomenclatura de las probetas empleadas en este estudio.

La Tab. 4-9 muestra el resultado de los ensayos ILSS según el posicionamiento de la probeta, es decir, en función de la distancia del canal I y II. La mayoría de las probetas presentan el comportamiento rígido-frágil, característico de los composites termoestables, y el modo de falla convencional según la norma UNE-EN ISO 14130 [236]: grietas interlaminares entre las interfaces de

las capas del laminado. Las probetas tienen bastantes grietas horizontales en el centro del espesor, que van en aumento hacia el final del espesor de la misma. En el laminado M00, las probetas E.I y E.I-C presentan unos valores de resistencia a cizalla notablemente pequeños en comparación con el resto de probetas situadas en la misma posición (Tab. 4-9). Estos valores son 16,4 MPa y 17,67 MPa, respectivamente; un 40% menor al valor de resistencia a cizalla medio en esa posición. Observando las curvas tensión versus desplazamiento (Anexo I), ambas probetas tienen un comportamiento no lineal antes del fallo. Las curvas comienzan a curvarse gradualmente y el incremento de la carga comienza a ser menor, sin seguir el comportamiento rígido-frágil. El modo de falla es una combinación de deformación inelástica y cizalla interlaminar. Aunque el modo de falla inelástico es inaceptable según la norma UNE [236] es útil para interpretar el fallo del *composite*. El modo de falla cambia de frágil a dúctil debido al descenso de la temperatura de transición vítrea (T_g) del polímero y a su plasticidad [251], [252]. Factores como la liberación de volátiles durante la reacción de curado y el atrapamiento de estas sustancias gaseosas [253], el efecto de la temperatura y/o de la humedad [252] pueden contribuir a este comportamiento.

Tab. 4-9: Valores de resistencia al cizallamiento interlaminar en MPa en función de la posición de la probeta para los diferentes laminados estudiados.

	Resistencia interlaminar [MPa]				
	E.I	E.I – C	C	C – E.D	E.D
M00	16,39	17,67	25,81	22,94	25,04
M01	27,46	31,52	33,96	30,48	28,84
M02	29,33	29,17	30,11	28,67	28,44
M03	25,33	29,93	27,14	29,31	25,36
M04	27,79	30,81	29,67	32,71	28,44
M05	29,85	32,24	28,76	27,96	32,97
M06	23,94	30,36	33,70	32,13	26,74
M07	29,32	29,58	28,26	27,62	29,08
M08	26,85	27,57	32,89	27,58	25,53

Relacionamos los valores de resistencia al cizallamiento interlaminar de la Tab. 4-9 con la porosidad de las probetas ubicadas en la posición E.I, C y E.D. Determinamos la porosidad por análisis micrográfico (Tab. 4-10), siguiendo la metodología del Capítulo 3, Apartado 3.4.6. No analizamos la porosidad en las probetas C – E.D y E.I – C puesto que no están ubicadas en las proximidades de los canales de la vía rápida, por tanto, está fuera del alcance de esta investigación.

Tab. 4-10: Valores de contenido en poros en % en función de la posición de la probeta para los diferentes laminados estudiados.

	E.I	C	E.D
M00	0,21	0,05	0,08
M01	2,69	0,08	1,51
M02	0,01	0,42	0,00
M03	0,00	0,00	0,15
M04	0,00	0,00	0,37
M05	0,00	0,00	0,34
M06	0,10	0,55	0,00
M07	0,00	0,00	0,00
M08	0,00	1,19	0,00

En términos generales, la porosidad es relativamente baja en los diferentes laminados, siendo el intervalo de 0 a 2,7%. El exigente método de fabricación (Capítulo 3, Apartado 3.3.3) en términos de desgasificación de la resina, de estanqueidad del molde (presión máxima admisible de 5 mbar/ 0,0005 MPa en un minuto) y de control de la presión residual en el molde (inferior o igual a 3 mbar/ 0,0003 MPa) favoreció la no inclusión de aire en el sistema de inyección. Además, el mantenimiento

de la presión de vacío durante la etapa de curado benefició la eliminación de los poros (formados por el mecanismo de atrapamiento mecánico) por el mecanismo de transporte.

En el laminado M00, observamos un contenido en poros significativo al compararlo con el resto de laminados. El M00 es la placa sin vía rápida, por tanto, esperábamos un valor bajo de porosidad según la hipótesis de partida. Esta observación deja entrever que la baja porosidad detectada se forma a través del mecanismo de atrapamiento mecánico durante la etapa de llenado. Este mecanismo es inherente en los procesos de inyección de resina. Es decir, puede minimizarse por diferentes estrategias como, por ejemplo, el control de la velocidad de inyección de la resina o de la viscosidad de la resina, pero es prácticamente imposible su eliminación [142].

La Fig. 4-24 muestra la relación entre la resistencia a cizalla y el contenido en poros para el laminado M00 (sin vías rápidas). El mayor valor de contenido en poros está en las proximidades del canal I (0,21%) y corresponde al menor valor de la resistencia a cizalla (16,4 MPa). La posible plasticidad de la matriz y la porosidad en la probeta da lugar a una baja resistencia a cizalla. En las tres probetas observamos porosidad, siendo la del centro la que debería estar libre de dicho defecto según la hipótesis de partida. A pesar de tener un 0,05% de porosidad, presenta el mayor valor de resistencia a cizalla (25,81 MPa).

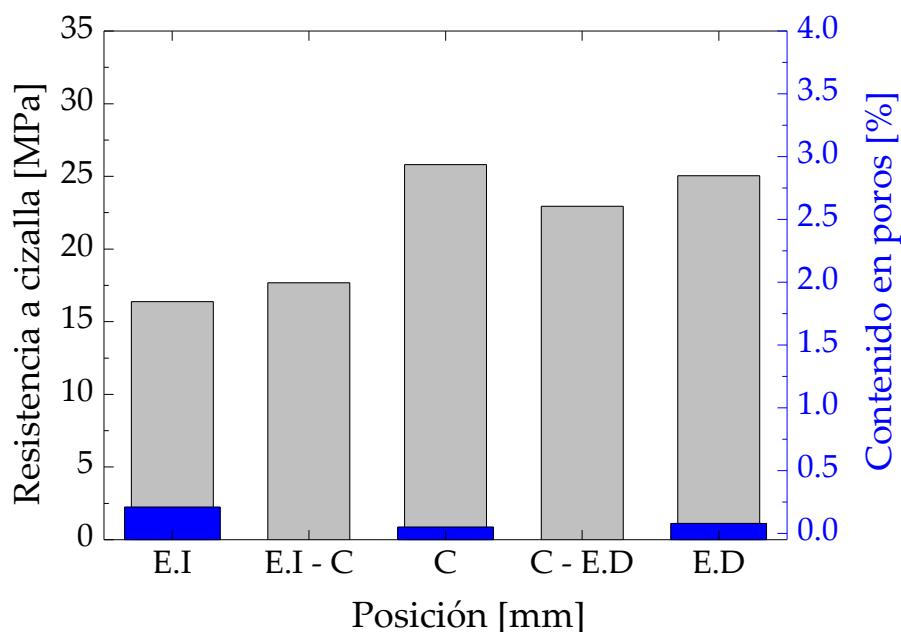


Fig. 4-24: Correlación entre el contenido en poros y la resistencia al cizallamiento interlaminar para el laminado M00.

La Fig. 4-25 muestra la relación entre la resistencia a cizalla y el contenido en poros del laminado M01. Ésta muestra un mayor contenido en poros en los extremos de la pieza que en el centro, el cual puede ser debido al efecto de la vía rápida. La resistencia a cizalla disminuye con respecto a la zona central. El extremo izquierdo tiene un contenido en poros de 2,7% y corresponde a una resistencia a cizalla del 27,46 MPa, siendo la del centro de 33,96 MPa. En el caso del extremo derecho, sigue la misma tendencia. El intervalo del contenido en poros es de 0,08% a 2,7% y de la resistencia a cizalla de 27,46 MPa a 33,96 MPa. Una elevada porosidad (1,51%) implica una baja resistencia a cizalla (28,84 MPa).

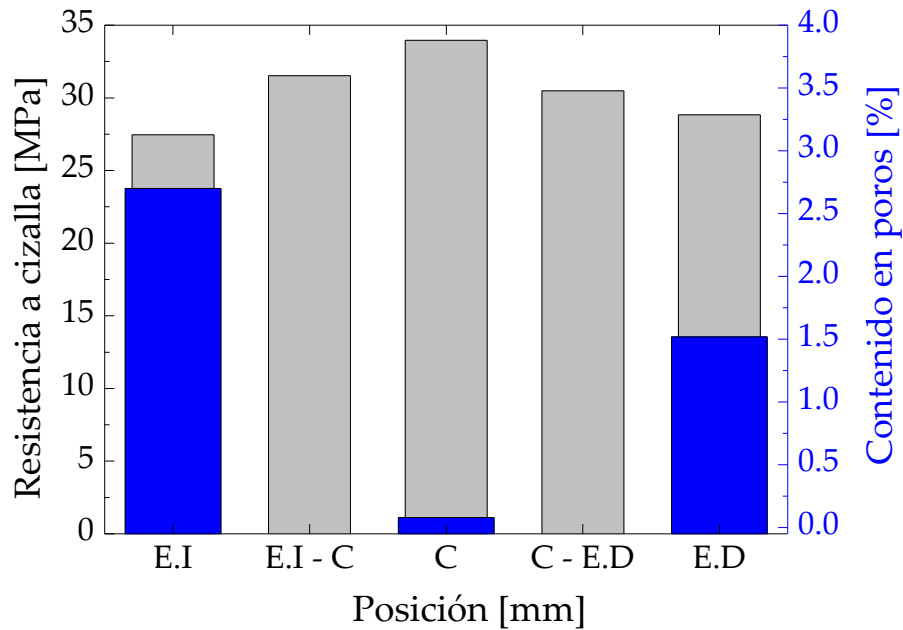


Fig. 4-25: Correlación entre el contenido en poros y la resistencia al cizallamiento interlaminar para el laminado M01.

Las Fig. 4-26 y Fig. 4-27 muestran el contenido en poros y la resistencia al cizallamiento interlaminar para los laminados M02 y M07. Ambos presentan un valor constante de la resistencia al cizallamiento interlaminar, con valores comprendidos entre 28 MPa y 30 MPa. Asimismo, observamos únicamente un valor significativo de porosidad en el centro del laminado M02 (0,42%). Lo más probable es que esta porosidad se formara por el mecanismo de atrapamiento mecánico durante la fase de llenado.

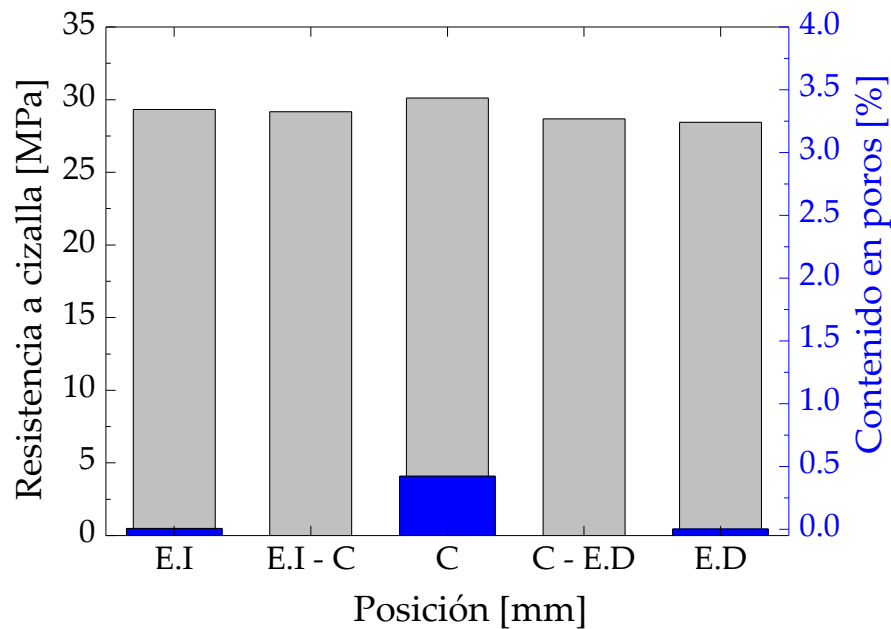


Fig. 4-26: Correlación entre el contenido en poros y la resistencia al cizallamiento interlaminar para el laminado M02.

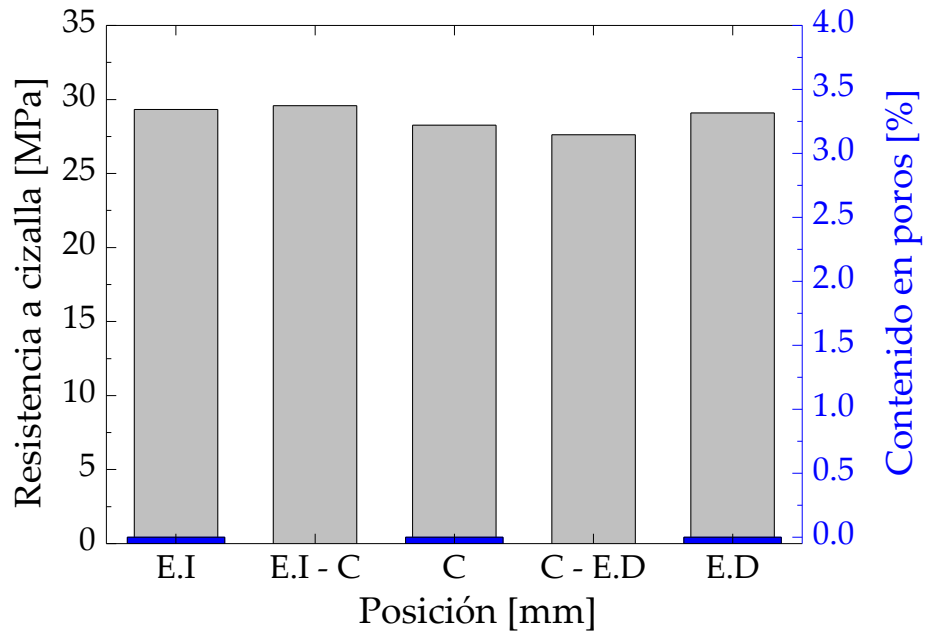


Fig. 4-27: Correlación entre el contenido en poros y la resistencia al cizallamiento interlaminar para el laminado M07.

Las Fig. 4-28 y Fig. 4-29, correspondientes a los laminados M03 y M04, presentan una tendencia muy similar. Existe una ligera variación entre los valores de la resistencia al cizallamiento interlaminar, siendo los extremos los de menor valor con 25 MPa (M03) y 28 MPa (M04). El contenido en poros es significativo únicamente en el extremo derecho con 0,15% para el M03 y 0,37% para el M04.

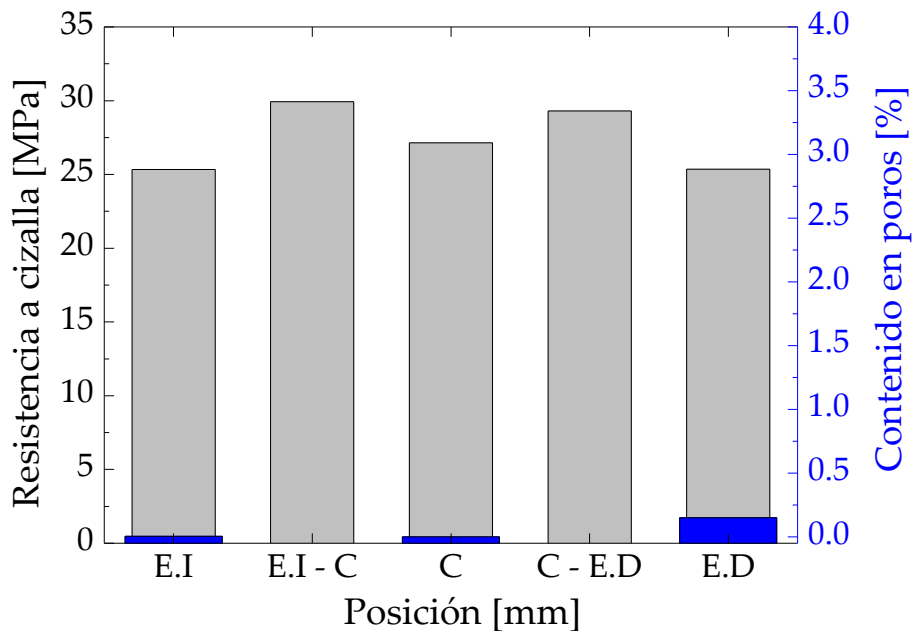


Fig. 4-28: Correlación entre el contenido en poros y la resistencia al cizallamiento interlaminar para el laminado M03.

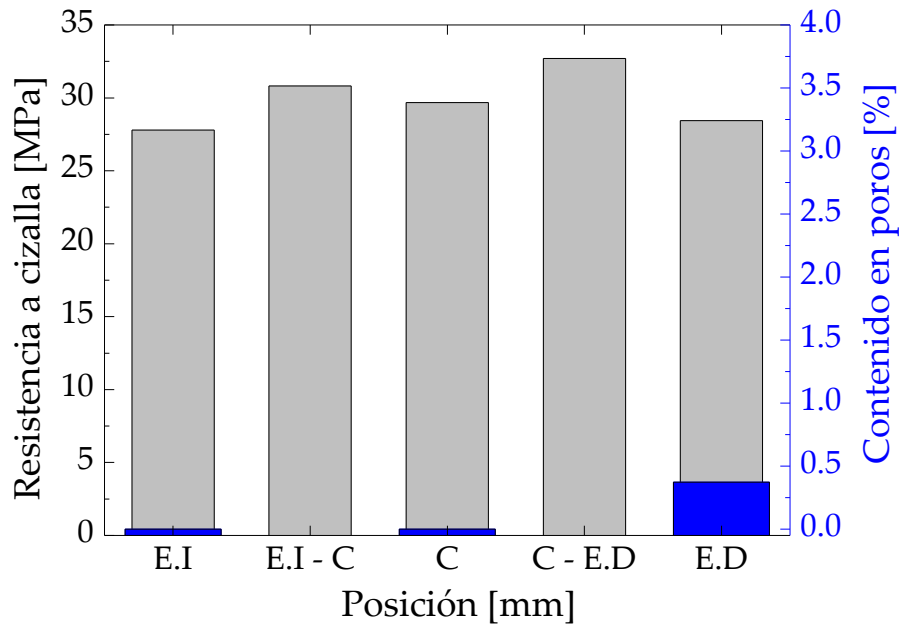


Fig. 4-29: Correlación entre el contenido en poros y la resistencia al cizallamiento interlaminar para el laminado M04.

Los laminados M05, M06 y M08 presentan una tendencia totalmente distinta. Cuando el contenido en poros es elevado, el valor de resistencia al cizallamiento interlaminar también lo es. Los valores están comprendidos entre 0% y 1,18% y 23,94 MPa y 33,7 MPa (Fig. 4-30, Fig. 4-31 y Fig. 4-32). Los valores de resistencia al cizallamiento no se ven afectados por la porosidad y, ésta se ha formado por el mecanismo de atrapamiento mecánico durante el llenado.

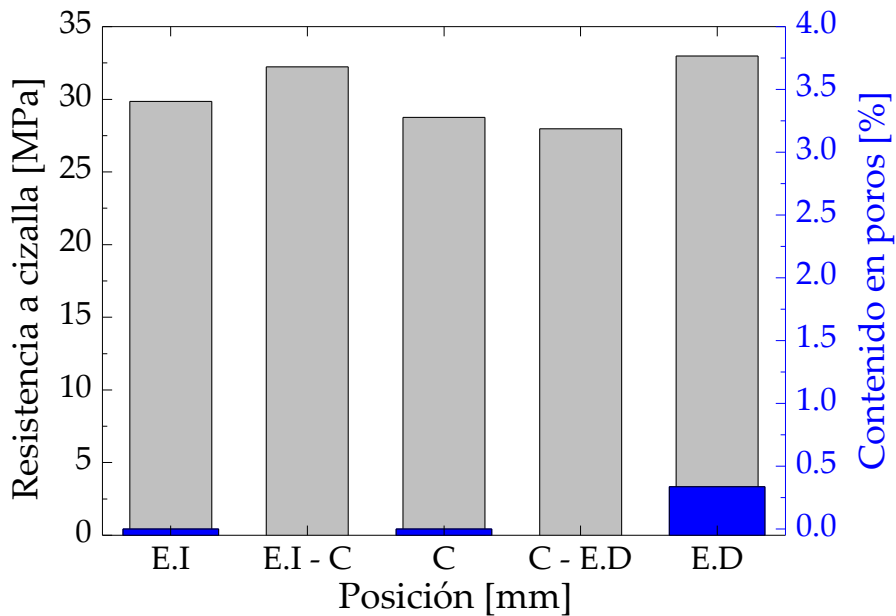


Fig. 4-30: Correlación entre el contenido en poros y la resistencia al cizallamiento interlaminar para el laminado M05.

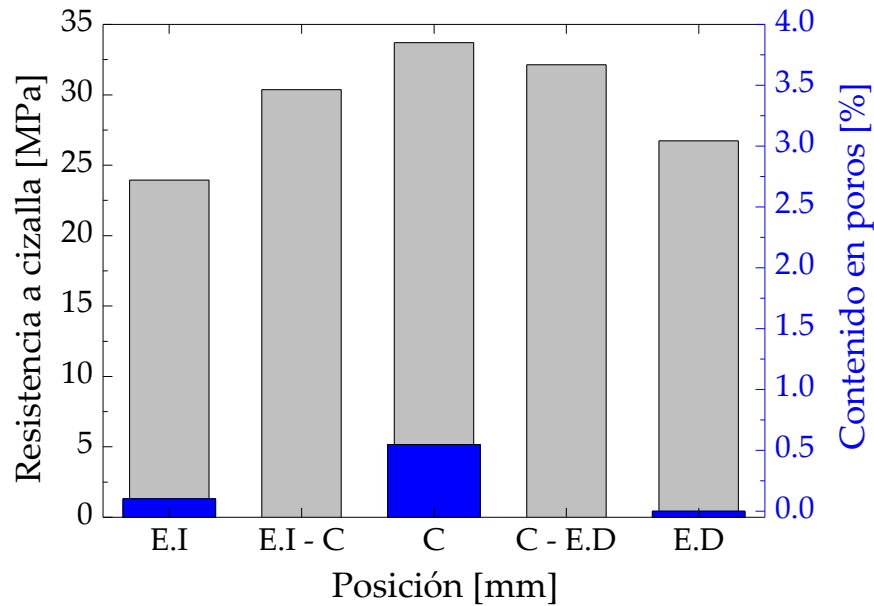


Fig. 4-31: Correlación entre el contenido en poros y la resistencia al cizallamiento interlaminar para el laminado M06.

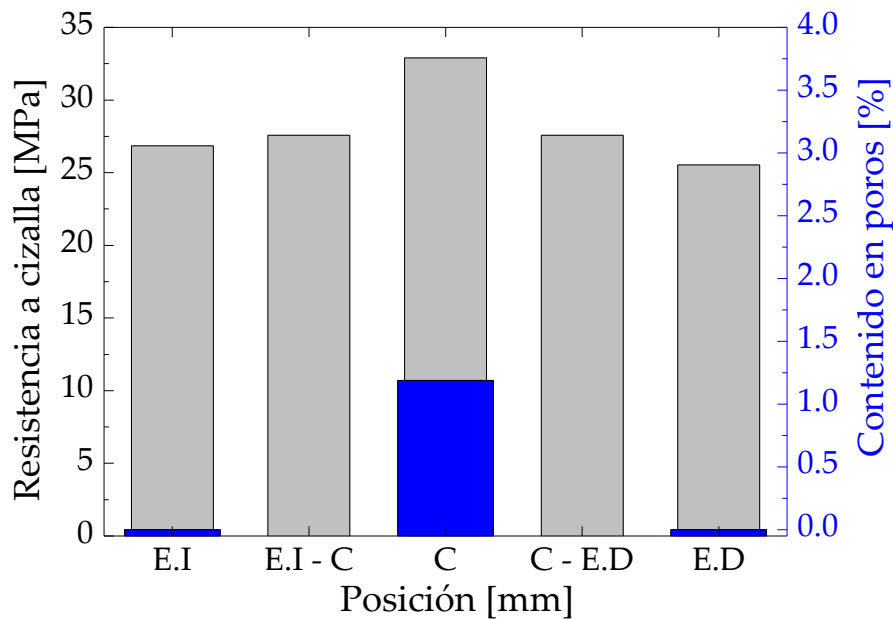


Fig. 4-32: Correlación entre el contenido en poros y la resistencia al cizallamiento interlaminar para el laminado M08.

Los resultados obtenidos no muestran la correlación esperada entre la vía rápida y la porosidad. El canal de vía rápida es una región con permeabilidad elevada y baja presión, por lo que era de esperar un incremento de la porosidad debido a que, a una misma distancia del punto de inyección, la velocidad de flujo de resina es mayor, favoreciendo la distorsión del patrón del frente de flujo y, por ende, la formación de poros. En los laminados M02, M06 y M08, la mayor concentración de poros se encuentra en el centro de la placa. Esto indica que los poros se formaron por el típico mecanismo de atrapamiento mecánico durante la etapa de llenado. El laminado sin vías rápidas (M00) presenta un valor de porosidad en los extremos relativamente elevado (0,21%), lo que sigue indicando que los poros se formaron típicamente por el llenado. Sólo el 10% de los laminados cumple que los valores elevados de porosidad están ubicados en las proximidades de la vía rápida (laminado M01).

En cuanto al efecto de los poros sobre la resistencia ILSS, la Fig. 4-33 muestra la correlación entre ambas variables. Como norma general, un incremento del 1% en la porosidad implica una reducción del 5% al 10% en la resistencia ILSS en un *composite* reforzado por tejido de carbono o vidrio y resina epoxi [36]. Esta norma cumple en laminados fabricados por procesos de inyección de resina, donde el ILSS se reduce un 4% en composite reforzados con tejido de carbono plano y un 7% para los reforzados con una sarga 5H, por cada incremento del 1% de porosidad [254]. La elevada sensibilidad del tejido sarga es debido a morfología de los poros y su distribución. Di Landro [255] reportó una reducción del 25% en ILSS en un tejido de carbono plano para un incremento de porosidad del 6% en el proceso RTM. Los preimpregnados fabricados en autoclave también cumplen con esta norma. Para Ghiorse *et al.* [224], cada incremento de un 1% en el contenido en poros, en un rango del 0% al 5%, da lugar a un decrecimiento del ILSS de aproximadamente el 10%. Liu *et al.* [101] reporta que, con cada incremento del 1%, se reduce la resistencia ILSS un 6% en un intervalo de porosidad comprendido entre el 0% y el 3,5%. El *pre-preg* de tejido de carbono presenta una tendencia similar, la resistencia ILSS se reduce un 23% con un incremento del 4% de porosidad [256].

En nuestro estudio, observamos una ligera disminución de la resistencia ILSS a partir de 0,6% de porosidad. Éste corresponde a una resistencia ILSS aproximada del 33 MPa. Cuando la porosidad es menor de 0,6%, la resistencia ILSS está comprendida entre 25 y 30 MPa. Incluso cuando la porosidad tiende a cero, los valores de resistencia ILSS están por debajo del valor máximo (35 MPa), tal y como muestra la Fig. 4-33. Cuando la porosidad adquiere valores menores a 0,5%, el ensayo ILSS presenta una baja sensibilidad a los poros [257], [258].

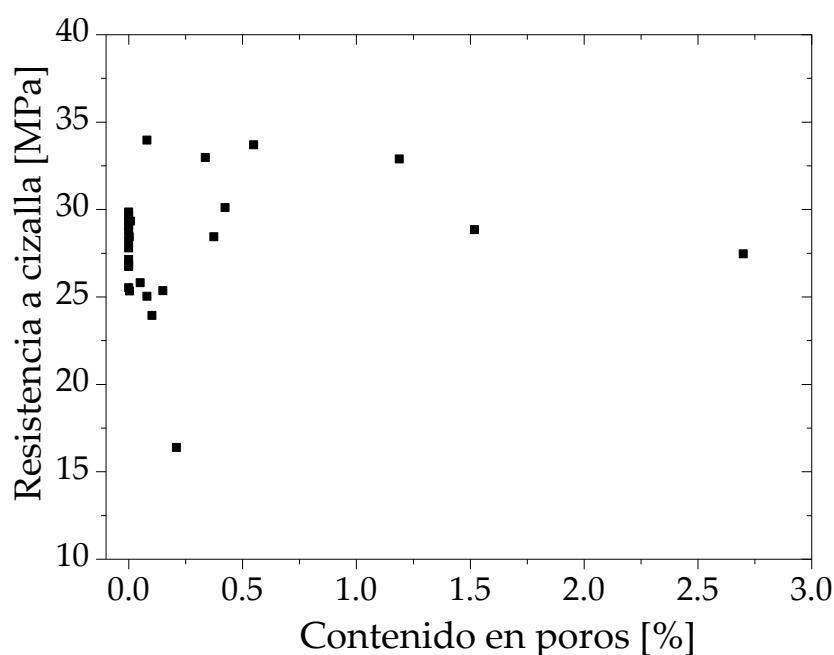


Fig. 4-33: Correlación entre las variables de resistencia a cizalla y contenido en poros.

La Fig. 4-34 muestra los datos entre la resistencia ILSS y el contenido en poros que siguen una tendencia lineal aproximada. La pendiente de la recta o *slope* es -2,28 y el punto de intercepción en la ordenada (*intercept*) corresponde a 33,63. Un incremento del 1% del contenido en poros, da lugar a una reducción de la resistencia ILSS de 2,28 MPa. Observamos que los datos de este estudio no cumplen con la norma general encontrada en literatura [36].

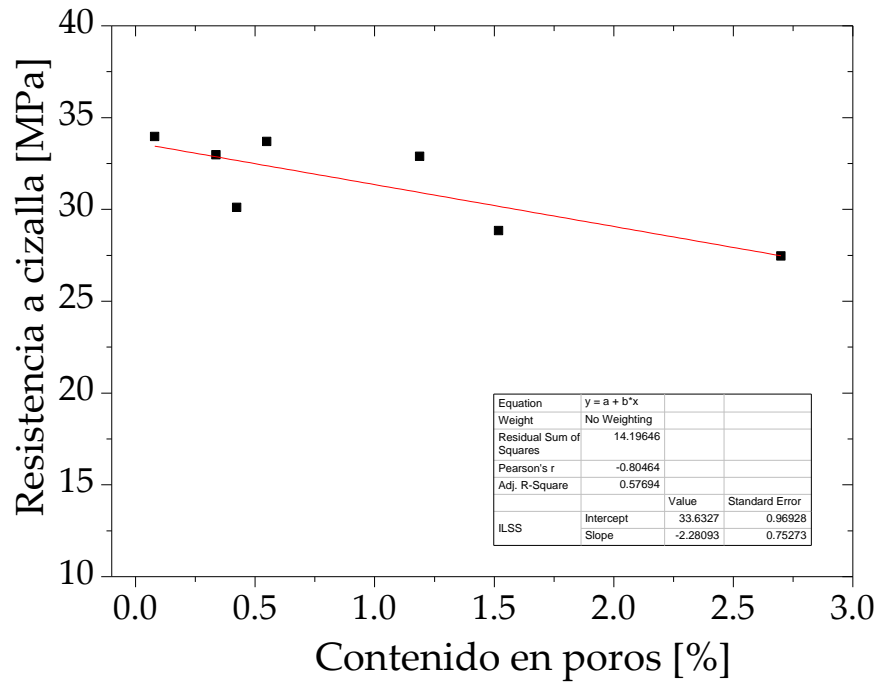


Fig. 4-34: Correlación y tendencia aproximada entre las variables de resistencia a cizalla y contenido en poros.

Después de analizar este estudio y el rango completo de valores de porosidad (0% a 2,8%) y, los resultados del Capítulo 5 sobre las diferentes técnicas de caracterización de la porosidad, concluimos que la metodología empleada no fue la más adecuada para cuantificar con precisión la porosidad en los extremos de la vía rápida. En total, realizamos aproximadamente 13 micrografías por probeta, cuando se estiman estadísticamente un total de 20 a 25 imágenes para alcanzar un valor de porosidad con un error menor a 0,15 [238]. En el Capítulo 9 sugerimos la ampliación del estudio micrográfico, incluyendo la realización de más imágenes por probeta y la definición de una mayor matriz de probetas, las cuales estén ubicadas en las proximidades de la vía rápida.

Capítulo 5

5. Mejora de la compactación en zonas de elevada curvatura de piezas geoméricamente complejas fabricadas por infusión por vacío

5.1 Introducción

Tal y como describimos en el Capítulo 1, Apartado 1.2, en la fabricación de la cuaderna en U por infusión por vacío o *vacuum infusion* (VI), además del fenómeno vía rápida (*race tracking*), detectamos defectos significativos en las zonas curvas de la misma. Los efectos de “puenteo de láminas”, o *ply bridging*, y “puenteo de la bolsa de vacío”, o *bag bridging*, comunes en la fabricación con moldes cóncavos por VI [162] [25], provocan una región de baja presión de compactación en los cantos y zonas de pequeño radio de curvatura. Una baja presión de compactación da lugar a cúmulos de resina puesto que la preforma no está en contacto con la superficie del molde y, al fluir la resina a través del espesor del laminado, ésta se acumula en el espacio molde – preforma. También pueden causar atrapamiento de aire y una elevada porosidad, así como un incremento de espesor y, por ende, una disminución de la fracción volumétrica de fibra (FVF, *fibre volumen fraction*).

Datos reportados correspondientes a la fabricación de piezas con geometría compleja y la aparición de defectos en las zonas curvas no abundan en literatura, y aún menos para procesos de inyección de resina (LCM, *Liquid Composite Moulding*). Hubert *et al.* [190], [194], [259] destaca en el estudio de laminados con cantos fabricados en autoclave. En una de sus aportaciones, Hubert y Levy [193] cuantifican la presión de compactación en la zona plana y curva. Ésta es en la zona curva un 40% menor que en la plana, para un laminado preimpregnado (*prepreg*) de 10 mm. Asimismo, esta diferencia en el comportamiento de compactación se relaciona con el diseño de molde y la cavidad cóncava o convexa, además de con la orientación de las capas de refuerzo. La cavidad cóncava o convexa provoca desajustes en el espesor, dando lugar al efecto de engrosamiento (*corner thickening*) o de adelgazamiento (*corner thinning*) [190], [191], [193], [260]–[262]. Los laminados fabricados en molde cóncavo sufren el efecto de engrosamiento por los cúmulos de resina [263]–[265] y también, aire atrapado, porosidad y grandes poros en la interfase de las láminas [190], [232], [266], [267]. Park *et al.* [268] demuestran como las zonas curvas con baja presión de compactación son propensas a la acumulación de microporos y mesoporos por el mecanismo de transporte.

Con el objetivo de minimizar y/o eliminar estos defectos en las zonas de elevada curvatura en piezas geoméricamente complejas, durante esta investigación, diseñamos una nueva variante del proceso de infusión por vacío sin incrementar sustancialmente el coste del proceso, basado en la

aplicación de una presión externa durante la fase de post-llenado. La hipótesis principal de partida fue que la aplicación de una presión externa después de la etapa de llenado (una vez cerrado el punto de inyección (*inlet*) y alcanzada la temperatura de curado en el molde) da lugar a una presión de compactación mayor y uniforme, que equilibrará la compactación entre la zona curva y plana. Como resultado, observaremos la eliminación o minimización del efecto “puenteo de láminas”, y en la bolsa y, por ende, los defectos de las zonas curvas. Denominamos este nuevo proceso “Infusión con Contramolde Sólido Incompresible” o *Incompressible Solid Counter mould Infusion* (ISCI). Proceso que ha sido patentado [269].

La transformación de los procesos LCM para mejorar la calidad de las piezas pueden dividirse en dos campos de investigación:

1) el control de los parámetros de proceso y/o la sustitución y/o colocación de materiales auxiliares. El objetivo es reducir las variaciones locales de permeabilidad (K), de fracción volumétrica de fibra y de espesor [75], [104], [270]–[272]. La presión de vacío, la temperatura del molde, el “sangrado de resina”, o *resin bleeding* o *resin flushing*, (con la cavidad llena, seguimos inyectando resina durante un determinado tiempo para minimizar la porosidad por el mecanismo de transporte) o el uso del fieltro *coremat* justo en el punto de vacío influyen significativamente en la formación de poros [104], [270], [271]. Hassan *et al.* [273] reducen la porosidad colocando un intensificador en la zona curva con una manta de absorción (6,08%). No obstante, utilizan una lámina de politetrafluoroetileno (PTFE) sobre la preforma y observan un aumento de la porosidad (9,66%). En el proceso de moldeo por transferencia de resina o *Resin Transfer Moulding* (RTM) se aplica la presión de empaquetado después de la etapa de llenado para minimizar el contenido en poros [18], [159], [160]. Más información sobre la presión de empaquetado y el proceso RTM en el Capítulo 6. En el proceso ISCI modificamos la colocación de los consumibles para evitar que la bolsa de vacío esté en contacto directo con el laminado y forme el efecto puenteo de la bolsa en la zona curva. Para ello, colocamos un contramolde incompresible entre la bolsa y el laminado. Además, este contramolde reducirá las variaciones locales de permeabilidad y espesor, puesto que minimizará la relajación de la preforma y, disminuirá la formación de poros por atrapamiento mecánico.

2) Nuevos desarrollos del proceso VI los cuales, muchos de ellos, están patentados [274]–[277]. Por ejemplo, la aplicación de una presión externa en el proceso VI mediante una cámara de presión. Este proceso proporciona un contenido en poros inferior al 1% y una FVF del 62% [26] [35]. No obstante, a pesar de estos resultados, no interesó considerablemente a nivel industrial, puesto que supone una importante inversión inicial de equipamiento [157], [158], [171], [278]. La incorporación de un contramolde sólido incompresible en el proceso VI también permitirá la aplicación de una presión externa, pero sin aumentar excesivamente los costes del equipo.

Esta investigación fue la continuación del proyecto COFRARE 2.0 [44] del programa europeo *Clean Sky Joint Undertaking* [45], cuyo objetivo fue desarrollar componentes primarios del fuselaje por procesos de inyección de resina. En el alcance del proyecto implementamos la tecnología RTM (Capítulo 6). No obstante, decidimos continuar con el desarrollo del proceso VI, por el gran interés del sector aeronáutico.

5.2 Geometría de la pieza

La pieza objetivo es una cuaderna en forma de U para un fuselaje de diámetro de 3,4 m, clasificada como componente primario aeronáutico. Las zonas planas (alma y alas) tienen un espesor constante de 3,8 mm, mientras que el espesor en radio de la zona curva es de 4,5 mm. La longitud total del demostrador es de 619 mm, con un ancho de alma de 61,8 mm y una altura de ala de 25 mm. El radio

de curvatura externo e interno se fijó en 5 mm y 3 mm respectivamente, con un ángulo de 90° entre alma y ala (Fig. 5-1 (a) y Fig. 5-1 (b)). La Tab. 5-1 muestra las tolerancias dimensionales, las cuales siguen la norma en vigor ISO 2768-1:1989 [279] y cumplen con el nivel de madurez tecnológica de 5 (TRL5, *Technological Readiness Level*).

Tab. 5-1: Tolerancias dimensionales para el prototipo de la cuaderna en U.

	Tolerancia
Espesor [mm]	$3,8 \pm 0,5$
Espesor en radio [mm]	$4,5 \pm 0,5$
Ángulo alma-ala [°]	$90 \pm 0,25$

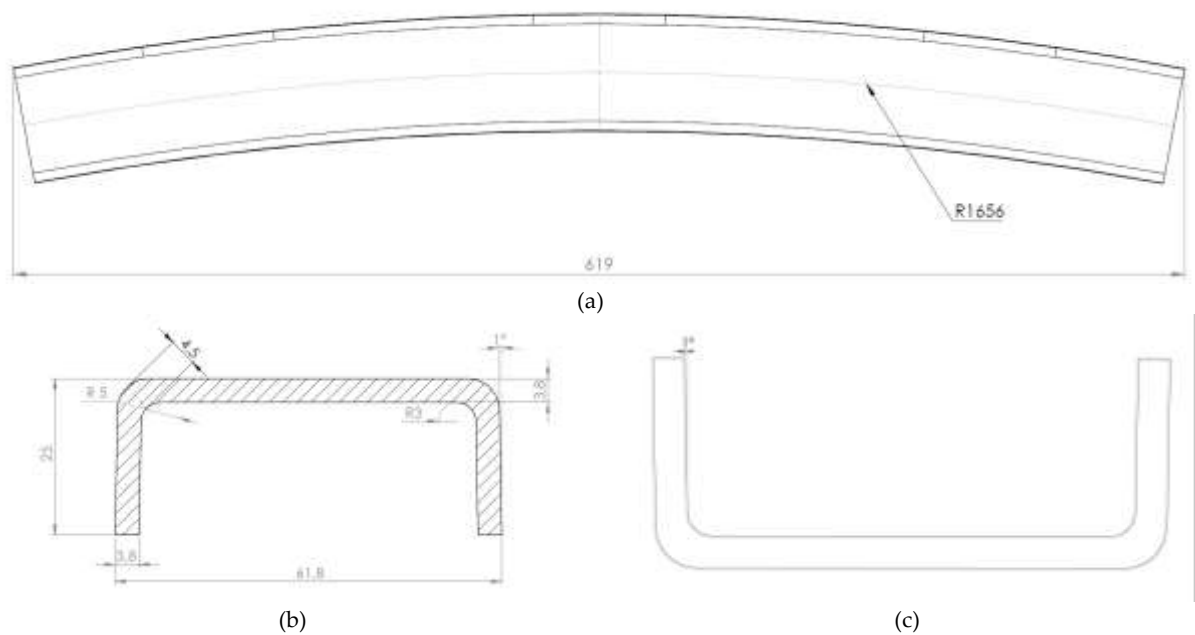


Fig. 5-1: Vistas de la cuaderna en U: (a) planta, (b) sección y (c) ángulo de desmoldeo de 1°. Las medidas están en mm.

Un efecto importante en la fabricación de piezas geoméricamente complejas con zonas de elevada curvatura es el denominado “retorno hacia delante”, o *spring-in*. Si la pieza de *composite* se deforma o se encorva, el ángulo de la zona curva en la pieza final normalmente será menor que el mismo ángulo en el molde [280]. La naturaleza anisotrópica del laminado y al grado de contracción térmica generan tensiones residuales en la pieza final durante el proceso de fabricación. Estas tensiones dan lugar a dicho efecto. En el caso de la cuaderna en U, el ángulo de 90° entre el alma y el ala es el que tenderá a cerrarse, dando como resultado un ángulo menor. Existen metodologías de compensación de molde para eliminar el efecto *spring-in*, las cuales se aplican en la etapa de diseño de molde [281]. Kappel *et al.* [282] toman multitud de mediciones experimentales en varias piezas fabricadas para poder compensar los moldes de unos perfiles rectos en C. Concluyen que el rango de valores del ángulo de compensación es muy limitado: entre 1,4° y 2,2°. También demuestran que la causa de este fenómeno es principalmente por el tipo de laminado, no por el tamaño del radio. Fernlund *et al.* [283] recomienda una compensación de 0,8°, en un caso de estudio de un ángulo curvo en L. En esta investigación, definimos un ángulo de compensación de 1° [168].

Por otro lado, el efecto *spring-in* favorecerá a que la pieza quede sujeta en el contramolde, por la contracción de las alas hacia el mismo. Para compensar esta contracción y extraer la pieza es necesario aplicar un ángulo de desmoldeo. Es decir, es necesario aplicar conicidad a las caras de la

pieza para facilitar su desmoldeo. Consideramos que el mismo ángulo de compensación de 1° cumplirá con también con esta función (Fig. 5-1 (c)).

La empresa *Hexagon AB* realizó un análisis dimensional de precisión para la cuaderna RTM (Capítulo 6, Apartado 6.6). La Tab. 5-2 muestra los resultados para el ángulo C y el ángulo L en función de los seis puntos de medida. Calculamos el error absoluto respecto al valor de 90°. Éste está comprendido entre 0,017 y 0,242, cumpliendo con la tolerancia de $\pm 0,25^\circ$.

Tab. 5-2: Resultados de la medición del ángulo L y C.

Posición	Ángulo		Error	
	L	C	L	C
1	89,916	90,112	0,084	0,112
2	89,878	89,867	0,122	0,133
3	89,91	89,772	0,09	0,228
4	89,958	89,856	0,042	0,144
5	90,017	89,764	0,017	0,236
6	90,059	89,767	0,059	0,233
7	90,167	89,758	0,167	0,242
8	90,148	89,816	0,148	0,184

5.3 Propuesta del proceso de infusión con contramolde sólido incompresible (ISCI)

Diseñamos la variante del proceso de infusión por vacío en base a un molde cóncavo metálico y un contramolde de material incompresible, el cual lo colocamos entre la preforma y la bolsa de vacío. Los materiales incompresibles, tales como, los cauchos y las siliconas, se caracterizan por comportarse casi como líquidos, puesto que al aplicar una carga se deforman en todas las direcciones por igual, sin cambiar su volumen. También, por tener un coeficiente de Poisson cercano a 0,5 (de 0,46 a 0,49) [284]–[286].

La función del contramolde incompresible varía según la etapa del proceso. A continuación, detallamos las funciones previstas en la etapa de llenado y en la etapa de post-llenado. Incluimos un apartado con la repercusión del proceso ISCI sobre el tiempo de llenado.

Etapa de llenado:

En primer lugar, el contramolde evitará la aparición del efecto puenteo de la bolsa de vacío, por su colocación directa sobre la preforma. La Fig. 5-2 muestra la colocación de los materiales auxiliares junto con el contramolde sólido incompresible.

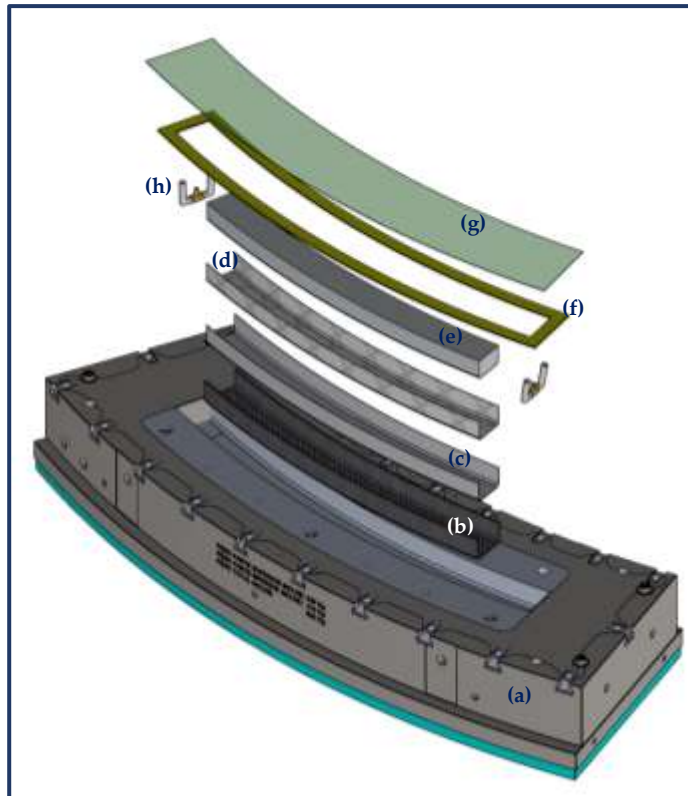


Fig. 5-2: Montaje de consumibles para la fabricación por el proceso ISCI: (a) molde metálico, (b) preforma de carbono, (c) tejido pelable, (d) malla de distribución, (e) contramolde sólido incompresible, (f) masilla de cierre, (g) bolsa de vacío y (h) sistema de inyección.

Además, este contramolde también minimizará o eliminará el efecto puenteo de láminas. Antes de inyectar la resina, el laminado sufre una primera compactación mediante la aplicación de presión de vacío (con el punto de inyección está cerrado). Esta presión de vacío sobre el contramolde incompresible transmitirá instantáneamente una presión hidrostática uniforme sobre el laminado, compactando por igual las zonas curvas y planas (Fig. 5-3). Esta presión hidrostática podrá reducir o eliminar el espacio entre capas o el espacio preforma – molde (*ply bridging*) y el fenómeno vía rápida. Por último, esta primera compactación también minimizará la variación local del espesor y, por tanto, la variación local de permeabilidad. Esto podrá reducir la formación de poros por el mecanismo de atrapamiento mecánico. Más detalles en el Capítulo 2, Apartado 2.5.

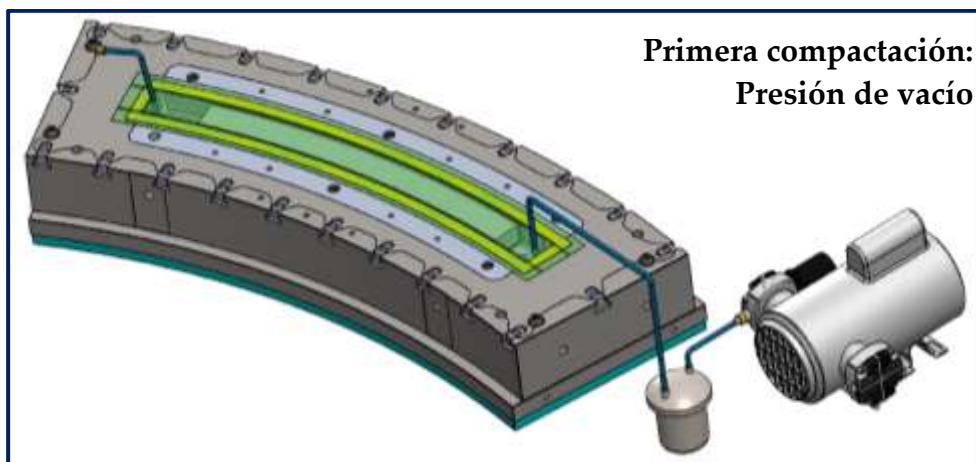


Fig. 5-3: Primera compactación del laminado mediante la aplicación de presión de vacío.

Etapas de post-llenado:

Durante el post-llenado, el contramolde permitirá aplicar sobre la preforma una presión externa. Esta presión dará lugar a una presión hidrostática uniforme mayor que la de la etapa de llenado, que incrementará considerablemente la compactación del laminado y eliminará la resina en exceso. Con esto, esperamos equilibrar la compactación del laminado entre la zona plana y curva y eliminar los defectos significativos en las zonas curvas, tales como cúmulos de resina, aire atrapado, engrosamiento, etc. También esperamos incrementar la FVF y reducir la porosidad en toda la pieza para cumplir con los requerimientos aeronáuticos (Fig. 5-4).

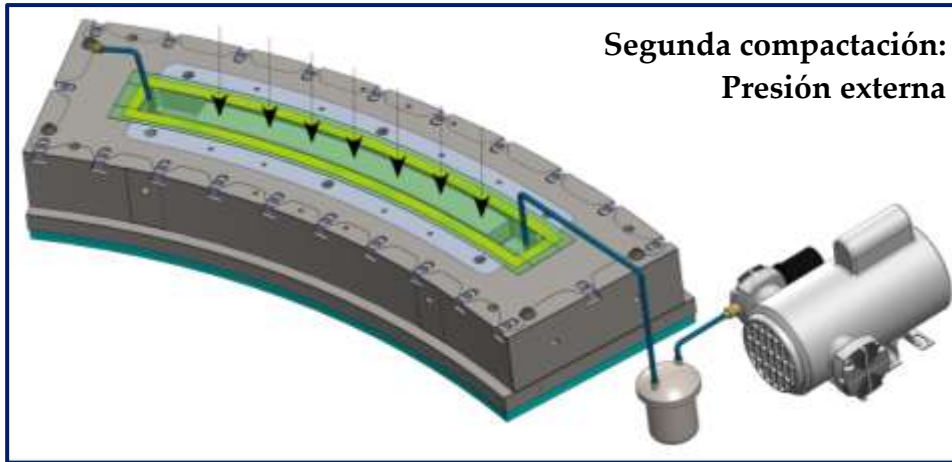


Fig. 5-4: Aplicación de la presión externa durante la etapa de post-llenado (segunda compactación del laminado).

Tiempo de proceso:

La reducción del tiempo de proceso y de la mano de obra cualificada también la tuvimos en consideración durante la concepción de la variante ISCI, con el objetivo de reducir los costes de proceso. La fabricación de piezas de *composite* en el sector aeronáutico suele incluir la etapa de compactación o *debulking* [287]. Centea *et al.* [288] estudian los costes de fabricación de un laminado de ocho capas de *prepreg* por el proceso de bolsa de vacío. El proceso de compactación se aplicó en cada capa de 600 g/m² durante cinco minutos. Observaron que el tiempo de mano de obra es un 15% del tiempo total de proceso y, que la etapa de *debulking* es la que requiere mayor mano de obra, tal como muestra la Fig. 5-5 [288].

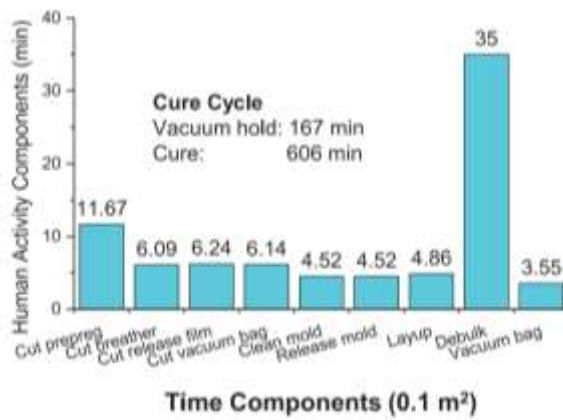
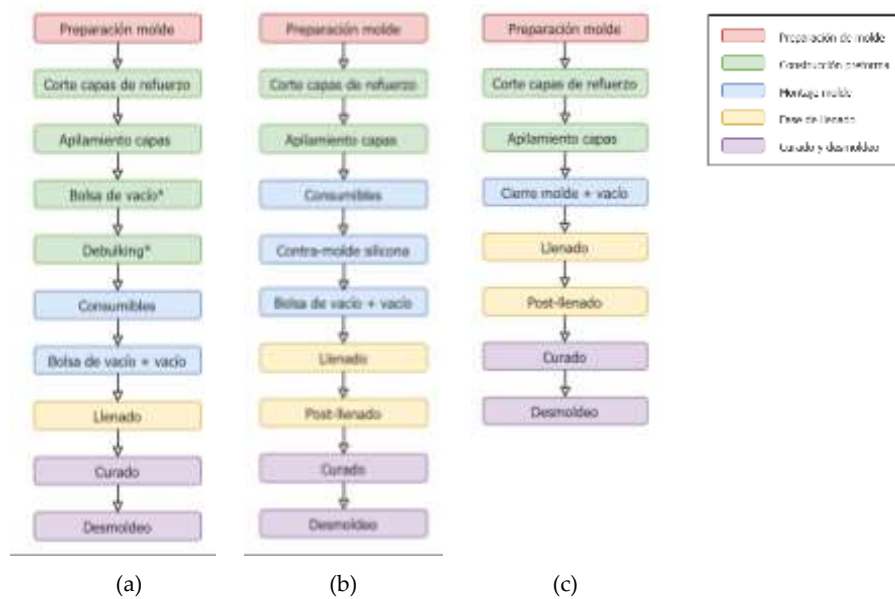


Fig. 5-5: Costes de mano de obra para la fabricación de una placa de 0,1 m² en preimpregnado de carbono por el proceso de bolsa de vacío [288].

La Fig. 5-6 compara el diagrama de flujo del proceso de infusión por vacío, RTM e ISCI. Hemos agrupado las diferentes actividades en colores en función de la etapa del proceso.



* Proceso de compactación: consiste en aplicar vacío entre capas durante cierto tiempo para asegurar la consolidación de las mismas.

Fig. 5-6: Diagrama de flujo del proceso: (a) de infusión por vacío (VI), (b) RTM y (c) ISCI.

El proceso VI, apto para el sector aeronáutico, presenta varias etapas relacionadas con la construcción de la preforma. Con la infusión con contramolde sólido incompresible, pretendemos aproximarnos al proceso RTM puesto que simplifica considerablemente las etapas relacionadas con la preforma [289][19][73]. Asimismo, el montaje de los materiales auxiliares también lo simplificamos considerablemente con el uso del contramolde. La bolsa de vacío siempre se colocará en plano (sobre el contramolde sólido incompresible), sin necesidad de pliegues. La colocación de la bolsa en el proceso VI en piezas con geometrías complejas implica un elevado tiempo de proceso y mano de obra cualificada, por la complejidad de los pliegues y la dificultad de adaptación de la misma.

En resumen, proponemos una mejora del proceso VI sin la etapa de *debulking* y simplificando la colocación de los materiales auxiliares para reducir el tiempo de ciclo y, por tanto, los costes de proceso. Asimismo, las modificaciones propuestas en el proceso ISCI supondrán un bajo coste de inversión inicial para mantener la ventaja de bajo coste del proceso de infusión por vacío. El análisis económico del mismo y la comparación con el proceso VI y RTM está fuera del alcance de esta investigación.

5.4 Optimización del proceso ISCI

A partir de la hipótesis de partida y del concepto de diseño, continuamos con el diseño y fabricación de cinco variantes del proceso de infusión con contramolde sólido incompresible. Testeamos cada una de ellas mediante la fabricación de una cuaderna en U, siguiendo el método de fabricación descrito en el Capítulo 3, Apartado 3.3.3. La validación de estas variantes se realizó a través del análisis dimensional y microestructural de las cuadernas.

5.4.1 Variantes del proceso ISCI

La Fig. 5-7 muestra un esquema con las cinco variantes estudiadas del proceso ISCI.

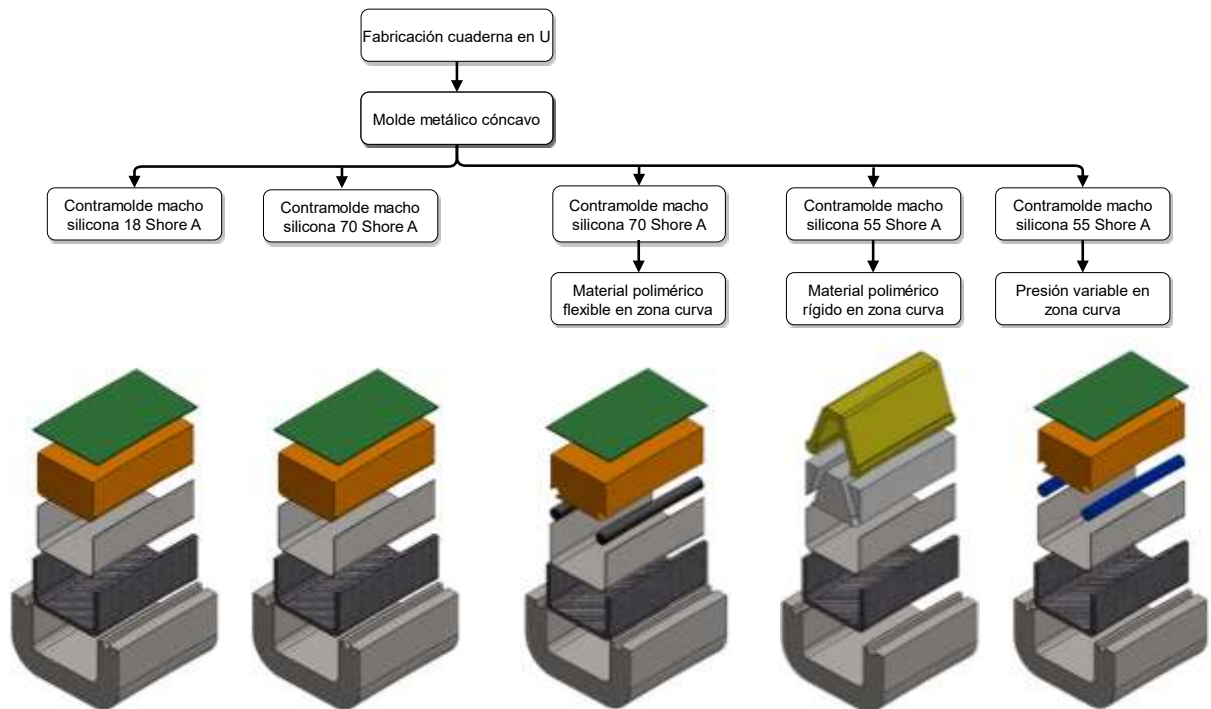


Fig. 5-7: Propuesta de diseño de las variantes de la infusión con contramolde sólido incompresible (ISCI).

En términos generales, propusimos cinco contramolde incompresibles distintos, los cuales se diferencian por el tipo de silicona empleada y/o por la combinación de ésta con materiales más rígidos o más flexibles en las zonas curvas. Dos de las variantes únicamente incluyen el contramolde incompresible. Otra combina el contramolde con una estructura fabricada por impresión 3D y acoplada a los cantos del contramolde. Ésta se fabricó del polímero ácido poliláctico (PLA). Para la combinación del contramolde con un material más flexible, utilizamos una espuma de poliuretano (PU, *polyurethane*) con una densidad de 25 kg/m³. Por último, también combinamos el contramolde con una cámara de aire para poder regular la presión en la zona curva. Todos tienen en común un molde cóncavo metálico y una estructura de contención que se sitúa sobre el contramolde. Esta última es la que permite aplicar la presión externa sobre la preforma durante la fase de post-llenado. Para más información sobre el diseño de los contramolde de silicona consultar el Apartado 5.3.6.

5.4.2 Nomenclatura de las variantes ISCI

La Tab. 5-3 especifica la nomenclatura empleada para las variantes de la infusión con contramolde sólido incompresible y para las piezas y muestras analizadas en esta investigación. Ésta sigue un sistema alfa-numérico de 2 a 10 dígitos. Los primeros dígitos identifican la variante del ISCI. En el caso del proceso de infusión por vacío, es VI mientras que, los procesos con contramolde incompresible se representan por una característica del material incompresible junto con una característica del acople de la zona curva. Por ejemplo, SIL55/3D es la dureza de la silicona y 3D que corresponde al método de fabricación del acople. Hablaremos de “acople” para referirnos al material adicional de la zona curva. Cortamos las piezas fabricadas en varias secciones y extrajimos muestras para la caracterización dimensional y microestructural. Por tanto, el tercer dígito varía en función del método de caracterización, siendo una letra las secciones transversales para observar por micrografía, un número y una letra para las 3 muestras de digestión y una letra y apóstrofe para las muestras de tomografía.

Tab. 5-3: Nomenclatura de las variantes del ISCI, de las piezas y de las muestras de esta investigación.

Tipo de contramolde	Acrónimo	Micrografía	Digestión	Tomografía
Infusión por vacío	VI	VI-n (n = B a K)	VI-nL (n= 1 a 4)	VI-L-B''
			VI-n (n= 1 a 4)	VI-L-J''
			VI-nC (n= 1 a 4)	
Silicona 18 Shore A	SIL18	SIL18-n (n = B a K)	SIL18-nL (n= 1 a 4)	SIL18-L-B''
			SIL18-n (n= 1 a 4)	SIL18-L-J''
			SIL18-nC (n= 1 a 4)	
Silicona 70 Shore A	SIL70	SIL70-n (n = B a K)	SIL70-nL (n= 1 a 4)	SIL70-L-B''
			SIL70-n (n= 1 a 4)	SIL70-L-J''
			SIL70-nC (n= 1 a 4)	
Silicona 70 Shore A y espuma PU	SIL70/PU	SIL70/PU-n (n = B a K)	SIL70/PU-nL (n= 1 a 4)	SIL70/PU-L-B''
			SIL70/PU -n (n= 1 a 4)	SIL70/PU-L-J''
			SIL70/PU -nC (n= 1 a 4)	
Silicona 55 Shore A y estructura 3D	SIL55/3D	SIL55/3D-n (n = B a K)	SIL55/3D-nL (n= 1 a 4)	SIL55/3D-L-B''
			SIL55/3D-n (n= 1 a 4)	SIL55/3D-L-J''
			SIL55/3D-nC (n= 1 a 4)	
Silicona 55 Shore A y cámara aire	SIL55/CA	SIL55/CA-n (n = B a K)	SIL55/CA-nL (n= 1 a 4)	SIL55/CA-L-B''
			SIL55/CA-n (n= 1 a 4)	SIL55/CA-L-J''
			SIL55/CA-nC (n= 1 a 4)	
RTM	RTM	RTM-n (n = B a K)	RTM-nL (n= 1 a 4)	SIL55/CA-L-B''
			RTM-n (n= 1 a 4)	SIL55/CA-L-J''
			RTM-nC (n= 1 a 4)	

Diferenciamos ambas zonas curvas de la sección en U con la letra L (longitud larga) y C (longitud corta), tal y como muestra la Fig. 5-11.

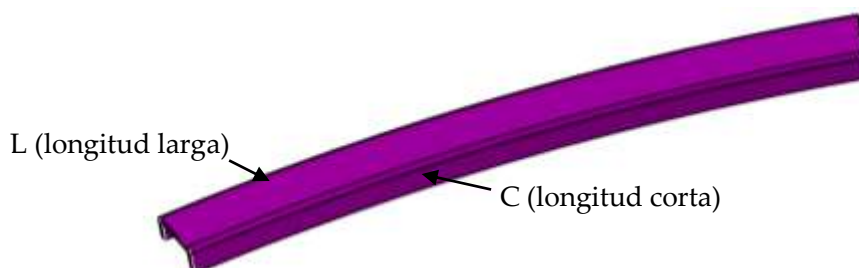
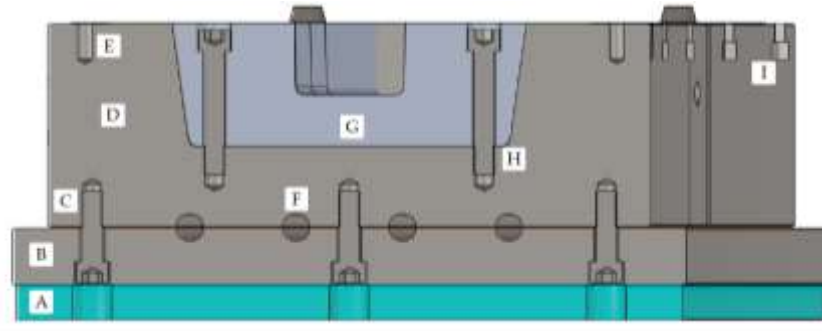


Fig. 5-8: Propuesta de diseño de las variantes de la infusión con contramolde sólido incompresible (ISCI).

5.4.3 *Diseño del molde cóncavo y de la estructura de contención*

Fabricamos el molde en acero de alta resistencia DIN 1.2311. Consiste en un postizo cóncavo (cavidad) y un portamoldes, el cual incluye el sistema de cierre y calentamiento. El postizo cóncavo tiene unas dimensiones de 200 mm x 1200 mm y 70 mm de alto. Además, para facilitar la construcción de la preforma, puede extraerse del portamoldes si es necesario. Las dimensiones del conjunto son 458 mm x 1200 mm y 148 mm de alto y las de la cavidad 62,3 mm x 40,8 mm. El portamoldes incluye una superficie de trabajo perimetral y totalmente lisa, con un ancho de 178 mm, para la sujeción de los consumibles. Detalles del circuito de calentamiento, así como el análisis térmico realizado para estudiar la uniformidad del calentamiento en el molde aparece en el Capítulo 6, Apartado 6.4.7. La Fig. 5-9 muestra el resto de componentes de sujeción.



- | | |
|--|---|
| A. Placa aislante de mica de 20 mm de espesor; forma curva (377 mm x 1200 mm). | B. Placa base forma curva (378 mm x 1200 mm). |
| C. Tornillos de sujeción M12 x 40 mm, placa base-portamoldes. | D. Portamoldes forma curva (338 mm x 1200 mm). |
| E. Tornillos de unión placa mica-molde DIN 7991 12.9 M8 x 20 mm. | F. Circuito de calentamiento. |
| G. Postizo cóncavo forma curva (200 mm x 810 mm). | H. Tornillos de sujeción M12 x 70 mm (DIN 912 12.9), postizo cóncavo-portamoldes. |
| I. Sistema de cierre, tornillos M16 x 80 mm (DIN 912 12.9).
Nota no son necesarios para el proceso de infusión. | |

Fig. 5-9: Vista de la sección transversal del molde cóncavo para el proceso de infusión por vacío o VI.

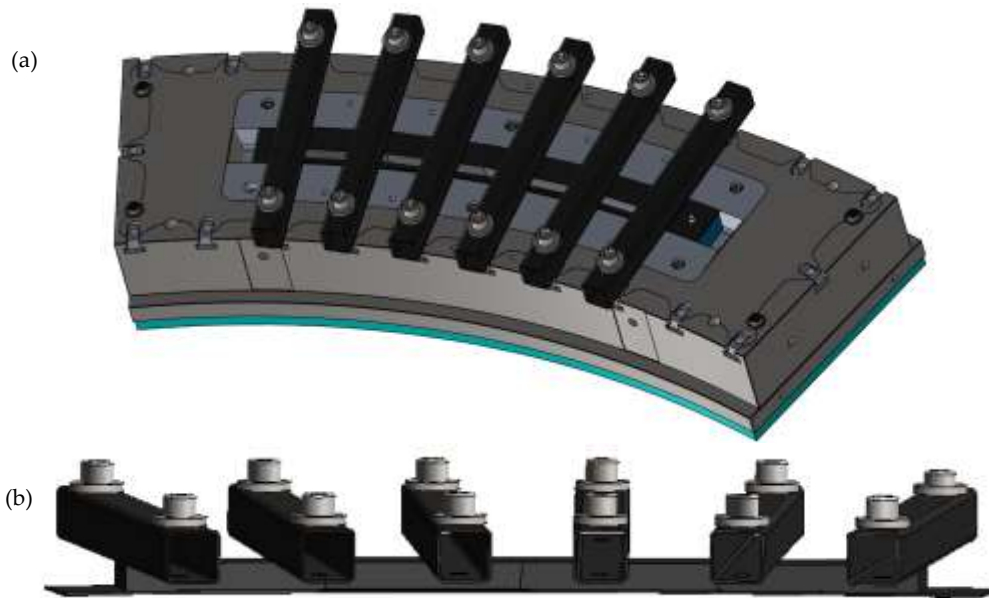


Fig. 5-10: (a) Conjunto del molde para la nueva variante de proceso, (b) estructura ligera formada por chapa de acero curvada (60 mm x 2 mm x 600 mm), perfil central estándar de 40 x 20 mm y los travesaños con perfil estándar hueco de 40 mm x 40 mm x 2 mm. Tornillos DIN912, calidad 12.9, métrica M16 x 80.

La Fig. 5-10 muestra la estructura de contención situada sobre el contramolde de silicona. Ésta consiste en 7 perfiles metálicos estándar: uno central de 40 mm x 20 mm y seis perpendiculares huecos de 40 mm x 40 mm x 2mm. También incluye 12 tornillos de métrica M16 x 80 mm DIN912 12.9 y una chapa de acero curvada de 600 mm x 60 mm x 2 mm, que está en contacto directo con el contramolde. El funcionamiento se basa en el sistema de cierre por tornillos del molde de RTM (Capítulo 6). Es decir, en el inicio de la fase de post-llenado, apretamos los doce tornillos para que la estructura de contención se desplace y deforme el contramolde de silicona. Al ser un material incompresible, esta deformación será igual en todas las direcciones, provocando una presión hidrostática uniforme en la preforma. No cuantificamos la presión de compactación aplicada por la estructura de contención. Aplicamos una fuerza de apriete en cada tornillo de 60 N·m para asegurar una presión uniforme en toda la preforma. En el Capítulo 9, sugerencias para trabajos futuros, proponemos métodos para la medición de la presión de compactación.

La Fig. 5-11 muestra la representación de las tres vistas principales del molde: alzado, planta y perfil.

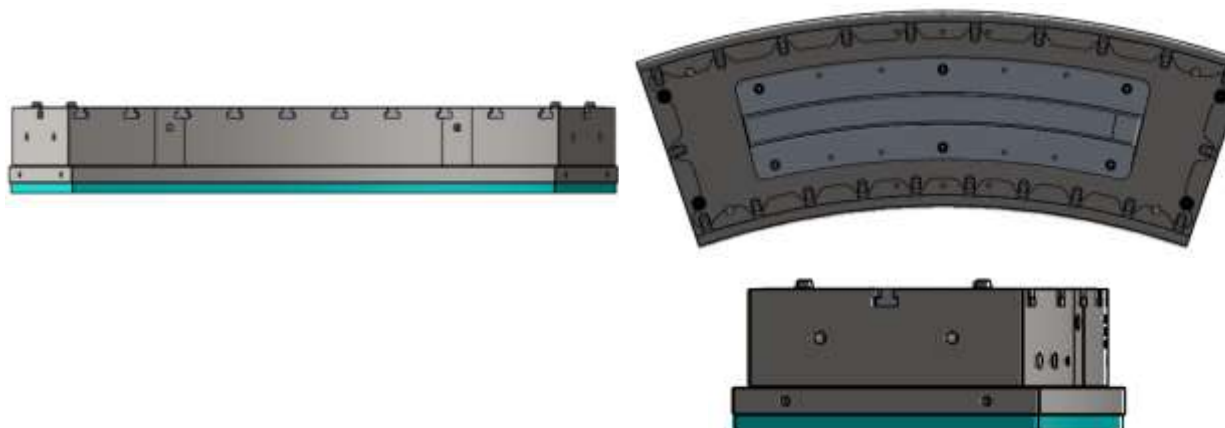


Fig. 5-11: Representación ortogonal de las tres vistas principales del molde cóncavo de la infusión con contramolde sólido incompresible (ISCI).

5.4.4 Diseño de los contramoldes en las variantes ISCI

A continuación, describimos el diseño de los cinco contramoldes incompresibles, incluyendo las características técnicas de los materiales adicionales para las zonas curvas y su integración en el mismo.

SIL70 y SIL18: Contramolde de silicona de 70 Shore A o de 18 Shore A

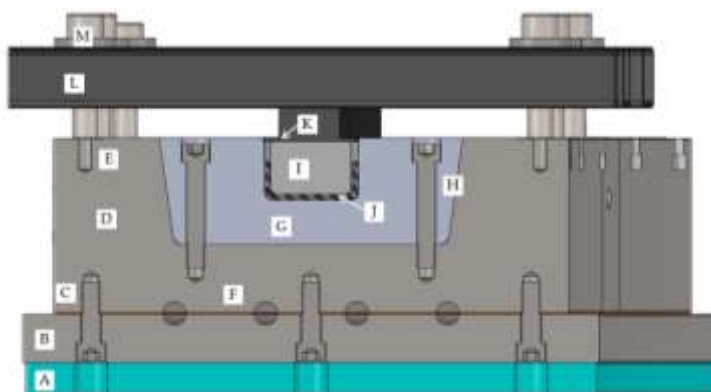
La primera variante consta del molde cóncavo y de un contramolde de silicona, sin ningún acople en el radio externo del mismo. Experimentamos dos siliconas con distinto comportamiento mecánico:

Empleamos la silicona *Elastosil LR3003/70 A/B* para la variante SIL70 y la *Elastosil M4512* con el catalizador *T-51* para la variante SIL18, ambas de *Wacker*. La dureza Shore A (DSA) es 70 y 18, respectivamente. La SIL70 presenta una mayor rigidez (Tab. 5-4), lo que implica una mejor estabilidad del laminado en cavidad sin carga aplicada. No obstante, su principal inconveniente es su elevada viscosidad: 1.271.000 mPa·s versus 35.000 mPa·s (*Elastosil M4512*). Elevadas viscosidades dificultan la fabricación del contramolde por el proceso de colada y, sobre todo, la integración de los acoples en la zona curva. La Tab. 5-4 muestra las principales propiedades físicas y mecánicas de las siliconas empleadas para las variantes SIL70 y SIL18.

Tab. 5-4: Principales propiedades de las siliconas empleadas en los contramoldes SIL70 y SIL18. DSA: Dureza Shore A, E: módulo elástico [MPa] a una deformación de rotura del 100%, ϵ_R : deformación a rotura [%], σ_m : resistencia máxima [MPa] y ρ_c : densidad [g/cm³].

Contramolde	Silicona	DSA	E a 100% [MPa]	ϵ_R [%]	σ_m [MPa]	ρ_c [g/cm ³]
SIL70	<i>Elastosil LR3003/70</i>	70	3,3	290	8,60	1,14
SIL18	<i>Elastosil M4512-T51</i>	18	2,1	650	3,50	1,19

La sección transversal del diseño del molde de las variantes SIL70 y SIL18, junto con los elementos adicionales necesarios para su uso, se muestra en la Fig. 5-12:



- A. Placa aislante de mica de 20 mm de espesor; forma curva (377 mm x 1200 mm).
- B. Placa base forma curva (378 mm x 1200 mm).
- C. Tornillos de sujeción M12 x 40 mm, placa base-portamolde.
- D. Portamolde forma curva (338 mm x 1200 mm).
- E. Tornillos de unión placa mica-molde DIN 7991 12.9 M8 x 20 mm.
- F. Circuito de calentamiento.
- G. Postizo cóncavo forma curva (200 mm x 810 mm).
- H. Tornillos de sujeción M12 x 70 mm (DIN 912 12.9), postizo cóncavo-portamolde.
- I. Conramolde de silicona 70 Shore A (P-SIL70) ó 18 Shore A (P-SIL55). Dimensiones 34,5 x 53 x 706 mm.
- J. Preforma de fibra de carbono 61,8 mm x 25 mm x 619 mm. Radio de curvatura 1600 mm.
- K. Chapa de acero curvada; dimensiones 600 mm x 60 mm x 2 mm.
- L. Estructura ligera. Pisador central: perfil hierro sólido estándar 40 mm x 20 mm x 600 mm, arco de radio 1600 mm. Platina de presión: hierro estándar 2 mm x 60 mm x 700 mm, arco de radio 1600 mm. Barras de presión: perfil hueco hierro estándar 40 mm x 40 mm x 2 mm, longitud 400 mm. Agujeros mecanizados en los extremos para el sistema de cierre (M).
- M. Sistema de cierre, tornillos M16 x 80 mm (DIN 912 12.9).

Fig. 5-12: Vista de la sección transversal del molde para las variantes SIL70 o SIL18. La diferencia entre ambos es el material empleado en el conramolde.

Realizamos la fabricación de los conramoldes por el proceso de colada. En el molde cóncavo, añadimos cera calibrada con espesores de 0,3 mm, 0,5 mm, 1 mm y 2 mm hasta obtener el espesor de pieza de 3,8 mm. A continuación, vertimos la silicona sobre la cera calibrada y cumplimos con los parámetros del ciclo de vulcanización (Tab. 5-5) para el secado de la misma.

Tab. 5-5: Ciclo de vulcanización de la silicona *Elastosil LR3003/70* y *Elastosil M4512*. R/H: ratio entre la resina y el endurecedor, $T_{vulc.}$: Temperatura de vulcanización [°C] y $t_{vulc.}$: tiempo de vulcanización.

Variante	Silicona	R/E	$T_{vulc.}$ [°C]	$t_{vulc.}$ [min]
SIL70	<i>Elastosil LR3003/70</i>	50%	60	45
SIL18	<i>Elastosil M4512-T51</i>	5%	23	1440 - 1800

SIL70/PU: Conramolde incompresible con acoples de material polimérico flexible en la zona curva

Diseñamos la variante SIL70/PU a partir de la hipótesis de que si en el radio externo del conramolde incompresible agregamos un material de mayor adaptabilidad que el del propio conramolde, podríamos incrementar la presión de compactación local en el vértice del ángulo de la pieza (canto), sin modificar la geometría del componente. El concepto se basa en el funcionamiento de los intensificadores de presión o *pressure strips*. Éstos se aplican frecuentemente en la fabricación de preimpregnados en autoclave con moldes cóncavos. La función es redistribuir la presión en las zonas curvas, incrementando así, la presión de compactación local en las mismas. También reducen la variabilidad de espesor y el efecto de engrosamiento [263].

Integramos en el radio del conramolde de silicona de 70 Shore A un acople de espuma de poliuretano de densidad 25 kg/m³. Empleamos la silicona *Elastosil LR/3003/70* (Tab. 5-4 y Tab. 5-5).

El acople lo mecanizamos con unas dimensiones de 10 mm x 10 mm x 594 mm y radio 5 mm (Fig. 5-13). La función del contramolde SIL70/PU es moderar la relajación de la preforma durante la primera compactación y la etapa de llenado. En paralelo, el acople de PU se adaptará al espacio disponible y reducirá la distancia entre el molde y el contramolde. Esta reducción dará lugar a un incremento de la presión de compactación local, minimizando el efecto puenteo de láminas y el fenómeno vía rápida. Durante la etapa de post-llenado, el acople de PU se adaptará por completo al radio interno de la pieza y distribuirá uniformemente la presión de compactación a través del contramolde incompresible.

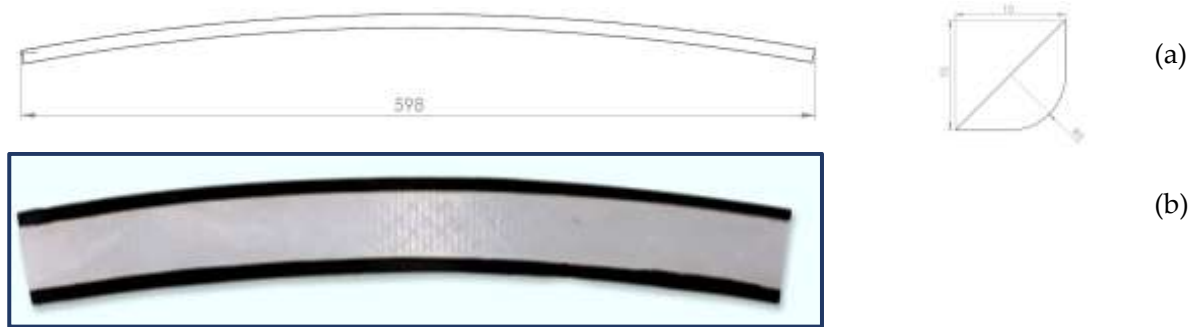
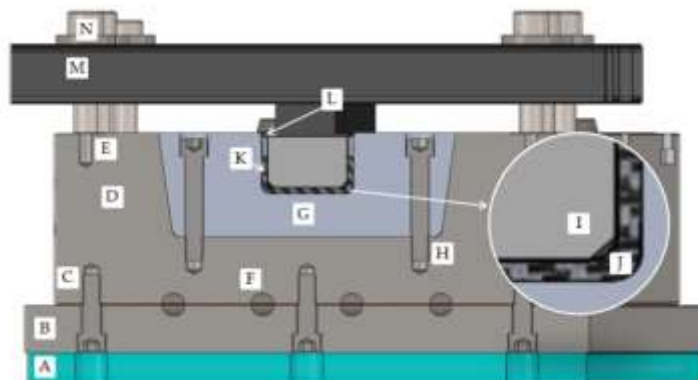


Fig. 5-13: (a) Diseño y dimensiones del acople de espuma de PU (dimensiones en mm) y (b) Contramolde de silicona de la variante SIL70/PU.

La Fig. 5-14 muestra la vista transversal del molde SIL70/PU, incluyendo los elementos necesarios para su funcionamiento.



- | | |
|--|---|
| A. Placa aislante de mica de 20 mm de espesor; forma curva (377 mm x 1200 mm). | B. Placa base forma curva (378 mm x 1200 mm). |
| C. Tornillos de sujeción M12 x 40 mm, placa base-portamoldes. | D. Portamoldes forma curva (338 mm x 1200 mm). |
| E. Tornillos de unión placa mica-molde DIN 7991 12.9 M8 x 20 mm. | F. Circuito de calentamiento. |
| G. Postizo cóncavo forma curva (200 mm x 810 mm). | H. Tornillos de sujeción M12 x 70 mm (DIN 912 12.9), postizo cóncavo-portamoldes. |
| I. Contramolde de silicona 70 Shore A. Dimensiones 34,5 mm x 53 mm x 706 mm. | J. Espuma PU 90 g/cm ³ . |
| K. Preforma de fibra de carbono 61,8 mm x 25 mm x 619 mm. Radio de curvatura 1600 mm. | L. Chapa de acero curvada; dimensiones 600 mm x 60 mm x 2 mm. |
| M. Estructura ligera. Pisador central: perfil hierro sólido estándar 40 mm x 20 mm x 600 mm, arco de radio 1600 mm. Platina de presión: hierro estándar 2 mm x 60 mm x 700 mm, arco de radio 1600 mm. Barras de presión: perfil hueco hierro estándar 40 mm x 40 mm x 2 mm, longitud 400 mm. Agujeros mecanizados en los extremos para el sistema de cierre (N). | N. Sistema de cierre, tornillos M16 x 80 mm (DIN 912 12.9). |

Fig. 5-14: Vista de la sección transversal del conjunto de la variante SIL70/PU.

SIL55/3D: Contramolde incompresible con material polimérico rígido en las zonas curvas

Para el diseño del SIL55/3D, partimos de la hipótesis de que un material con una mayor rigidez que el de la silicona del contramolde puede incrementar la presión de compactación local en el canto.

Para ello, propusimos la combinación de moldes de silicona y estructuras fabricadas por impresión 3D, por la versatilidad geométrica y la rápida producción sin necesidad de un modelo previo [290]. Para el contramolde, utilizamos la silicona *Essil 225* de *Axon* por su baja viscosidad y por la facilidad de embeber la estructura por el proceso de colada. Como material para la impresión 3D, elegimos el PLA con un punto de fusión entre 190 - 220 °C y un diámetro de filamento de 1,75 mm. La Fig. 5-15 muestra el diseño y dimensiones de la estructura. Cabe mencionar que, para un primer estudio de viabilidad, limitamos la longitud del SIL55/3D a 100 mm.

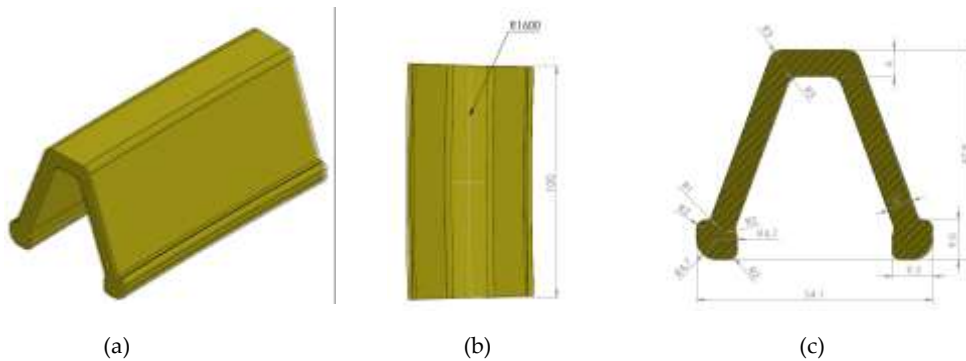


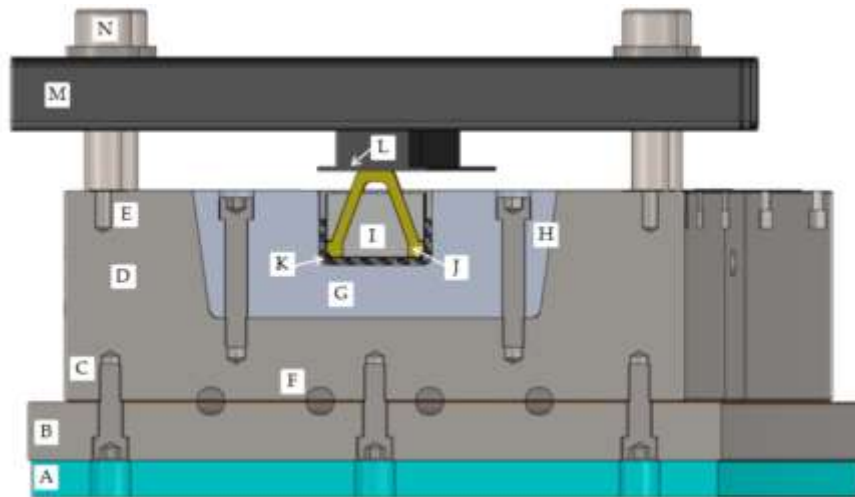
Fig. 5-15: Diseño de la estructura rígida: (a) vista en 3D, (b) vista en planta acotada y (c) sección acotada; anotar que las medidas son en mm.



Fig. 5-16: Fabricación por el proceso de colada del contramolde de silicona de la variante SIL55/3D.

Diseñamos la estructura en forma de V invertida para que al aplicar la carga vertical y que los extremos inferiores tiendan a abrirse hacia los laterales de la pieza, generando una mayor presión en las zonas curvas. Su altura es 12 mm mayor que la del contramolde. De esta manera, nos aseguramos que, al apretar los tornillos de cierre de la estructura ligera, ésta se desplace y deforme la estructura 3D, provocando el efecto deseado. Definimos las dimensiones en base al convexo de silicona (Fig. 5-15 (c)). Sólo el radio de 4,7 mm de la estructura está en contacto con el laminado, el resto está integrado en la silicona. El radio de 4,7 mm simula el radio externo de 5 mm del convexo de silicona. La Fig. 5-16 muestra el proceso de fabricación del contramolde de silicona y la estructura 3D por colada.

La Fig. 5-17 muestra la sección transversal de la variante SIL55/3D:



- | | |
|--|--|
| A. Placa aislante de mica de 20 mm de espesor; forma curva (377 mm x 1200 mm). | B. Placa base forma curva (378 mm x 1200 mm). |
| C. Tornillos de sujeción M12 x 40 mm, placa base-portamolde. | D. Portamolde forma curva (338 mm x 1200 mm). |
| E. Tornillos de unión placa mica-molde DIN 7991 12.9 M8 x 20 mm. | F. Circuito de calentamiento. |
| G. Postizo cóncavo forma curva (200 mm x 810 mm). | H. Tornillos de sujeción M12 x 70 mm (DIN 912 12.9), postizo cóncavo-portamolde. |
| I. Conramolde de silicona 55 Shore A. Dimensiones 34,5 mm x 53 mm x 706 mm. | J. Estructura 3D de PLA. |
| K. Preforma de fibra de carbono 61,8 mm x 25 mm x 619 mm. Radio de curvatura 1600 mm. | L. Chapa de acero curvada; dimensiones 600 mm x 60 mm x 2 mm. |
| M. Estructura ligera. Pisador central: perfil hierro sólido estándar 40 mm x 20 mm x 600 mm, arco de radio 1600 mm. Platina de presión: hierro estándar 2 mm x 60 mm x 700 mm, arco de radio 1600 mm. Barras de presión: perfil hueco hierro estándar 40 mm x 40 mm x 2 mm, longitud 400 mm. Agujeros mecanizados en los extremos para el sistema de cierre (N). | N. Sistema de cierre, tornillos M16 x 80 mm (DIN 912 12.9). |

Fig. 5-17: Vista de la sección transversal del conjunto del prototipo PT-SIL55/3D.

SIL55/CA: Conramolde incompresible con presión variable en zonas curvas

El propósito de diseño de la variante SIL55/CA fue poder regular la presión de compactación local en las zonas curvas, tanto durante la etapa de llenado como la de post-llenado. Para ello, incluimos una cámara de aire en el radio del conramolde incompresible, tal y como se observa en la Fig. 5-18.



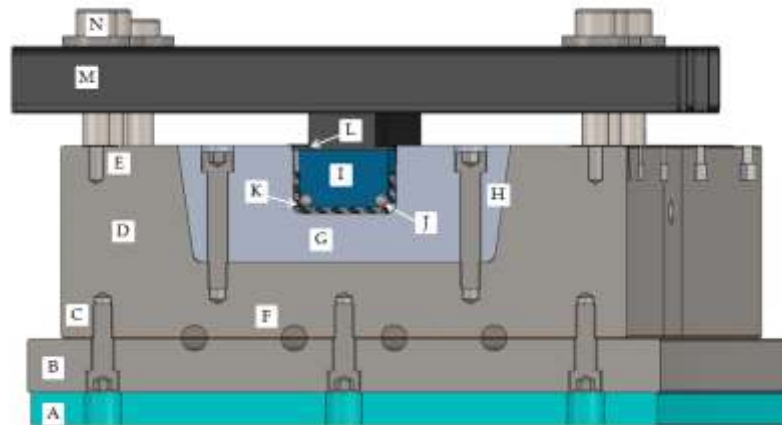
Fig. 5-18: Diseño y dimensiones del conramolde de la variante SIL55/CA (medidas en mm).

Fabricamos el conramolde con la silicona *Essil 255* de *Axon* mediante el proceso de colada, por su baja viscosidad. Como cámara de aire, utilizamos un tubo de silicona de diámetro externo 5 mm e interno 2 mm y una conexión rápida para la toma de aire comprimido (Fig. 5-19). Su funcionamiento se centra en dos sistemas de presión independientes. El sistema de la zona curva con una presión neumática de 4 bar (0,0004 MPa), que puede aplicarse tanto en la etapa de llenado para evitar el efecto puenteo de láminas e igualar la permeabilidad entre la zona plana y curva de la preforma, como en la etapa de post-llenado para sobre-compactar el laminado y eliminar el exceso de resina.



Fig. 5-19: Fabricación del contramolde de la variante SIL55/CA por el proceso de colada.

La Fig. 5-20 muestra la sección transversal de la variante SIL55/CA:



- | | |
|--|---|
| A. Placa aislante de mica de 20 mm de espesor; forma curva (377 mm x 1200 mm). | B. Placa base forma curva (378 mm x 1200 mm). |
| C. Tornillos de sujeción M12 x 40 mm, placa base-portamoldes. | D. Portamoldes forma curva (338 mm x 1200 mm). |
| E. Tornillos de unión placa mica-molde DIN 7991 12.9 M8 x 20 mm. | F. Circuito de calentamiento. |
| G. Postizo cóncavo forma curva (200 mm x 810 mm). | H. Tornillos de sujeción M12 x 70 mm (DIN 912 12.9), postizo cóncavo-portamoldes. |
| I. Contramolde de silicona 55 Shore A. Dimensiones 34,5 x 53 x 706 mm. | J. Cámara de aire neumática, diámetro externo 5 mm e inteno 2 mm. |
| K. Preforma de fibra de carbono 61,8 mm x 25 mm x 619 mm. Radio de curvatura 1600 mm. | L. Chapa de acero curvada; dimensiones 600 mm x 60 mm x 2 mm. |
| M. Estructura ligera. Pisador central: perfil hierro sólido estándar 40 mm x 20 mm x 600 mm, arco de radio 1600 mm. Platina de presión: hierro estándar 2 mm x 60 mm x 700 mm, arco de radio 1600 mm. Barras de presión: perfil hueco hierro estándar 40 mm x 40 mm x 2 mm, longitud 400 mm. Agujeros mecanizados en los extremos para el sistema de cierre (N). | N. Sistema de cierre, tornillos M16 x 80 mm (DIN 912 12.9). |

Fig. 5-20: Vista de la sección transversal del molde SIL55/CA.

5.5 Fabricación de la cuaderna por el proceso VI e ISCI

A continuación, describimos la fabricación de la cuaderna por los procesos: a) infusión por vacío y b) ISCI y sus variantes. Obtuvimos una pieza por proceso y variante.

Empleamos el método de fabricación descrito en Capítulo 3, Apartado 3.3.3, el cual consta de las siguientes etapas: preparación de molde, construcción de la preforma, montaje de consumibles,

etapa de llenado y curado y estrategia de desmoldeo. Como resina epoxi, utilizamos la *Resolteh 1050/1053S*, cuyo ciclo de curado está definido en el Capítulo 3, Apartado 3.2. Las características técnicas del tejido no-ondulado (*non-crimp fabric*, NFC) empleado se detallan en el Capítulo 3, Apartado 3.2. El laminado consta de cuatro orientaciones bidireccionales: cuatro capas de [90/0] y dos de [0/90], [-45/45] y [45/-45]. La Tab. 5-6 muestra la secuencia de apilamiento, simétrica y balanceada, y las características principales de la construcción de la preforma. La definición del laminado en cuanto al número de capas y su orientación la definió el *Topic Manager* en el marco del proyecto COFRARE 2.0 [44], en base al cuaderno de cargas de la estructura y una simulación estructural.

Tab. 5-6: Especificaciones de la preforma y de su construcción.

Etapa de construcción de la preforma		
Especificaciones	Secuencia de apilamiento	[0/90/45/-45/-45/45/0/90/90/0/90/0/0/90/-45/45/45/-45/90/0]
	Número capas	10
	Orientación fibra	Dirección radial
	Espesor nominal	4,0 mm
Construcción	Patrón	Rectangular sin solapes, ni acoples
	Conformado	Molde cóncavo; uso spray fijador
	Proceso <i>debulking</i>	No aplica

Para la construcción de la preforma, utilizamos un patrón rectangular sin solapes con dimensiones 600 mm x 120 mm (Fig. 5-21).



Fig. 5-21: Geometría y dimensiones del patrón.

Realizamos el corte y conformado de las láminas manualmente, tal y como muestra la Fig. 5-22:



Fig. 5-22: Corte y conformado de las capas y cierre de bolsa de vacío en la fabricación por el proceso de infusión o VI.

Realizamos el montaje de los materiales auxiliares, tal y como se describe en el Capítulo 3, Apartado 3.3.3. En el caso del proceso ISCI, introducimos el contramolde sólido incompresible entre la malla de distribución y la bolsa de vacío. Situamos el sistema de inyección en los extremos del componente: extremo izquierdo, punto de inyección o *inlet* y en el derecho, la conexión de vacío o *outlet*. La Fig. 5-23 muestra la etapa de llenado en el proceso VI y los consumibles empleados. Las especificaciones técnicas de los materiales auxiliares, de las boquillas usadas y del resto de elementos aparecen en el Capítulo 3, Apartado 3.3.3.



Fig. 5-23: Montaje de consumibles para la fabricación de la cuaderna en: (a) detalle de la etapa de llenado y (c) detalle de los consumibles empleados.

Una vez sellada la bolsa, aplicamos vacío en el molde hasta alcanzar una presión residual ($P_{residual}$) en cavidad igual o inferior a 3 mbar (0,0003 MPa). A continuación, calentamos el molde a la temperatura de inyección (40 ± 10 °C) y realizamos la prueba de pérdida de vacío admisible (P_o) durante 1 minuto. En paralelo, desgasificamos la resina durante 30 minutos a temperatura ambiente con una presión residual en el recipiente igual o inferior a 5 mbar (0,0005 MPa). Revisada la estanqueidad del molde, proseguimos con la inyección. Después de cerrar el punto de inyección, aumentamos la temperatura del molde hasta la temperatura de curado (60 ± 5 °C), con una rampa de 3 °C/min. Aplicamos un tiempo de curado de 16h, tal y como se especifica en el Capítulo 3, Apartado 3.2. La Tab. 5-7 presenta los parámetros de control para cada una de las fabricaciones.

Tab. 5-7: Parámetros de proceso para la fabricación de la cuaderna en U por infusión por vacío (VI) y por los prototipos funcionales.

Pieza	Presidual degas. (mbar/ MPa)	tdegas. (s)	Tresina (°C)	Tinyección (°C)	Tcurado (°C)	Presidual (mbar/ MPa)	∇P (mbar/ MPa)	P_o (mbar/ MPa)
PI-VI	2,50/ 0,00025	1800	28,0	41	62	1,20/ 0,00012	0,9988/ 0,00001	2,70/ 0,00027
PI-SIL70	3,10/ 0,00031	1800	28,4	41	60	0,70/ 0,00007	0,9993/ 0,00001	0,70/ 0,00007
PI-SIL70/PU	1,70/ 0,00017	1800	22,7	39	59	5,40/ 0,00054	0,9976/ 0,00001	1,80/ 0,00018
PI-SIL18	4,20/ 0,00042	1800	29,8	40	63	0,90/ 0,00009	0,9991/ 0,00001	1,70/ 0,00017
PI-SIL55/3D	3,70/ 0,00037	1800	23,7	39	60	0,70/ 0,00007	0,9993/ 0,00001	0,86/ 0,00009
PI-SIL55/CA	4,10/ 0,00041	1800	24,4	42	61	0,90/ 0,00009	0,9991/ 0,00001	0,68/ 0,00007

En la fabricación con ISCI, una vez finalizada la etapa de llenado, proseguimos con la colocación de la estructura de contención y con la aplicación de la presión externa en el post-llenado. Apretamos los 12 tornillos de cierre con una fuerza de apriete de 60 N·m (Fig. 5-24). Consideramos la etapa de post-llenado 5 minutos después de cerrar el punto de inyección. Es decir, una vez la cavidad esté

llena, cerramos el punto de inyección y esperamos 5 minutos. Pasado este tiempo, aplicamos la presión externa sobre el contramolde incompresible con la estructura de contención.



Fig. 5-24: Montaje del contramolde y materiales auxiliares para la infusión con contramolde sólido incompresible (ISCI).

5.6 Resultados de la caracterización dimensional y microestructural de las piezas

En esta investigación, realizamos una caracterización dimensional y microestructural a las cuadernas fabricadas por VI e ISCI para estudiar cómo afecta el diseño del proceso en la compactación del laminado en la zona curva. La caracterización incluye un análisis cualitativo por microscopía óptica y por ultrasonidos *phased array* para conocer los defectos en las piezas, la medición del espesor y del efecto engrosamiento o adelgazamiento y la determinación de la fracción volumétrica de fibra y de la porosidad. También contiene un estudio de la distribución espacial de los poros en la pieza final.

5.6.1 Estudio cualitativo de los defectos en la zona plana

La Fig. 5-25 exhibe los C-scans de los laminados fabricados por el proceso de infusión por vacío y por infusión con contramolde sólido incompresible, los cuales se presentan con una escala de colores que indica los diferentes niveles de atenuación en dB. Los defectos como, los poros y su distribución, las delaminaciones, las inclusiones de material, las uniones o la consolidación pobre entre capas

alojados en el interior del laminado, pueden atenuar el haz ultrasónico que viaja a través del espesor del mismo. Las muestras con unas condiciones de manufactura favorables presentan áreas con un nivel de atenuación máximo de 18 dB o lo que es lo mismo, con un 90% de la señal reflejada o eco de fondo. Es decir, las áreas con una atenuación menor que 18 dB son las que consideramos homogéneas y libres de defectos. Este criterio de aceptación de 18 dB es un valor aceptado por el sector aeronáutico para el desarrollo de prototipos con un TRL4 a TRL7. Inspeccionamos la cuaderna únicamente en la región del alma. No pudimos inspeccionar la zona curva por falta de adaptación del transductor.

La pieza VI muestra una atenuación significativa de la señal a 18 dB e incluso, en determinadas regiones centrales se sobrepasa el límite del criterio establecido (zonas de color blanco). Saenz *et al.* [39] estudian los efectos de los parámetros de procesado sobre la calidad de *composites* termoplásticos. Los autores reportan que una atenuación por debajo de los 18 dB puede estar asociada a una falta de consolidación entre capas con aire atrapado entre las mismas.

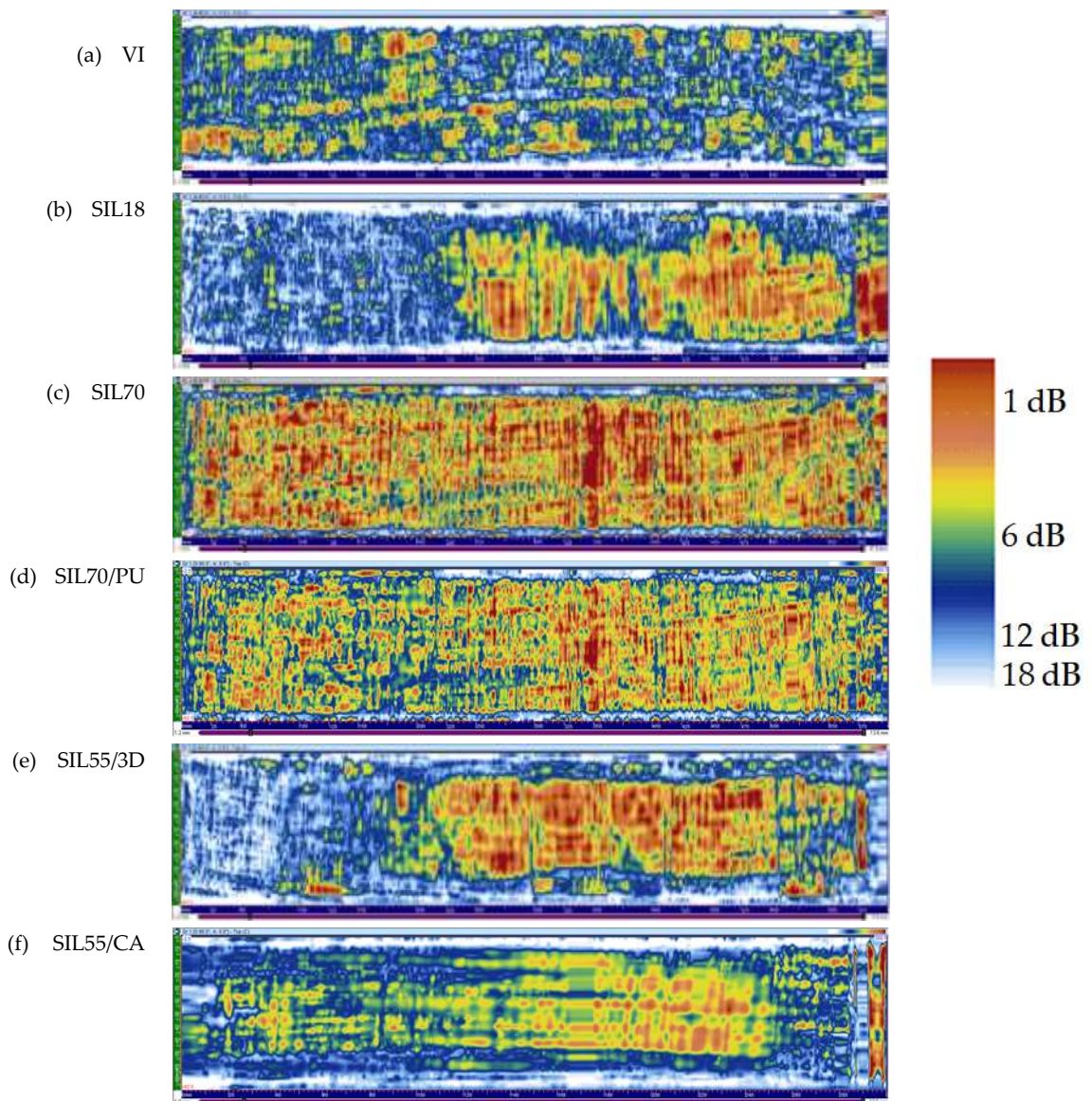


Fig. 5-25: Atenuación del C-scan de la cuaderna en U fabricada por el proceso: (a) VI, (b) SIL18, (c) SIL70, (d) SIL70/PU, (e) SIL55/3D y (f) SIL55/CA.

Las piezas SIL18, SIL/3D y SIL55/CA representan casos intermedios con áreas con diferente nivel de atenuación:

En el caso del C-scan de la SIL18, observamos un área grande desde el punto de inyección hasta el centro de la pieza con una elevada atenuación, igual o menor a 18 dB. Esto indica una gran cantidad de aire atrapado y una pobre consolidación del laminado, en las proximidades del *inlet*.

La SIL55/3D muestra un comportamiento muy similar al anterior. El C-scan indica una buena consolidación del laminado en la región del centro y del punto de vacío. El nivel de atenuación está comprendido entre 1 dB y 6 dB. La región del punto de inyección no está bien consolidada, puesto que presenta una atenuación inferior a 18 dB. En ambos casos, la distribución de la presión externa con el contramolde sólido incompresible no fue totalmente uniforme, siendo superior en las inmediaciones del punto de vacío.

El C-scan de la pieza SIL55/CA presenta una atenuación mucho más uniforme en función de la distancia desde punto de inyección. La mayoría de las áreas tienen una atenuación entre 4 dB y 8 dB. Esto significa que la pieza está bien consolidada según el criterio empleado. No obstante, puede presentar poros o aire atrapado puesto que el pico de fondo se atenúa un 20 – 25%. Aparentemente, las piezas SIL70 y SIL70/PU exhiben una mayor consolidación en el laminado, con una atenuación entre 1 dB y 3 dB en gran parte del área del alma. La SIL70/PU presenta pequeñas áreas con una atenuación de 10 – 12 dB, desde el centro de la pieza al punto de inyección.

5.6.2 Estudio cualitativo de los defectos en la zona curva

A continuación, mostramos diversas micrografías de las cuadernas fabricadas por VI y por ISCI, con el fin de analizar y comparar las secciones transversales del radio y determinar cualitativamente los tipos de defectos presentes en las mismas. Los defectos más significativos están localizados en la zona curva y los hemos clasificado en cuatro categorías definidas en la Fig. 5-26. No incluimos los defectos procedentes del refuerzo tales como arrugas, ondulaciones, pliegues y desalineación de fibra.

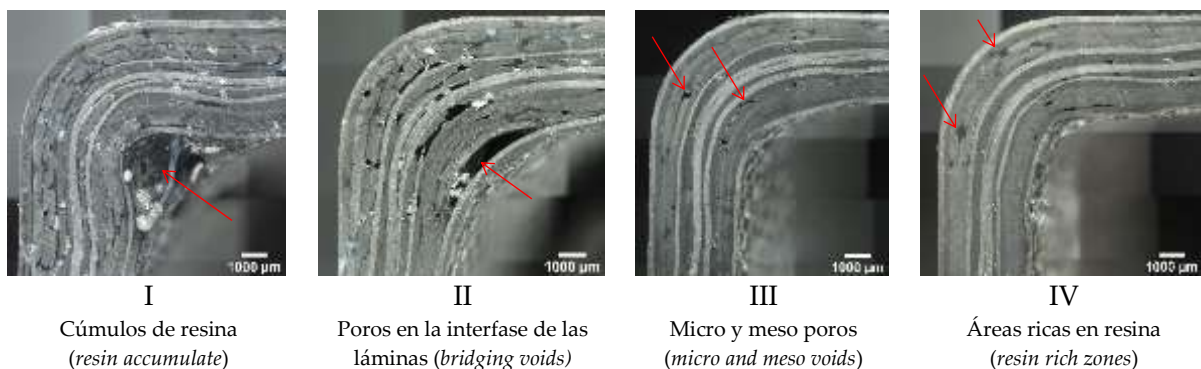


Fig. 5-26: Sección transversal de la zona curva de la cuaderna para mostrar el aspecto de los defectos identificados y su categoría. La clasificación de los defectos se presenta en la Tab. 5-8.

La categoría I corresponde al defecto cúmulo de resina. La caída de la presión de compactación local en la zona curva, debido al efecto puenteo de láminas o puenteo de la bolsa de vacío, provoca que la resina fluya hacia la región de menor presión por el mecanismo de “flujo de compresión” o *squeeze flow*. De esta manera, la resina tiende a acumularse en el canto, actuando como un concentrador de tensiones en el componente final y un punto iniciador de propagación de grieta. Además, el flujo de compresión también provoca una gran presencia de meso y microporos en la zona curva por el mecanismo de transporte (categoría III) [193]. La categoría II corresponde a poros,

de gran tamaño, situados en la interfase de las láminas debido al efecto puenteo de láminas. La categoría IV son las áreas ricas en resina que se forman cuando los espacios existentes en la preforma compactada, se rellenan con resina después de la inyección. Este defecto es común en el proceso RTM [291]. Holmberg *et al.* [292] estudian la fabricación por RTM de unas vigas en forma de U. Con el molde cerrado, el refuerzo tiende a traccionar en el canto (efecto puenteo de láminas) y da lugar a áreas ricas en resina.

La Tab. 5-8 lista los defectos encontrados en las piezas analizadas. Simbolizamos la existencia de defectos con el símbolo visto (✓) y la no existencia con N/A.

Tab. 5-8: Tipos de defectos observados en la zona curva de las cuadernas después del curado de las mismas. Categoría de defectos puede verse en la Fig. 5-26.

Categoría defecto	VI	SIL18	SIL70	SIL70/PU	SIL55/3D	SIL55/CA
I	✓	✓	N/A	N/A	N/A	N/A
II	✓	✓	N/A	N/A	✓	N/A
III	✓	✓	✓	✓	✓	✓
IV	✓	✓	✓	✓	✓	✓

La pieza fabricada por infusión por vacío contiene claramente el defecto cúmulo de resina en el radio interno de la cuaderna. Además, contiene aire atrapado en ambos radios y a lo largo de toda la longitud de la cuaderna, tal y como mostramos en la Fig. 5-27 y Fig. 5-28.

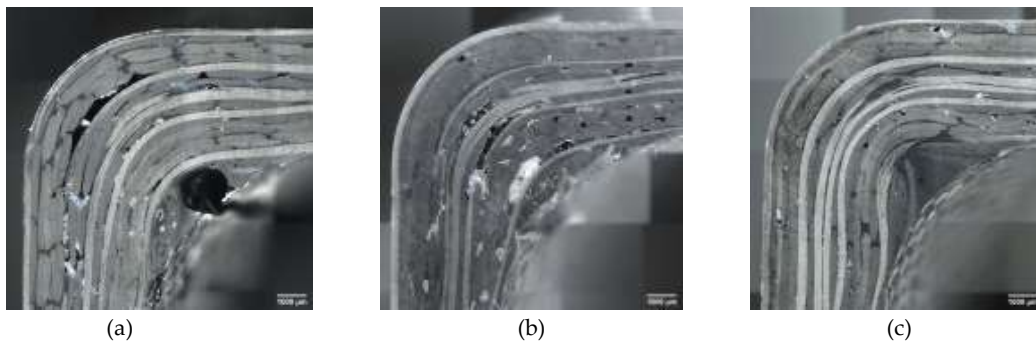


Fig. 5-27: Micrografía óptica de la zona curva C de la cuaderna VI. Distancia desde el punto de inyección (a) 150 mm (b) 350 mm (c) 450 mm.

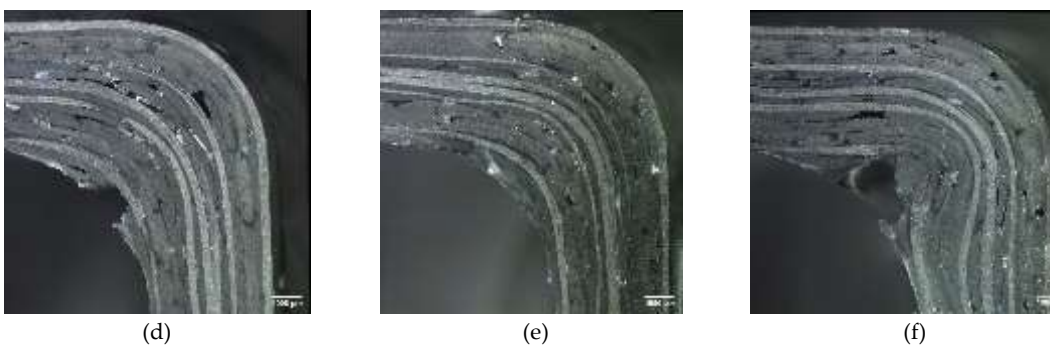


Fig. 5-28: Micrografía óptica de la zona curva L de la cuaderna VI. Distancia desde el punto de inyección (d) 150 mm (e) 350 mm (f) 450 mm.

La presencia de la bolsa de resina influye en el espesor del laminado. Ésta provoca un importante incremento del espesor en radio y, por ende, el efecto engrosamiento en el canto. Asimismo, aumenta notablemente la probabilidad de no cumplir con las tolerancias dimensionales de pieza. El uso de resinas de baja viscosidad y de laminados con un bajo contenido en fibras a 90° promueven el flujo de la resina por el mecanismo de flujo de compresión [190]. También observamos grandes poros en

la interfase de las capas de tejido, los cuales se generan por el efecto puenteo de láminas y la falta de presión de compactación en dicha zona (Fig. 5-27 (a), Fig. 5-27 (b) y Fig. 5-28 (c)). Este defecto puede minimizarse mediante el uso de laminados con un elevado contenido de fibras orientadas a 0° [232].

Las imágenes de la pieza SIL18 confirman que la aplicación de presión externa mediante el contramolde de silicona de 18 Shore A minimiza notablemente el defecto cúmulo de resina, observándose un único pequeño cúmulo con aire atrapado en la imagen de la Fig. 5-29 (a). El espesor final del laminado es mucho más uniforme en comparación con la pieza VI. Sin embargo, ésta contiene grandes poros en la interfase de las láminas y atrapamiento de aire en la región del radio externo (Fig. 5-29 (a)-(b) y Fig. 5-30 (e)-(f)). También observamos un gran número de micro y mesoporos. Al aplicar la presión externa en el contramolde sólido incompresible, la silicona no se deforma en todas las direcciones por igual. La presión de compactación local en la zona curva sigue sin estar en perfecto equilibrio con la presión de compactación local de la plana, por lo que existe movimiento de resina y de aire por el mecanismo de flujo de compresión.

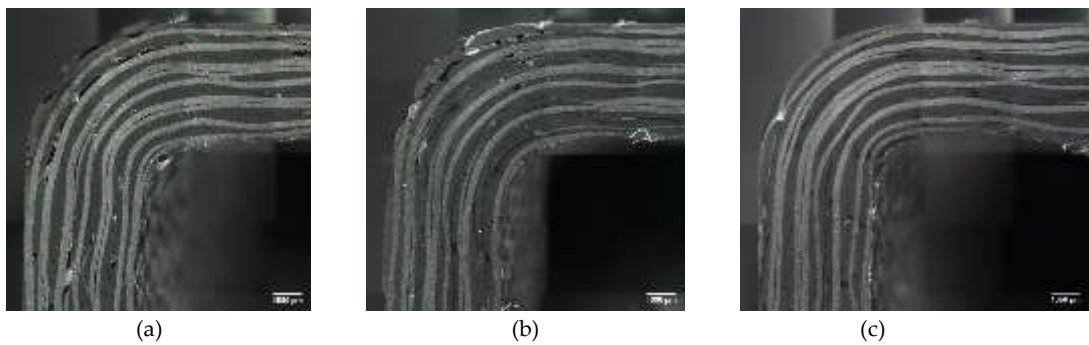


Fig. 5-29: Micrografía óptica de la zona curva C de la cuaderna SIL18. Distancia desde el punto de inyección (a) 150 mm (b) 350 mm (c) 450 mm.

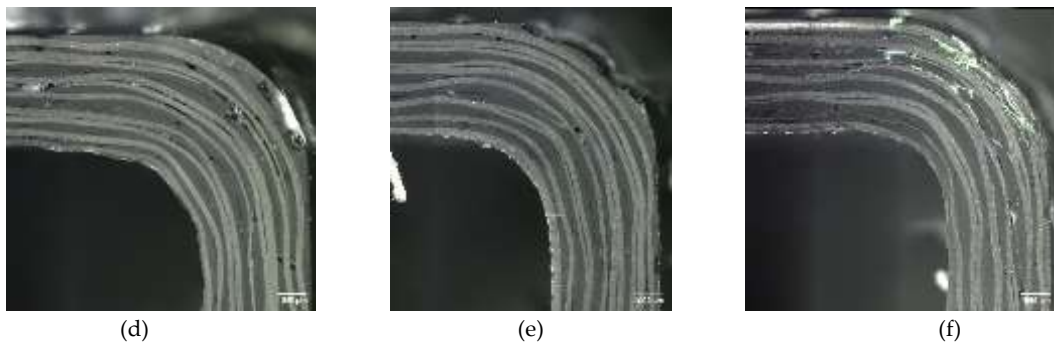


Fig. 5-30: Micrografía óptica de la zona curva L de la cuaderna SIL18. Distancia desde el punto de inyección (d) 150 mm (e) 350 mm (f) 450 mm.

La pieza SIL70 muestra una notable mejora en la fabricación, puesto que no contiene ni cúmulos de resina ni grandes poros en la interfase entre láminas. Presenta espesor uniforme y una importante reducción de los meso y microporos.

La pieza SIL70/PU, fabricada con el contramolde rígido (70 Shore A) y un material polimérico flexible como intensificador de presión en el canto, presenta arrugas profundas, tal y como observamos en la imagen Fig. 5-33 (b). El uso de capas flexibles, como pueden ser los materiales auxiliares, entre el laminado y la bolsa da lugar a este tipo de defecto, por la falta de adaptación de los mismos a la curvatura del molde. Es decir, al aplicar la presión externa, si las láminas de refuerzo no deslizan entre ellas, las arrugas presentes en los consumibles no se eliminan y afectan a la superficie del laminado. Hubert *et al.* [190] publica resultados similares en la fabricación por

autoclave con molde cóncavo. Además, este contramolde incompresible provoca una sobrecompactación no uniforme en el laminado, que se traduce en un menor espesor (Apartado 5.6.4).

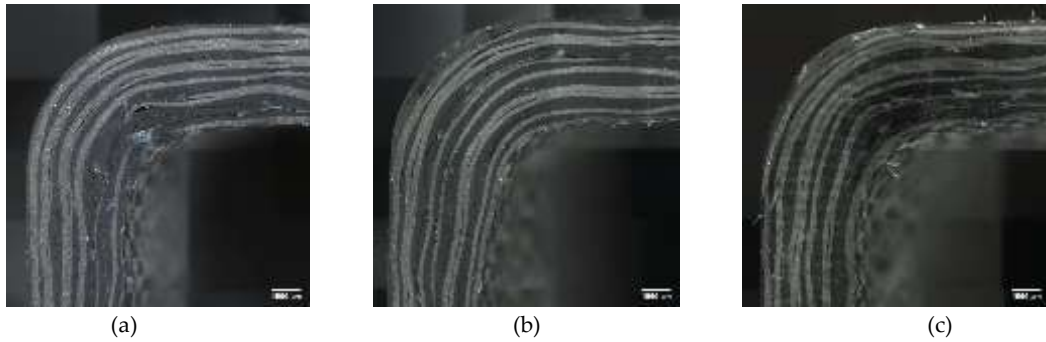


Fig. 5-31: Micrografía óptica de la zona curva C de la cuaderna SIL70. Distancia desde el punto de inyección (a) 150 mm (b) 350 mm (c) 450 mm.

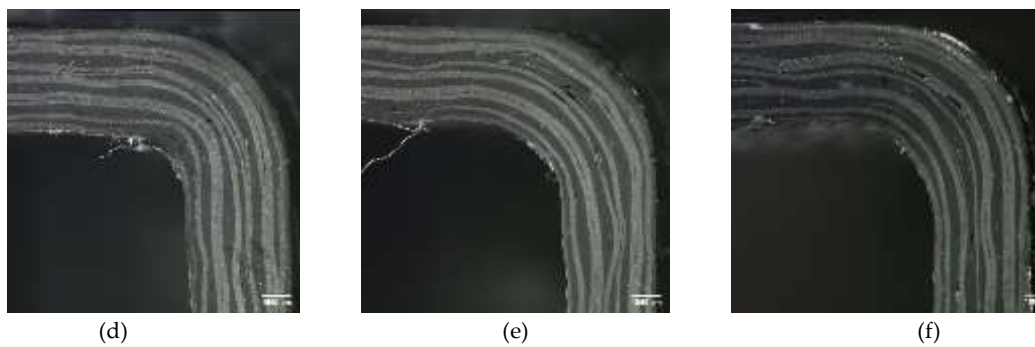


Fig. 5-32: Micrografía óptica de la zona curva L de la cuaderna SIL70. Distancia desde el punto de inyección (d) 150 mm (e) 350 mm (f) 450 mm.

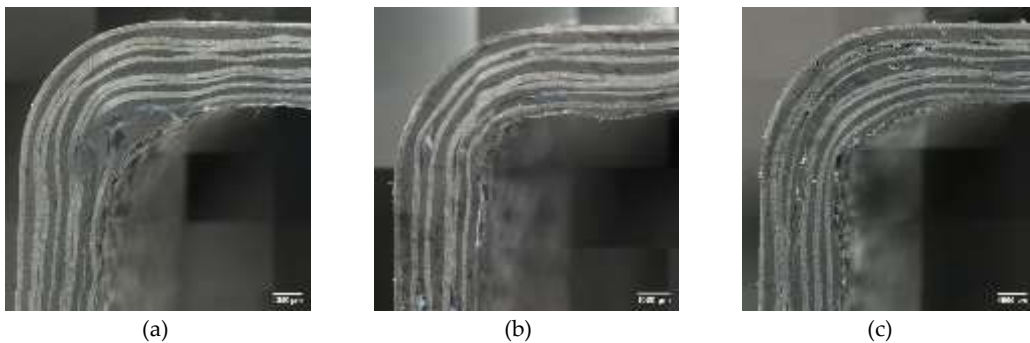


Fig. 5-33: Micrografía óptica de la zona curva C de la cuaderna SIL70/PU. Distancia desde el punto de inyección (a) 150 mm (b) 350 mm (c) 450 mm.

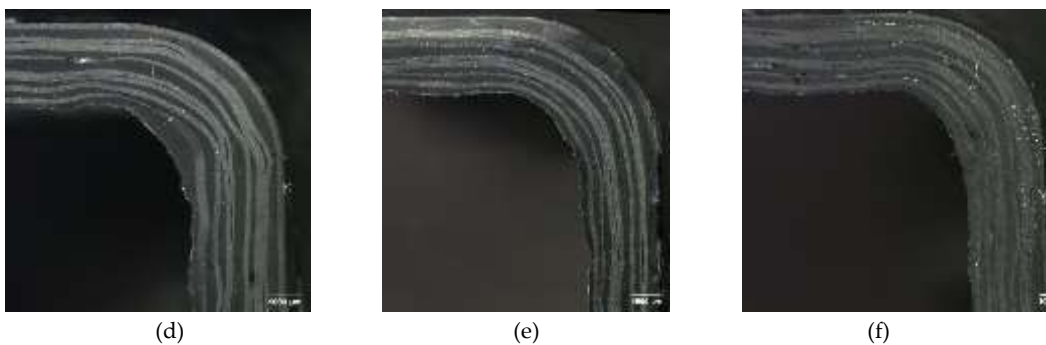


Fig. 5-34: Micrografía óptica de la zona curva L de la cuaderna SIL70/PU. Distancia desde el punto de inyección (d) 150 mm (e) 350 mm (f) 450 mm.

La pieza SIL55/3D no presenta el defecto cúmulo de resina en la zona curva. No obstante, presenta una deformación geométrica, puesto que el espesor de la zona plana es mucho mayor que el de la curva, siendo lo contrario en el diseño de pieza. La Fig. 5-35 (a) y Fig. 5-36 (d) muestra claramente este comportamiento. También observamos una elevada porosidad a lo largo de toda la sección. Un exceso de presión de compactación durante la etapa de post-llenado puede dificultar el transporte de los poros hacia el punto de vacío por el mecanismo de transporte [30].

Las Fig. 5-37 y Fig. 5-38 muestran los resultados micrográficos de la pieza SIL55/CA. El laminado presenta un conformado consistente y uniforme, a excepción de unas áreas ricas en resina y unos pequeños y escasos poros repartidos por igual en toda la sección. Asimismo, se eliminaron por completo los cúmulos de resina en el canto, los poros en la interfase de las láminas y el efecto engrosamiento. Es decir, los defectos procedentes del efecto puenteo de láminas. El contramolde SIL55/CA establece un equilibrio entre la presión de compactación local de la zona curva y plana, evitando así, el mecanismo de flujo a compresión.

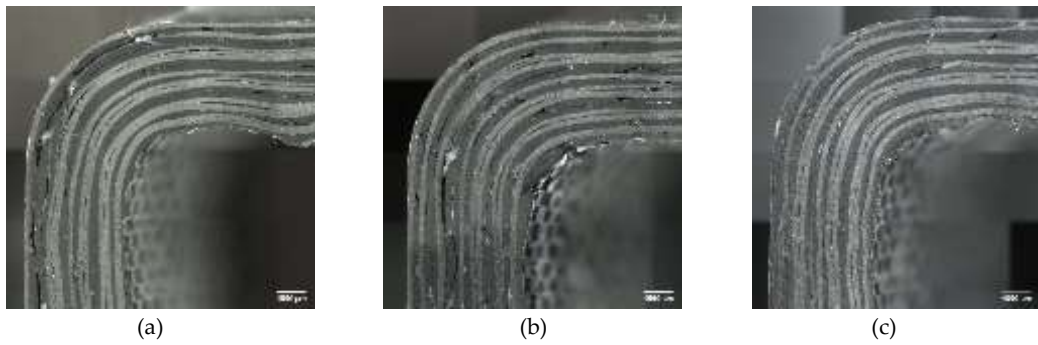


Fig. 5-35: Micrografía óptica de la zona curva C de la cuaderna SIL55/3D. Distancia desde el punto de inyección (a) 150 mm (b) 350 mm (c) 450 mm.

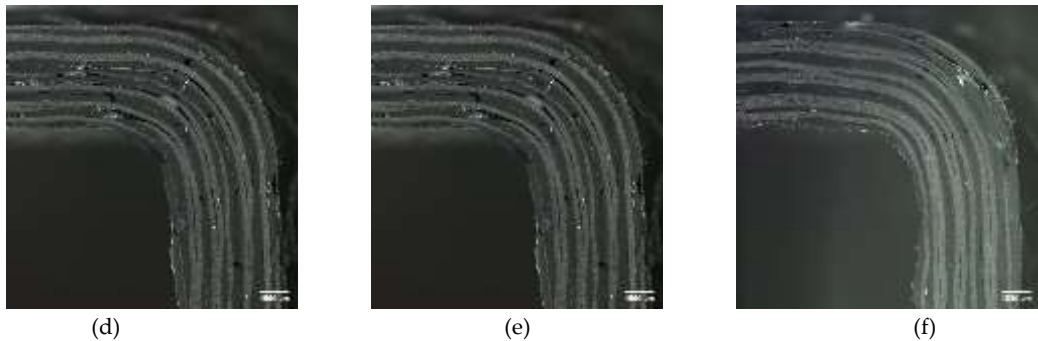


Fig. 5-36: Micrografía óptica de la zona curva L de la cuaderna SIL55/3D. Distancia desde el punto de inyección (d) 150 mm (e) 350 mm (f) 450 mm.

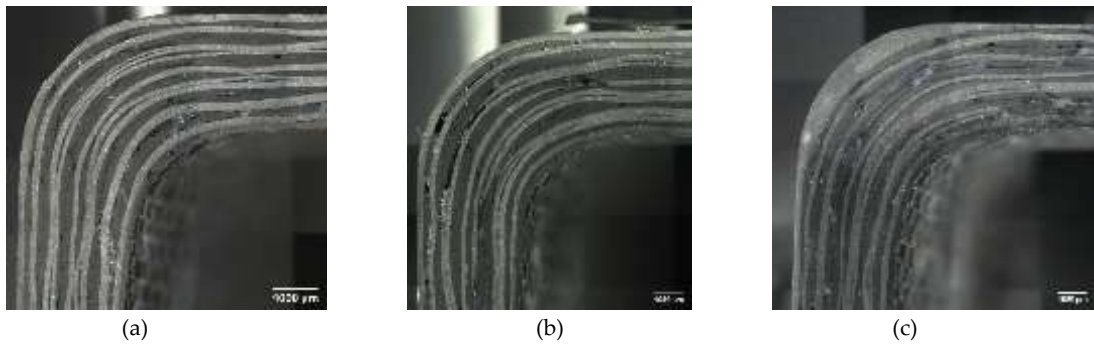


Fig. 5-37: Micrografía óptica de la zona curva C de la cuaderna SIL55/CA. Distancia desde el punto de inyección (a) 150 mm (b) 350 mm (c) 450 mm.

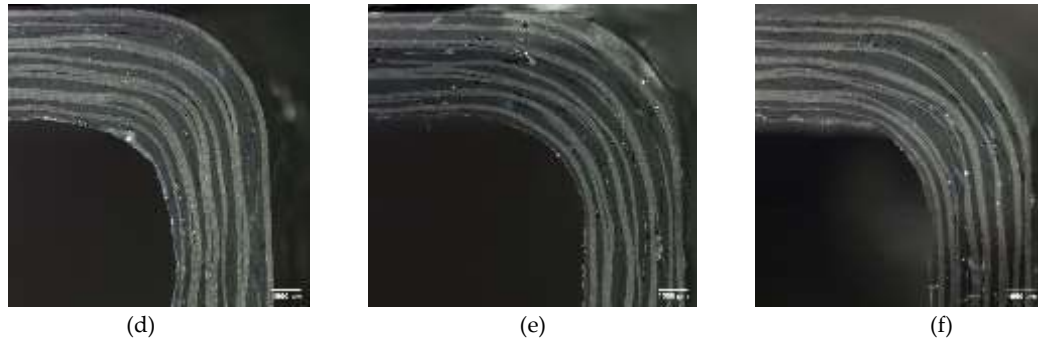


Fig. 5-38: Micrografía óptica de la zona curva L de la cuaderna SIL55/CA. Distancia desde el punto de inyección (d) 150 mm (e) 350 mm (f) 450 mm.

En resumen, el análisis cualitativo nos proporciona la siguiente información:

- la pieza fabricada en infusión por vacío es la que contiene más defectos y de las cuatro categorías. La mayoría de ellos son consecuencia de la falta de presión de compactación en la zona curva, debido al efecto puenteo de la bolsa de vacío y, probablemente, puenteo de láminas.
- La pieza producida por el contramolde de silicona de baja dureza Shore A presenta igualmente el defecto de cúmulo de resina, pero en menor grado que la anterior.
- El contramolde de silicona con material polimérico rígido (SIL55/3D) únicamente mejora el defecto cúmulo de resina en el radio interno de la pieza.
- El resto de prototipos mejoran ambos defectos procedentes de la falta de presión de compactación local en el canto, y
- todos los prototipos fabricados presentan poros y zonas ricas en resina. Más información sobre la cuantificación de estos defectos en el Apartado 5.6.7.

5.6.3 *Espesor de la zona curva*

De lo visto en el apartado anterior, concluimos que una importante diferencia entre la presión de compactación local de la zona plana y curva da lugar a cúmulos de resina en el canto y, por ende, prevemos un mayor espesor en radio. En bibliografía, este efecto es conocido como “engrosamiento del ángulo” o *corner thickening* y se relaciona con la fabricación en molde cóncavo. El cálculo se basa en la relación entre el valor de espesor máximo de la zona curva y el valor de espesor medio en la zona plana [190], [293].

En esta investigación, la pieza objetivo presenta un espesor no uniforme. Es decir, el espesor en radio (zona curva) es un 20% mayor que el espesor en la zona plana. Por ello, no pudimos aplicar el concepto de engrosamiento de ángulo obtenido en bibliografía, puesto que sólo puede aplicarse en piezas de espesor constante. Así pues, definimos el efecto de engrosamiento en base al espesor nominal en radio, tal y como muestra la (Ec. 5-1):

$$r_{ct_{c,L}} = \frac{t_{c_{c,L}}}{t_n} \quad (\text{Ec. 5-1})$$

Donde $t_{c_{c,L}}$ es el espesor en radio del ángulo corto (t_{c_c}) o largo (t_{c_L}) y t_n es el espesor en radio nominal, es decir 4,5 mm.

Si el $r_{ct_{c,L}}$ es menor que 1, el canto está sujeto al efecto “adelgazamiento de ángulo” o *corner thinning*. Este comportamiento normalmente ocurre en molde convexo [162], [190], [193], [262], [264],

[266], [294]. Hubert *et al.* [190] lo justifica en función de cómo actúa la tensión de reacción sobre la geometría del molde. Es decir, si éste es convexo la tensión de reacción es mayor a la presión aplicada, por lo que observamos el efecto de adelgazamiento. En contraposición, si el molde es cóncavo, la tensión de reacción es menor a la presión aplicada. Esta tensión no es lo suficientemente elevada para compactar el laminado en la zona curva y produce el fenómeno de engrosamiento (Fig. 5-39).

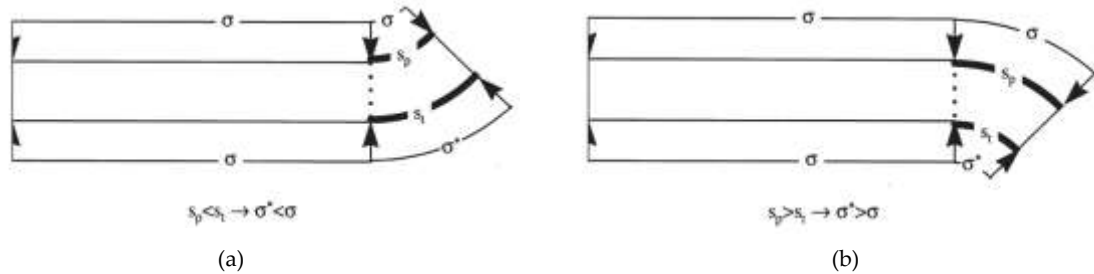


Fig. 5-39: Fuerzas de reacción en el canto (σ') para las configuraciones: (a) molde cóncavo y (b) convexo. σ es la presión aplicada, s_p es la superficie expuesta a la presión aplicada y s_i es la superficie del molde [190].

La Tab. 5-9 muestra un sumario de los valores del efecto engrosamiento de ángulo calculados con la (Ec. 3-1. La gran mayoría de los valores del coeficiente de variación (CV) son superiores a un 5% [264], por lo que la variabilidad entre los datos es significativa. Ésta se atribuye a la propia variabilidad del proceso de inyección y de la preforma, tales como el efecto vía rápida y las variaciones locales de espesor y permeabilidad [246]. También pone en manifiesto que el contramolde sólido incompresible no modera lo suficiente la relajación de la preforma, puesto que no evita estas variaciones locales y, por ende, la distorsión del frente de flujo y la formación de poros por atrapamiento mecánico; factores que originan la variabilidad en una misma pieza y/o entre piezas.

Tab. 5-9: Valores del efecto de engrosamiento en el ángulo C y L para las piezas estudiadas en función de la distancia desde el punto de inyección; se incluye la media y la desviación estándar (SD).

Dist. [mm]	VI		SIL18		SIL70		SIL70/PU		SIL55/3D		SIL55/CA	
	C	L	C	L	C	L	C	L	C	L	C	L
100	1,54	1,40	0,91	1,03	0,87	1,43	1,08	1,04	0,82	0,76	0,92	0,97
150	1,54	1,47	1,09	1,11	0,96	1,02	1,07	1,04	0,91	0,69	0,95	0,86
200	1,46	1,46	1,05	1,14	0,96	0,91	1,01	1,16	0,92	0,82	0,93	0,89
250	1,89	1,44	0,97	1,00	1,05	0,96	1,02	1,10	0,71	0,82	0,89	0,89
300	1,45	1,39	1,09	1,20	1,03	0,88	1,01	1,02	0,69	0,68	0,82	0,87
350	1,44	1,32	0,90	1,02	0,99	0,89	1,01	0,98	0,59	0,68	0,81	0,93
400	1,39	1,42	0,99	0,97	0,96	0,96	1,04	1,09	0,63	0,67	0,88	0,91
450	1,58	1,33	0,89	1,01	0,96	0,89	1,16	1,02	0,63	0,63	1,24	0,91
500	1,41	1,57	0,90	0,99	0,80	0,86	1,12	0,67	0,63	0,62	0,85	0,89
550	1,46	1,52	0,86	0,87	0,99	0,88	1,05	0,98	0,65	0,70	1,59	0,87
Media	1,52	1,43	0,96	1,03	0,96	0,97	1,06	1,01	0,72	0,71	0,99	0,90
SD	0,14	0,08	0,09	0,09	0,07	0,17	0,05	0,13	0,12	0,07	0,24	0,03
CV [%]	9,12	5,59	9,38	8,74	7,29	17,53	4,72	12,87	16,67	9,86	24,24	3,33

La Fig. 5-40 muestra el efecto de engrosamiento r_{ct} para ambos cantos (ángulo L y C) de la pieza VI según la posición desde el punto de inyección. Observamos que el engrosamiento es prácticamente constante a lo largo de la longitud de la cuaderna, con valores entre 1,3 y 1,6. Sólo el ángulo L en la posición de 250 mm presenta un valor superior (1,9). En el proceso de infusión por vacío, la presión de la resina y la presión de compactación es igual a la presión atmosférica (Ecuación de Terzaghi, Capítulo 2). Esto significa que la tensión de reacción sobre el canto cóncavo es muy

pequeña e incapaz de compactar el laminado. Además, cuando la presión atmosférica prevalece fuera del sistema de inyección, la bolsa de vacío no se deforma y aparece el efecto puenteo de bolsa. Este efecto incrementa la probabilidad de vía rápida, favoreciendo el flujo de resina en masa en la zona curva [294].

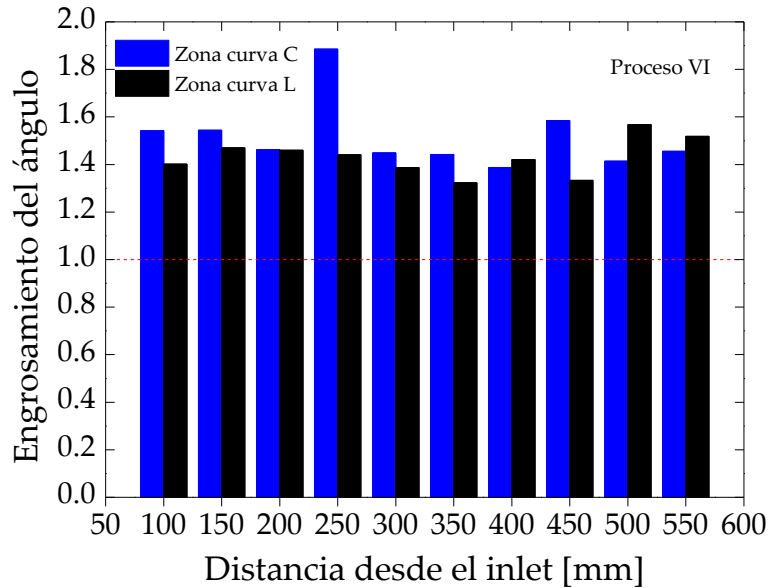


Fig. 5-40: Efecto de engrosamiento del ángulo en función de la distancia desde el punto de inyección o *inlet* de la variante VI. Espesor nominal en radio 4,5 mm.

Por otro lado, el diseño de pieza con un 20% más de espesor en radio no resulta efectivo en la fabricación por el proceso VI. El engrosamiento del ángulo es notablemente superior al valor óptimo de 1 a lo largo de toda la longitud de la cuaderna. Un radio interno de 3 mm y un espesor en radio de 4,5 mm promueve una diferencia significativa entre la zona curva y plana en el comportamiento de compactación del laminado y, por ende, aparecen los efectos típicos en el canto. Netzel *et al.* [232] reportan importantes cúmulos de resina, aparición de arrugas y engrosamiento de espesor en la zona curva de un perfil en U, cuyo radio interno es de 10 mm. Fabrican el perfil por la tecnología de autoclave.

La Fig. 5-41 muestra el efecto de engrosamiento en la pieza SIL18 con valores comprendidos entre 0,9 y 1,2. Es uniforme a lo largo de toda la cuaderna y ligeramente superior en el ángulo L. Por ejemplo, a una distancia de 100 mm del *inlet*, el ángulo L presenta un valor de 1,0 mientras que el ángulo C de 0,9. El 30% de los valores son menores de 1, lo que significa que en determinadas zonas de la pieza se obtuvo el efecto de adelgazamiento de ángulo. El contramolde SIL18 ha reducido en un 55% el grado de engrosamiento del ángulo respecto al contramolde VI. No obstante, todavía observamos acumulación de resina local en el radio interno de la pieza, probablemente porque la tensión de reacción a través del contramolde no fue lo suficientemente elevada como para compactar el canto del laminado en toda su longitud. Por tanto, parece que el efecto engrosamiento/adelgazamiento ha sido como consecuencia de una distribución no uniforme de la presión de compactación con el contramolde SIL18.

La pieza SIL70 muestra valores de grado de engrosamiento muy próximos a 1, a excepción del valor del ángulo L en la posición de 100 mm. Éste exhibe un grado de 1,4, puesto que contiene un pliegue en el radio interno originado durante la fabricación, lo cual no es significativo para la evaluación del proceso. La colocación del contramolde SIL70 provocó un arrastre de los consumibles que afectó a la superficie del laminado. En concreto, los valores están comprendidos entre 0.8 y 1.1, de los cuales un 40% presentan un ligero adelgazamiento del ángulo. La distribución es uniforme a

lo largo de la longitud de la cuaderna y la reducción del grado de engrosamiento es de 58% respecto a la pieza VI (Fig. 5-42). Por tanto, el contramolde SIL70 distribuye correctamente la presión aplicada y la tensión de reacción en la zona curva es lo suficiente elevada para estar en equilibrio con la de la zona plana. Este equilibrio entre tensiones elimina el engrosamiento de ángulo. No obstante, en determinadas secciones, la tensión de reacción es muy elevada y provoca el movimiento de la resina hacia la zona plana por el mecanismo *squeeze flow* y, por ende, aparece el efecto de adelgazamiento. El comportamiento del contramolde SIL70, cuya silicona es más rígida que la del SIL18, da como resultado una mayor uniformidad en el espesor. Xin et al. [293] comparten resultados similares. Los autores/as estudian el efecto de un molde cóncavo de caucho (molde convexo es metálico) sobre la distribución de espesor, en un perfil en L fabricado por autoclave. Concluyen que una mayor rigidez del material elastómero da lugar a una mejor la distribución de la presión. Esto se traduce en un mejor comportamiento de compactación del laminado en el canto.

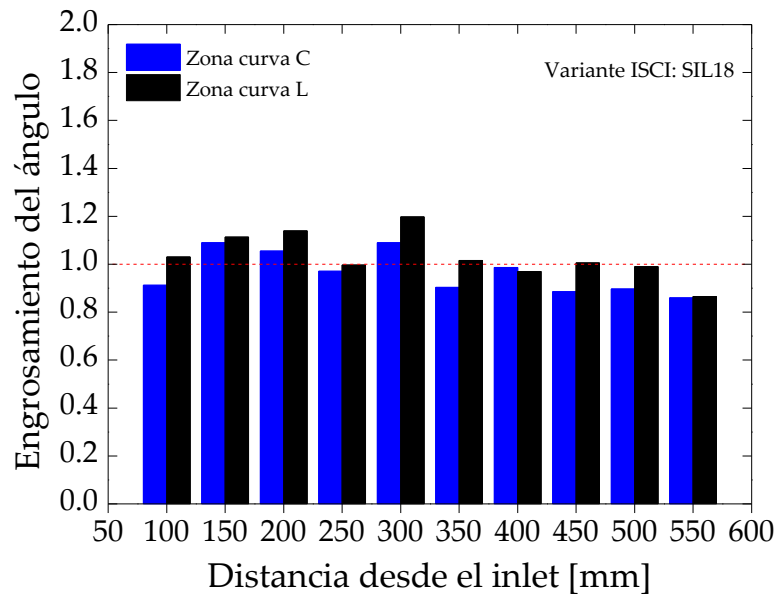


Fig. 5-41: Efecto de engrosamiento del ángulo en función de la distancia desde el punto de inyección o *inlet* de la variante SIL18. Espesor en radio nominal 4,5 mm.

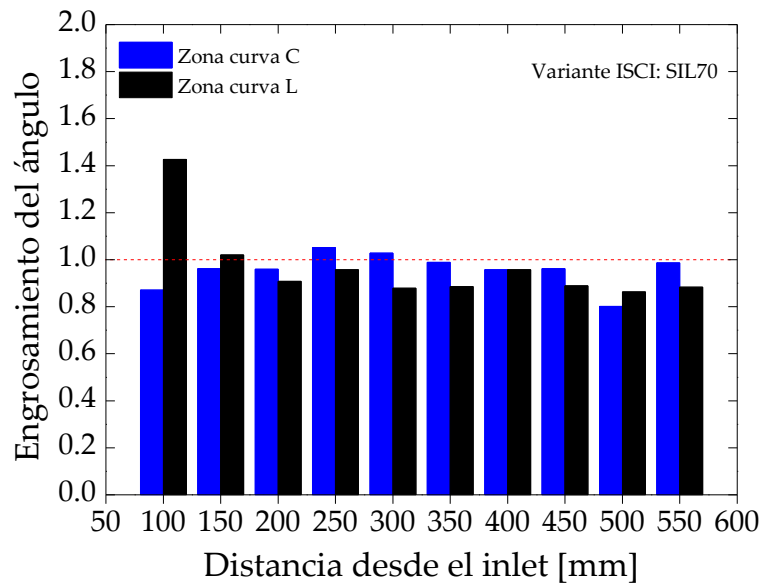


Fig. 5-42: Efecto del engrosamiento del ángulo en función de la distancia desde el punto de inyección para las muestras de la variante SIL70. Espesor en radio nominal 4,5 mm.

La Fig. 5-43 muestra el efecto de engrosamiento del ángulo para la pieza SIL70/PU. La combinación de materiales con distinta rigidez da como resultado un modelo muy interesante para la eliminación del efecto de engrosamiento de ángulo. Es el único caso en que los ángulos L y C tienen un espesor mucho menor que el nominal. La tensión de reacción fue sumamente mayor a la carga aplicada y provocó el efecto adelgazamiento en el canto, dando como resultado una compactación del laminado por igual en la zona curva y en la plana. La reducción del efecto del engrosamiento del ángulo es de un 69%, con valores comprendidos entre 0,6 y 0,9.

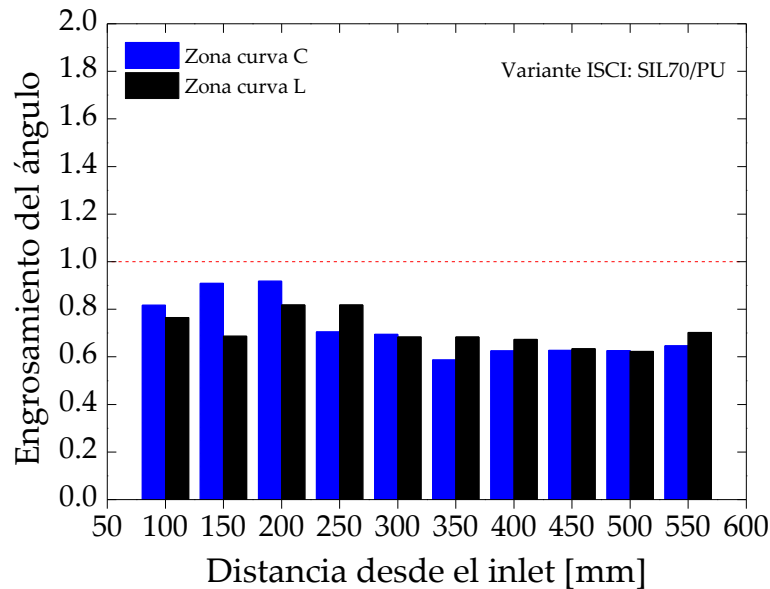


Fig. 5-43: Efecto del engrosamiento del ángulo en función de la distancia desde el punto de inyección o *inlet* para la variante SIL70/PU. Espesor en radio nominal 4,5 mm.

Esta fabricación es una demostración experimental de la posibilidad de fabricar piezas de espesor constante por el proceso ISCI. Es decir, el acople de espuma de PU en la zona curva provoca una mayor distribución de las fuerzas de compactación sobre el laminado en dicha zona y, a medida que se va llenando la cavidad, se elimina la resina en exceso hacia la zona plana. Esta eliminación es por el gradiente de presión de compactación local entre la zona curva y plana y el mecanismo flujo a compresión. Después, en la fase de post-llenado, al aplicar la presión externa sobre todo el laminado, se establece un equilibrio de presiones entre ambas zonas y se compacta el laminado uniformemente.

La Fig. 5-44 muestra el efecto de engrosamiento de la pieza SIL55/3D, con valores comprendidos entre 0,8 y 1,6. La reducción es de un 57% respecto a la pieza VI. Los valores de espesor son inferiores al valor nominal de 4,5 mm, a excepción de dos valores del ángulo C ubicados en las proximidades del punto de vacío. Por tanto, esta pieza sufre el efecto de adelgazamiento de ángulo, prácticamente toda la longitud. La estructura rígida embebida en el convexo de silicona provocó dicho efecto. La tensión de reacción transmitida por la misma es extremadamente mayor a la presión aplicada y compacta el laminado hasta valores de espesor en radio de 3,7 mm en la zona curva. El hándicap es que la tensión de reacción se concentra en una pequeña área de la pieza. Esta tensión causa la deformación del resto de la pieza, las que no están en contacto con la estructura rígida.

Por último, la pieza SIL55/CA presenta valores de engrosamiento de ángulo en torno a 1, a excepción del valor del ángulo L a una distancia de 500 mm del punto de inyección (Fig. 5-45). El valor máximo y mínimo es 1,1 y 0,9, respectivamente. El porcentaje de reducción es de un 52%, respecto a la pieza VI. La aplicación de una presión de compactación únicamente en la zona curva provoca una distribución de la tensión de reacción sobre el área curva similar a la carga aplicada,

evitando así, el efecto de engrosamiento. La presión de compactación es uniforme en toda la superficie del laminado y se evita el mecanismo de flujo a compresión.

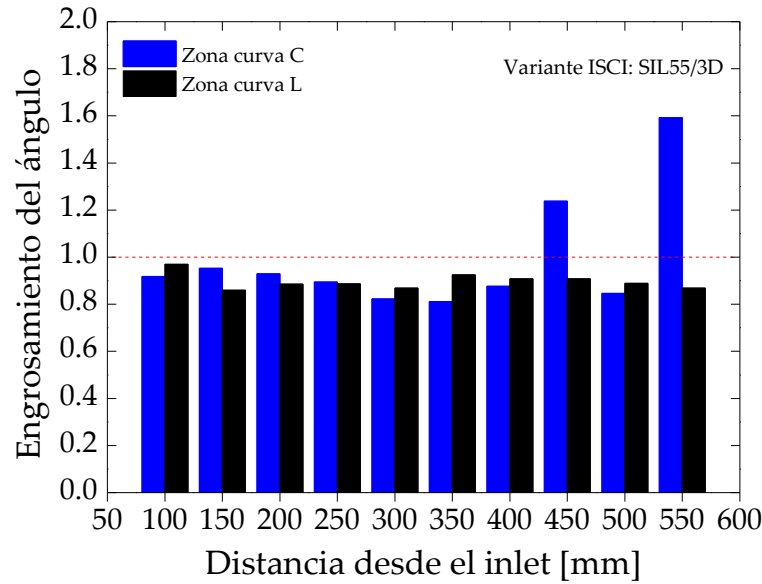


Fig. 5-44: Efecto de engrosamiento del ángulo en función de la distancia desde el punto de inyección para las muestras de la variante SIL55/3D. Espesor en radio nominal 4,5 mm.

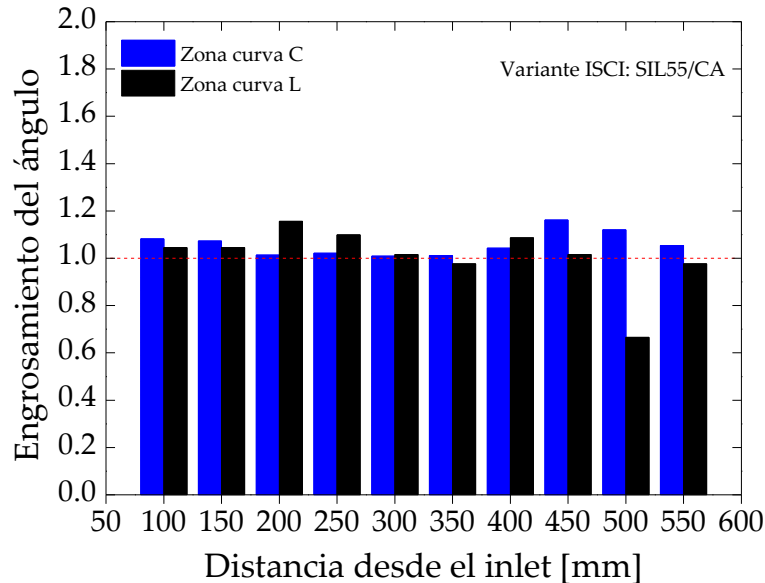


Fig. 5-45: Efecto del engrosamiento del ángulo en función de la distancia desde el punto de inyección o *inlet* de la variante SIL55/CA. Espesor en radio nominal 4,5 mm.

5.6.4 Evolución del espesor del laminado por el efecto de la presión

En este apartado mostramos los valores de espesor medidos en cada una de las secciones transversales en función de la distancia desde el punto de inyección, con el objetivo de estudiar el efecto de la presión externa aplicada sobre la uniformidad de espesor. El espesor nominal en radio es de $4,5 \pm 0,5$ mm y el de la zona plana de $3,8 \pm 0,5$ mm, tal y como describimos en el Apartado 5.2. Medimos el espesor del laminado a partir de las imágenes micrográficas de la sección transversal de la U en 11 puntos equitativamente localizados a una distancia de 10,3 mm. Ver Capítulo 3, Apartado 3.4.5.

La Fig. 5-46 muestra el típico perfil de espesor de la sección transversal situada a una distancia de 300 mm desde el punto de inyección, para las diferentes cuadernas. Las curvas están representadas como el espesor frente a la posición del punto de medida, con el eje de referencia en el centro de simetría de la sección en U. Las líneas rojas y discontinuas indican el espesor nominal de la zona curva y plana de la cuaderna.

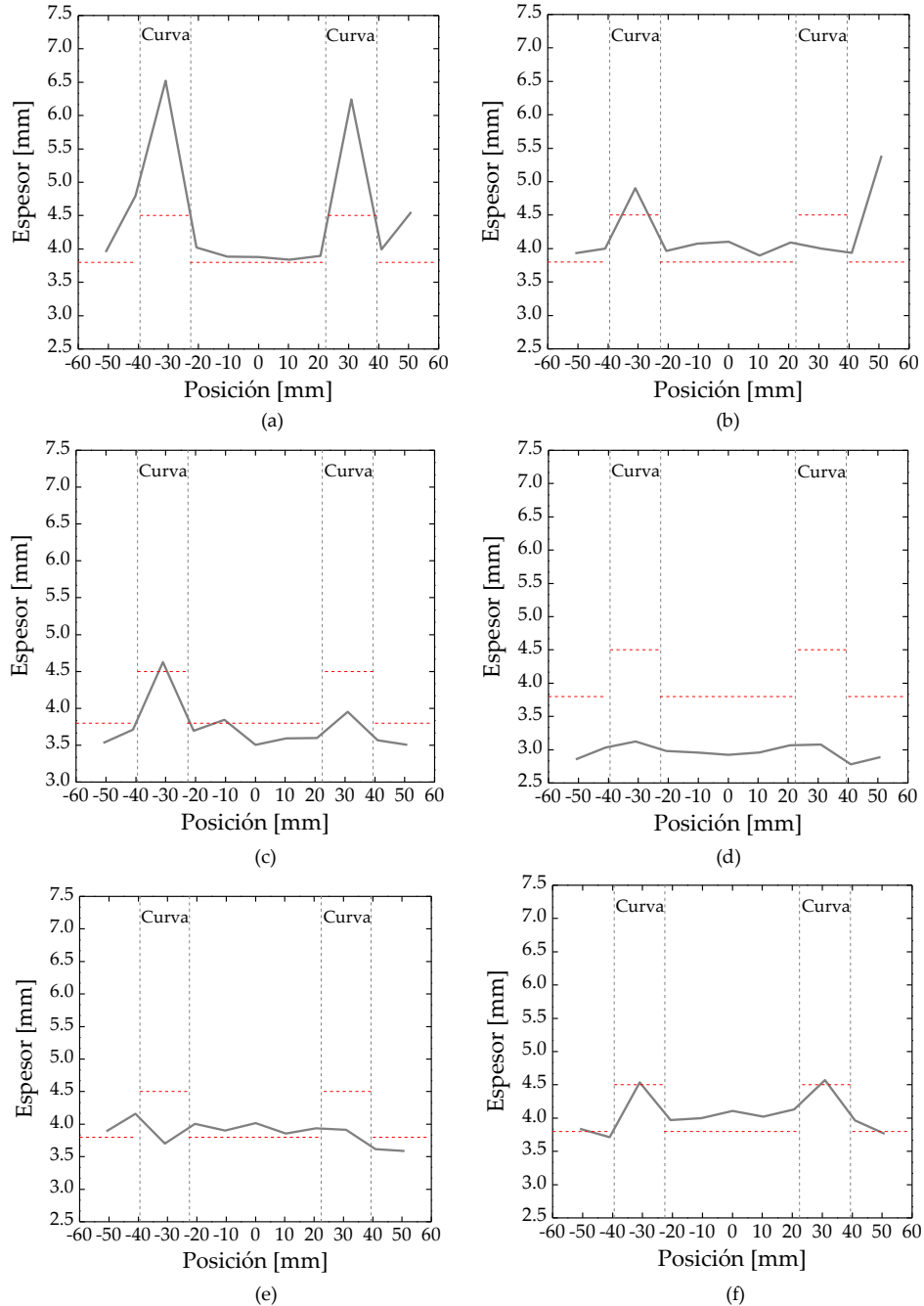
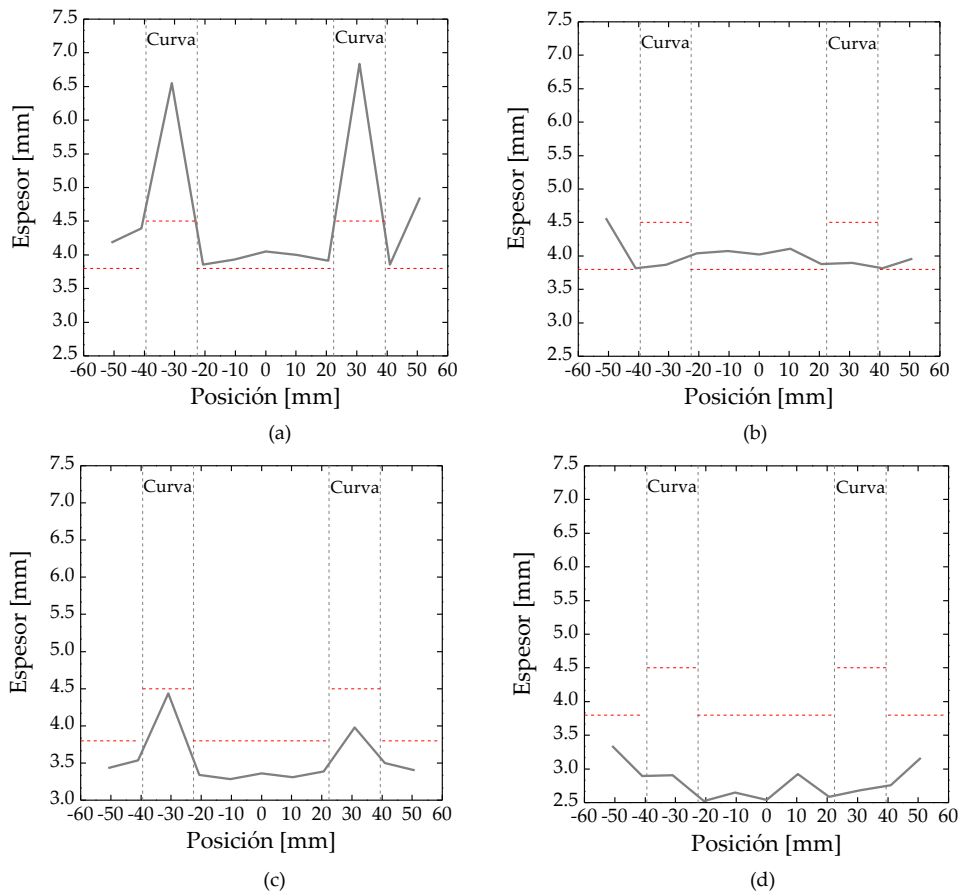


Fig. 5-46: Perfil de espesor a una distancia de 300 mm del punto de inyección para la pieza: (a) VI, (b) SIL18, (c) SIL70, (d) SIL70/PU, (e) SIL55/3D y (f) SIL55/CA.

En primer lugar, destacamos que la curva exhibe el comportamiento esperado cuando tiene lugar la fabricación por infusión por vacío, ya sea en zona plana o curva (Fig. 5-46 (a)). El espesor medio de la región del alma es de 3,90 mm con una desviación estándar (SD) de 0,07 mm. La región de las alas es de 4,32 mm con una variación comprendida entre 3,95 mm y 4,79 mm y una desviación estándar de 0,42 mm. La variabilidad de las alas no se atribuye tanto a un error en el procedimiento

de cálculo, sino a la dificultad de compactar áreas paralelas a la carga aplicada. Es decir, la zona del alma es perpendicular a la normal por lo que habrá una buena distribución de la presión sobre dicha superficie y, por ende, una buena compactación del laminado. No suele ocurrir lo mismo en la zona del ala. El valor de espesor de ambos cantos demuestra la notable diferencia de presión de compactación entre la zona plana y curva y la existencia de un gran cúmulo de resina en el radio interno de la pieza. Los valores de espesor de los ángulos C y L son 6,52 mm y 6,24 mm respectivamente, aproximadamente un 40% mayor al valor nominal.

Respecto al proceso ISCI, observamos que, al aplicar la presión externa con el contramolde, en la mayoría de los casos, el espesor es más uniforme con valores en la zona curva comprendidos entre 3,08 mm y 4,90 mm y una reducción máxima del 52,8%, respecto al espesor en radio de la pieza VI. Según el presente estudio, obtenemos un espesor más próximo al valor nominal cuando fabricamos la cuaderna con la variante SIL55/CA. También destacamos que la fabricación con la SIL70/PU tiene los valores mínimos de espesor comprendidos entre 2,64 mm y 4,13 mm en la zona plana y 3,06 mm y 3,13 mm en la curva. Corroboramos que con esta variante podemos alcanzar valores de espesor en radio inferiores al nominal de la zona plana. No obstante, es posible que este comportamiento no se replique a lo largo de la longitud de la cuaderna, principalmente debido a la gran variabilidad que caracteriza a los procesos de inyección de resina. En las zonas curvas, la interfase entre el laminado y el molde es un área sensible a la formación de puentes de fibra y vías rápidas, factores difíciles de controlar y que provocan una importante variabilidad en la misma pieza y de pieza a pieza. La Fig. 5-47 muestra los valores de espesor de la sección transversal ubicada a 550 mm desde el punto de inyección.



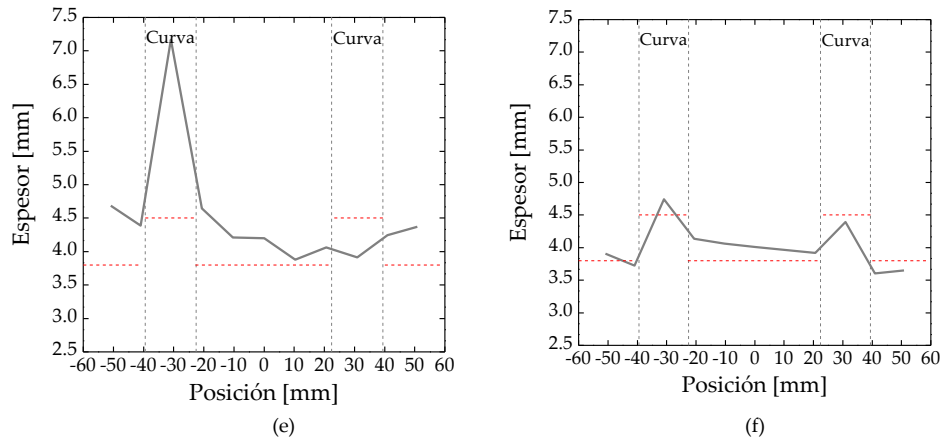


Fig. 5-47: Perfil de espesor a una distancia de 550 mm del punto de inyección para la pieza: (a) VI, (b) SIL18, (c) SIL70, (d) SIL70/PU, (e) SIL55/3D y (f) SIL55/CA.

Detectamos fluctuaciones de espesor en las piezas de la Fig. 5-47 (b), Fig. 5-47 (d) y Fig. 5-47 (e), respecto a la posición de 300 mm. La VI presenta la misma tendencia (Fig. 5-47 (a)). La variante SIL70 (Fig. 5-47 (c)) y SIL55/CA (Fig. 5-47 (f)) exhiben comportamientos muy similares a los 300 mm y 550 mm. Por tanto, esperamos un efecto positivo en cuanto a calidad de pieza y repetibilidad se refiere. En términos generales, observamos una gran variabilidad entre los valores de espesor según la posición de la sección analizada. Por ello, realizamos un estudio de espesor en función de la longitud de la cuaderna en sentido paralelo al frente de flujo y de las tres regiones que definen la sección. Las medidas tomadas en los once puntos de medida (Fig. 3-32, Capítulo 3, Apartado 3.4.4) las agrupamos en: a) región del alma (4 – 6), b) región del ala (1 y 2 – 10 y 11) y c) región de la zona curva (3 y 9). Los valores medios de espesor y la desviación estándar se recogen en las Tab. 5-10 a Tab. 5-12.

Tab. 5-10: Valores de espesor de la región del ala (plana) para todos los prototipos funcionales medidos en función de la distancia del punto de inyección.

Dist. <i>inlet</i> *	VI	SIL18	SIL70	SIL70/PU	SIL55/3D	SIL55/CA
100	4,22±0,30	3,88±0,34	3,46±0,06	2,85±0,09	4,14±0,31	3,75±0,07
150	3,98±0,09	4,01±0,11	3,36±0,15	3,13±0,65	3,93±0,26	3,79±0,16
200	4,15±0,16	3,99±0,16	3,57±0,17	2,90±0,08	3,97±0,23	3,83±0,03
250	4,08±0,28	4,02±0,13	3,55±0,18	2,90±0,26	3,57±0,05	3,94±0,44
300	4,32±0,42	4,31±0,72	3,58±0,09	2,89±0,09	3,81±0,27	3,82±0,11
350	4,16±0,26	4,32±0,09	3,44±0,11	2,68±0,09	3,59±0,10	3,90±0,44
400	4,06±0,16	3,97±0,04	3,37±0,06	2,77±0,24	4,36±0,54	3,84±0,12
450	4,22±0,36	4,17±0,47	3,55±0,15	2,87±0,13	4,34±0,10	3,72±0,12
500	4,26±0,41	4,10±0,28	3,44±0,13	2,96±0,23	3,64±0,10	3,24±0,98
550	4,32±0,42	4,04±0,36	3,47±0,06	3,04±0,26	4,42±0,19	3,11±0,82

Distancia desde el *inlet** [mm]

Tab. 5-11: Valores de espesor de la región del alma (plana) para todos los prototipos funcionales medidos en función de la distancia del punto de inyección.

Dist. <i>inlet</i> *	VI	SIL18	SIL70	SIL70/PU	SIL55/3D	SIL55/CA
100	4,00±0,10	3,89±0,12	3,44±0,14	2,90±0,03	4,01±0,05	4,41±0,07
150	4,00±0,12	4,14±0,03	3,51±0,06	2,85±0,07	4,16±0,06	4,60±0,06
200	4,09±0,23	4,10±0,11	3,57±0,06	2,98±0,08	4,12±0,02	4,00±0,06
250	3,95±0,08	4,11±0,06	3,56±0,06	2,95±0,07	3,49±0,04	3,81±0,11
300	3,90±0,07	4,02±0,09	3,65±0,13	2,98±0,05	3,94±0,04	4,04±0,07
350	3,92±0,11	4,09±0,04	3,37±0,06	2,66±0,15	3,64±0,09	3,87±0,03
400	4,09±0,30	4,06±0,07	3,52±0,09	2,79±0,06	4,10±0,11	4,39±0,09
450	3,85±0,06	3,98±0,08	3,46±0,13	2,78±0,08	3,96±0,20	3,97±0,09
500	4,18±0,25	4,03±0,07	3,37±0,21	2,92±0,07	3,69±0,06	4,31±0,10
550	3,95±0,08	4,02±0,09	3,34±0,04	2,64±0,16	4,20±0,28	4,02±0,09

Distancia desde el *inlet** [mm]

Tab. 5-12: Valores de espesor de la región curva para todos los prototipos funcionales medidos en función de la distancia del punto de inyección.

Dist. inlet*	VI	SIL18	SIL70	SIL70/PU	SIL55/3D	SIL55/CA
100	6,62±0,45	4,37±0,37	4,86±1,33	3,56±0,17	4,25±0,17	4,79±0,12
150	6,78±0,24	4,96±0,08	4,46±0,19	2,98±0,15	4,08±0,30	4,76±0,09
200	6,57±0,01	4,94±0,27	4,20±0,16	3,56±0,81	4,08±0,14	4,88±0,45
250	7,48±1,42	4,42±0,27	4,52±0,30	3,43±0,36	3,74±0,05	4,77±0,24
300	6,38±0,20	4,45±0,64	4,29±0,47	3,10±0,03	3,81±0,15	4,55±0,02
350	6,22±0,38	4,32±0,36	4,22±0,33	2,83±0,28	4,25±0,13	4,11±0,40
400	6,32±0,11	4,40±0,05	4,31±0,00	2,94±0,18	4,02±0,10	3,72±0,14
450	6,56±0,80	4,26±0,38	4,16±0,23	2,84±0,02	4,83±1,05	4,90±0,47
500	6,71±0,49	4,24±0,36	3,74±0,19	2,81±0,01	4,01±0,46	4,02±1,45
550	6,69±0,20	3,88±0,02	4,21±0,33	2,64±0,16	4,00±0,12	4,57±0,24

Distancia desde el inlet* [mm]

De la Fig. 5-48 a la Fig. 5-53 se representan gráficamente los valores obtenidos. Lo primero que observamos es que la morfología de las curvas sigue el comportamiento esperado en función de la distancia del punto de inyección al de vacío. Es decir, los valores de espesor del alma y del ala son relativamente uniformes con una desviación estándar máxima de 0,30 y 0,98, respectivamente. Mientras que los de la zona curva suelen presentar una mayor dispersión como resultado del puenteo de láminas y la baja presión de compactación local. La desviación estándar máxima es de 1,45. A excepción de la pieza fabricada en infusión por vacío, parece que la presión de compactación local en las zonas curvas es suficiente para deformar el refuerzo localmente y evitar el efecto puenteo de láminas. Sin embargo, la compactación en ambos cantos (L y C) presenta una ligera diferencia que como consecuencia incide en la variabilidad de espesor.

La pieza VI es la que presenta un espesor en radio considerablemente superior al nominal, lo que justifica la hipótesis de partida de que el puenteo de láminas y el puenteo en la bolsa de vacío y la caída de presión de compactación en la zona curva propicia la formación de defectos, tales como cúmulo de resina e incremento de espesor. Los valores de espesor en las zonas planas se aproximan de manera notable al espesor nominal, siendo similares en alma y alas. La dispersión en la mayoría de los casos supera el 10%, lo que se justifica por la variabilidad del propio proceso (Fig. 5-48).

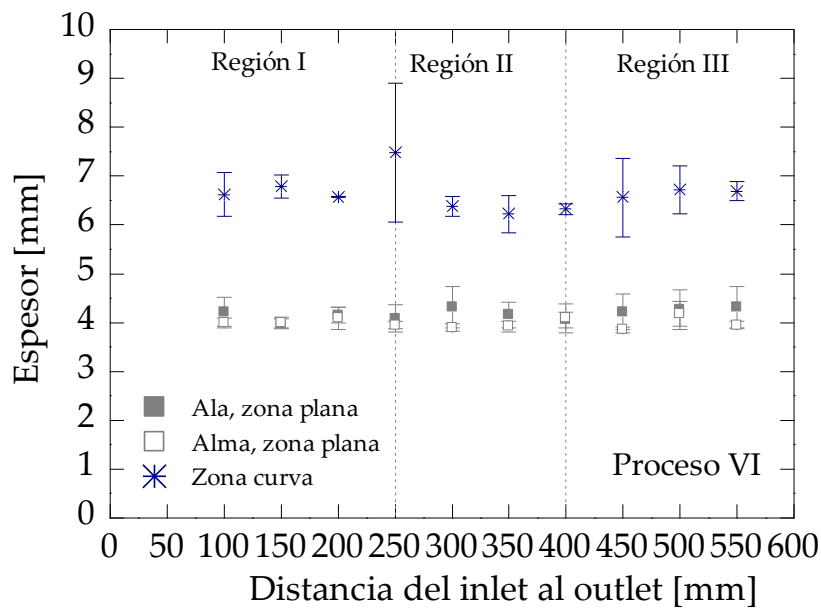


Fig. 5-48: Medidas de espesor del proceso VI según la zona de la sección en U y la distancia del punto de inyección.

En la pieza SIL18, los valores de espesor de la zona curva están comprendidos entre 4.24 y 4.96, cumpliendo con las tolerancias dimensionales y con una desviación estándar entre 0.02 y 0.64. La mayoría de los valores de la zona plana son superiores a 4 mm, con una desviación estándar máxima de 0.72 (Fig. 5-49). Esta variante del proceso ISCI cumple con el análisis dimensional, pero persiste el defecto de grandes poros en la interfase entre láminas y el atrapamiento de aire en el radio externo del canto (Fig. 5-29 y Fig. 5-30).

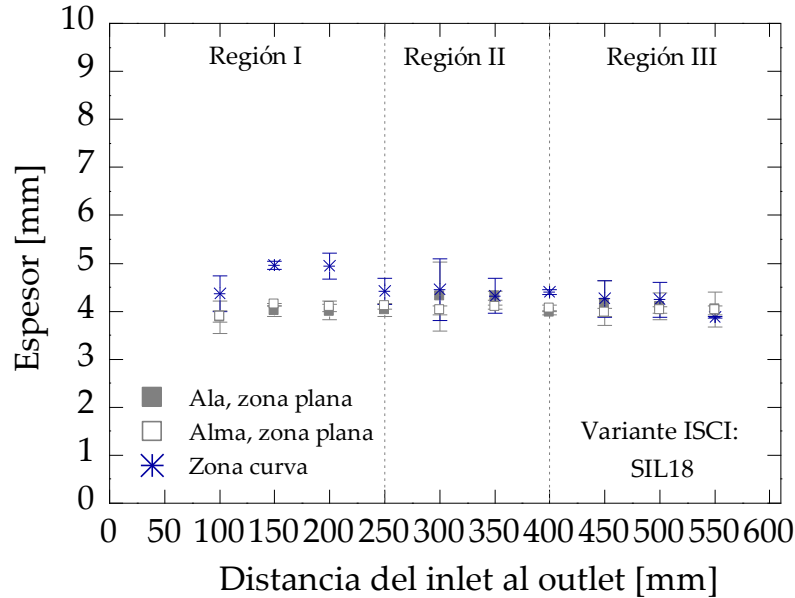


Fig. 5-49: Medidas de espesor de la variante SIL18 según la zona de la sección en U y la distancia del punto de inyección.

La variante SIL70 parece ser la más efectiva en términos de aplicación de presión, puesto que el espesor de la zona plana como la curva es uniforme a lo largo de la longitud de la cuaderna y cumple con la tolerancia dimensional. El 90% de los valores de espesor medio de la zona curva tienen una desviación estándar superior a 10%, mientras que en la plana es del 50% (Fig. 5-50).

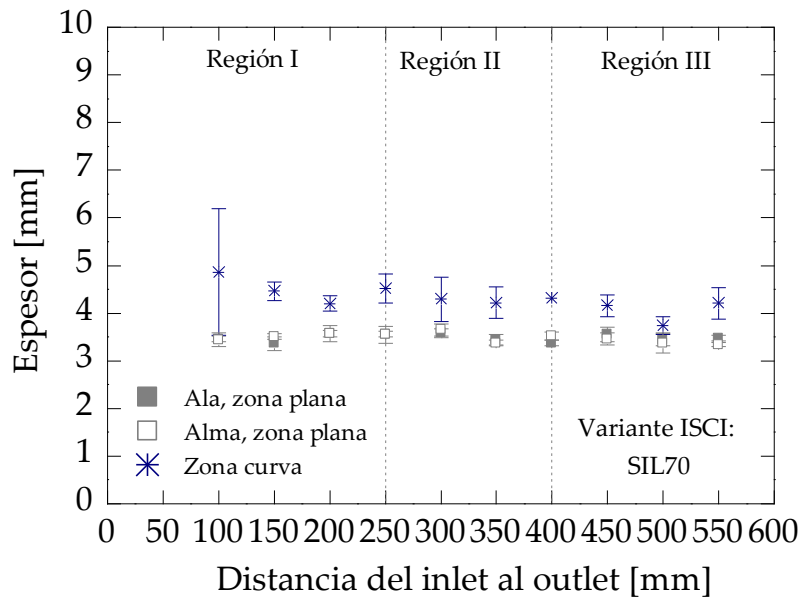


Fig. 5-50: Medidas de espesor de la variante SIL70 según la zona de la sección en U y la distancia del punto de inyección.

La variante SIL70/PU da lugar al laminado más delgado con valores de espesor en radio iguales o inferiores a 3,56 mm. La pieza muestra un espesor homogéneo en toda ella, sin considerar la diferencia de espesor nominal entre la curva y plana (Fig. 5-51).

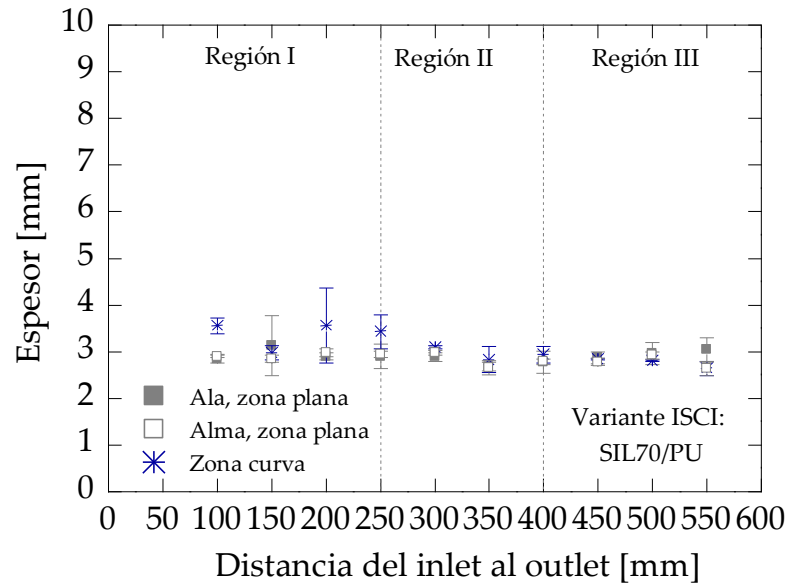


Fig. 5-51: Medidas de espesor de la variante SIL70/PU según la zona de la sección en U y la distancia del punto de inyección.

La variante SIL55/3D presenta un espesor en radio uniforme en ambas zonas en las proximidades del punto de inyección. A partir de la región II comienza a fluctuar ligeramente. En este caso, el valor de espesor medio en la zona curva disminuye significativamente a valores próximos a 4 mm, mientras que en la zona plana aumenta. El exceso de presión de compactación local en la zona curva reduce demasiado el espesor en la misma y deforma, al mismo tiempo, la plana en valores mucho mayores que el nominal.

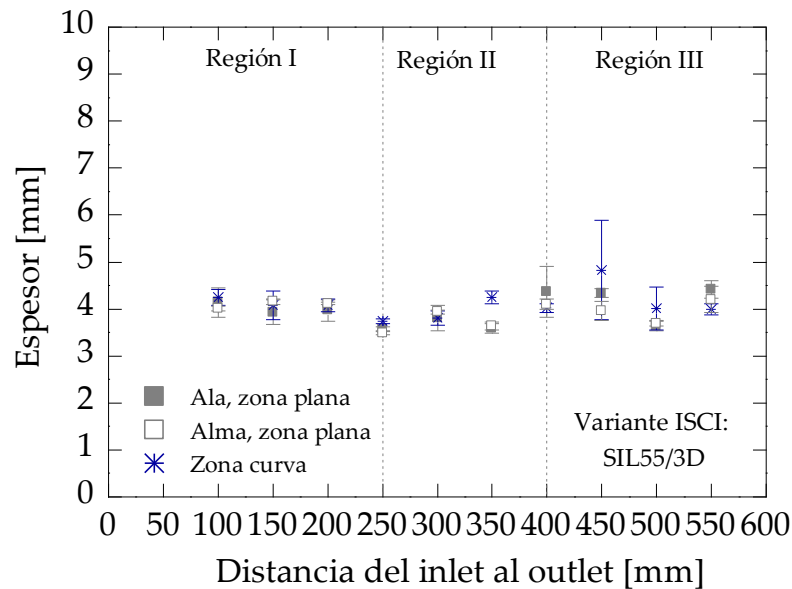


Fig. 5-52: Medidas de espesor de la variante SIL55/3D según la zona de la sección en U y la distancia del punto de inyección.

La segunda variante más efectiva es la SIL55/CA, la cual muestra valores idénticos a los nominales pero con una dispersión significativa en las proximidades del punto de vacío tanto en zona curva como en plana (Fig. 5-53). Una posible causa que explique esta variabilidad en ambas zonas y justo en la distancia de 500 mm y 550 mm puede radicar en un problema de aplicación de la presión externa con la estructura de contención. En todo caso, a pesar de las oscilaciones, se observa que el valor medio de espesor es similar al nominal.

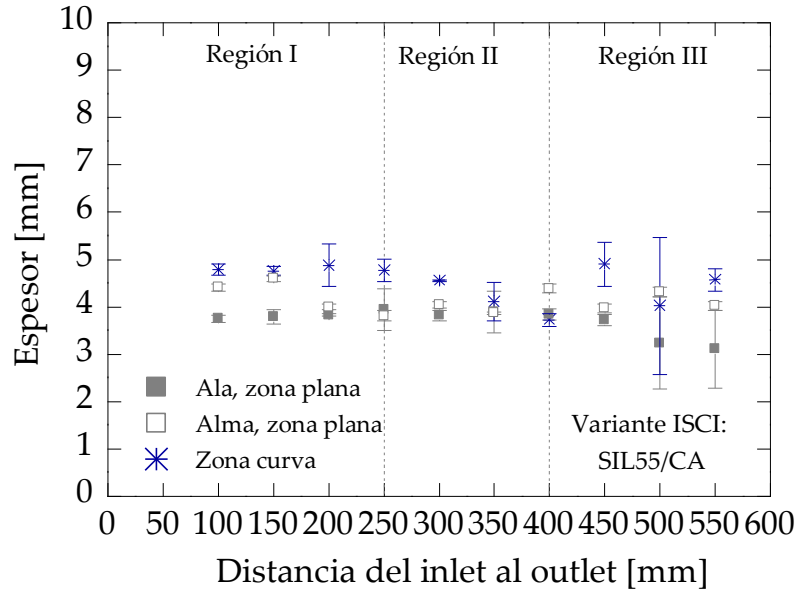


Fig. 5-53: Medidas de espesor de la cuaderna SIL55/CA según la zona de la sección en U y la distancia del punto de inyección.

La Fig. 5-54 muestra el valor medio de espesor de la zona curva y de las zonas planas para las variantes ISCI y el proceso VI. El comportamiento de los valores de espesor depende de la aplicación de la presión externa mediante la variante ISCI. Las líneas discontinuas indican el rango de tolerancia de ambas zonas definido en el Apartado 5.2.

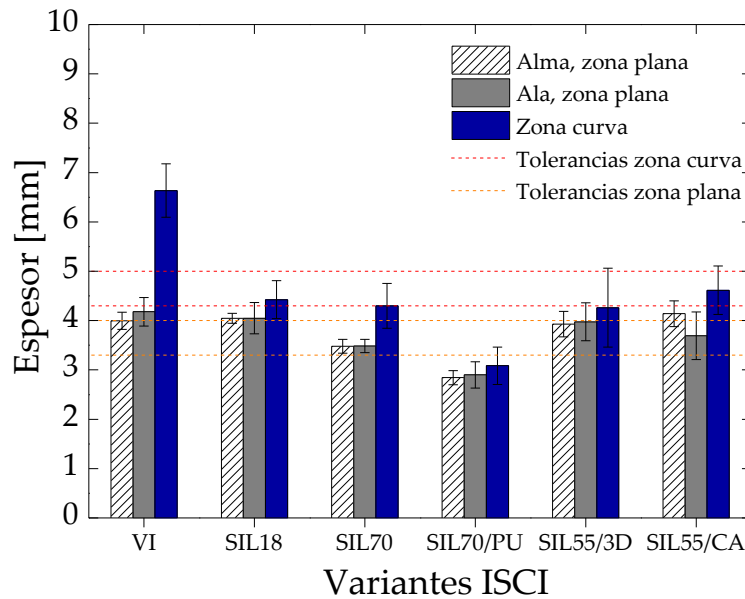


Fig. 5-54: Sumario de las medidas de espesor en función del proceso VI y de la variante de proceso ISCI para las cuadermas en U ensayadas por micrografía óptica en diez secciones transversales.

Los resultados obtenidos muestran la dificultad de producir piezas de geometría compleja en infusión por vacío y cumplir con las tolerancias requeridas en especial en la zona curva. En particular, en el proceso VI la tolerancia de espesor viene dada por el historial de presión de compresión ejercida sobre la preforma durante toda la fabricación, teniendo en cuenta que esta presión nunca será superior a 1 atmósfera.

El proceso ISCI provoca un decrecimiento significativo del espesor en radio de aproximadamente un 35%, cumpliendo con la tolerancia en radio de ± 5 mm a excepción de la variante SIL70/PU. Para esta última, reportamos una reducción entorno al 46%. El espesor en la zona plana en la mayoría de los casos es uniforme con una variación de espesor inferior a un 10% y con buen ajuste de tolerancias. Adicionalmente, estos espesores finales de pieza indican que el uso del contramolde incompresible tiene un notable efecto sobre el comportamiento de consolidación del laminado, pudiendo prescindir del proceso de *debulking*.

En las Tab. 5-13 a Tab. 5-15 se recogen algunos parámetros de índole estadístico de los datos de espesor. La dispersión de los valores es estadísticamente significativa ya que la mayoría de ellos presentan un coeficiente de variación mayor que 5%. El SIL70 parece ser más efectivo al lograr una distribución de espesor más uniforme en el laminado con un CV en plano está entorno al 3%. No obstante, en zona curva es superior 10% por un efecto indeseable que comúnmente ocurre en la fabricación de *composites*. En las posiciones de 100 mm y 150 mm, el ángulo L exhibe un pliegue probablemente por el arraste de los consumibles o del propio laminado durante la etapa de colocación de contramolde en la cavidad cóncava. La clasificación del defecto se ha realizado en base a la bibliografía [26].

Tab. 5-13: Indicadores estadísticos propios de la zona plana del alma para las variantes ISCI.

	Mínimo	Máximo	Media	SD	Varianza	CV
VI	3,67	4,55	3,99	0,17	0,03	4,38
SIL18	3,71	4,21	4,05	0,10	0,01	2,50
SIL70	3,18	3,84	3,48	0,14	0,02	3,99
SIL70/PU	2,52	3,11	2,84	0,14	0,02	5,03
SIL55/3D	3,42	4,65	3,92	0,26	0,07	6,31
SIL55/CA	3,65	4,68	4,14	0,26	0,07	6,61

Tab. 5-14: Indicadores estadísticos propios de la zona plana ala para las variantes ISCI.

	Mínimo	Máximo	Media	SD	Varianza	CV
VI	3,74	4,85	4,18	0,29	0,08	6,95
SIL18	3,42	5,39	4,05	0,32	0,10	7,83
SIL70	3,19	3,83	3,48	0,13	0,02	3,85
SIL70/PU	2,52	4,09	2,90	0,26	0,07	9,13
SIL55/3D	3,48	5,05	3,98	0,38	0,15	9,67
SIL55/CA	2,34	4,59	3,69	0,48	0,23	13,08

Tab. 5-15: Indicadores estadísticos propios de la zona curva para las variantes ISCI.

	Mínimo	Máximo	Media	SD	Varianza	CV
VI	5,96	8,49	6,64	0,54	0,29	8,15
SIL18	3,87	5,13	4,42	0,39	0,15	8,72
SIL70	3,61	5,81	4,30	0,46	0,21	10,60
SIL70/PU	2,64	4,13	3,09	0,38	0,14	12,28
SIL55/3D	3,49	7,17	4,26	0,80	0,64	18,77
SIL55/CA	2,99	5,23	4,62	0,49	0,24	10,64

5.6.5 Fracción volumétrica de fibra por el método de digestión

La presión externa aplicada da como resultado una reducción del espesor del laminado, principalmente en las zonas curvas. Éste es inversamente proporcional a la fracción volumétrica de fibra, según la Ec. 3-9 (Capítulo 3). Determinamos la FVF por el método de digestión en 3 muestras situadas en: la zona curva C, la zona curva L y la zona plana. La línea roja discontinua indica la fracción volumétrica de fibra teórica para el proceso de infusión por vacío [7].

La Fig. 5-55 muestra las curvas experimentales de la pieza VI. Los valores de FVF en los cantos son relativamente pequeños; un 10% inferiores a los de la zona plana. La FVF de la zona plana está en torno al 57%. Esta reducción de la FVF en la zona curva es debida a los cúmulos de resina y a la existencia de grandes poros en la interfase entre láminas (estudio micrográfico). Observamos uniformidad en los valores de FVF a lo largo de la longitud de la cuadera.

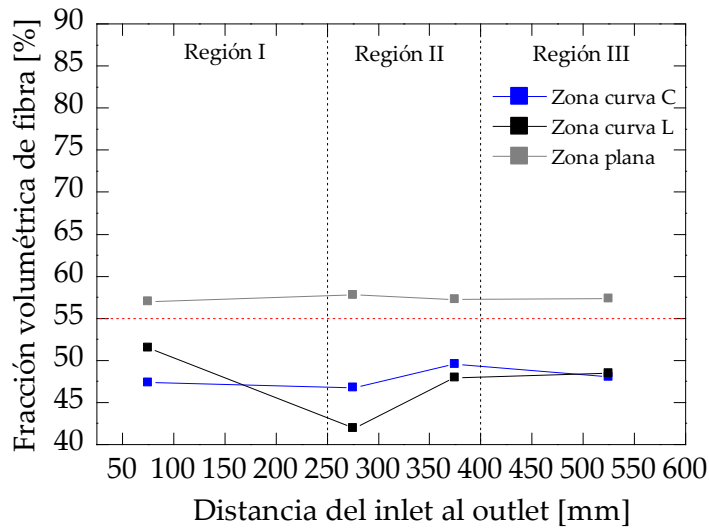


Fig. 5-55: Relación entre la fracción volumétrica de fibra experimental y la distancia desde el punto de inyección (*inlet*) para la variante VI en la zona: curva L, plana y curva C.

En la variante SIL18, la FVF es de un 55,93% en la zona curva (Fig. 5-56).

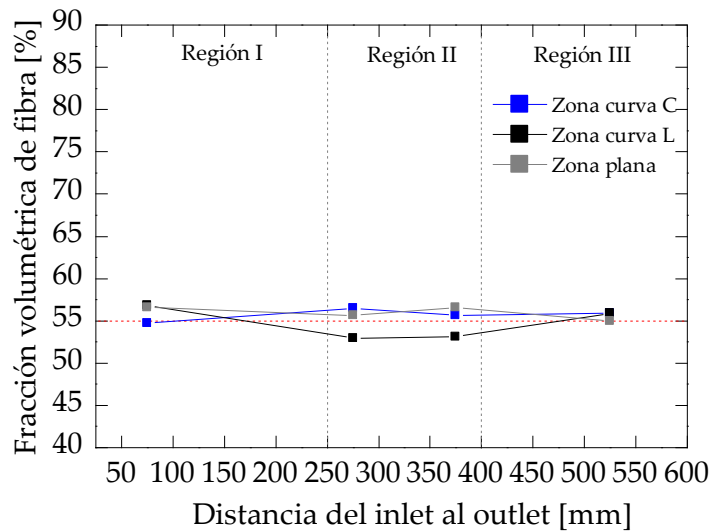


Fig. 5-56: Relación entre la fracción volumétrica de fibra experimental y la distancia desde el punto de inyección (*inlet*) para la variante SIL18 en la zona: curva L, plana y curva C.

El incremento es de un 15% respecto al proceso VI. La zona plana presenta el mismo valor (55,21%). Observamos que el contenido en fibra es uniforme a lo largo de la longitud de la cuaderna, tanto en la zona curva como plana con un valor de desviación estándar de 0,78 y 0,76, respectivamente (Tab. 5-16). También observamos que la aplicación de presión externa causa un notable incremento de la FVF en la zona curva. La FVF es función de la presión de compactación aplicada (Ec. 5-2) [295]. Una FVF elevada se debe a una mayor presión de compactación ejercida sobre la preforma, lo que justifica el uso del contramolde sólido incompresible.

$$FVF = FVF(p_{app}) \quad (\text{Ec. 5-2})$$

donde FVF es la fracción volumétrica de fibra y p_{app} la presión de compactación aplicada.

La Fig. 5-57 muestra la fracción volumétrica de fibra para la variante SIL70. En ambos cantos en la zona plana observamos un incremento significativo en comparación al contramolde SIL18, siendo 62,12% para la zona curva y 64,34% para la plana. Del análisis de las curvas, también afirmamos que la FVF es menos uniforme que en el VI con una dispersión de los resultados de 3,20 en la zona curva y 1,60 en la plana. Esta dispersión proviene de la propia variabilidad de proceso y de la aparición de un pliegue en las proximidades del punto de inyección debido al arrastre de los materiales auxiliares.

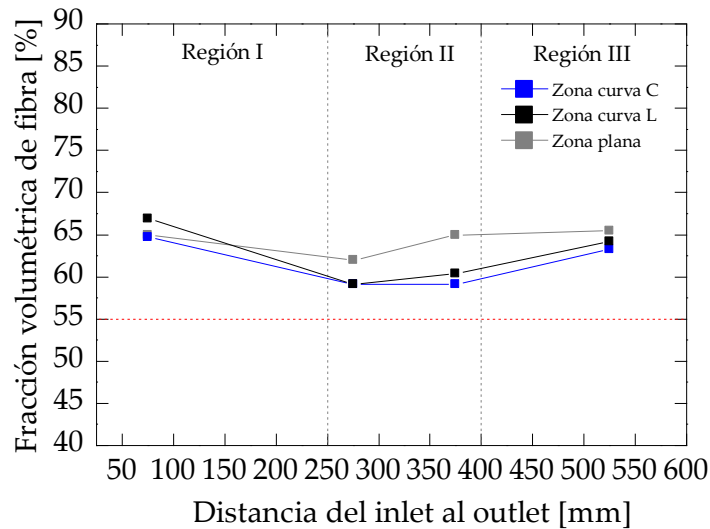


Fig. 5-57: Relación entre la fracción volumétrica de fibra experimental y la distancia desde el punto de inyección (*inlet*) para la variante SIL70 en la zona: curva L, plana y curva C.

En la variante SIL70/PU, el valor de la fracción volumétrica de fibra en la zona plana está en torno a un 64% y en la curva a un 62%, en ambos cantos. Los datos presentan cierta similitud con los datos obtenidos de la variante SIL70. Por tanto, la modificación del contramolde sólido con un acople de material más flexible en la zona curva no influye en la fracción volumétrica de fibra. En cuanto a la morfología de las curvas, ésta sigue el comportamiento esperado en función de la distancia del punto de inyección. Es decir, la FVF es uniforme a la largo de la longitud de la cuaderna con un coeficiente de variación inferior a 2,5%, tanto en la zona plana como en la curva.

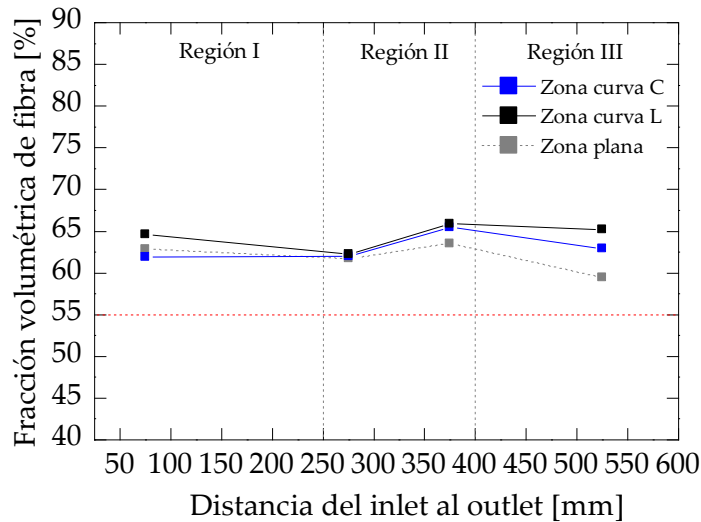


Fig. 5-58: Relación entre la fracción volumétrica de fibra experimental y la distancia desde el punto de inyección para la variante SIL70/PU en la zona: curva L, plana y curva C.

La Fig. 5-59 muestra la fracción volumétrica de fibra en función de la distancia desde el punto de inyección para la variante SIL55/3D. La aplicación de la presión externa con la variante SIL55/3D es efectiva, ya que incrementa la fracción volumétrica de fibra de 47,99% a 59,39% en la zona curva y de 57,34% a 59,39% en la zona plana. También observamos que el valor medio es exactamente el mismo en ambas zonas con unas desviaciones estándar relativamente bajas entre 1 y 6, lo que demuestra uniformidad en las propiedades del laminado. Asimismo, la FVF es superior al valor teórico y cumple con el requisito aeronáutico del 60% [30]–[33].

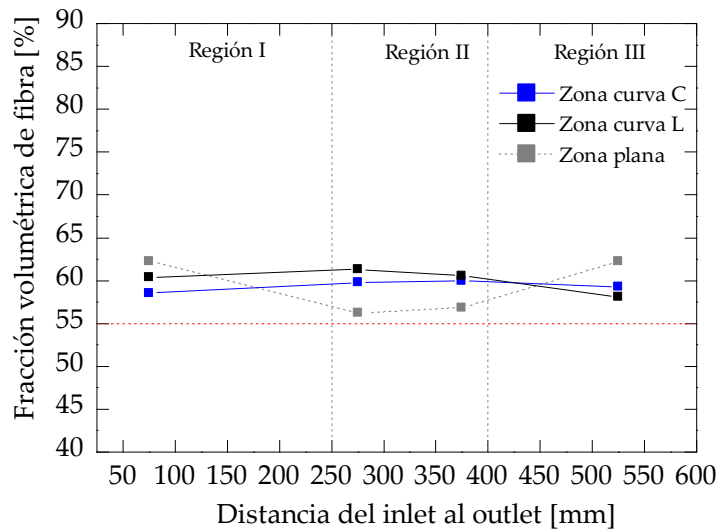


Fig. 5-59: Relación entre la fracción volumétrica de fibra experimental y la distancia desde el punto de inyección (*inlet*) para la variante SIL55/3D en la zona: curva L, plana y curva C.

La variante SIL55/CA cumple también con el comportamiento esperado con una ligera variación entre la zona curva y plana, siendo el valor medio de fracción volumétrica 62,80% y 60,21 respectivamente. La compactación local con la cámara de aire en la zona curva da lugar a un incremento del 47,99% al 62,80% con una desviación estándar de 7,50. La FVF es superior al valor teórico y cumple con el requisito aeronáutico del 60% [30]–[33].

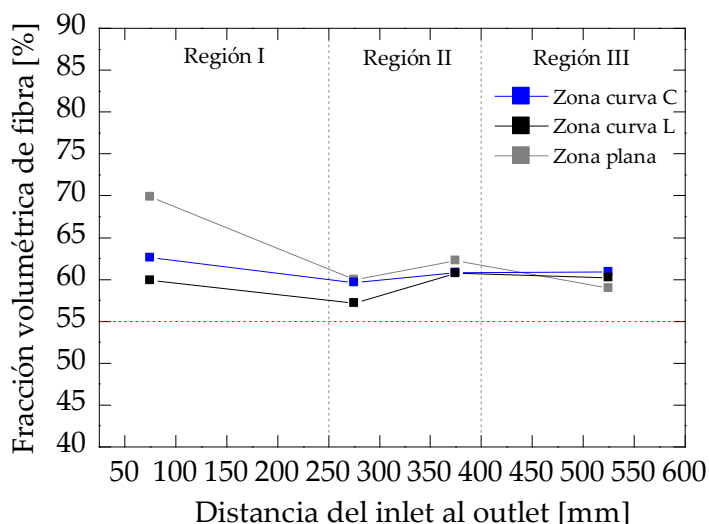


Fig. 5-60: Relación entre la fracción volumétrica de fibra experimental y la distancia desde el punto de inyección para la variante SIL55/CA en la zona: curva L, plana y curva C.

La Tab. 5-16 resume los resultados obtenidos experimentalmente para el proceso VI y el ISCI y sus variantes, agrupando el valor del ángulo C y L mediante el promedio. También incluimos indicadores estadísticos como son la media, la desviación estándar y el coeficiente de variación. En todos los casos el CV es menor o igual a un 5% considerándose una diferencia no significativa. La variante SIL55/CA contiene un valor de FVF es sumamente elevado en comparación con el resto en las cercanías del punto de inyección. Esto es debido a un exceso de presión de compactación local en esa zona por la ubicación de la toma de aire.

Tab. 5-16: Valores de fracción volumétrica de fibra de la zona plana (P) y de la zona curva (C) para las piezas estudiadas en función de la distancia desde el punto de inyección (*inlet*). Incluye la media, desviación estándar (SD) y coeficiente de variación (CV).

Dist. [mm]	VI		SIL18		SIL70		SIL70/PU		SIL55/3D		SIL55/CA	
	C*	P**	C*	P**	C*	P**	C*	P**	C*	P**	C*	P**
75	49,45	57,02	55,79	56,57	65,82	64,98	62,35	64,61	59,70	62,22	69,84	61,20
275	45,50	57,80	54,72	55,67	59,14	61,97	61,89	62,23	58,91	56,26	60,00	58,39
375	48,77	57,22	54,39	56,54	59,76	64,94	64,48	65,86	60,28	56,81	60,80	62,26
523	48,23	57,32	55,92	54,95	63,75	65,48	61,22	65,23	58,68	62,26	60,56	58,98
Media	47,99	57,34	55,21	55,93	62,12	64,34	62,49	64,48	59,39	59,39	62,80	60,21
SD	1,73	0,33	0,76	0,78	3,20	1,60	1,41	1,59	0,74	3,30	4,71	1,83
CV [%]	3,61	0,58	1,38	1,38	5,15	2,48	2,25	2,46	1,23	5,56	7,49	3,03

*curva, **plana

5.6.6 Distribución espacial de los poros por análisis microestructural

A continuación, determinamos experimentalmente la porosidad en la zona curva C y L. Entendemos por porosidad los micro y mesoporos, los grandes poros en la interfase de las láminas y las áreas ricas en resina. No tenemos en consideración el aire atrapado en el cúmulo de resina.

Perfil del contenido en poros normalizado de la pieza VI:

Seguidamente, mostramos la distribución espacial de los poros de la pieza VI para analizar la tendencia de su ubicación respecto el punto de inyección. El sistema de inyección está situado en los extremos de la pieza, siendo la dirección del flujo de resina paralela a la sección transversal en U. Analizamos 10 muestras de dicha sección, a una separación de 50 mm a lo largo de la longitud de la pieza y siguiendo la dirección del frente de flujo. Dividimos el análisis en dos regiones según los

cantos de la cuaderna (arco corto (C) y arco largo (L)), con el fin de estudiar la influencia de la variabilidad del frente de flujo sobre los poros. Representamos las curvas como el contenido en poros normalizado frente a la distancia del *inlet* al *outlet* y la posición de cada una de las imágenes que componen la sección transversal en U. La posición de las imágenes se definió tal y como muestra la Fig. 5-61. La transición de la zona plana a la curva es en la coordenada [8, y] y [-8, y]. Más detalles sobre la subdivisión de la sección transversal en U en áreas rectangulares de 0,2 mm de ancho en el Capítulo 3, Apartado 3.4.3.

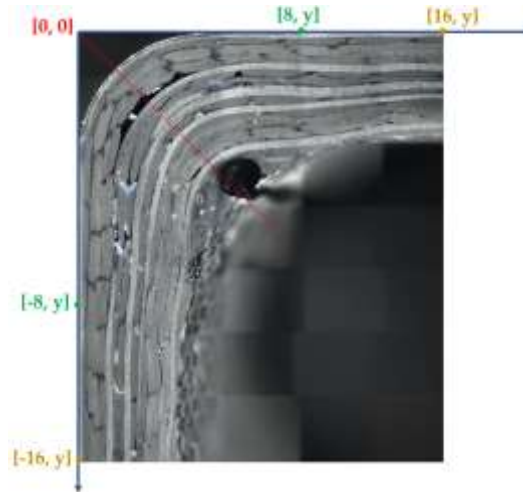


Fig. 5-61: Eje de coordenadas para definir la posición de la subdivisión de imágenes de la sección transversal en U.

En primer lugar, observamos que la morfología de las curvas sigue el comportamiento esperado en función de la distancia desde el punto de inyección. Es decir, sigue una tendencia general en forma de V [212], con una mayor concentración de poros en las proximidades del *inlet* (entre 50 a 250 mm). En bibliografía, no existen muchos datos experimentales reportados del comportamiento de los poros en piezas de geometría compleja; justificamos las tendencias obtenidas mediante los mecanismos y ecuaciones reportadas en el Capítulo 2 (Fig. 5-62 y Fig. 5-63).

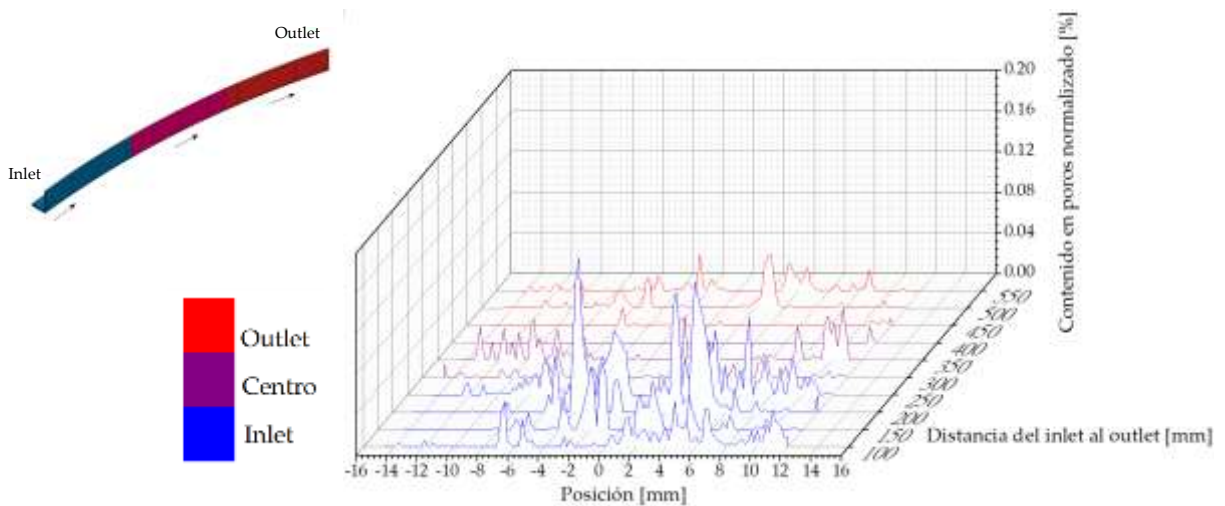


Fig. 5-62: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo C de la pieza VI.

Ambos gráficos tridimensionales toman valores máximos normalizados alrededor de 0,15% justo en las proximidades del punto de inyección. Es a partir de los 300 mm desde el *inlet* cuando observamos una reducción del contenido en poros, principalmente en la región central de la

sección (valor máximo es 0,02%). A partir de los 450 mm, vuelve a incrementar ligeramente hasta alcanzar un valor máximo de 0,05%.

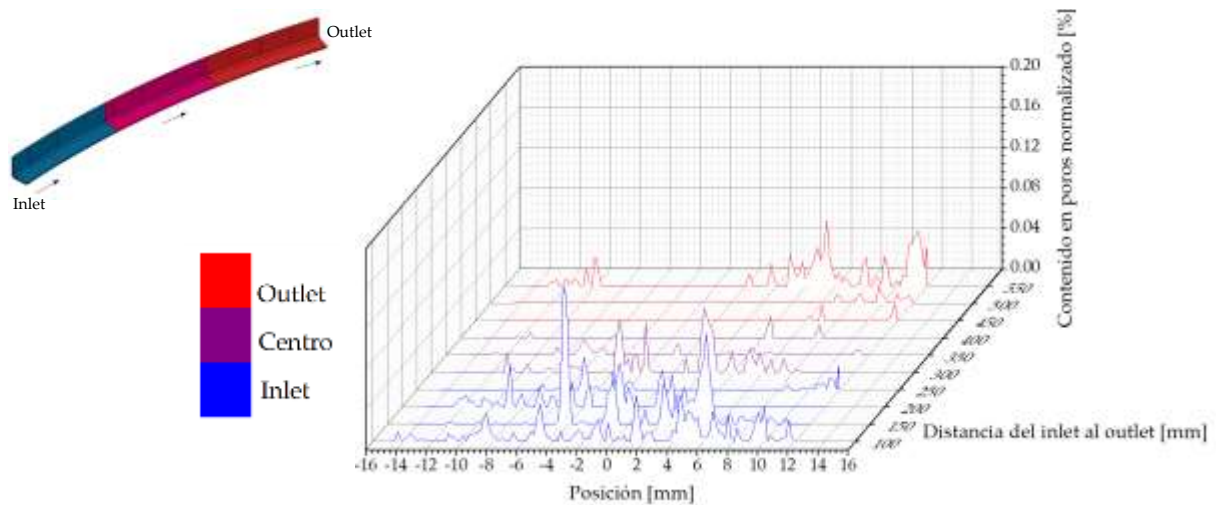


Fig. 5-63: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo L de la pieza VI.

La *Ley de Darcy* señala que el flujo a través de un medio poroso es impulsado por el gradiente de presión ΔP . Es decir, a medida que el frente de flujo avanza, éste disminuye gradualmente dando lugar a una mayor velocidad de flujo de resina en la entrada que en la salida. Esta diferencia en la velocidad de flujo junto con la heterogeneidad de la arquitectura del tejido NCF empleado, causa un desbalance en el flujo de resina a nivel microescala. En las proximidades del *inlet*, el gradiente de presión alcanza el valor máximo, por lo que las fuerzas viscosas son las que dominan el flujo. Éste fluye por los espacios entre filamentos y provoca la formación de microporos entre las fibras del propio filamento. En las cercanías del punto de vacío, al tener una velocidad de flujo menor, el gradiente de presión capilar es mayor que el gradiente de presión. Esto provoca que el flujo de resina fluya más rápido entre las fibras del filamento que entre los espacios entre filamentos y causa atrapamiento de aire en los espacios entre filamentos o mesoporos. La fuerza capilar y la tensión superficial tienen un papel fundamental en el avance de flujo a bajas velocidades (mecanismo de atrapamiento mecánico).

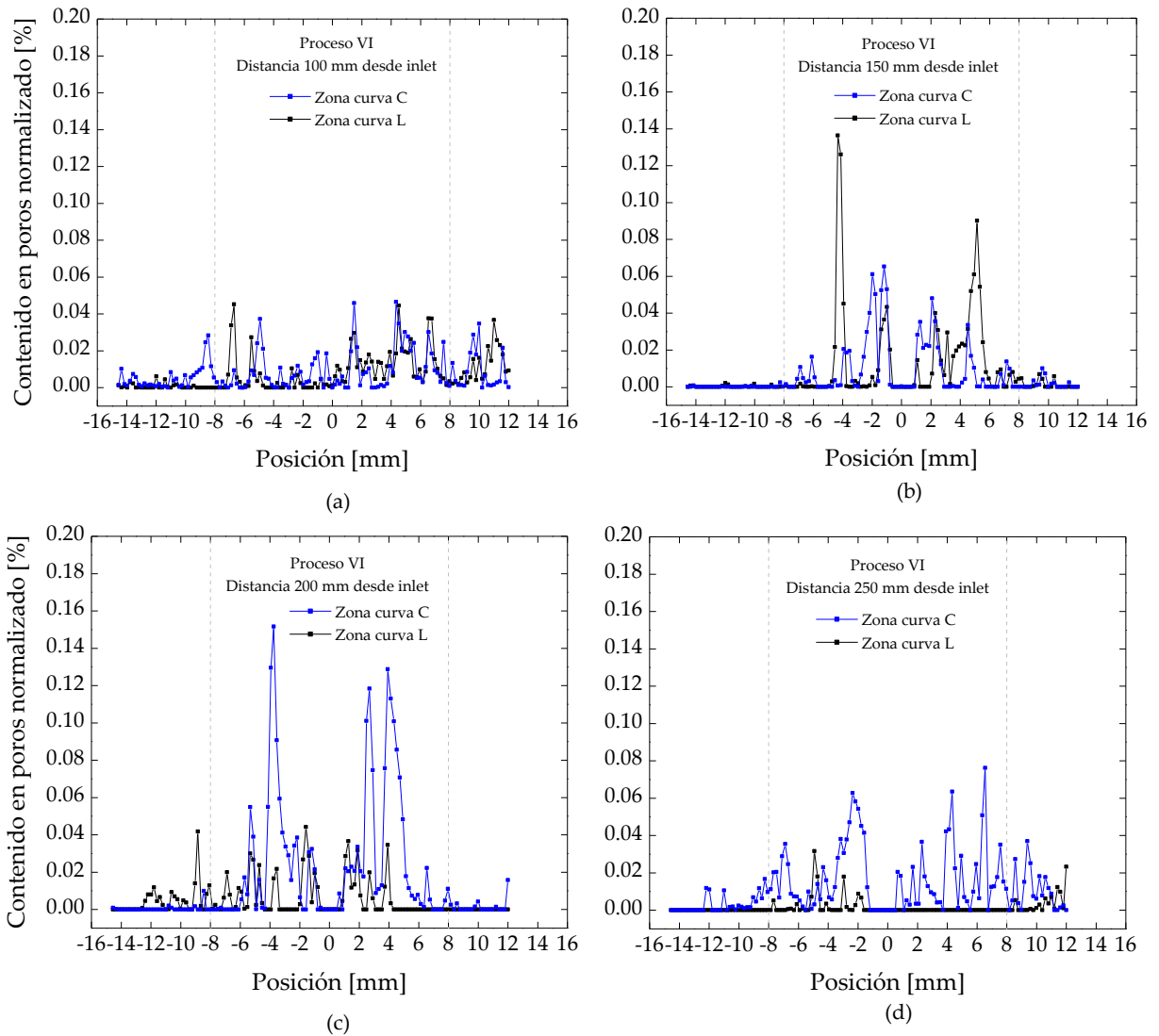
Durante la fase de llenado y la formación de poros en el proceso VI, el mecanismo de atrapamiento mecánico se combina con el fenómeno de solubilidad y nucleación de gases disueltos en la resina, por el bajo gradiente de presión de inyección (igual o inferior a 1 bar/ 0,1 MPa). Según la *Ley de Henry* [296], [297], la solubilidad del gas atrapado en la resina disminuye al disminuir la presión del molde, por lo que la resina se sobresatura y ocurre la separación vapor-líquido debido a la expansión del vapor (gas). Como consecuencia, las moléculas de vapor difunden libremente hacia el aire atrapado mecánicamente (microporo o mesoporo), dando lugar a su crecimiento. Estas moléculas también entran en contacto con el tejido no-ondulado y forman núcleos a partir del aire atrapado en los espacios del mismo. Estos núcleos crecen y origina nuevos poros, cuyo tamaño aumenta o disminuye según los parámetros de proceso, tales como: la temperatura, la presión o la cantidad de volátiles durante la reacción de curado [298]. Chen *et al.* [296] reportan datos experimentales de la formación de poros por ambos mecanismos en el proceso VARTM.

La morfología de las curvas luego de sobrepasar los 250 hasta los 400 mm desde el *inlet* es distinta en comparación con los extremos; el contenido es poros normalizado es prácticamente cero. En esta región, el gradiente de presión de inyección y el de presión capilar son similares, por lo que el flujo

de resina no se distorsiona y no se forman poros por el mecanismo de atrapamiento mecánico. Solamente actúa el mecanismo de solubilidad y nucleación.

En la región del punto de vacío, la morfología de la curva es equivalente a la de la entrada, pero los valores del contenido en poros son considerablemente inferiores. Durante la etapa de llenado, la presión hidrostática de la resina en un punto cualquiera del laminado incrementa a medida que se va llenando la cavidad. Esta presión hidrostática es proporcional a la presión de compactación alrededor del poro. Por tanto, un incremento de la presión de compactación provoca una reducción de la presión de vapor del interior del poro y, como resultado una reducción del diámetro de los micro y mesoporos [18]. El diámetro de éstos es proporcional a la fuerza de adhesión (*Ec. Terzagui, Ec. 2-3, Capítulo 2*). Teniendo en cuenta que la fuerza de arrastre es proporcional a la velocidad de flujo de resina, los microporos se desplazaran fácilmente hacia el punto de vacío porque en la región de inyección, la fuerza de arrastre es máxima y significativamente mayor a la fuerza de adhesión. En la región de vacío, la fuerza de adhesión de los meso-poros será ligeramente mayor y la fuerza de arrastre ligeramente inferior. No obstante, considerando que la distancia de los poros a la salida de resina es mínima, muchos de ellos serán expulsados de la pieza (Fig. 5-62 y Fig. 5-63).

La Fig. 5-64 muestra una comparación del contenido en poros normalizado entre la zona curva y la plana para ambos ángulos (C y L).



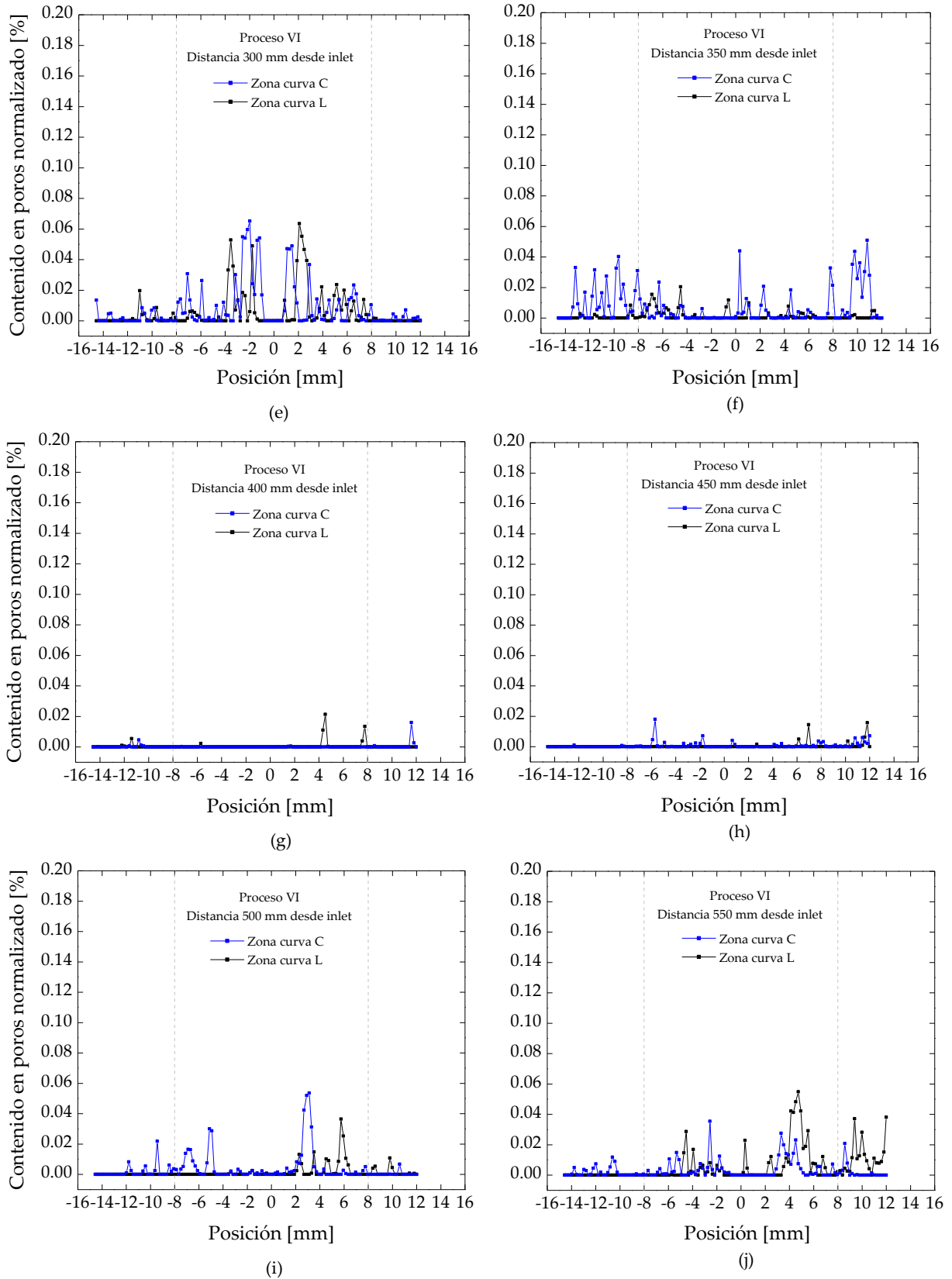


Fig. 5-64: Comparación entre el perfil del ángulo L y C para diferentes distancias desde el inlet al outlet: (a) 100 mm, (b) 150 mm, (c) 200 mm, (d) 250 mm, (e) 300 mm, (f) 350 mm, (g) 400 mm, (h) 450 mm, (i) 500 mm y (j) 550 mm.

Analizamos una variabilidad significativa de los resultados entre el canto C y L debido a la dificultad de conformar el tejido no-ondulado en la zona curva y a la aparición de puentes en la

lámina y en la bolsa de vacío. Este efecto provoca la reducción de la presión de compactación en el canto, incrementando la probabilidad del fenómeno vía rápida y el atrapamiento de aire. También aumenta la permeabilidad de la preforma y, por ende, la velocidad de flujo de la resina, lo que da lugar a una mayor probabilidad de formar micro y mesoporos. Asimismo, observamos también la tendencia en V: la porosidad es significativa hasta una distancia de 350 mm desde el punto de inyección, con valores máximos de 0,15%. En la región centro (400 y 450 mm), la porosidad es prácticamente nula con determinados picos máximos de 0,02% en especial en el canto C. La porosidad vuelve a incrementar hasta valores de 0,06% en las distancias 500 y 550 mm correspondientes a la región de vacío.

Perfil del contenido en vacíos normalizado de las piezas fabricadas por el proceso ISCI

Las gráficas tridimensionales de las variantes ISCI muestran el efecto que causa la presión externa sobre la distribución espacial de los poros. Anotar que seguimos el criterio adoptado en el análisis micrográfico de la variante VI.

En términos generales, la distribución espacial de los poros en la infusión con contramolde sólido incompresible no presenta una tendencia en V y su contenido es prácticamente idéntico en las tres regiones de la sección en U. En este caso, el comportamiento de la porosidad sigue una tendencia rectilínea. El contramolde incompresible comprime ligeramente la preforma durante la etapa de llenado y, como consecuencia, disminuye su permeabilidad. La permeabilidad es inversamente proporcional al gradiente de presión (Ec. 5-3) [299]:

$$K = \frac{\mu \phi s}{2 \Delta P} \quad (\text{Ec. 5-3})$$

donde μ es la viscosidad de la resina (mPa·s), ϕ la porosidad de la preforma y s la pendiente de la recta entre la posición del flujo al cuadrado y el tiempo.

Al mismo tiempo, al trabajar a bajas presiones de inyección durante la etapa de llenado, es importante incluir la presión capilar en la *Ley de Darcy* [299], tal y como señala la (Ec. 5-4):

$$\Delta P = P_m + P_v + P_c \quad (\text{Ec. 5-4})$$

P_m la presión de inyección (mecánica), P_v la presión de vacío y P_c la presión capilar.

Sabiendo que la presión de inyección es la atmosférica y la presión de vacío tiende a 0 bar/0 MPa (Tab. 5-7, Apartado 5.5), manifestamos que una disminución de la permeabilidad incrementa la presión capilar en la preforma. En paralelo, observamos que la disminución de la permeabilidad también reduce la velocidad de flujo de resina (*ley de Darcy*, Ec. 2-1, Capítulo 2). Por tanto, el gradiente de presión capilar es mayor que el gradiente de presión de resina en las tres regiones de la pieza y el dominio de las fuerzas capilares prevalece durante todo el recorrido del frente de flujo. Predominará la formación de mesoporos.

La Fig. 5-65 y Fig. 5-66 corresponde a la distribución de los poros de la variante SIL18. Observamos una tendencia rectilínea, con un alto contenido en poros normalizado en toda la sección en U. Éste es mayor en el ángulo C que en el ángulo L.

El valor máximo del contenido en poros normalizado en función de la región es 0,19%; 0,28% y 0,13%, tal y como observamos en la Fig. 5-67. A partir de la región central (250 mm del punto de inyección), éste es considerablemente superior que el de la variante VI. Numerosos valores (picos) sobrepasan el valor promedio. El valor promedio es de 0,012% a 150 mm del punto de inyección, 0,007% a 350 mm y 0,008% a 450 mm. Los picos se concentran en las zonas curvas de la cuaderna,

entre la posición de -8 a 8 mm. A pesar del contramolde incompresible SIL18, la caída de la presión de compactación sigue estando presente en la zona curva. Una reducción de la presión de compactación provoca un incremento de la presión de vapor en el interior del poro y, los poros originados por atrapamiento mecánico crecen y se consolidan. La caída de presión de compactación entre la zona plana y curva puede ser de hasta un 40% [190], [261].

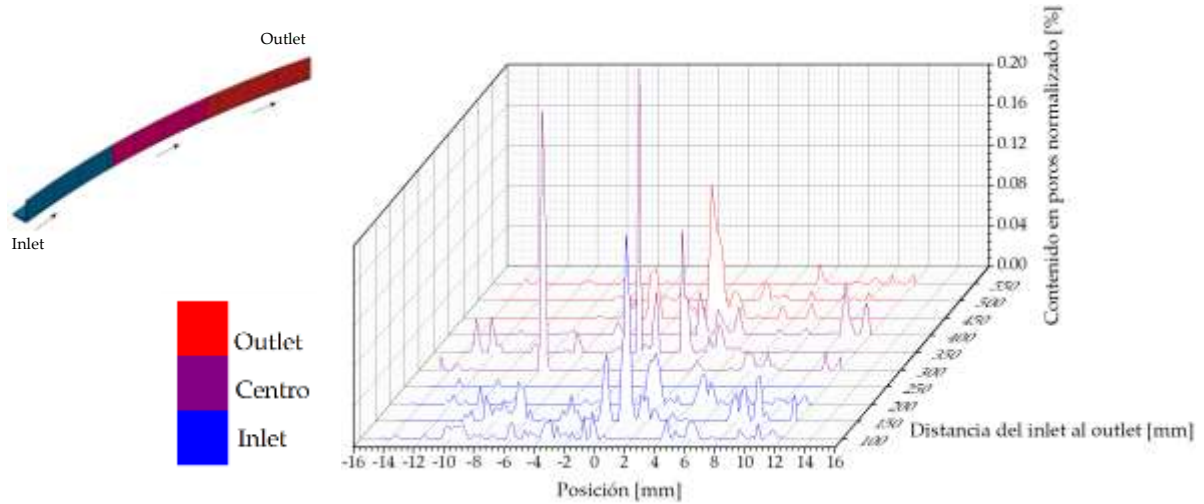


Fig. 5-65: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo C de la variante SIL18.

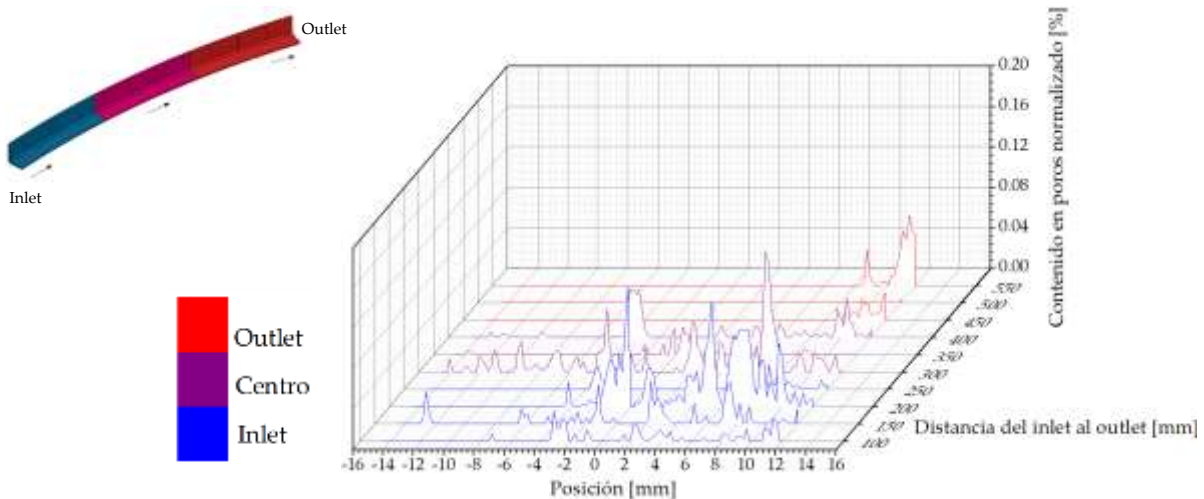


Fig. 5-66: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo L de la variante SIL18.

Asimismo, según observamos en las micrografías de la Fig. 5-29 y Fig. 5-30 (Apartado 5.6.2), los valores de los picos comprendidos entre 0,13 a 0,28% corresponden a poros situados justo en el radio externo del ángulo C de la cuaderna. La variante SIL18 genera una fuerza de arrastre sobre la preforma lo suficientemente elevada para vencer la fuerza de adhesión poro/laminado y movilizar los poros en la dirección transversal al espesor del laminado. Éstos se acumulan principalmente en el radio externo de las zonas curvas. Una vez allí, permanecen puesto que la presión de vapor del interior del poro es mayor que la fuerza de arrastre. Esto indica que el contramolde incompresible SIL18 no transmite por igual la presión de compactación en las zonas planas y curvas, ya que la fuerza de arrastre es proporcional a la misma.

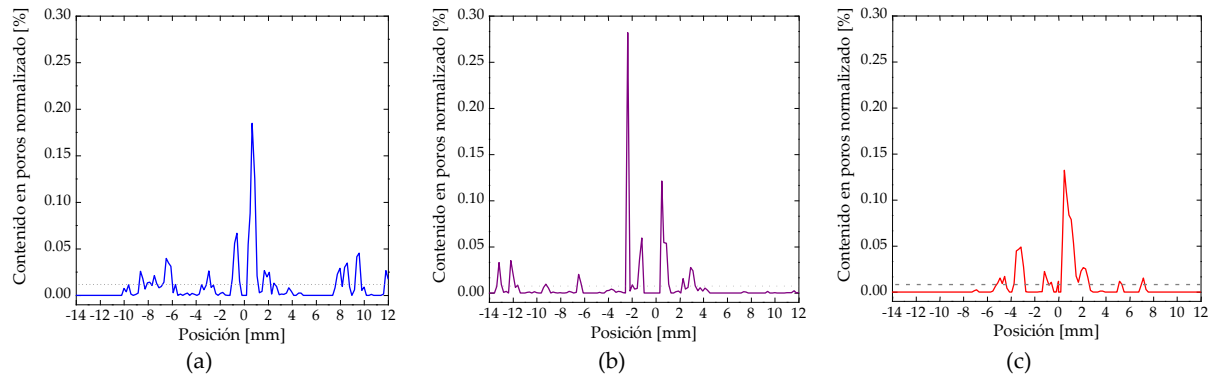
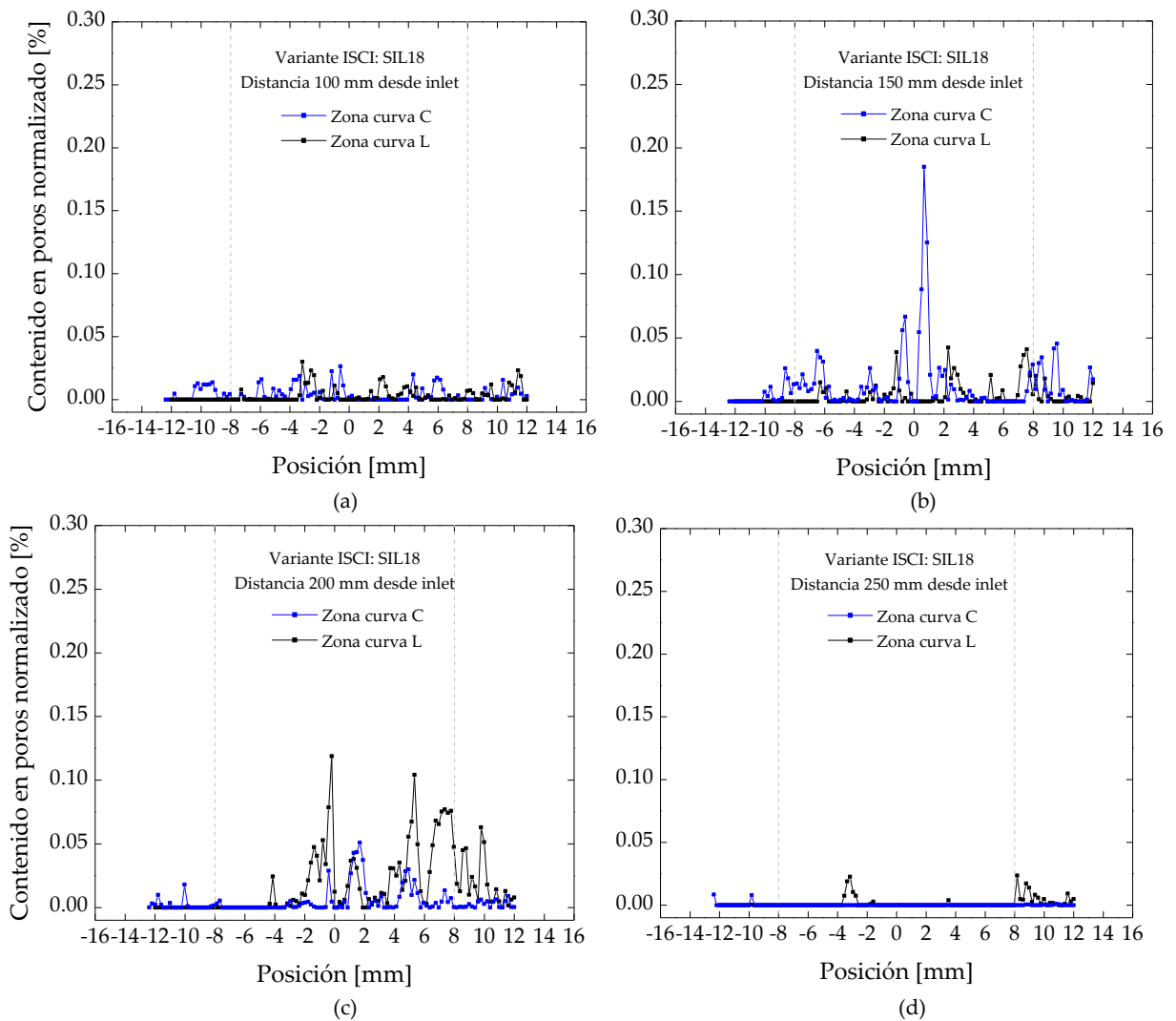


Fig. 5-67: Distribución de poros del ángulo C según la posición a lo largo del laminado en: (a) 150 mm (b) 350 mm y (c) 450 mm.

La transmisión no uniforme de la presión de compactación da como resultado una importante variabilidad en la pieza. La Fig. 5-68 diferencia el contenido en poros en el canto C y L del SIL18 y en diferentes posiciones a lo largo de la longitud de la cuaderna. No sigue la tendencia en V, debido a la aplicación de presión con el contramolde incompresible. Observamos picos máximos de hasta 0,28%, los cuales predominan en la zona curva C. La preforma en la zona curva C tiende a comprimirse puesto que es la longitud de arco es menor por la curvatura de la cuaderna. Al estar el tejido NCF más comprimido, la formación del efecto puenteo de láminas es mayor.



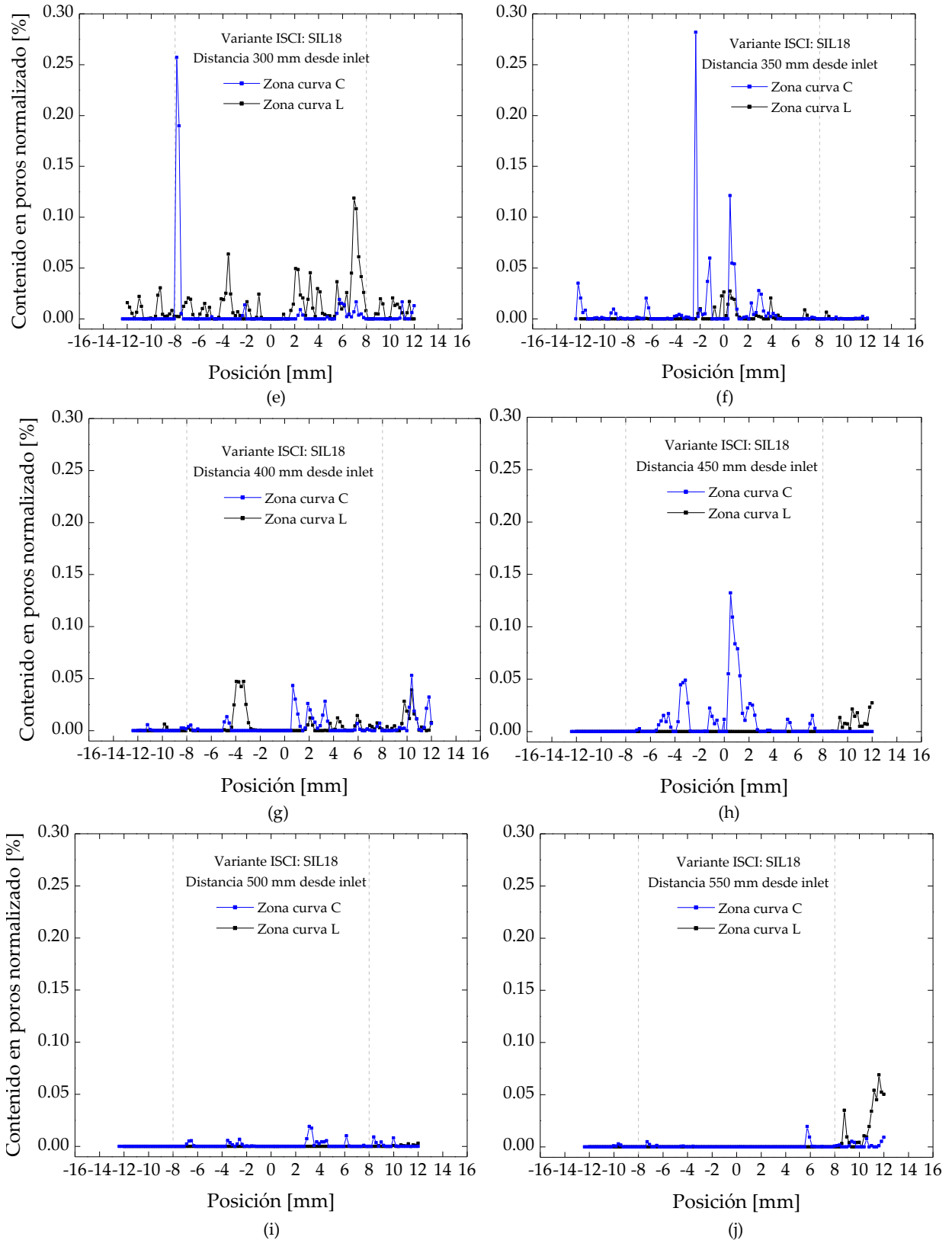


Fig. 5-68: Comparación entre el perfil del ángulo L y C para diferentes distancias desde el inlet al outlet: (a) 100 mm, (b) 150 mm, (c) 200 mm, (d) 250 mm, (e) 300 mm, (f) 350 mm, (g) 400 mm, (h) 450 mm, (i) 500 mm y (j) 550 mm.

A continuación, mostramos el perfil del contenido en poros normalizado para la variante SIL70 (Fig. 5-69 y la Fig. 5-70). De acuerdo a la morfología de las curvas podemos afirmar que la distribución de poros también sigue la tendencia esperada en función de la distancia desde el punto

de inyección. Los poros están distribuidos uniformemente a lo largo de la sección transversal de la U. Además, en general contiene un bajo contenido en poros, excepto los valores de porosidad a partir de los 350 mm desde el punto de inyección en el ángulo L. Según geometría de pieza, la preforma se comprime en el ángulo C y se tracciona en el L. Al traccionar el tejido, la probabilidad de espacios vacíos entre la interfase molde y preforma incrementa, y, por ende, la aparición del efecto puenteo de láminas, de vías rápidas y de los defectos que éstos conllevan.

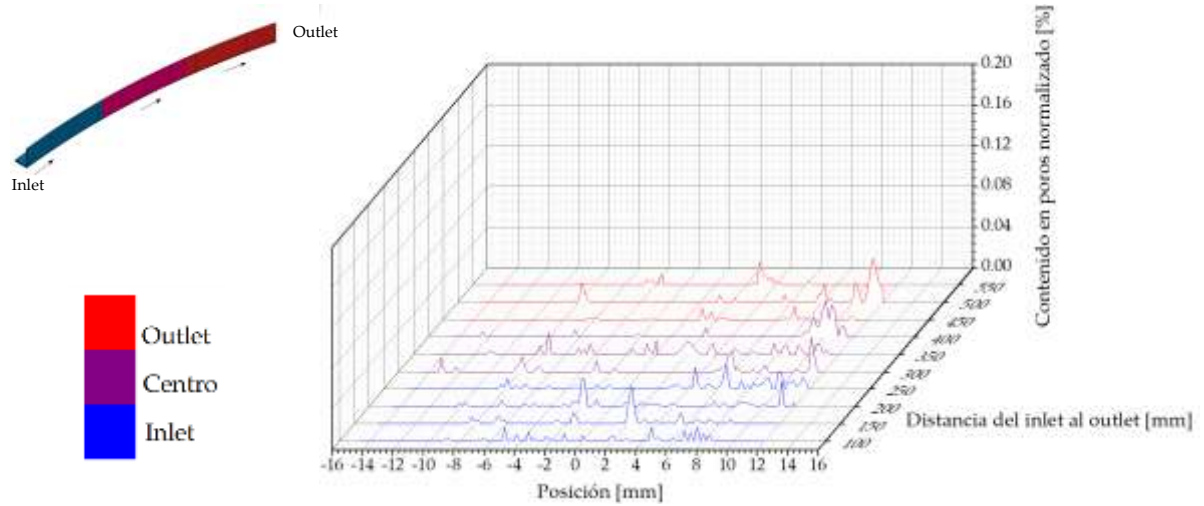


Fig. 5-69: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo C de la variante SIL70.

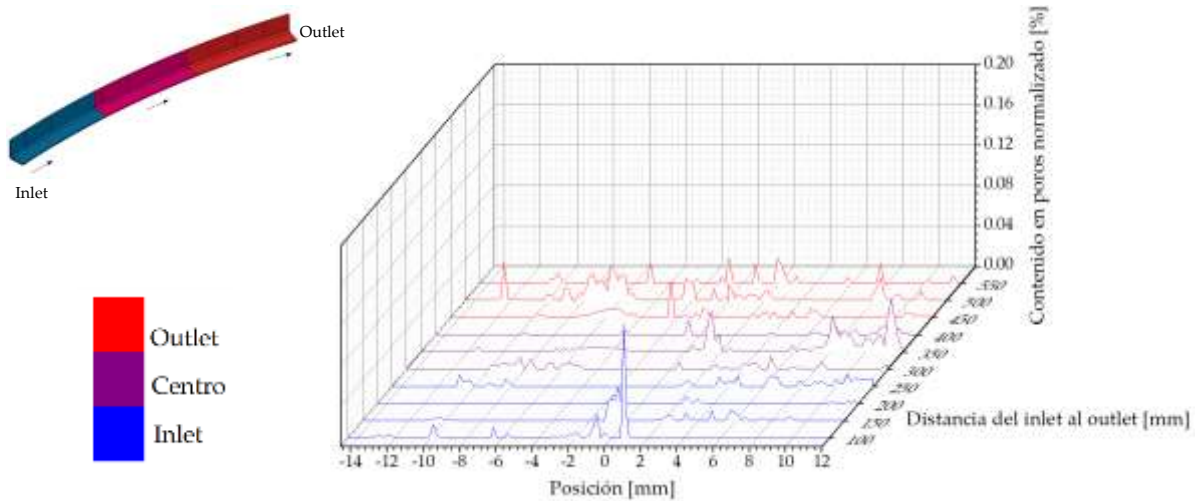


Fig. 5-70: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo L de la variante SIL70.

El valor máximo de contenido en poros normalizado en las tres regiones es exactamente el mismo (0,04%) e inferior al de la pieza VI. El valor medio ha disminuido considerablemente hasta valores imperceptibles de 0,00005% y 0,002%, tal y como muestra la Fig. 5-71.

Al igual que la variante SIL18, los mecanismos de atrapamiento mecánico y nucleación de gases disueltos en la resina son los que tienen un mayor impacto en la formación de poros durante la etapa llenado con un gradiente de presión inferior a 1 bar (0,1 MPa). El dominio de las fuerzas capilares en las tres regiones da lugar a una distribución uniforme de los poros, principalmente de mesoporos. El tamaño y forma de estos poros va cambiando antes de finalizar la etapa de llenado y durante la de post-llenado. La presión hidrostática de la resina alrededor del poro incrementa a medida que avanza el frente de flujo y, como consecuencia, el diámetro del poro disminuye. Al cerrar el punto de inyección, esta presión hidrostática incrementa nuevamente y reduce aún más la presión de vapor

en el interior del poro. Esto causa una reducción significativa del tamaño del poro. Mantuvimos el cierre del *inlet* durante 5 minutos previa a la etapa de aplicación de presión externa. Al aplicar la presión externa con el contramolde incompresible, los poros permanecen inmóviles debido a la baja permeabilidad de la preforma. No obstante, la presión aplicada excede la presión de vapor en el interior del poro, por lo que gran parte de los ellos se disuelven en la resina. Lundström y Gebart [75] sostienen esta misma hipótesis para el proceso de molde por transferencia de resina.

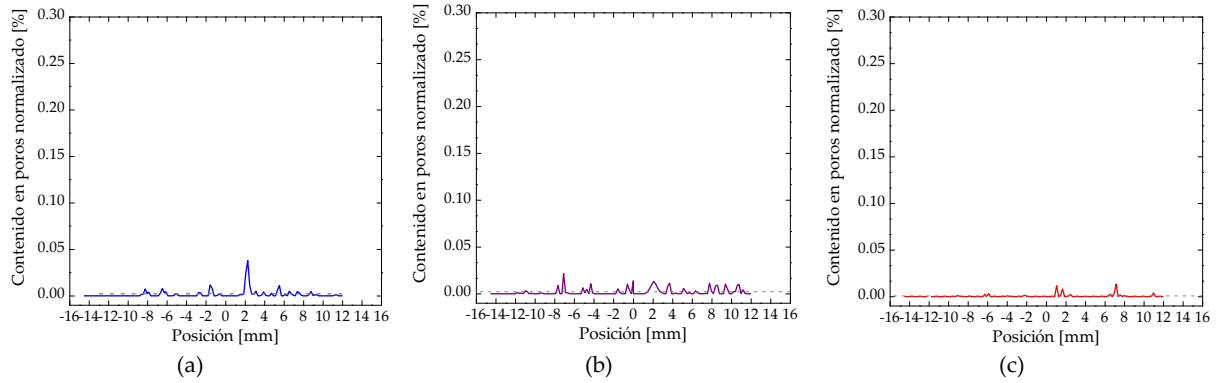
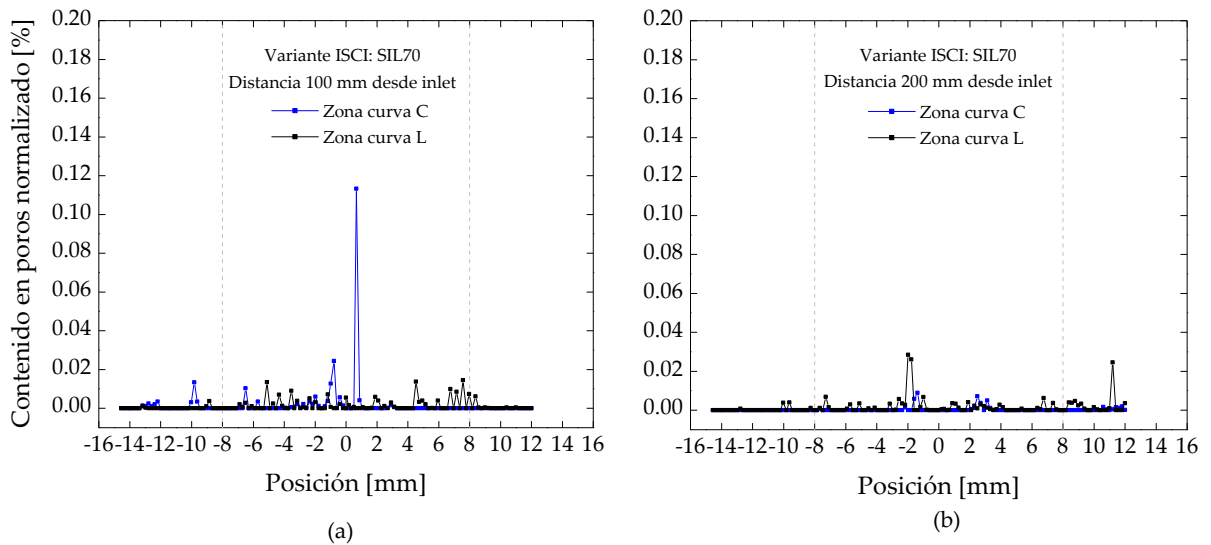
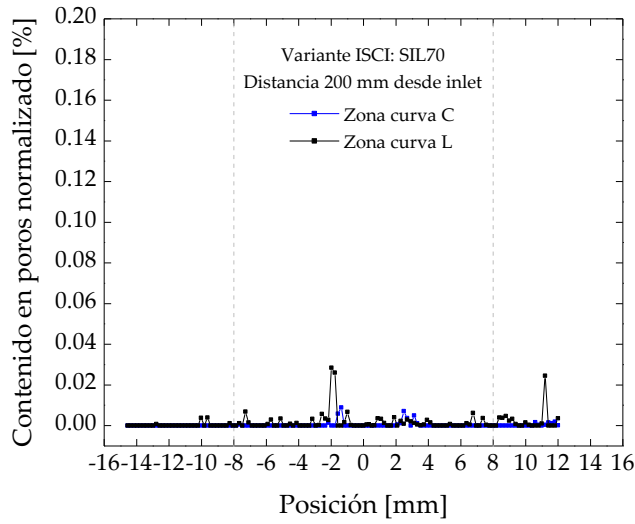


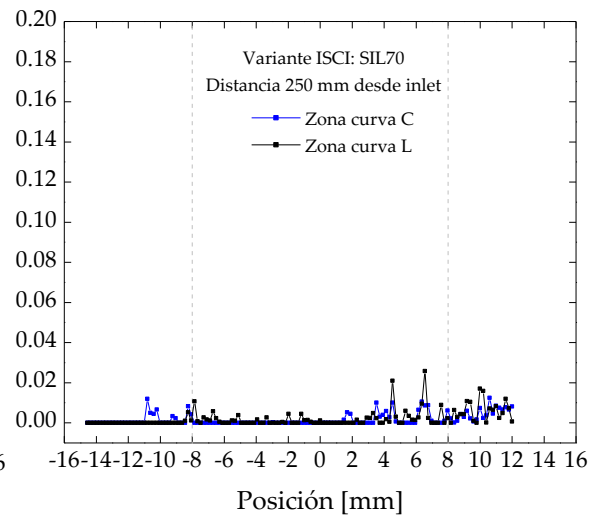
Fig. 5-71: Distribución de poros del ángulo C según la posición a lo largo del laminado en: (a) 150 mm (b) 350 mm y (c) 450 mm.

La Fig. 5-72 muestra la porosidad en la zona curva C y en la L para la variante SIL70. Observamos unos resultados más regulares entre ambos cantos. Gran parte de ellos tienden a cero.

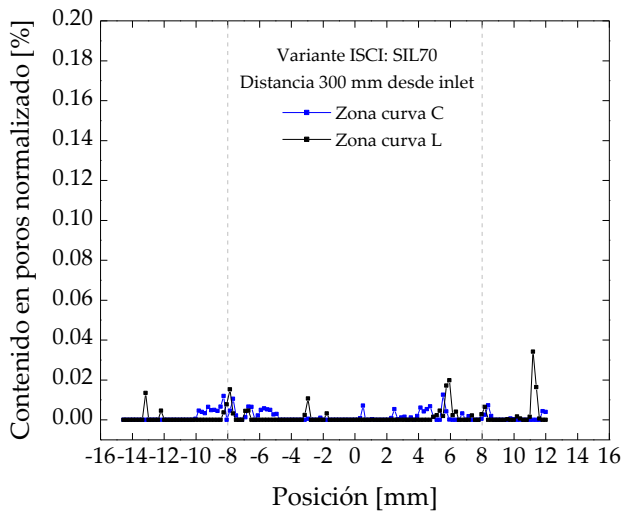




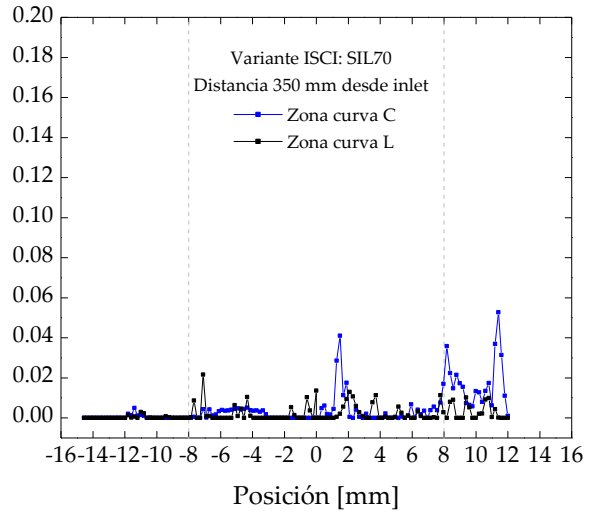
(c)



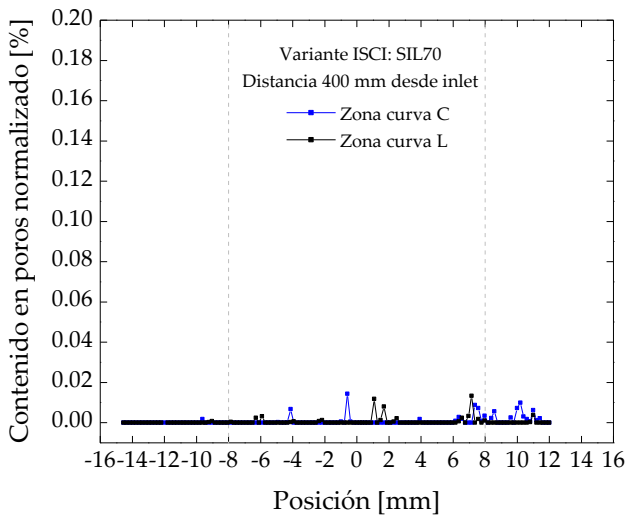
(d)



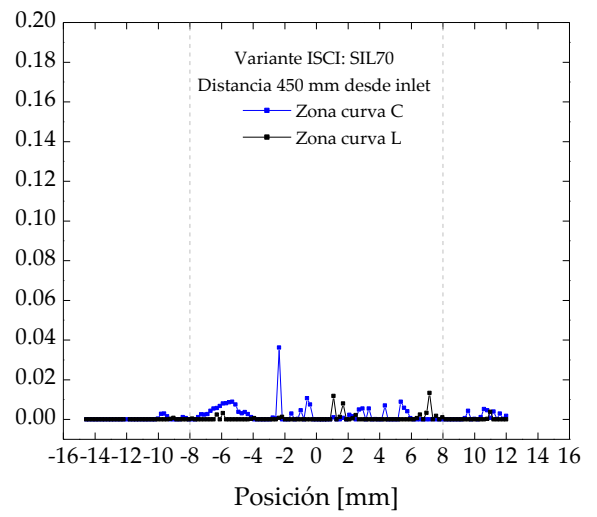
(e)



(f)



(g)



(h)

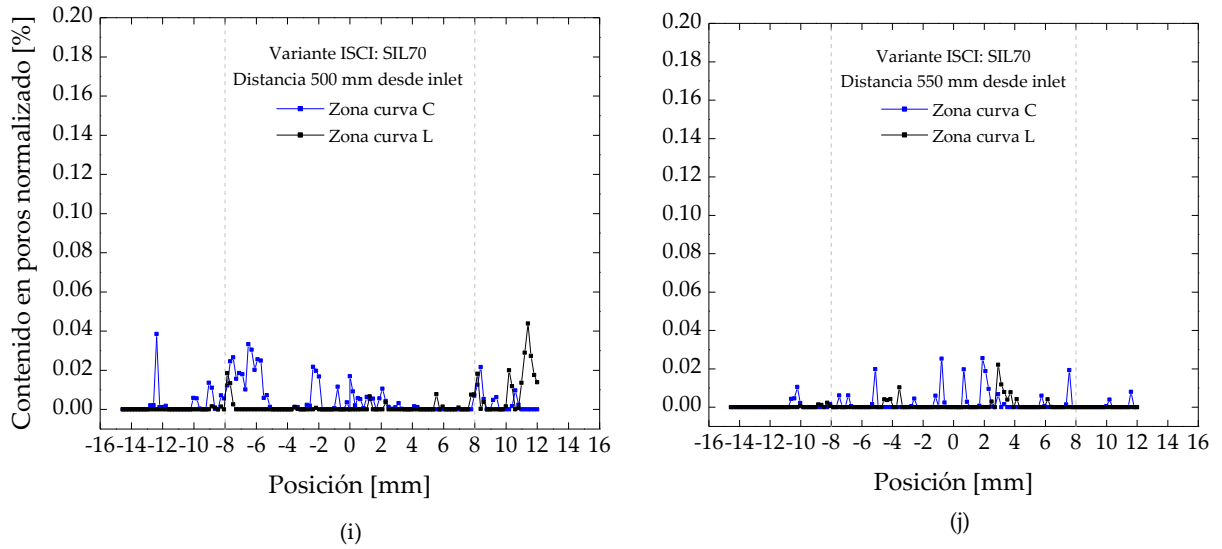


Fig. 5-72: Comparación entre el perfil del ángulo L y C para diferentes distancias desde el *inlet* al *outlet*: (a) 100 mm, (b) 150 mm, (c) 200 mm, (d) 250 mm, (e) 300 mm, (f) 350 mm, (g) 400 mm, (h) 450 mm, (i) 500 mm y (j) 550 mm.

La variante SIL70/PU muestra un comportamiento similar a la variante SIL70.

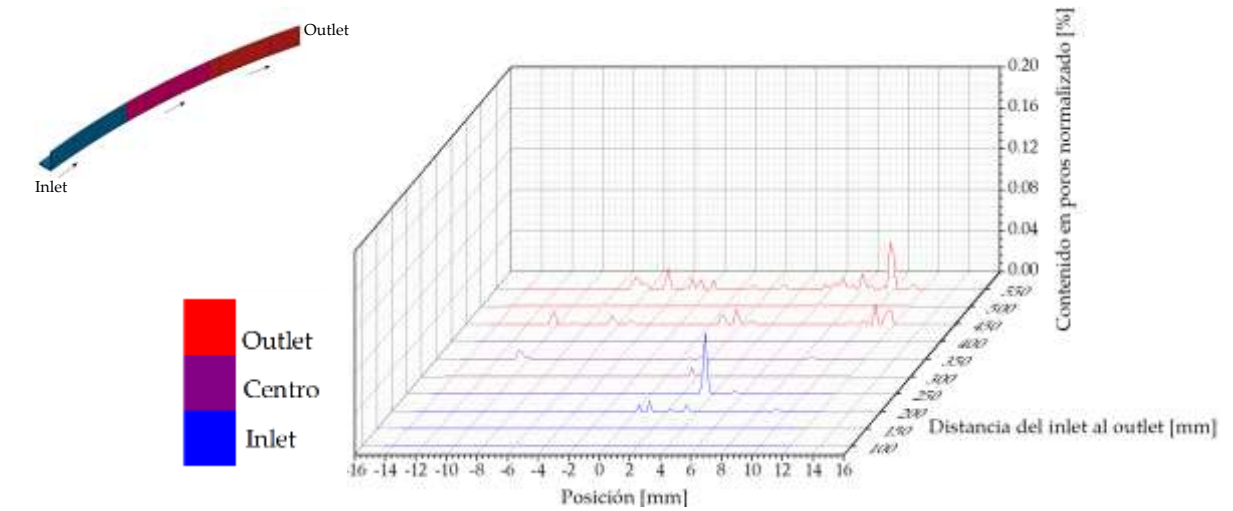


Fig. 5-73: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo C de la variante SIL70/PU.

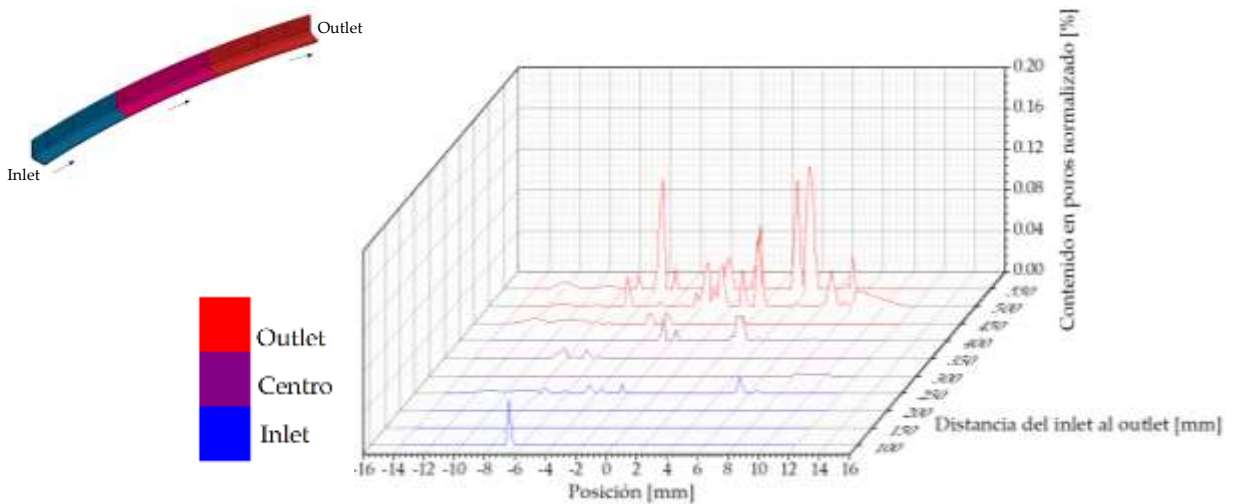


Fig. 5-74: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo L de la variante SIL70/PU.

El comportamiento de la SIL70 exhibe un bajo contenido en poros y una distribución significativamente uniforme, aunque registramos una región donde la porosidad presenta valores mucho más elevados (Fig. 5-73 y Fig. 5-74). El contenido en poros máximo es 0,06% en la región del punto de inyección y cero en el centro, siendo similar en ambos ángulos de la pieza. En la región del punto de vacío, justo a partir de los 500 mm del *inlet* aparece un incremento significativo en especial en el ángulo L. El valor máximo en el ángulo C es 0,04%, mientras que en el ángulo L es 0,12% (Fig. 5-76). Este comportamiento proviene de un error durante la fabricación de la cuaderna en la etapa de post-llenado. Cerramos el punto de inyección e iniciamos la etapa de post-llenado con el incremento de la temperatura del molde hasta los 60 °C y la aplicación de presión externa con la estructura de contención. La combinación de ambas maniobras provocó el fundido de la espuma de PU justo en la zona de máxima temperatura. Es decir, en la zona donde se encuentra la conexión del circuito de calentamiento.

El contenido en poros en la variante SIL70/PU es prácticamente 0% a lo largo de la longitud de la cuaderna. El mecanismo de formación de poros es por atrapamiento mecánico, con dominio de la fuerza capilar por la reducción de la permeabilidad de la preforma, y por nucleación. Al igual que en la variante SIL70, la aplicación de presión externa minimiza significativamente el contenido en poros porque la presión de vapor del interior del poro acaba por ser menor que la presión aplicada, causando la disolución de gran parte de ellos.

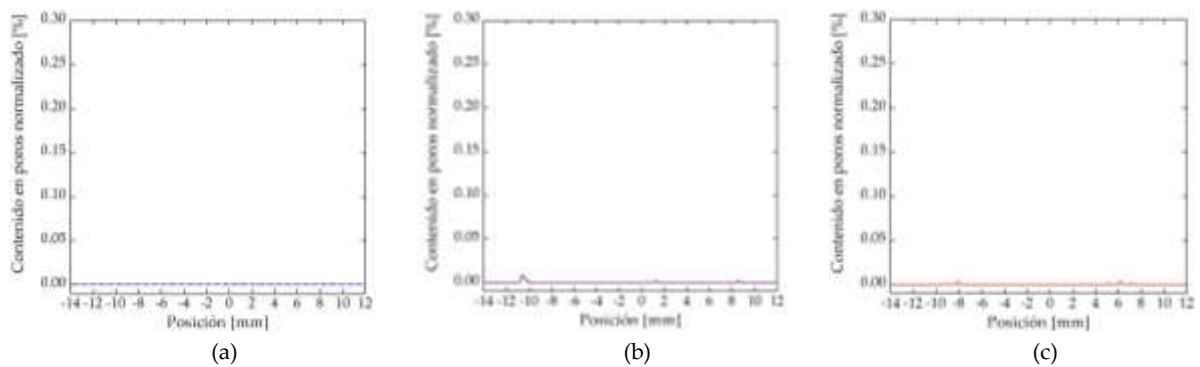


Fig. 5-75: Distribución de poros del ángulo C según la posición a lo largo del laminado en: (a) 150 mm (b) 350 mm y (c) 500 mm.

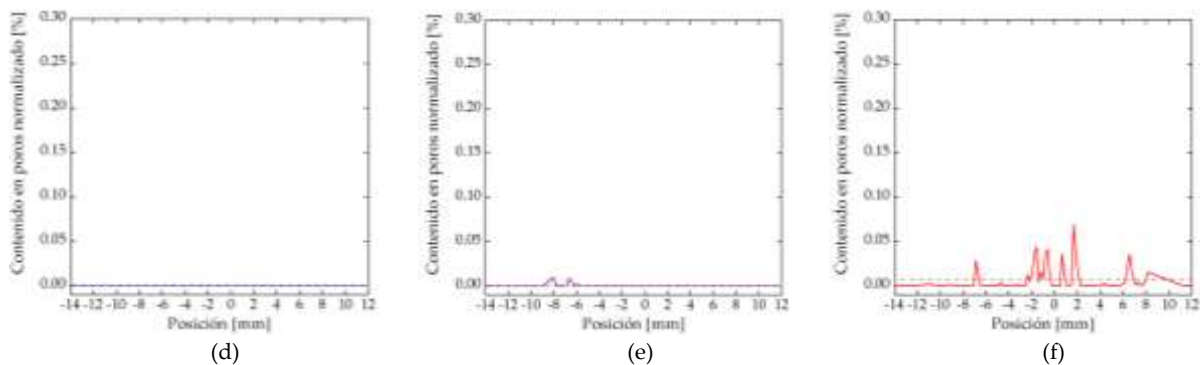
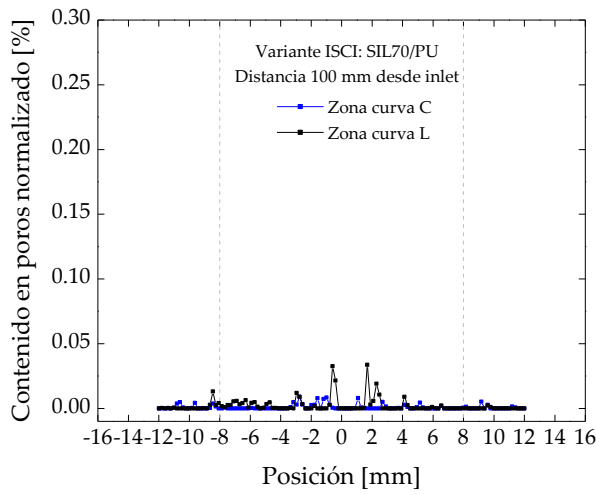


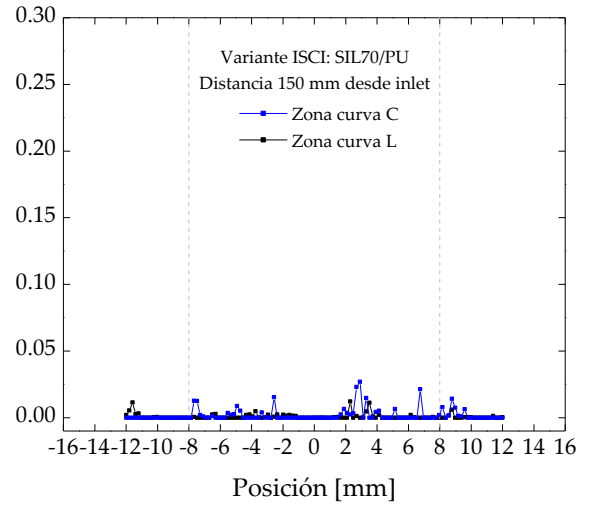
Fig. 5-76: Distribución de poros del ángulo L según la posición a lo largo del laminado en: (d) 150 mm (e) 350 mm y (f) 500 mm.

La Fig. 5-77 muestra la diferencia de porosidad entre la zona curva C y L en la variante SIL70/PU. El comportamiento de ambas es muy similar, lo que justifica disminución de la variabilidad por el uso del contramolde imcompresible. La gráfica correspondiente a la distancia de 500 mm a partir del *inlet* muestra el único pico significativo (0,3%), el cual se debe a la apariación de un pliegue en la pieza por un problema en la fabricación. Arrugamos los consumibles al introducir el contromolde.

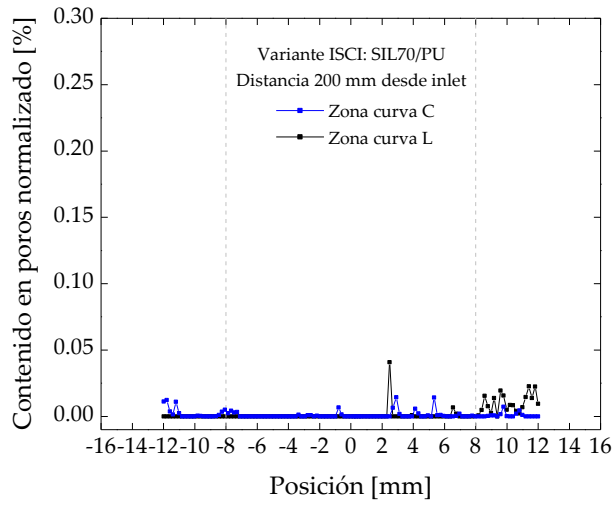
Capítulo 5. Mejora de la compactación en zonas de elevada curvatura de piezas geoméricamente complejas fabricadas por infusión por vacío



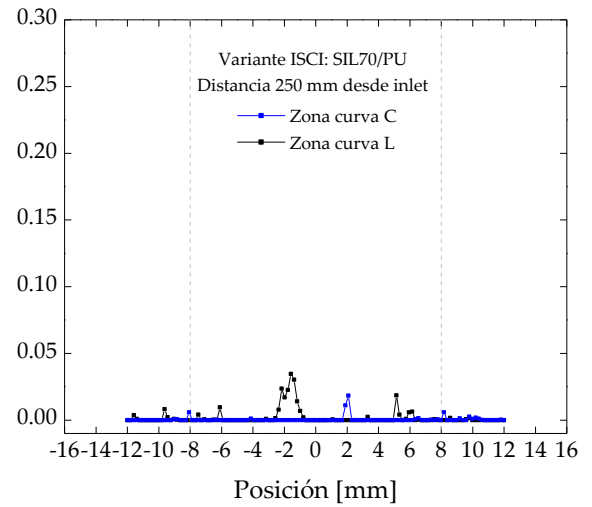
(a)



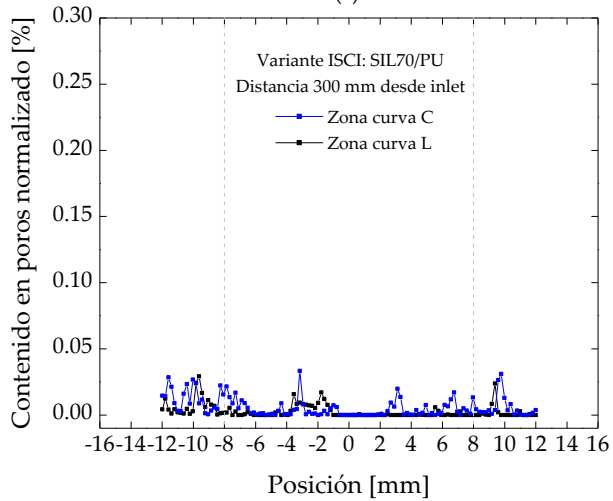
(b)



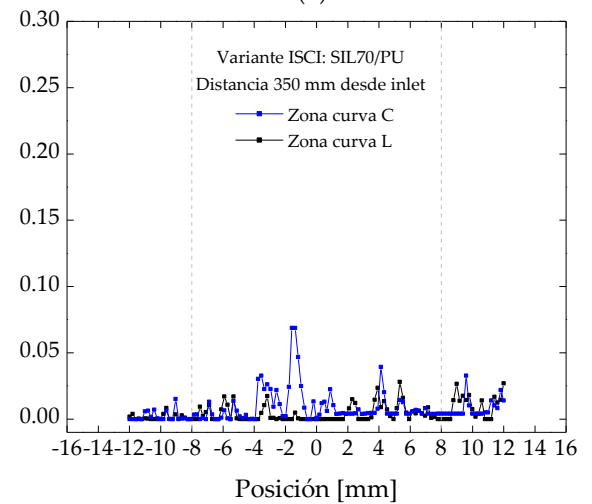
(c)



(d)



(e)



(f)

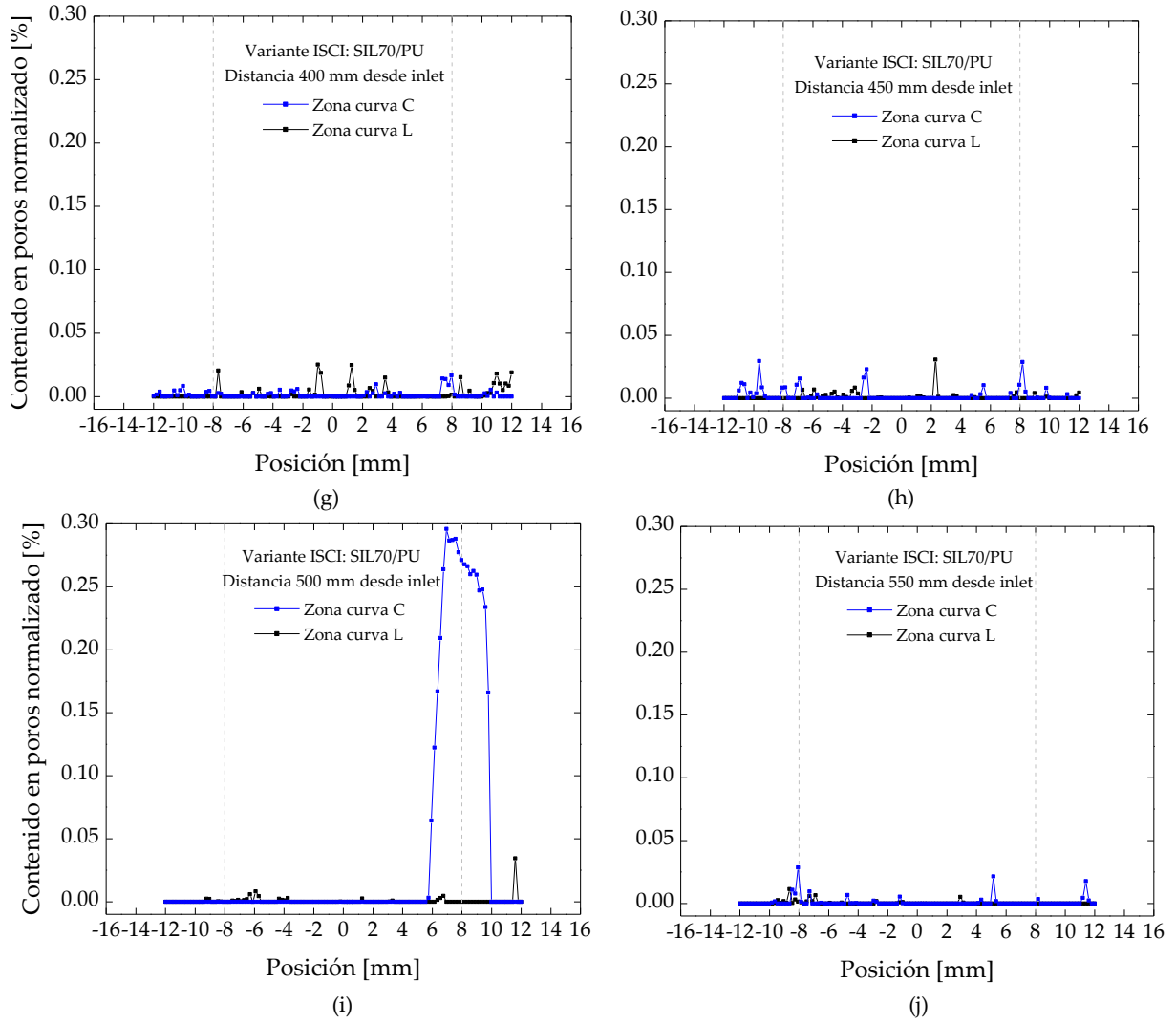


Fig. 5-77: Comparación entre el perfil del ángulo L y C para diferentes distancias desde el *inlet* al *outlet*: (a) 100 mm, (b) 150 mm, (c) 200 mm, (d) 250 mm, (e) 300 mm, (f) 350 mm, (g) 400 mm, (h) 450 mm, (i) 500 mm y (j) 550 mm.

A continuación, en la Fig. 5-78 y Fig. 5-79 se presentan los resultados de la variante SIL55/3D.

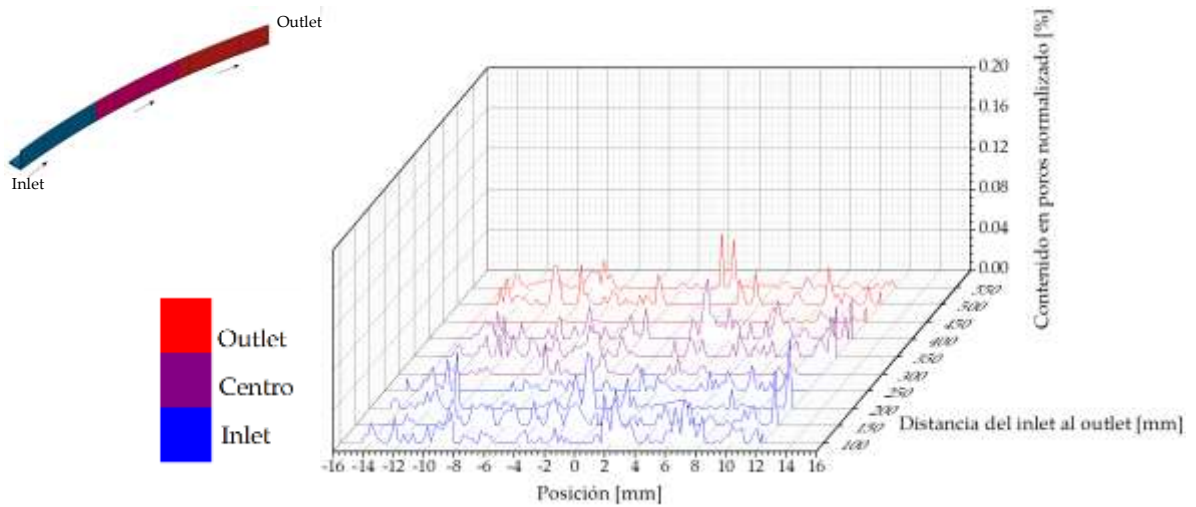


Fig. 5-78: Perfil del contenido en vacíos normalizado del ángulo C de la variante SIL55/3D.

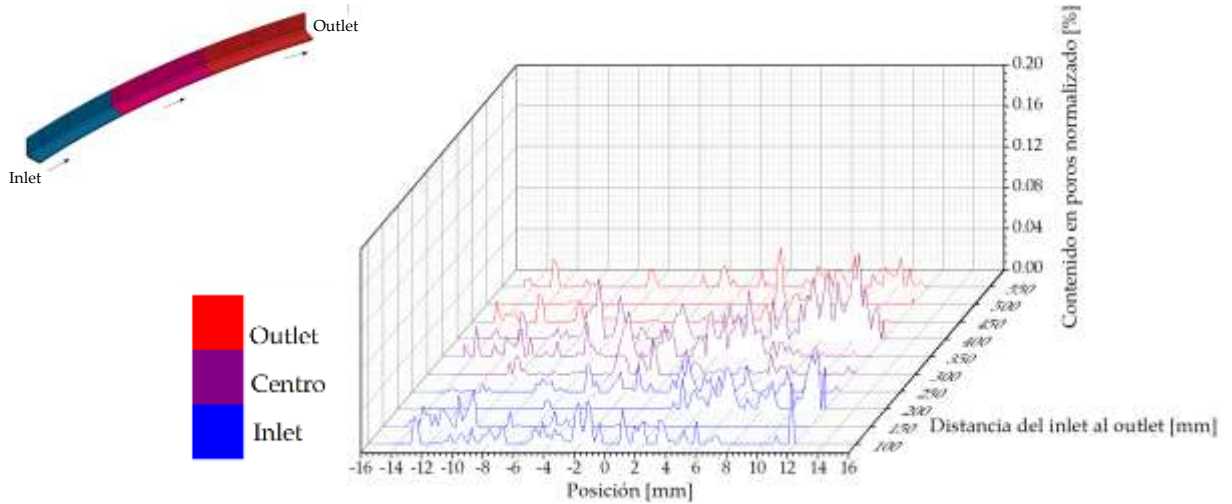


Fig. 5-79: Perfil del contenido en vacíos normalizado del ángulo L de la variante SIL55/3D.

Los perfiles de contenido en poros normalizado presentan un comportamiento similar con valores elevados en las tres regiones. Observamos una tendencia rectilínea y uniforme con un notable contenido en poros.

En el ángulo C, el valor de pico máximo es 0,07% en la región del punto de inyección; ligeramente superior a la región centro (0,06%) y a la de vacío (0,05%). En el ángulo L, observamos valores similares: 0,08% en el centro, seguido de 0,06% en el *inlet* y 0,05% en el *oulet* (Fig. 5-80 y Fig. 5-81).

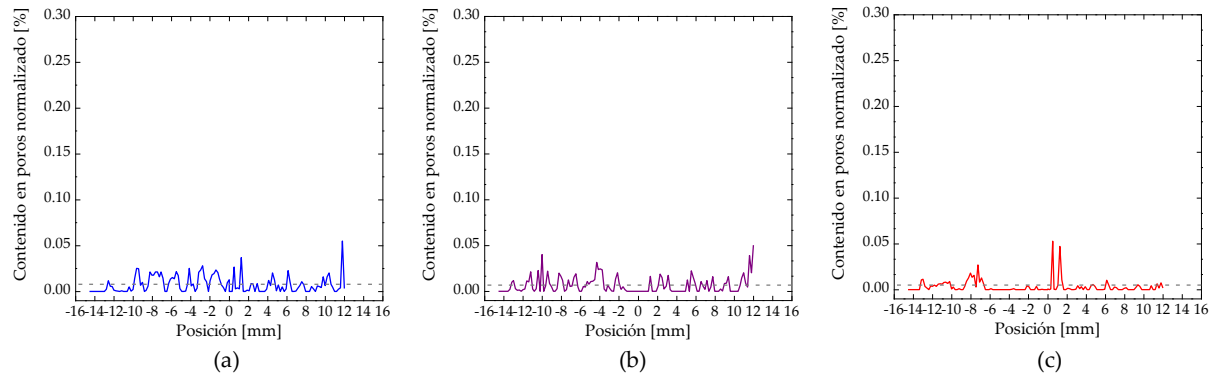


Fig. 5-80: Distribución de poros del ángulo C según la posición a lo largo del laminado en: (a) 150 mm (b) 350 mm y (c) 500 mm.

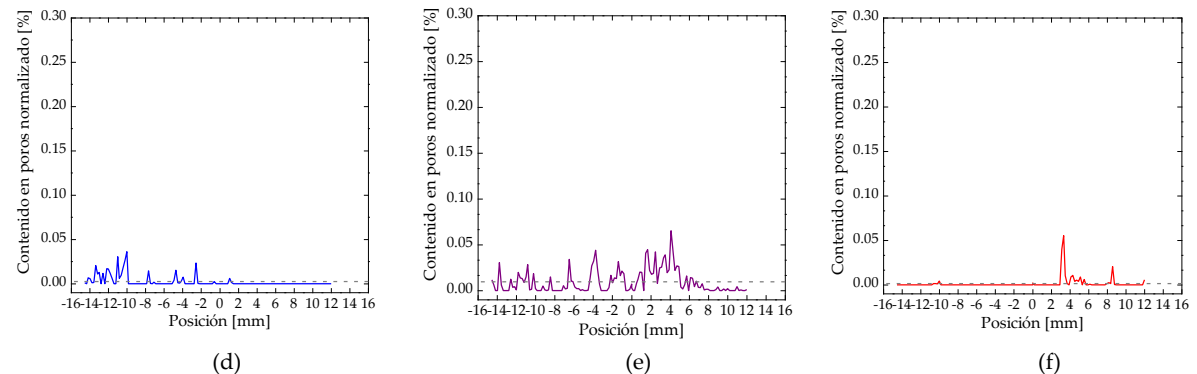
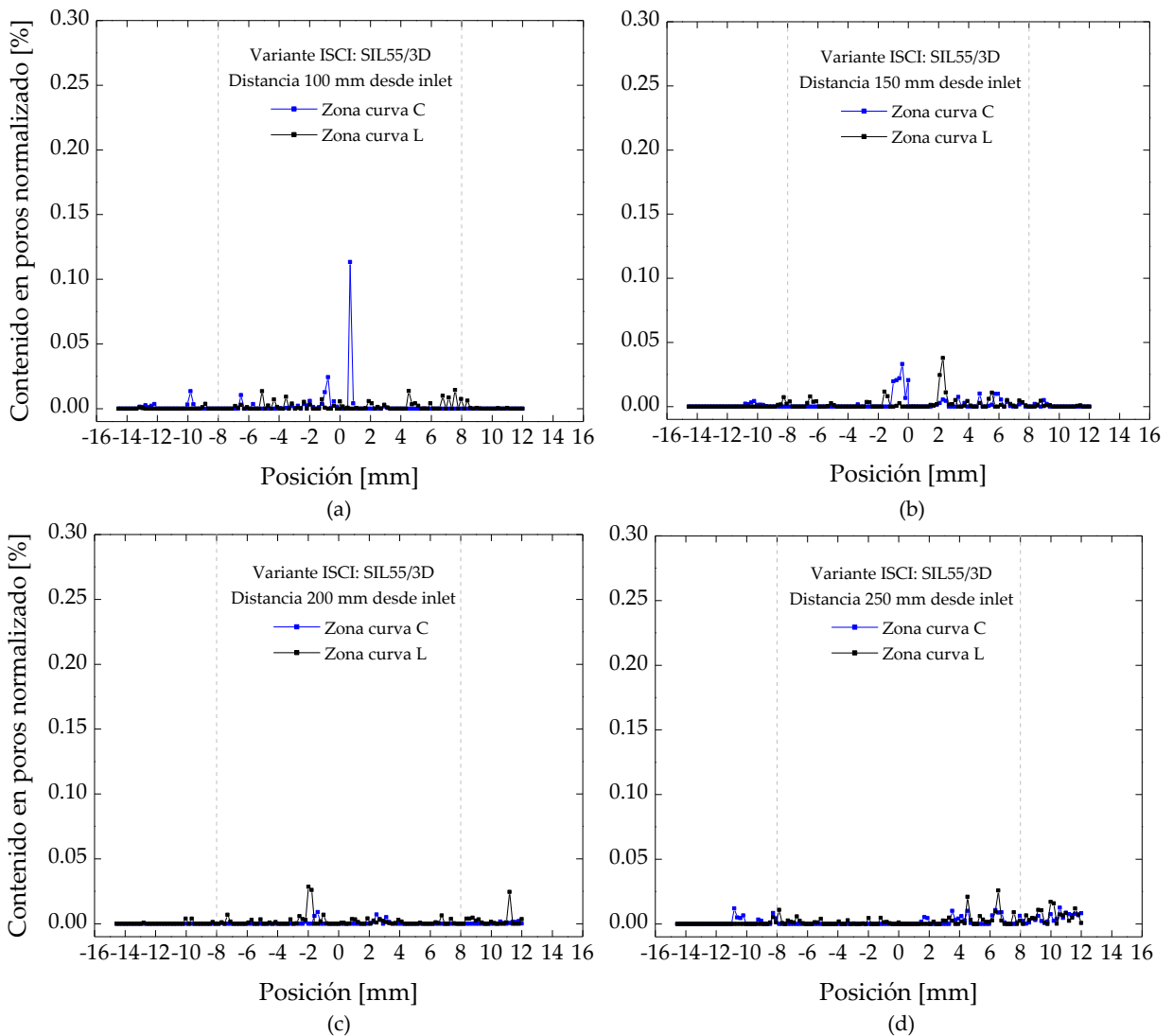


Fig. 5-81: Distribución de poros del ángulo L según la posición a lo largo del laminado en: (a) 150 mm (b) 350 mm y (c) 500 mm.

La porosidad uniforme en la variante SIL55/3D se debe al dominio de la presión capilar por el uso del contramolde incompresible durante la etapa de llenado. Éste, al incluir unos acoples rígidos,

disminuye notablemente la permeabilidad del laminado, dando lugar a la formación de poros por atrapamiento mecánico en las zonas curvas. Parte de estos poros se movilizan hacia la región del punto de vacío con el avance del frente de flujo, mientras que otros permanecen en su ubicación original. Al aplicar la presión externa, la estructura rígida 3D provoca un aumento notable del esfuerzo cortante en la preforma y, como consecuencia, los poros quedan fuertemente adheridos a las fibras. Asimismo, la presión externa también provoca la reducción del diámetro del poro y de la permeabilidad del laminado, favoreciendo el atrapamiento de los mismos. La fuerza de arrastre no es lo suficientemente elevada para superar la fuerza de adhesión de los poros y quedan atrapados entre las fibras altamente compactadas.

La Fig. 5-82 muestra la variabilidad de la zona curva C y L de la variante SIL55/3D. El contenido en poros tiende a cero y es muy similar en los dos cantos de la cuaderna. Destacamos el pico máximo de 0,12% en la sección de la zona curva C, situada a una distancia de 100 mm.



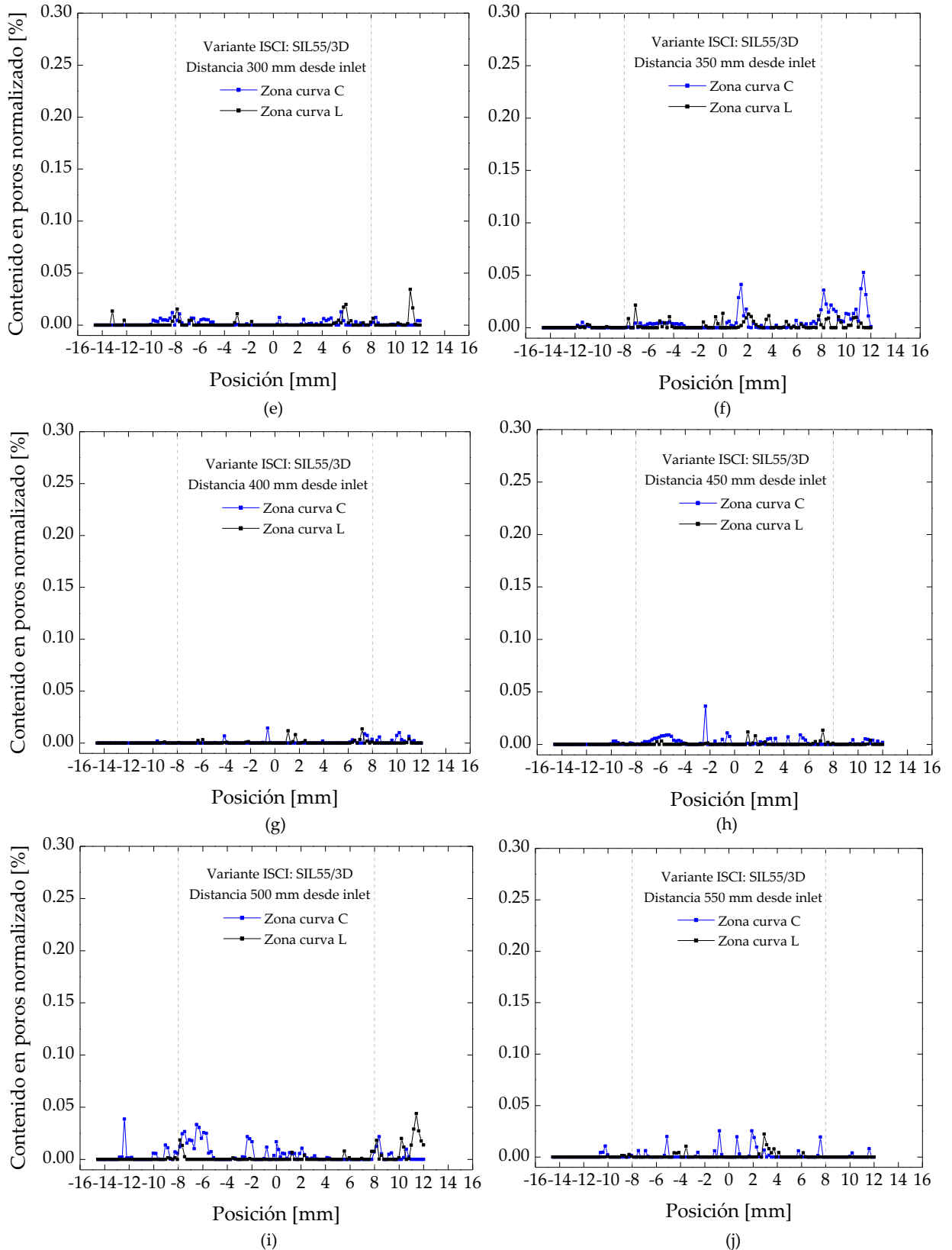


Fig. 5-82: Comparación entre el perfil del ángulo L y C para diferentes distancias desde el *inlet* al *outlet*: (a) 100 mm, (b) 150 mm, (c) 200 mm, (d) 250 mm, (e) 300 mm, (f) 350 mm, (g) 400 mm, (h) 450 mm, (i) 500 mm y (j) 550 mm.

Por último, la Fig. 5-83 y Fig. 5-84 muestra la porosidad en la variante SIL55/CA. Observamos una reducción significativa del contenido en poros donde el valor medio mínimo alcanza 0,0004%. Además, la distribución espacial es uniforme a lo largo de la cuaderna. El uso de contramolde

incompresible elimina el efecto puenteo de láminas en la zona curva por la aplicación de una presión de compactación local en las zonas curvas. La presión externa aplicada con la estructura de contención elimina la resina en exceso en toda la superficie de la preforma, favoreciendo el transporte de los poros hacia el punto de vacío.

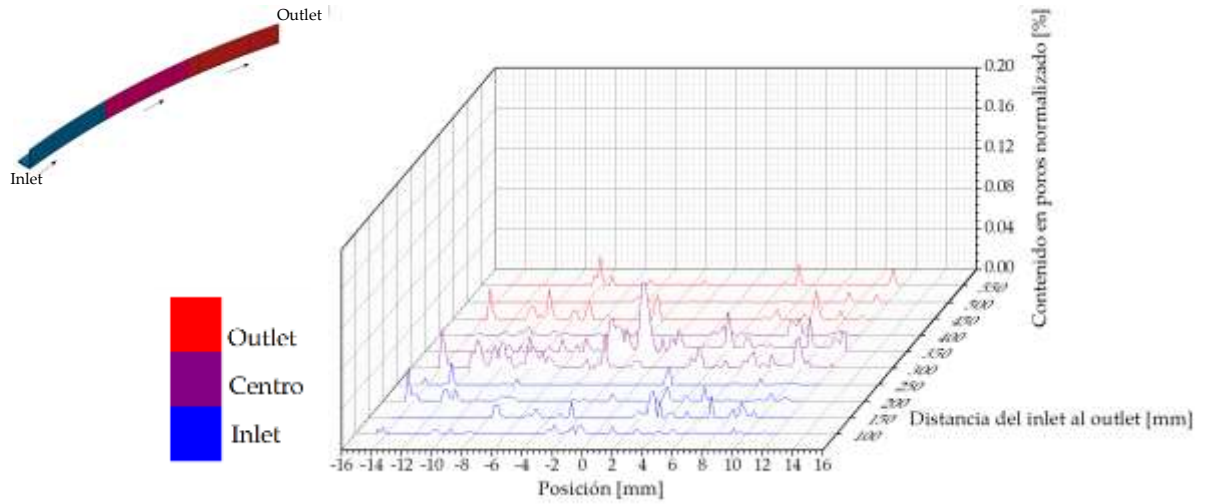


Fig. 5-83: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo C de la variante SIL70/CA.

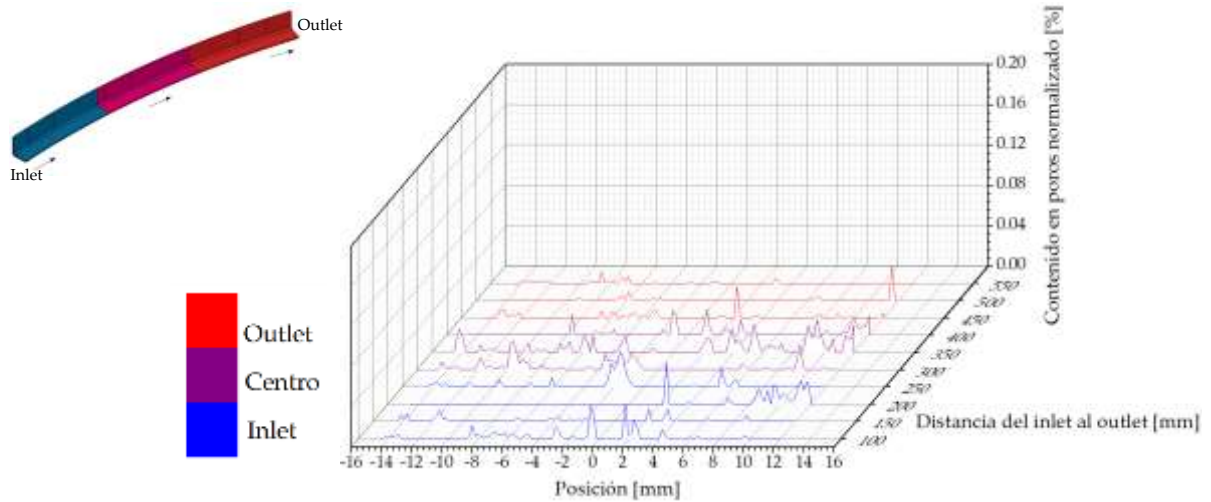


Fig. 5-84: Perfil del contenido en poros normalizado del ángulo L de la variante SIL70/CA.

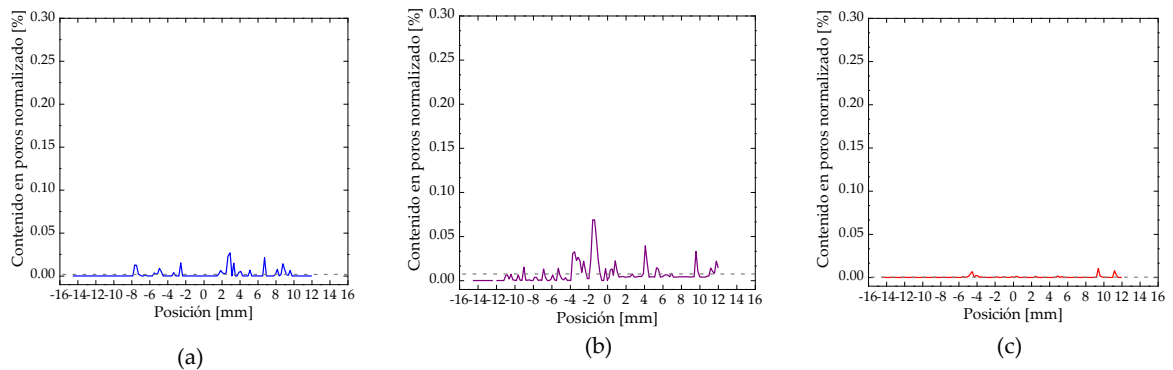


Fig. 5-85: Distribución de poros del ángulo C según la posición a lo largo del laminado en: (a) 150 mm (b) 350 mm y (c) 500 mm.

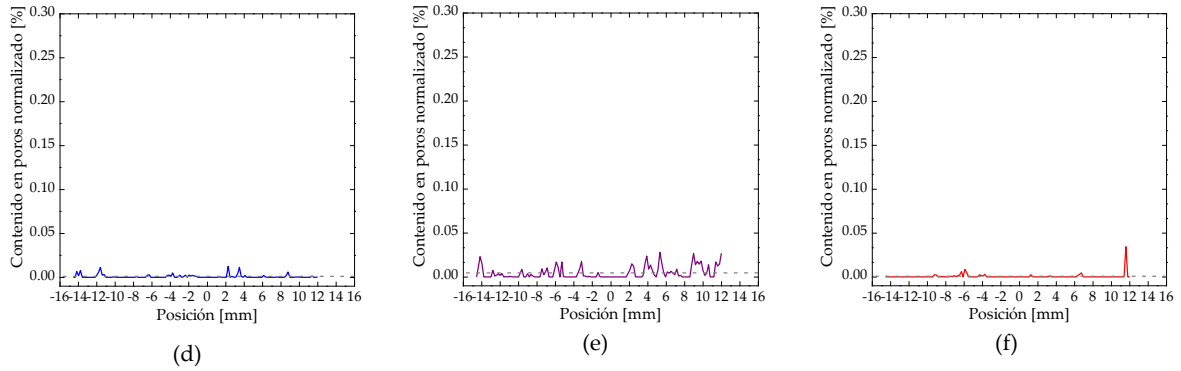
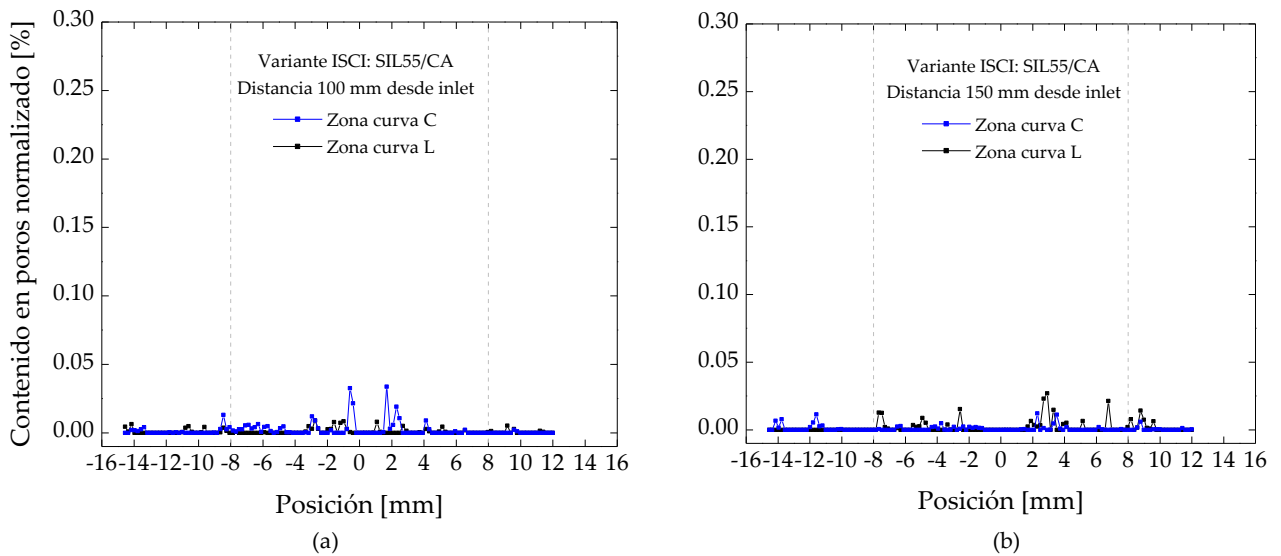


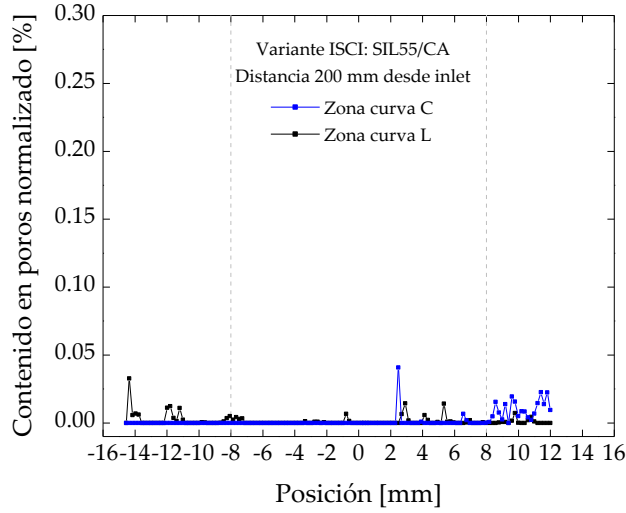
Fig. 5-86: Distribución de poros del ángulo L según la posición a lo largo del laminado en: (d) 150 mm (e) 350 mm y (f) 500 mm.

El valor de pico máximo en la región del punto de inyección es de 0,03% en el ángulo C y 0,04% en el L, seguido de 0,04% y 0,03 % en el centro y 0,03% en el punto de vacío en ambos ángulos. Estos valores confirman la uniformidad en la distribución de la porosidad. Los valores medios están comprendidos entre 0,0004 y 0,0074%, tal y como observamos en las Fig. 5-85 y Fig. 5-86.

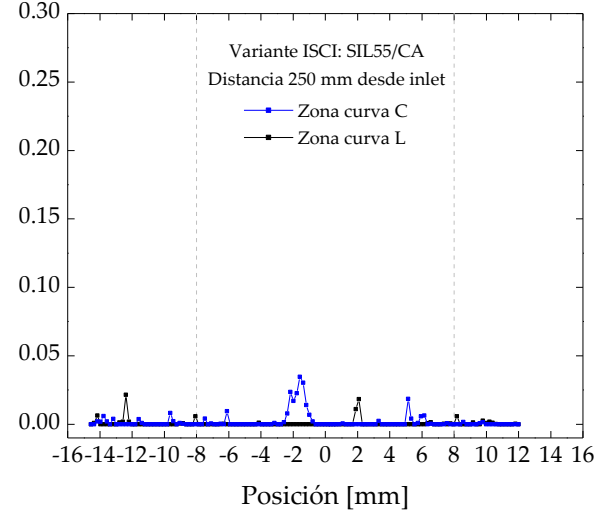
Durante la etapa de llenado, el contramolde SIL55/CA favorece el dominio del gradiente de presión capilar en el avance de flujo de resina y da lugar a la formación de poros por atrapamiento de aire, siguiendo una tendencia rectilínea en las tres regiones. El mecanismo de nucleación también está presente puesto que inyectamos con un gradiente de presión menor que uno. Durante la etapa de post-llenado, en la zona curva se ejerce una presión adicional de 4 bar (0,4 MPa). Esta presión provoca la minimización de los poros por el mecanismo de disolución. La presión hidrostática de la resina alrededor del poro aumenta a medida que la cavidad se llena, e incrementa todavía más, al cerrar el punto de inyección. El aumento de la misma provoca una disminución de la presión de vapor del vacío y, como consecuencia, de su diámetro. La aplicación de la presión externa, considerablemente superior que la presión de vapor en el interior del poro, diluye la porosidad en la propia resina.

La Fig. 5-82 muestra la variabilidad de la zona curva C y L de la variante SIL55/CA. Observamos un comportamiento muy lineal con tendencia a cero, en ambos cantos.

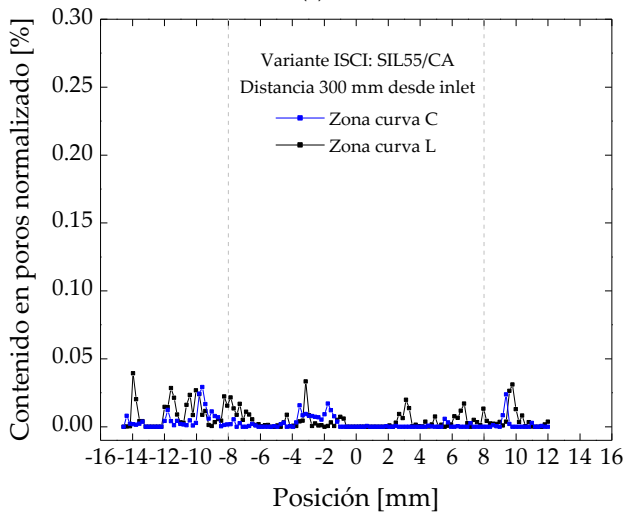




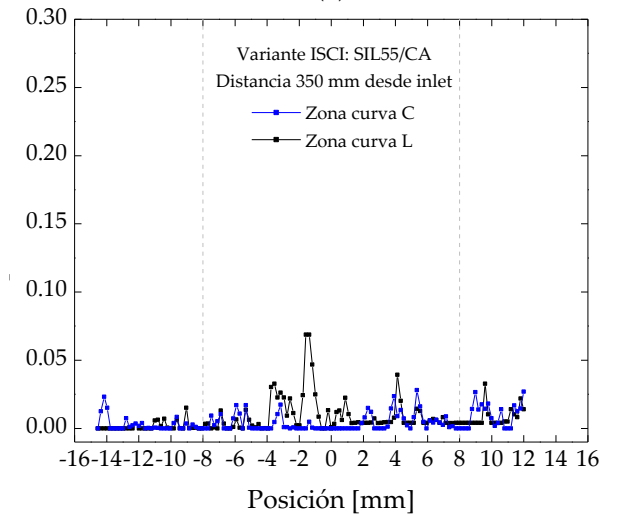
(c)



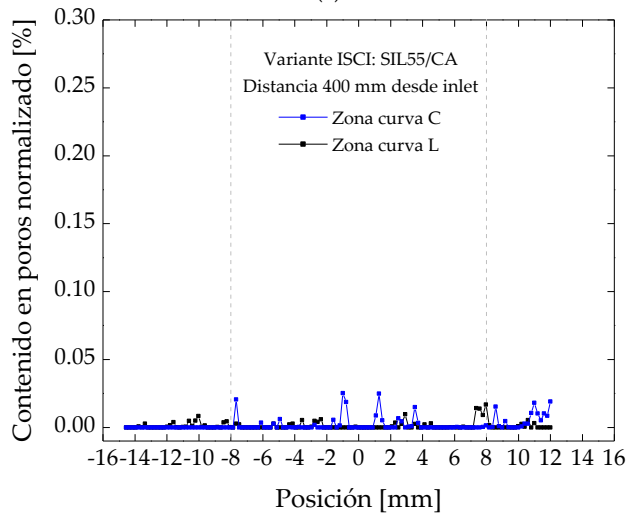
(d)



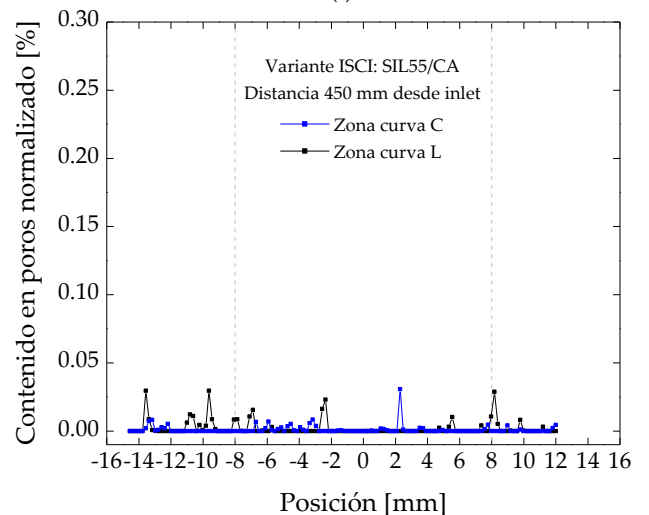
(e)



(f)



(g)



(h)

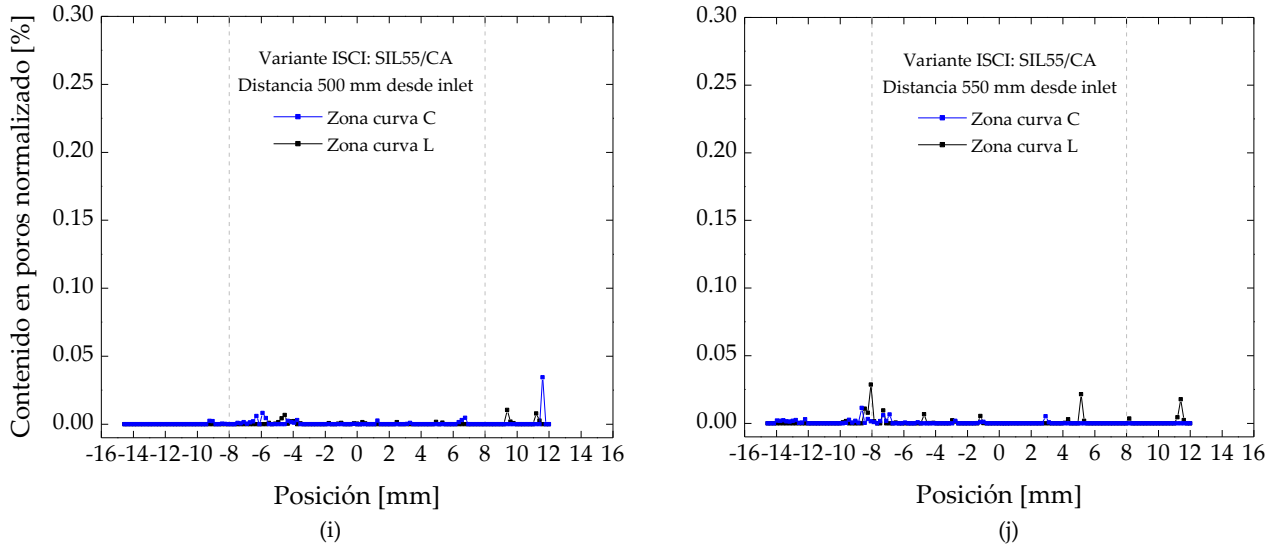


Fig. 5-87: Comparación entre el perfil del ángulo L y C para diferentes distancias desde el *inlet* al outlet: (a) 100 mm, (b) 150 mm, (c) 200 mm, (d) 250 mm, (e) 300 mm, (f) 350 mm, (g) 400 mm, (h) 450 mm, (i) 500 mm y (j) 550 mm.

La Tab. 5-17 recoge los valores máximos y medios de las variantes ISCI.

Tab. 5-17: Valores máximos y medios en las tres regiones de llenado para todas las piezas.

Pieza	Valores máximos [%]			Valores medios [%]		
	Inlet	Centro	Outlet	Inlet	Centro	Outlet
VI	0,15	0,06	0,06	0,008	0,003	0,002
SIL18	0,18	0,28	0,13	0,006	0,006	0,001
SIL70	0,11	0,05	0,04	0,001	0,002	0,002
SIL70/PU	0,11	0,05	0,05	0,001	0,001	0,002
SIL55/3D	0,07	0,08	0,05	0,005	0,007	0,003
SIL55/CA	0,04	0,07	0,03	0,001	0,004	0,001

5.6.7 Contenido en poros por análisis microestructural

La Fig. 5-88 (a) muestra la porosidad de la variante VI. El comportamiento es el esperado: el contenido en poros incrementa en las proximidades del punto de inyección (región I) especialmente en el ángulo C, luego decrece (región II) e incrementa de nuevo en las cercanías del vacío (región III). La velocidad máxima del fluido se encuentra en la región I, puesto que es directamente proporcional al gradiente de presión. La presión de la resina es 1 bar (0,1 MPa) en esta región. Una elevada velocidad del fluido significa que la resina impregna más rápido las fibras en un menor tiempo. Esto incrementa la probabilidad de formar de poros por el mecanismo de atrapamiento mecánico y de transporte. Asimismo, la presión de la resina decrece linealmente en función de la distancia del punto de inyección al de vacío. Entonces, en la región II el contenido en poros disminuye con la velocidad del fluido. En la región III, la velocidad del fluido sigue disminuyendo, pero, los poros procedentes del frente de flujo se concentran en las inmediaciones del vacío. Gran parte de ellos se eliminan por los mecanismos de compactación y disolución, debido a la mayor presión de compactación en dicha región (*Ecuación Terzaghi*, Ec. 2-3, Capítulo 2). Por tanto, el control de la velocidad de flujo de la resina puede minimizar la formación de poros por el mecanismo de atrapamiento mecánico [296] [211]. La porosidad máxima y mínima es de 2,17% y 0,03%, respectivamente. No presenta uniformidad entre el ángulo C y L debido a la variabilidad de proceso provocada por: la arquitectura del tejido y el efecto puenteo de láminas y en la bolsa y el fenómeno de vías rápidas en las zonas curvas que dan lugar a la diferencia de presión de compactación entre la zona curva y la plana.

La aplicación de una presión externa con la estructura de contención cambia por completo el comportamiento, de una tendencia en V pasa a una tendencia rectilínea. Las variantes SIL18 y SIL55/3D fueron la excepción (Fig. 5-88 (b) y Fig. 5-88 (e)). La variante SIL18 no distribuye correctamente la presión de compactación sobre el laminado y da lugar a un contenido en poros y distribución más similar al proceso VI. La variante SIL55/3D no sigue una tendencia clara. El exceso de presión provocó una excesiva disminución de la permeabilidad del laminado impidiendo el flujo de resina y atrapando aire.

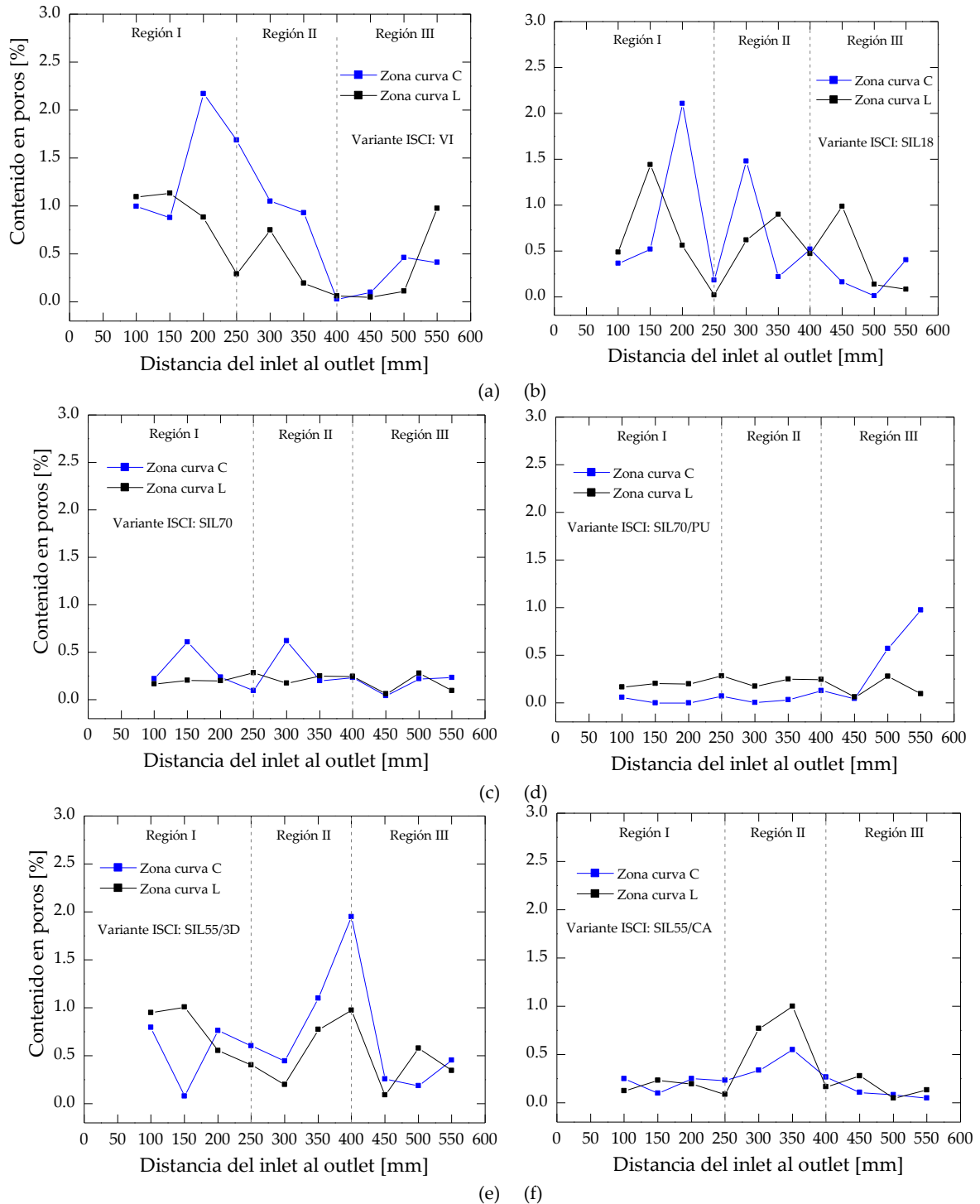


Fig. 5-88: Curvas de contenido en poros en función de la distancia desde el punto de inyección para las diversas piezas: (a) VI, (b) SIL18, (c) SIL70, (d) SIL70/PU, (e) SIL55/3D y (f) SIL55/CA.

La Fig. 5-89 compara la porosidad de las variantes ISCI.

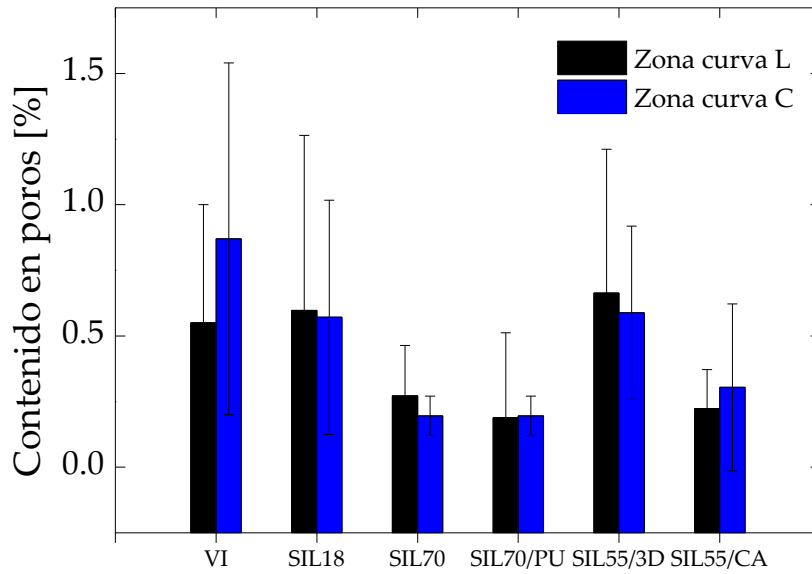


Fig. 5-89: Contenido en poros del ángulo L y ángulo C para cada variante de proceso, analizado por microscopía óptica.

Observamos que el contenido en poros es mayor en el proceso de infusión por vacío que en el resto de variantes. El uso de un contramolde incompresible y la aplicación de presión externa causa una reducción significativa de la misma, con un contenido en poros medio mínimo de 0,19% para la variante SIL50/PU. En todos los casos, el contenido en poros es inferior a un 2% y cumple con el requisito de calidad aeronáutico.

Tab. 5-18: Valores del contenido en poros del ángulo C y L de todas las variantes ISCI.

Ángulo	VI	SIL18	SIL70	SIL70/PU	SIL55/3D	SIL55/CA
C	0,87	0,57	0,20	0,20	0,59	0,30
L	0,55	0,60	0,27	0,19	0,66	0,22
Media	0,71	0,59	0,24	0,20	0,63	0,26
SD	0,23	0,02	0,05	0,007	0,05	0,06
CV [%]	31,87	3,63	21,06	3,63	7,32	21,76

5.6.8 Contenido en poros por tomografía de rayos-X

El contenido en poros de las cuadernas fabricadas por RTM, infusión por vacío e ISCI (variante SIL55/CA) también se determinó por la técnica de tomografía de rayos-X. Analizamos exclusivamente una muestra de la zona curva por pieza, con dimensiones de 30 mm x 30 mm. La ubicación de la misma es en el extremo superior derecho (zona curva L), tal y como muestra la Fig. 3-24 en el Capítulo 3. Obtuvimos un total de 1240 imágenes por muestra, siguiendo la profundidad de la pieza, el eje z (Fig. 5-90).

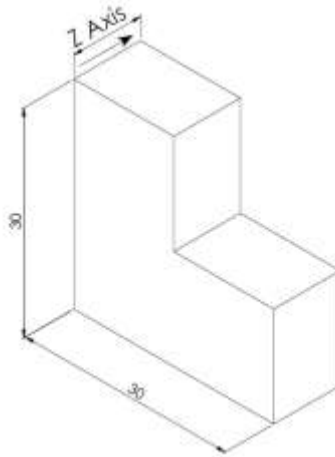


Fig. 5-90: Dimensiones de las muestras y posición del eje Z.

La Tab. 5-19 muestra el valor medio de porosidad para cada muestra.

Tab. 5-19: Valores del contenido en poros del ángulo C y L de todos los prototipos funcionales.

Muestra	Contenido en poros [%]
VI	9,99
RTM	6,42
SIL55/CA	0,80

La Fig. 5-91 muestra tres imágenes de la muestra VI, situadas en la posición Z igual a 0 mm, 5 mm y 10 mm.

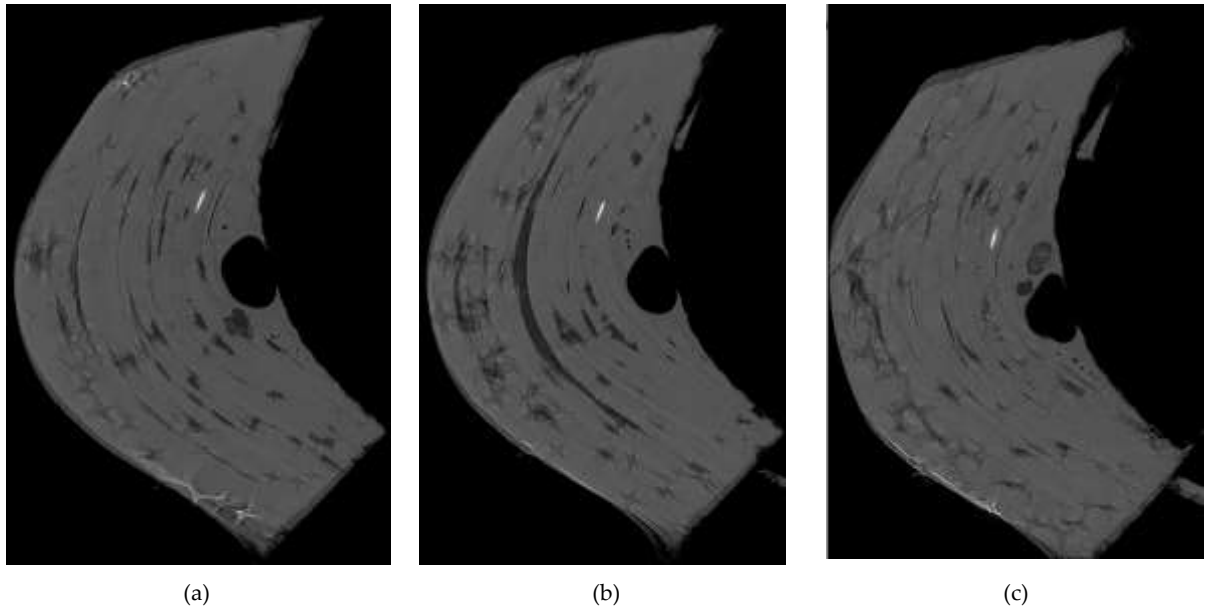


Fig. 5-91: Contenido en poros de la pieza VI en la zona curva L. La posición en Z es de: (a) 0 mm, (b) 5 mm y (c) 10 mm.

La Fig. 5-92 representa gráficamente la porosidad en función de la posición en el eje Z. Observamos una importante variación del contenido en poros, siendo de 8,17% a 11,60%. El valor medio es 9,99% (Tab. 5-19). El efecto puenteo de láminas se caracteriza por ser un efecto difícil de controlar por su ubicación *random*. En las regiones con puenteo, existe un gran espacio entre láminas. Esto da lugar a una mayor probabilidad de aire atrapado, así como a una mayor distorsión del frente de flujo y formación de poros por el mecanismo de atrapamiento mecánico. Por tanto, la zona centro

de la muestra parece que está más compactada en comparación de los extremos. Los extremos pueden indicar el efecto puenteo de láminas.

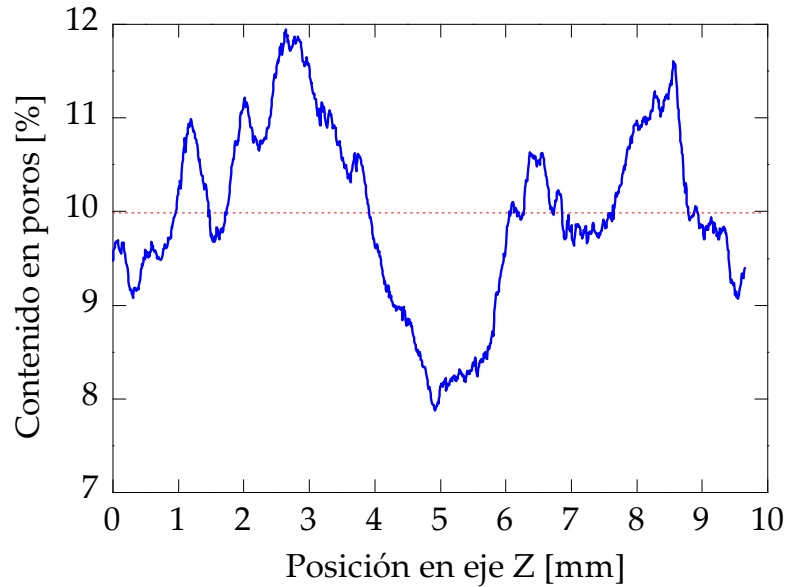


Fig. 5-92: Porosidad de la pieza VI a lo largo del eje Z.

La Fig. 5-93 muestra tres imágenes de la muestra RTM, situadas en la posición Z igual a 0 mm, 5 mm y 10 mm.

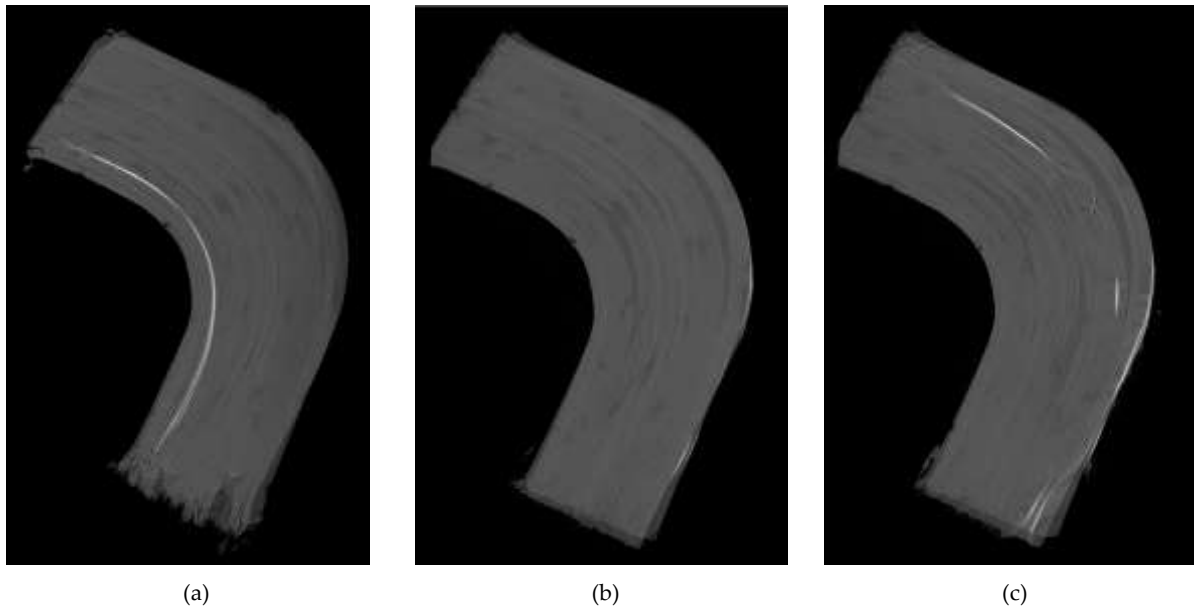


Fig. 5-93: Contenido en poros de la pieza VI en la zona curva L. La posición en Z es de: (a) 0 mm, (b) 5 mm y (c) 10 mm.

La Fig. 5-94 muestra la porosidad de la pieza RTM en función de la posición en Z. Contemplamos un comportamiento mucho menos uniforme que en el caso de infusión por vacío, con un importante incremento en el extremo izquierdo (posición alrededor de 10 mm) de 11,27 %. El intervalo está comprendido entre el 3,96% y 11,27% y el valor medio es 6,42% (Tab. 5-19). El cierre con el contramolde metálico ejerce una presión de compactación sobre el laminado uniforme, minimizando el efecto puenteo de láminas. Al estar más compactadas las láminas, prácticamente no hay espacio para el atrapamiento de aire. Por tanto, observamos un menor contenido en poros en la zona curva,

respecto la muestra VI. El valor medio de porosidad es elevado. La diferencia de espesor entre la zona curva y plana causa una permeabilidad mayor en la zona curva. Esto significa que la velocidad de flujo de la resina es mayor en la zona curva que en la plana, provocando distorsión del frente de flujo y favoreciendo la formación de poros por atrapamiento mecánico, durante la etapa de llenado.

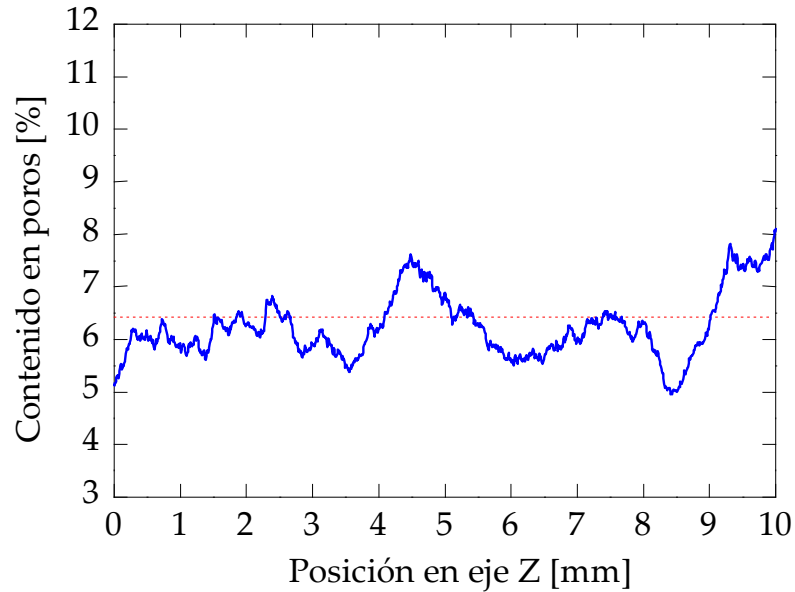


Fig. 5-94: Porosidad de la pieza RTM a lo largo del eje Z.

La Fig. 5-95 muestra tres imágenes de la muestra SIL55/CA, situadas en la posición Z igual a 0 mm, 5 mm y 10 mm.

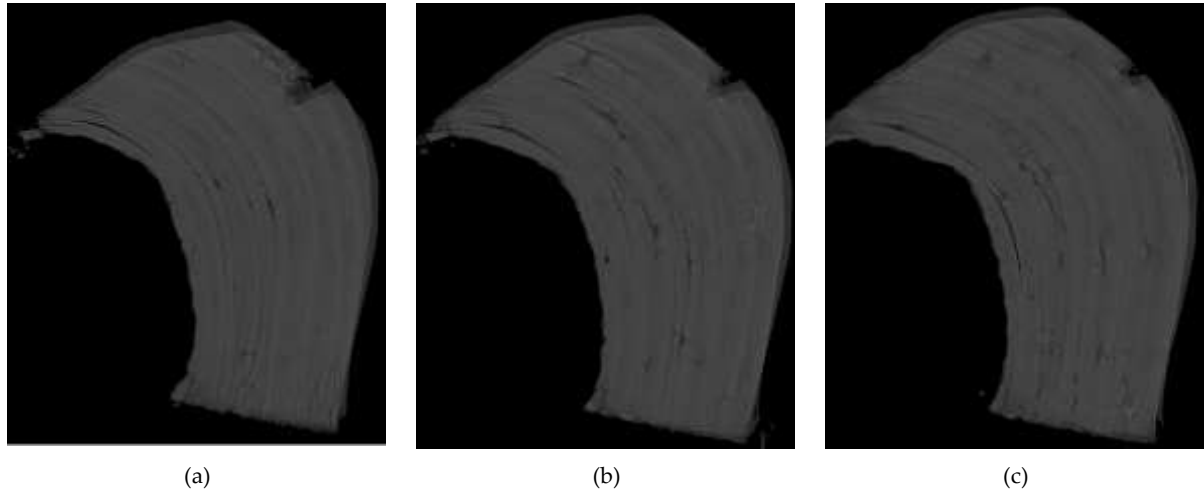


Fig. 5-95: Contenido en poros de la pieza SIL55/CA en la zona curva L. La posición en Z es de: (a) 0 mm, (b) 5 mm y (c) 10 mm.

La Fig. 5-96 muestra el contenido en poros en función de la posición en el eje Z para la pieza SIL55/CA. Los valores están comprendidos entre 0,41% y 1,68%, siendo el valor medio de 0,80%. Los valores son sumamente pequeños en comparación con el proceso infusión por vacío y RTM. La sobrepresión aplicada en la zona curva, con la cámara de aire acoplada en el contramolde incompresible, consigue aproximar la permeabilidad de la zona curva a la de la zona plana. Esto supone un patrón del frente de flujo relativamente uniforme que minimiza la formación de poros. Esta sobrepresión también elimina el efecto puenteo de láminas.

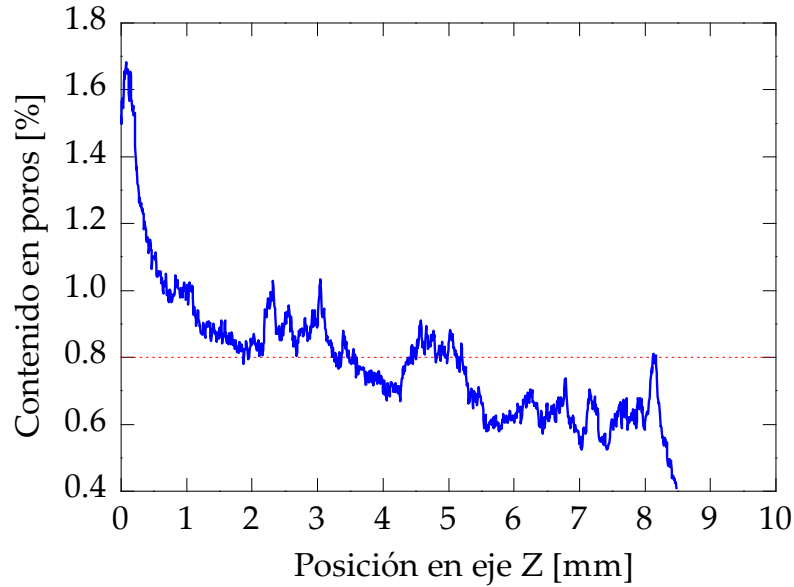


Fig. 5-96: Porosidad de la pieza RTM a lo largo del eje Z.

5.6.9 Comparación de los métodos de determinación de la porosidad

En esta investigación, el contenido en poros ha sido estudiado mediante el análisis de un conjunto de muestras tomadas a lo largo de la longitud de la cuaderna en dirección al frente de flujo. Seleccionamos la técnica de microscopía [18], [39], [40], [104], [160], [203], [271] y el método de digestión [39], [71], [300] [30], [104], [296], por ser las más utilizadas en literatura. También optamos por tomografía de rayos-X puesto que es una técnica novedosa, visual y no destructiva [301]. Debemos tener en cuenta que todas las técnicas tienen sus puntos fuertes y débiles en cuanto a tiempo de ensayo y precisión.

La técnica de digestión requiere un conocimiento muy preciso de las propiedades físicas de los constituyentes: a) densidad fibra, b) densidad matriz y c) densidad de la muestra de *composite*. Determinamos esta última mediante el *método de Arquímedes*, el cual también requiere las densidades y la fracción en masa de los constituyentes. Pequeñas variaciones en estos parámetros conducen a notables variaciones en el resultado final e incluso, a invalidar el cálculo de la fracción de poros por dar un resultado negativo. Los resultados obtenidos en este estudio dieron negativos. Utilizamos el valor de la densidad de la fibra de carbono y de la resina epoxi *Resoltech 1050/1053S* listado en la ficha técnica del proveedor. En cuanto a la densidad de la muestra por *Arquímedes*, las muestras contenían una importante porosidad superficial, lo que pudo dificultar la determinación de la densidad experimental e invalidar el ensayo de digestión por dar valores negativos. Numerosas investigaciones comparten la misma experiencia [36], [301], [302].

La Tab. 5-20 muestra una comparativa de los métodos de micrografía óptica y tomografía para las piezas fabricadas por VI, RTM y la variante ISCI, SIL55/CA. Las muestras analizadas escogidas son las ubicadas en la posición 100 mm y 150 mm de la longitud de la cuaderna (Fig. 3-24, Capítulo 3). Observamos que los valores obtenidos por ambos métodos presentan una gran dispersión. Las muestras estudiadas tienen dimensiones y geometría distinta. En micrografía inspeccionamos el área de los poros de la zona curva, mientras que en tomografía el volumen. En los procesos de inyección de resina, los poros pueden tener una morfología cilíndrica orientada en la dirección del frente de flujo debido a la fuerza de arrastre que ejerce el avance del frente de flujo [36]. Los valores calculados

por tomografía son mayores puesto que este método permite determinar la forma y el volumen de los poros.

Tab. 5-20: Comparativa experimental de los métodos para determinar la porosidad: micrografía óptica y tomografía. Son los valores de las muestras posicionadas a los 100 mm y 150 mm, según la longitud de la cuaderna (Fig. 3-24, Capítulo 3).

Tipo de proceso	Contenido en poros [%]	
	Micrografía	Tomografía
VI	1,00 - 0,87	9,99
RTM	1,50 - 3,00	6,42
SIL55/CA	0,30 - 0,05	0,80

Por otro lado, la tendencia no es la misma para ambos métodos. En micrografía, observamos que el proceso RTM es el que presenta una mayor porosidad, seguido del VI y SIL55/CA. No obstante, por tomografía el de mayor número de poros es el proceso de infusión por vacío. En micrografía no consideramos el aire atrapado en el defecto cúmulo de resina, puesto que no es porosidad formada por el mecanismo de atrapamiento mecánico. No obstante, en el método de tomografía sí que lo consideramos.

Los resultados muestran la posibilidad de evaluar la porosidad de los *composites* con el método de micrografía óptica y tomografía de rayos-X. No obstante, por digestión existe la posibilidad de obtener valores erróneos. Los valores determinados por tomografía parece que se aproximan más a la inspección visual cualitativa.

5.7 Observaciones finales

La fabricación de la cuaderna en U por el proceso de infusión por vacío presenta importantes defectos, principalmente, en las zonas curvas. El defecto cúmulo de resina en dicha zona es extremadamente evidente, originando el factor de engrosamiento de ángulo (valores entre 1,3 y 1,9) y, por ende, el incumplimiento de las tolerancias dimensionales ($\pm 0,5$ mm), con valores de espesor en radio comprendidos entre 6,2 mm y 7,8 mm (espesor en radio nominal de 4,5 mm). No obstante, los valores de espesor en las zonas planas se aproximan de manera notable al espesor nominal, siendo similares en alma y alas. Esto justifica la hipótesis de partida de la formación del puenteo de láminas y del puenteo de la bolsa de vacío en las zonas curvas, dando lugar a una caída de la presión de compactación en dicha región. Asimismo, debido al defecto cúmulo de resina, la fracción volumétrica de fibra es mucho inferior en la zona curva que en la plana (48% versus 57%), incumpliendo los requerimientos de componente primario para el sector aeronáutico. La porosidad es relativamente baja (0,71%), siendo mayor en la zona curva. El atrapamiento de aire fue calculado por tomografía de rayos-X y obtuvimos valores sumamente elevados (9,99%).

La variante ISCI SIL18 prácticamente no presenta cúmulos de resina, puesto que aumentamos la presión de compactación durante la fase de post-llenado con el uso de un contramolde incompresible y la aplicación de presión externa. La aplicación de la presión externa incrementó la presión de compactación local sobre el laminado, dando como resultado una pieza con un espesor comprendido entre 3,8 mm y 4,3 mm en la zona plana y 4,2 mm y 4,9 mm en la zona curva. El espesor cumple tolerancia y, por tanto, el factor de engrosamiento de ángulo es prácticamente imperceptible (0,96 a 1,03). La fracción volumétrica de fibra es constante a lo largo de toda la pieza, siendo 55,93% y el contenido en poros es relativamente bajo (0,59%). No obstante, según la inspección cualitativa por ultrasonidos *phased array*, la cuaderna SIL18 contiene una gran cantidad de aire atrapado y una pobre consolidación del laminado en la zona plana del alma y en las proximidades del *inlet*. Además, con el estudio de micrografía cualitativo, observamos áreas de atrapamiento de aire en la zona curva.

Dicho esto, a pesar de obtener unos buenos resultados en el análisis cuantitativo, la pieza fabricada por la variante ISCI SIL18 no cumple con los criterios requeridos para la fabricación de componentes primarios aeronáuticos.

La variante ISCI SIL70 presenta una calidad óptima. El espesor en radio está comprendido entre 3,7 mm y 4,8 mm en la zona curva y 3,3 mm y 3,6 mm en la zona plana, cumpliendo las tolerancias dimensionales. El efecto de engrosamiento es de 0,9 y la fracción volumétrica de fibra supera el valor esperado, siendo 62% para la zona curva y 64% para la plana. La porosidad es insignificante con un 0,25%. El análisis cualitativo por ultrasonidos nos indica una elevada y uniforme consolidación del laminado en la zona plana del alma.

La variante ISCI SIL70/PU sorprende por tener unos espesores sumamente pequeños en comparación con el espesor nominal. Los valores en la zona curva están comprendidos entre 2,6 mm a 3,5 mm, prácticamente iguales que los de la zona plana. Esto demuestra que esta tecnología es capaz de fabricar piezas con espesor constante. No obstante, esta pieza no cumple con las tolerancias dimensionales de espesor en radio. La fracción volumétrica de fibra es elevada (62% y 64%) y prácticamente no presenta porosidad (0,2%). Según el estudio con ultrasonidos, la SIL70/PU presenta una buena consolidación, pero podemos observar pequeñas áreas con una atenuación de 10 – 12 dB, desde el centro de la pieza al punto de inyección. La presión de compactación sobre el laminado disminuye la permeabilidad del mismo, por lo que un exceso de presión puede impedir la impregnación de la preforma, quedando zonas secas interlaminares.

La variante ISCI SIL55/3D presenta deformación geométrica y elevada porosidad, según el estudio cualitativo y cuantitativo micrográfico. La fracción volumétrica de fibra es aproximadamente del 59% y el factor de engrosamiento está en 0,7. La integración de una estructura rígida en la silicona semi-rígida no dio el resultado esperado por la excesiva presión de compactación en la zona curva, la cual provocó el incremento del espesor de la zona plana, deformando la pieza. Esta excesiva presión, incrementó de la permeabilidad y dificultó la eliminación de los poros por el mecanismo de transporte

La variante ISCI SIL55/CA muestra un estudio cuantitativo equilibrado. El espesor en radio está comprendido entre 4 mm y 4,9 mm y en la zona plana entre 3,2 mm y 4,0 mm, cumpliendo con las tolerancias dimensionales. El factor de engrosamiento de ángulo es prácticamente 1 y la fracción volumétrica de fibra es de 62% (zona curva) y 60% (zona plana). La sobrepresión aportada por la cámara de aire en la zona curva incrementa el contenido en fibra en dicha zona. La porosidad es insignificante, con un valor de 0,26%. El análisis por ultrasonidos muestra una compactación uniforme a la largo de la superficie del alma, la cual puede presentar aire atrapado puesto que el pico presenta una ligera atenuación.

Las variantes del proceso ISCI más prometedoras son la SIL70 y la SIL55/CA porque cumplen con los parámetros del análisis cuantitativo: tolerancia dimensional de $\pm 0,5$ mm, fracción volumétrica de fibra entorno a un 60% y porosidad igual o menor que 2%. Según el análisis cualitativo, la SIL70 es la que presenta una consolidación del laminado mayor y más uniforme. En el análisis micrográfico, podemos observar una mayor variabilidad en la cuaderna SIL55/CA. Determinadas áreas de la sección plana son ligeramente mayores por el exceso de presión en la zona curva. El diseño y la fabricación del contramolde incompresible SIL55/CA presenta una mayor complejidad que el resto debido a la integración de la cámara de aire y de la entrada y salida del mismo. Es por ello que, en futuras investigaciones, podríamos trabajar en la mejora de este contramolde para que sea más eficiente y compacte más el laminado de manera uniforme.

Capítulo 6

6. Adecuación del proceso RTM para la fabricación de cuadernas con sección en “U” de grandes dimensiones

6.1 Introducción

La tecnología de moldeo por transferencia de resina (RTM, *Resin Transfer Moulding*) es un proceso altamente competitivo para la fabricación de estructuras aeronáuticas en *composite*, básicamente por las elevadas prestaciones mecánicas de las piezas a un coste reducido en comparación con la autoclave. Un buen diseño en RTM debe garantizar la producción de piezas de elevada calidad estructural. Es decir, con una fracción volumétrica de fibra (FVF, *fibre volumen fraction*) superior al 58% y un contenido en poros igual o inferior al 2% [30], [31], [39], así como con un espesor uniforme y un buen ajuste de las tolerancias dimensionales. También debe permitir una fabricación de piezas de forma casi neta (NNS, *near-net-shape*) y un volumen medio de producción [62], [73].

Muchas de las piezas aeronáuticas fabricadas por RTM son estructuras no críticas. La aplicación en estructuras primarias todavía requiere grandes esfuerzos de investigación y desarrollo, debido a la complejidad de los moldes y utillajes. Es imposible estimar la importancia del diseño del molde en la fabricación por RTM. Sin embargo, la mayoría de reprocesos en producción están vinculados al mismo [303]. El diseño de molde es el responsable de la geometría y tolerancias del producto final y la clave para determinar la calidad final de la pieza [72]. Define como entra y sale la resina, además de guiar y controlar el movimiento de la misma mediante regatas mecanizadas en la cavidad. La buena impregnación de la preforma depende de ello. También debe soportar la fuerza de cierre y la presión de inyección y, aportar el calor requerido para iniciar el ciclo de curado de la resina. Estos y otros aspectos como, la estrategia de sellado y el efecto para sujetar las fibras (*pinch-off effect*) definen las características finales de la pieza fabricada [82]. Por estas razones, el diseño de molde de RTM es más complejo que el diseño de molde de otros procesos de materiales compuestos, tales como: la autoclave o la infusión por vacío (VI, *Vacuum Infusion*) en los que solamente es necesario una parte del molde cóncava o convexa.

En la bibliografía [11], [12], [62], [73], [82], [304], encontramos una amplia gama de materiales, tipos de moldes, opciones de sujeción de fibras, sellado, calentamiento, inyección e incluso, desmoldeo o expulsión de pieza, tanto en entornos de investigación como de producción industrial. Esta experiencia indudablemente ha influido en algunos enfoques y en la resolución de problemas relacionados con los moldes de RTM. No obstante, es complicado estandarizar los protocolos de diseño debido a que, por ejemplo, un molde con el que se produce una pieza de calidad en un determinado tiempo de ciclo puede ser válido para un sector e inadecuado para otro. Ajustar unos

segundos el tiempo de proceso puede implicar un cambio radical en el diseño de molde. El proceso RTM sigue siendo un campo en plena expansión, con nuevos desarrollos que llegan tan rápido que son pocos los que quedan sin ser explorados, lo que demuestra la versatilidad de la tecnología. No obstante, en cuanto al diseño de moldes no existen soluciones estándar para los inconvenientes potenciales: cada diseño es un reto tecnológico actual y real.

Además, esta tecnología implica varios fenómenos complejos, como son: flujo de fluidos, impregnación de fibras, curado de resina y variaciones térmicas y reológicas, entre otros. La combinación de los mismos con la amplia gama de parámetros de procesamiento disponibles, a menudo conducen a configuraciones inapropiadas. La selección de las condiciones de fabricación adecuadas, es decir, temperatura, presión o formulación de la resina, suele ser una decisión complicada basada principalmente en el conocimiento de los ingenieros de proceso y en ensayos de prueba y error.

Este capítulo describe los esfuerzos tecnológicos y científicos llevados a cabo durante el diseño, fabricación y validación de una estructura primaria del fuselaje fabricada en RTM, cuya aplicación puede ser para aviones comerciales de línea regional. El prototipo propuesto tiene unas dimensiones relativamente grandes, por lo que estudiamos el concepto de diseño de molde y la estrategia de impregnación minuciosamente para minimizar los defectos y mejorar el tiempo de ciclo y la calidad superficial del componente. El primer caso de estudio, en el cual realizamos la validación de la metodología de diseño de molde, la optimización de parámetros de proceso y el control de calidad de pieza, concierne la fabricación de una cuaderna en forma de U de 600 mm de longitud. El control de calidad de la misma incluye una caracterización dimensional y microestructural. El segundo caso de estudio se basa en el desarrollo de una cuaderna de igual sección y espesor, pero con una longitud de 2000 mm, para replicar el tamaño real de la pieza y alcanzar nivel de madurez de 6 (TRL, *Technological Readiness Levels*).

Desarrollamos esta investigación con el soporte del programa europeo *Clean Sky Joint Undertaking* [45], en el marco del proyecto europeo COFRARE 2.0 [44]. El consorcio estuvo compuesto por *Alenia Aeronáutica S.p.A* como *Topic Manager* y el *Centro Tecnológico Eurecat y Applus Services S.A.*

6.2 Hipótesis de partida para el desarrollo del molde

6.2.1 Prototipo objetivo

La estructura primaria objetivo es la misma cuaderna en U propuesta para el estudio de la tecnología de infusión por vacío (Capítulo 5, Apartado 5.2).

6.2.2 Materiales

Tal y como se describe en el Capítulo 3, Apartado 3.2, utilizamos como refuerzo el tejido no-ondulado (NCF, *non-crimp fabric*) con orientaciones de 0/90° y ±45° y con la configuración adjunta en la Tab. 6-1. Como resina termoestable, empleamos la RTM6 monocomponente cuyas especificaciones técnicas y ciclo de curado se describen también en el Capítulo 3.

Tab. 6-1: Secuencia de apilado para la cuaderna en U.

Características laminado:	
Número capas	10
Secuencia apilado	(0/90/45/-45/-45/45/0/90/90/0/90/0/0/90/-45/45/45/-45/90/0)

La definición del laminado en cuanto al número de capas y su orientación la definió el *Topic Manager* en el marco del proyecto COFRARE 2.0 [44], en base al cuaderno de cargas de la estructura y una simulación estructural.

6.2.3 Método de fabricación y condiciones de proceso

En esta investigación, aplicamos el método de producción de la tecnología RTM descrito en detalle en el Capítulo 3, Apartado 3.3.2.

Definimos dos presiones distintas para la etapa de llenado y post-llenado: 1) la presión de inyección y 2) la presión de empaquetado. En RTM, la presión de empaquetado induce a la desaparición gradual de los poros grandes y a la movilización de los pequeños hacia ubicaciones radiales cerca del punto de vacío por el mecanismo de transporte. Como resultado, las propiedades mecánicas del *composite* incrementan [159], [211], [231].

Escogimos una presión de inyección de 1 bar (0,1 MPa) para la etapa de llenado. El gradiente de presión del fluido es directamente proporcional a la velocidad del frente de flujo, según la ecuación de la *Ley de Darcy* (Capítulo 2, Ec. 1-1). Una baja velocidad de flujo minimiza la formación de poros por el mecanismo de atrapamiento mecánico debido al movimiento lento del flujo [231]. Una vez finalizada la etapa de llenado, incrementamos la presión a 8 bar/ 0,8 MPa (presión de empaquetado) para eliminar los poros por el mecanismo de compresión y/o transporte.

6.2.4 Antecedentes de diseño de molde de RTM en prototipo aeronáutico

Ejecutamos varios estudios previos en el campo del diseño y fabricación de moldes de RTM en el sector aeronáutico, que nos sirvieron para adquirir conocimiento sobre: 1) el posicionamiento de la pieza en molde cóncavo o convexo, 2) la estrategia de desmoldeo, 3) el uso de postizos y materiales metálicos para moldes, 4) la colocación de juntas tóricas y 5) el uso de sistemas de cierre por tornillos. Por esto, el diseño conceptual de molde desarrollado en esta investigación tuvo su origen en la fabricación de un perfil recto en U, de igual sección que la cuaderna en U objetivo (Fig. 5-1, Capítulo 5). La Fig. 6-1 muestra el diseño del molde de RTM para la producción del perfil en U, fabricado en la aleación de aluminio 7075 T6. Consta de un portamolde, de un postizo cóncavo y otro convexo. El portamolde incluye el sistema de cierre y el circuito de calentamiento. Los postizos conforman la cavidad de la pieza. Incluimos postizos para poder trabajar ergonómicamente en la colocación y alineamiento del apilado.

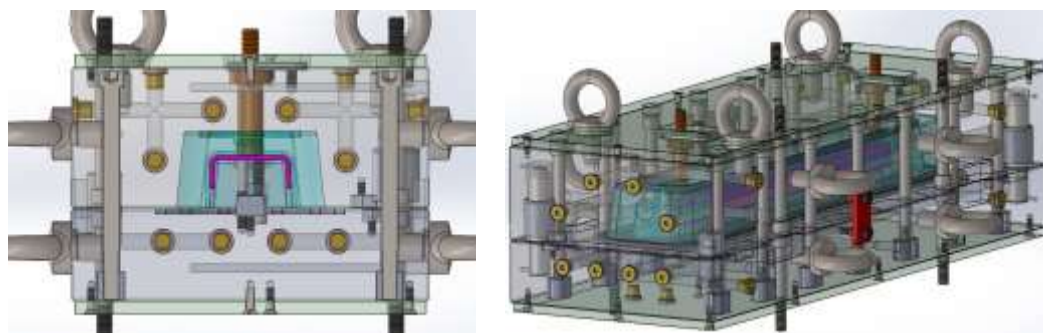


Fig. 6-1: Molde de RTM en aluminio diseñado para la fabricación del perfil en U.

La Fig. 6-2 muestra el procedimiento de fabricación de pieza con dicho molde. En total, fabricamos tres piezas y recogimos las experiencias y observaciones que se presentan en la Tab. 6-2. Ésta también incluye la valoración de diseño: 1) la aceptación del diseño (+) y 2) propuesta a mejorar (-). Realizamos la etapa de desmoldeo a temperatura ambiente.



Fig. 6-2: Procedimiento de fabricación del perfil en U por la tecnología RTM: (a) corte y apilado de las capas de tejido no-ondulado, (b) conformado de las capas sobre el contramolde convexo, (c) cierre de molde, (d) corte del remanente de la preforma y (e) molde después de la inyección de resina.

Tab. 6-2: Experiencias y observaciones recogidas de la fabricación del perfil en U con el molde de aluminio.

	Observaciones	Validación
Colocación del apilado	Fácil, al extraer los postizos del portamoldes	+
Montaje de postizos	Muy ajustado al introducir el convexo en el cóncavo	-
Sistema de juntas	Pérdida de vacío mínima	+
Sistema de calentamiento	Validado hasta los 180 °C	+
Aislamiento de tornillería	Varios tornillos entraron en contacto con la resina	-
Material	Fácil de manipular; pero interfirió en el desmoldeo	-
Sistema de inyección	Buen llenado de pieza	+
Desmoldeo de pieza	Resultado crítico	-

6.2.5 Diagnóstico y problemática del diseño de molde

De las experiencias y observaciones listadas en la Tab. 6-2, pudimos diagnosticar las complicaciones citadas a continuación y proponer las mejoras pertinentes en el diseño de molde de la cuaderna en U. Estas últimas se exponen en el Apartado 6.3.

La fase de desmoldeo fue la operación más problemática debido a que la pieza quedó adherida en el postizo cóncavo por los motivos descritos a continuación:

La fase de llenado de la resina *RTM6* es a 120 ± 10 °C y el ciclo de curado a 180 ± 5 °C, temperaturas sumamente exigentes en el sector del molde. A su vez, el aluminio se caracteriza por la elevada dilatación lineal que sufre al trabajar a temperatura. El coeficiente de expansión térmica lineal (*coefficient thermal expansion*, CTE) del aluminio 7075 T6 es de $2,36 \cdot 10^{-5}$ °C⁻¹. A temperatura ambiente, el ancho de la cavidad del molde es de 61,8 mm (Fig. 5-1, Capítulo 5). Con estos datos y la Ec. 6-1, pudimos cuantificar la variación del ancho de la cavidad del molde a temperatura de curado:

$$\Delta L = l_0 \cdot CTE \cdot \Delta T \quad (\text{Ec. 6-1})$$

Donde ΔL variación de longitud debido al cambio de temperatura (mm), l_0 longitud inicial (mm), ΔT variación de temperatura (°C) y *CTE* coeficiente de expansión térmica del material (°C⁻¹).

La Tab. 6-3 muestra el resultado de la variación del ancho de la cavidad cóncava fabricada en aluminio 7074 T6. Comparamos este valor con la variación en el caso de que el material fuera un acero típico de alta resistencia, como, por ejemplo, el acero DIN 1.2311 con coeficiente de expansión de $1,20 \cdot 10^{-5}$ °C⁻¹. La dilatación del aluminio a temperatura de curado es el doble que la del acero, siendo de 0,23 mm.

Tab. 6-3: Variación de longitud en la cavidad del molde cóncavo por la expansión lineal del material del molde. El valor de la longitud inicial (l_0) es 61,8 mm.

T (°C)	ΔL (mm)	
	Aluminio	Acero
120	0,14	0,07
180	0,23	0,12

Así pues, realizamos el curado del perfil recto a 180 °C. Es decir, cuando la cavidad presenta la máxima expansión lineal. Entonces, al enfriar el molde hasta temperatura ambiente, la cavidad contrae los 0,23 mm y genera tensiones residuales a escala macro sobre la pieza. Estas macro tensiones residuales se liberan parcial o totalmente y provocan una distorsión o deformación de forma en la misma, “clavándola” en la cavidad cóncava. Las tensiones residuales que no se liberan debido a la propia geometría del componente, pueden dar lugar a una reducción de la resistencia mecánica aparente o un fallo prematuro del mismo [305]. Verificamos esta hipótesis mediante un

análisis de tensiones de predicción de la deformación inducida en el componente por el proceso de fabricación.

Metodología del análisis de tensiones para la predicción de la deformación inducida en el perfil en U por el proceso de fabricación:

Para el análisis de problemas termo-mecánicos durante la fabricación del perfil en U y de la cuaderna en U, el equipo de simulación de *Eurecat* [42] aplicó el modelo de elementos finitos (MEF) 3D a través del software comercial *Abaqus/Standard* [306]. Para ello, asumieron las siguientes consideraciones:

- No tuvieron en cuenta la etapa de llenado y el ciclo de curado. Por tanto, el modelo únicamente contempló la deformación térmica, siendo un modelo conservador.
- Consideraron condiciones isotérmicas. La simulación de transferencia de calor a 180 °C muestra variaciones de temperatura menores a 1°C.
- Consideraron la temperatura de curado (180 °C) en toda la sección del molde.
- Desestimaron la deformación (expansión) térmica de la cavidad del molde por el calentamiento puesto que el valor de la deformación del perfil de *composite* a 180 °C es sumamente pequeño. El valor es de 0,0141 mm, calculado con la Ec. 6-1 y con el espesor de pieza como longitud inicial (3,8 mm).
- Consideraron la interacción entre el molde y el *composite* mediante un contacto normal y con un coeficiente de fricción de 0,15. Asumimos que el desmoldeante actúa perfectamente. No consideramos el efecto de “fricción a tirones” o *stick-slip*.
- Consideraron el material compuesto con un comportamiento elástico-lineal y con propiedades mecánicas a 23 °C.

A continuación, importaron a *Abaqus/Standard* la geometría del molde junto la pieza de *composite* y asignaron las propiedades mecánicas y térmicas del material del molde (Tab. 6-4) y de la pieza.

Tab. 6-4: Propiedades mecánicas y térmicas del aluminio 7075 T6 utilizado en el molde.

Aluminio 7075 T6	
E [MPa]	72.000
ν [mm]	0,33
CTE [1/°C]	$2,36 \times 10^{-5}$

Para la pieza, tomaron como referencia el laminado de 10 capas descrito en el Apartado 6.2, Tabla 6-1, cuya fracción volumétrica de fibra es 62,2%. La Tab. 6-5 muestra las propiedades asumidas para cada una de las láminas que forman el laminado de estudio.

Tab. 6-5: Propiedades mecánicas y térmicas de la lámina de carbono asumidas para el análisis de tensiones [281].

Capa de fibra de carbono	
$E_x = E_y$ [MPa]	71.552,4
E_z [MPa]	12.938,1
ν_{xy}	0,073
$\nu_{xz} = \nu_{yz}$	0,459
G_{xy} [MPa]	4.505,5
$G_{xz} = G_{yz}$ [MPa]	3.146,7
$CTE_x = CTE_y$ [1/°C]	$2,8 \times 10^{-6}$
CTE_z [1/°C]	$49,86 \times 10^{-6}$

No caracterizamos mecánicamente ni térmicamente el *composite*, por lo que asumimos las propiedades mecánicas y térmicas publicadas en [281] para un composite de fibra de carbono de módulo elástico intermedio (T300, Toray) y resina epoxi RTM6, con FVF muy similar a la del laminado de estudio ($60 \pm 2\%$).

El modelado del *composite* se llevó a cabo a partir de la Teoría Clásica de Láminas, usando elementos sólidos. Definieron la orientación de las capas considerando un composite anisotrópico (Fig. 6-3).

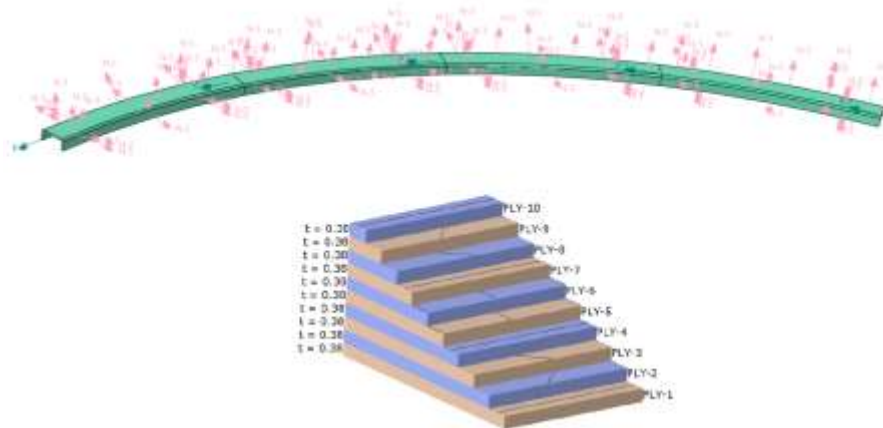


Fig. 6-3: Modelado del laminado a partir de la Teoría Clásica de Láminas.

A continuación, siguieron con el mallado de la pieza y del molde. Utilizaron elementos *Shell* tipo triangulares de 3 nodos (*3-node triangular Shell*), los cuales poseen seis grados de libertad por nodo, que corresponden a la traslación en las direcciones X, Y, Z y a las tres rotaciones correspondientes; considera el espesor constante en todo el elemento. Como la relación espesor/longitud en el molde es mayor a un 5%, consideraron “elementos gruesos” o *coarse elements* con un tamaño de 7 mm. No obstante, en la cavidad del molde, tanto en la parte cóncava como convexa, usaron “elementos medios” o *medium elements* de tamaño 4 mm. La pieza de composite se malló con elementos sólidos con un tamaño medio del elemento de 4 mm (Fig. 6-4).

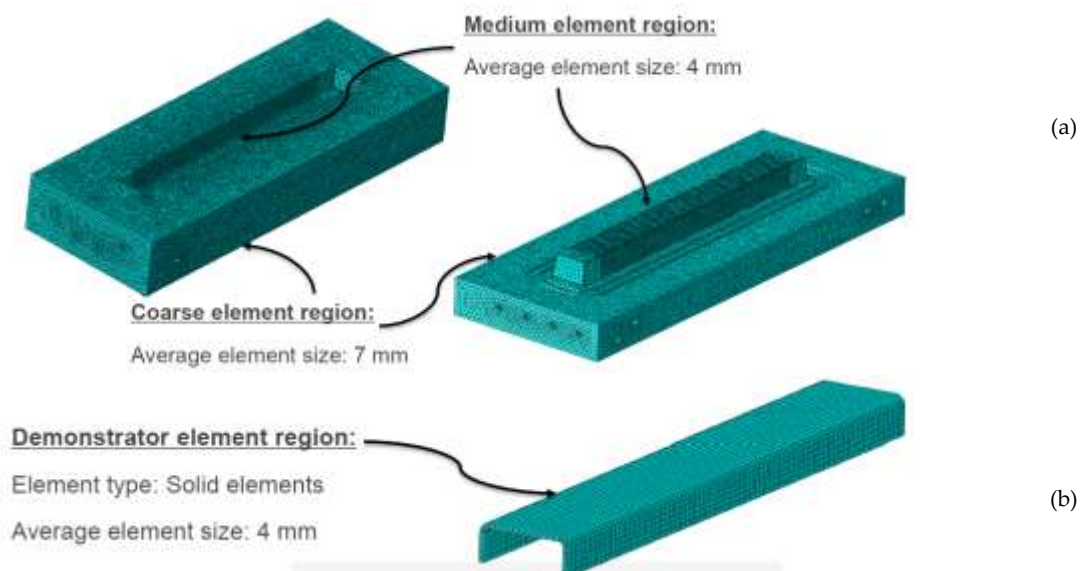


Fig. 6-4: (a) Mallado del molde con elementos gruesos triangulares de 3 nodos (tamaño medio del elemento 7 mm) y elementos medios de 3 nodos en la cavidad (tamaño medio del elemento 4 mm), (b) mallado de la pieza con elementos sólidos con un tamaño medio de 4 mm.

En cuanto a la carga y las condiciones de contorno, aplicaron una carga isotérmica de 180 °C a 23 °C para todo el modelo y condiciones de contorno de deformación libre en la superficie inferior del molde, donde el esfuerzo axial permanece igual para todos los radios (Fig. 6-5 (a)). No consideraron el sistema de cierre del molde por tornillos. Consideraron una “restricción de amarre” o *tie constraint* para unir las dos partes del molde y evitar que haya movimiento.

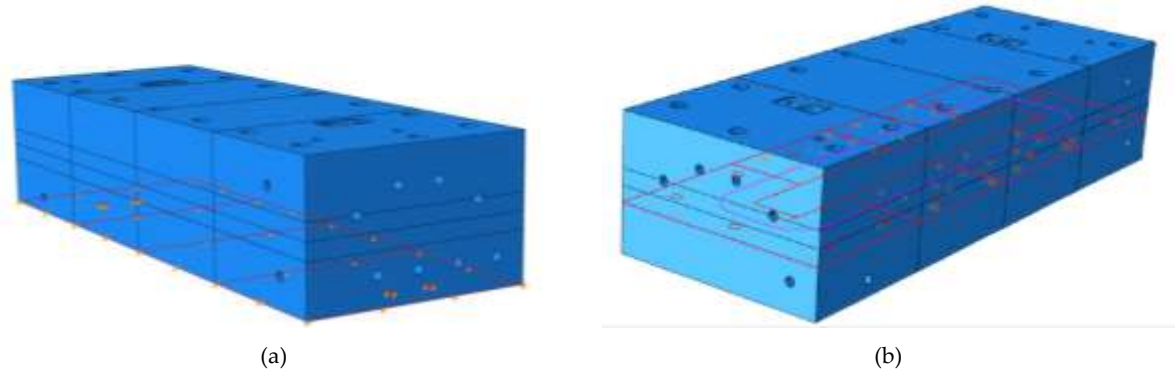


Fig. 6-5: (a) Condiciones de contorno de deformación libre en la superficie inferior del molde, (b) restricción de amarre para unir las dos superficies de la parte superior e inferior del molde.

Resultados del análisis de tensiones para la predicción de la deformación inducida en el perfil en U por el proceso de fabricación:

Del análisis de tensiones para predecir la deformación térmica debida al calentamiento del molde obtuvimos las siguientes variables: 1) la presión y la zona de contacto o *contact openings* (en mm) después del enfriamiento del molde hasta temperatura ambiente, y 2) la deformación en forma del perfil.

La Fig. 6-6 exhibe la zona de contacto entre el perfil en U y el molde, siendo la Fig. 6-6 (a) postizo convexo/ pieza y la Fig. 6-6 (b) postizo cóncavo/ pieza. La diferencia de coeficiente de expansión térmica lineal entre el *composite* y el molde provoca un área de contacto longitudinal en la zona curva en ambas posiciones. El CTE del aluminio es 8,5 veces superior al del *composite* de fibra de carbono. En el caso del molde cóncavo (Fig. 6-6 (b)) también aparece un área de contacto en las alas del perfil debido al efecto “retorno hacia delante” o *spring-in*.

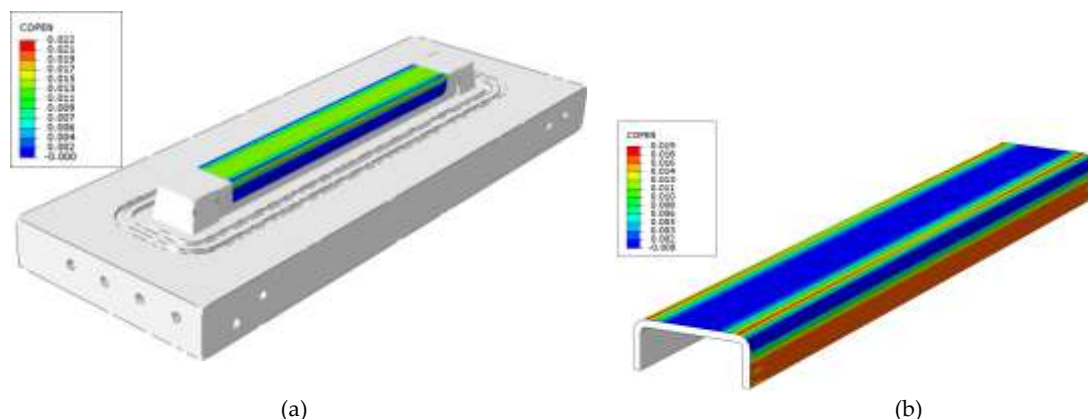


Fig. 6-6: Predicción de las zonas de contacto en mm del perfil en U con el molde: (a) convexo y (b) cóncavo.

La predicción de la presión de contacto que ejerce el molde convexo o cóncavo sobre la pieza se muestra en la Fig. 6-7. El efecto de la presión de contacto es aproximadamente un 130% mayor en el molde cóncavo.

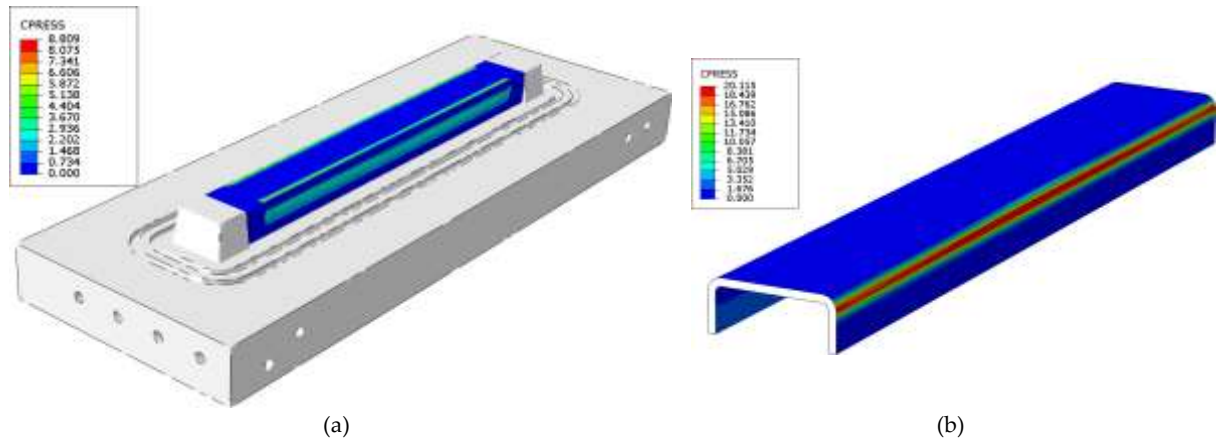


Fig. 6-7: Análisis de tensiones para cuantificar la presión de contacto que ejerce el molde después del enfriamiento hasta temperatura ambiente: (a) convexo y (b) cóncavo.

La presión de contacto de 20,11 MPa que ejerce el molde cóncavo sobre la superficie del laminado provoca cambios de forma y la inestabilidad de la pieza, tal y como se manifiesta en la Fig. 6-8. Podemos distinguir tres regiones: la deformación en la zona curva inducida por la interacción entre el *composite* y el molde debido a la diferencia de CTE lineal (Fig. 6-8 (a)), la deformación en las alas asociada al efecto *spring-in* (Fig. 6-8 (b)) y las tensiones residuales a compresión, principalmente en la zona del alma (Fig. 6-8 (c)). Estas tensiones residuales se originaron por la deflexión del molde debido al actual sistema de cierre por tornillos. La Fig. 6-8 (d) muestra el análisis tensional de estas tensiones residuales, con valores máximos comprendidos entre 6,38 MPa y 176,05 MPa. Radford *et al.* [307] comparten resultados similares y proponen el uso de una secuencia de laminado asimétrica para corregir las inestabilidades inducidas por el medio, y la compensación en el molde para minimizar las deformaciones térmicas.

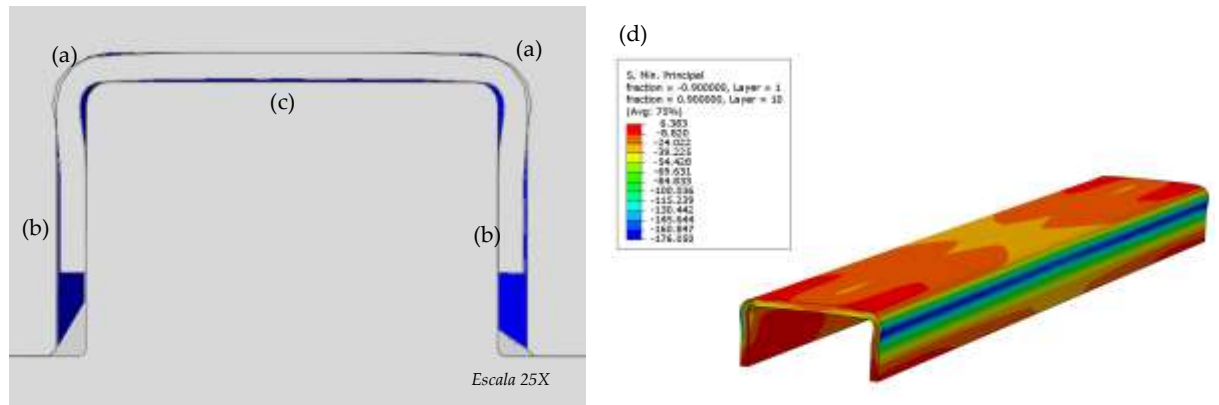


Fig. 6-8: Distorsión de forma e inestabilidad del perfil en U debido a la deformación térmica inducida por: (a) la diferencia de CTE *composite* – molde, (b) efecto *spring-in*, (c) por deflexión del molde y (d) análisis de las tensiones residuales de compresión por deflexión del molde.

En la práctica, como resultado, tuvimos que utilizar una herramienta provisoria para desmoldear el perfil en U. Apoyamos la herramienta en un punto del extremo del perfil e hicimos palanca para extraerlo del postizo cóncavo (Fig. 6-9). Este método de desmoldeo provocó delaminaciones en el extremo del componente y el deterioro del postizo convexo de aluminio por la fuerza aplicada.

Además, observamos que los tornillos que sujetan los postizos entraron en contacto con la resina termoestable, impidiendo su uso. El cierre de los postizos fue demasiado ajustado debido a la resistencia que ejerció la preforma sobre los mismos. Proponemos mejoras para resolver o minimizar estos inconvenientes en las siguientes secciones.



Fig. 6-9: Fase de desmoldeo del perfil en U a temperatura ambiente.

6.3 Diseño conceptual del molde

Después de este análisis previo, definimos los requisitos y características técnicas del diseño conceptual del molde de la cuaderna en U, con el objetivo de que la pieza quede adherida en el postizo convexo. Para ello, proponemos la combinación de materiales metálicos en el mismo molde y una nueva estrategia de desmoldeo, con el fin de disminuir el área y la presión de contacto que ejerce el postizo cóncavo sobre el *composite*.

Junto con el soporte técnico de *Eurecat* [42], realizamos el diseño del molde basado en el postizo cóncavo, el postizo convexo y el portamoldes. En este último se situaron ambos postizos, además del sistema de calentamiento y de cierre (Fig. 6-10).

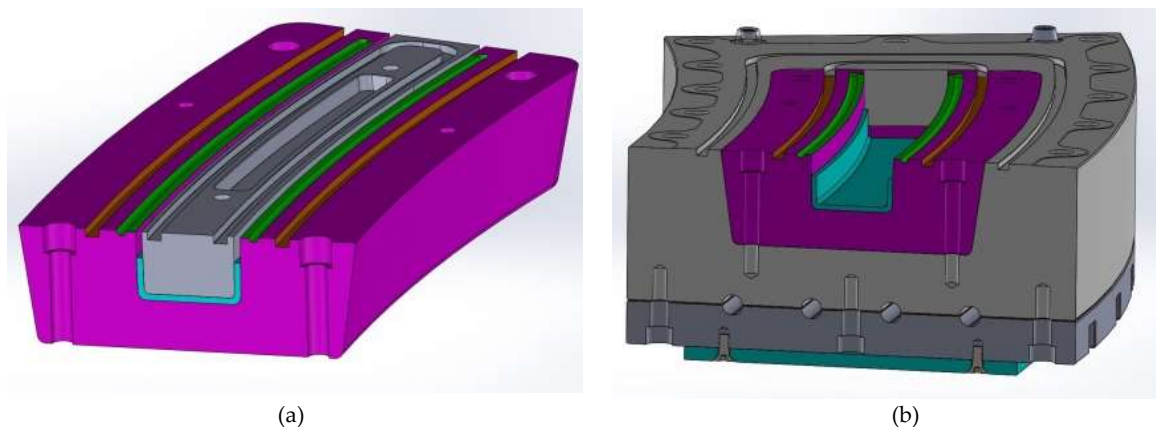


Fig. 6-10: Diseño preliminar del molde de la cuaderna en U: (a) conjunto del postizo convexo y cóncavo, y (b) postizo cóncavo ubicado en el portamoldes. Este diseño conceptual lo realicé junto con el soporte técnico del departamento de composites de *Eurecat* [42].

Los postizos combinan acero y aluminio para aprovechar la diferencia de deformación térmica en el desmoldeo. El CTE del aluminio es $2,36 \times 10^{-5} 1/^\circ\text{C}$, mayor que el del acero ($1,20 \times 10^{-5} 1/^\circ\text{C}$). El portamoldes y el postizo cóncavo serán de acero, mientras que el postizo convexo de aluminio. Además, la nueva estrategia de desmoldeo contempla la apertura de molde en caliente. Es decir, si abrimos el molde a la temperatura de curado de $180 \pm 5^\circ\text{C}$, la presión de contacto entre el postizo cóncavo y el *composite* tiende a disminuir. Además, la mayor dilatación térmica del postizo convexo

de aluminio provocará un contacto significativo entre el *composite* y el postizo, asegurando que la pieza quede atrapada en el convexo. Una vez éste esté a temperatura ambiente, al contraer el aluminio, la pieza podrá extraerse fácilmente.

6.3.1 Verificación numérica del diseño conceptual

En esta sección, presentamos el análisis termo-mecánico del diseño conceptual del molde RTM para la cuaderna en U. El objetivo es asegurar la reducción de la presión de contacto postizo cóncavo – pieza de *composite* y la minimización de las deformaciones en forma de la pieza inducidas por la diferencia de CTE molde – *composite*.

El planteamiento de este análisis termo-mecánico se basa en aplicar el modelo de elementos finitos 3D de deformación térmica al molde de la cuaderna en U, fabricado íntegramente de acero (RTM-A) y, a la misma geometría de molde, pero fabricado en acero (postizo cóncavo) y aluminio (postizo convexo). A este último molde lo hemos denominado RTM-B. Los técnicos de simulación de *Eurecat* [42] aplicaron la misma metodología de simulación por elementos finitos que en el apartado anterior (Apartado 6.2.5: *Metodología del análisis de tensiones para la predicción de la deformación inducida en el perfil en U por el proceso de fabricación*). Con este análisis numérico comparativo, pretendemos estudiar la viabilidad de combinar diferentes materiales metálicos en el diseño conceptual del molde.

La Fig. 6-11 muestra la presión de contacto inducida por el postizo cóncavo sobre el laminado a una temperatura de 100 °C. La presión máxima es de 5,19 MPa en el caso del molde RTM-A y 4,94 MPa en el RTM-B, siendo un 75% menor respecto al molde de aluminio del Apartado 6.2.5. El uso de un acero con un coeficiente de expansión térmica lineal más próximo al del *composite* (4,3 veces mayor que el del *composite*, mientras que el del aluminio es 8,5) y la estrategia de desmoldear en caliente disminuye significativamente la presión de contacto del cóncavo sobre el laminado.

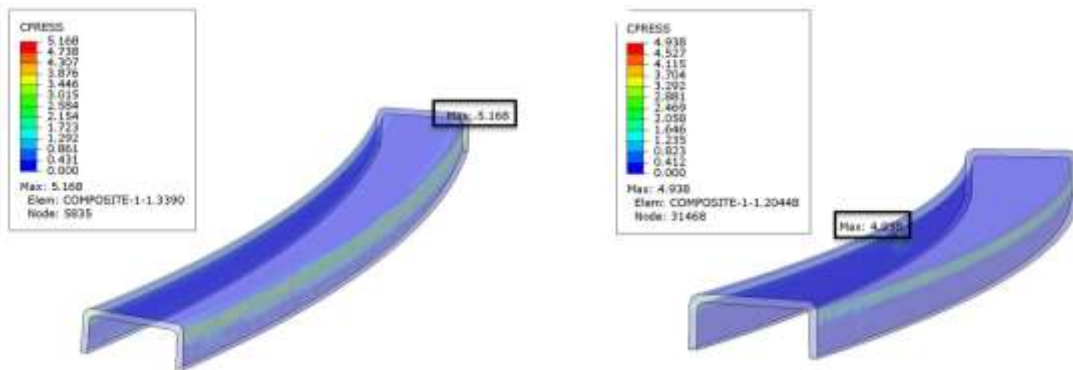


Fig. 6-11: Resultados de la presión de contacto en MPa entre el laminado y el molde RTM: (a) molde RTM-A de acero y (b) molde RTM-B, de acero y aluminio en el convexo; a una temperatura de desmoldeo de 100 °C.

La Fig. 6-12 muestra la deformación inducida en el componente debido a la presión de contacto del postizo cóncavo de acero sobre el laminado. Observamos una reducción de la deformación en forma en la zona curva debido al uso de un material metálico con CTE menor. El CTE del acero es 4,3 veces superior al del *composite* de fibra de carbono en dicha zona (el CTE del aluminio es 8,5 veces). Además, también detectamos una disminución importante de la deformación de las alas por el efecto *spring-in* respecto al molde de aluminio (Fig. 6-8). En la zona de las alas, el CTE del acero es 4,1 veces mayor al de *composite* (CTE_z).



Fig. 6-12: Deformación de forma de la pieza RTM inducida por el postizo cóncavo de acero: (a) deformación en zona curva debida a la diferencia de CTE entre laminado y molde y (b) deformación inducida por el *spring-in*.

Asimismo, un aumento de la temperatura de desmoldeo disminuye significativamente la presión de contacto entre el postizo cóncavo y el *composite*, tal y como muestra la Tab. 6-6 y Fig. 6-13.

Tab. 6-6: Valores de presión de contacto en MPa en función de la temperatura de desmoldeo para los moldes RTM-A (acero) y RTM-B (acero/ aluminio).

T [°C]	CPRESS* [MPa]	
	Molde RTM-A	Molde RTM-B
180	1,1	0,3
100	5,2	4,9
23	28,4	19,7

*Presión de contacto

La Fig. 6-13 muestra la fuerza necesaria para desmoldear la pieza del postizo cóncavo. A elevadas temperaturas, la influencia de los materiales metálicos del molde es insignificante ya que extraemos la pieza cuando los postizos están dilatados. No obstante, a temperatura ambiente, la fuerza necesaria es 7 veces mayor en el molde RTM-A. El CTE del acero es menor que el del aluminio, por lo que, una vez el postizo convexo está frío, el aluminio se comprime mucho más y disminuye el área de contacto entre el postizo y el *composite*, facilitando el desmoldeo de pieza (Fig. 6-14). La presión de contacto a temperatura ambiente entre el *composite* y el acero es de 28,42 MPa, mientras que es de 19,77 MPa entre el *composite* y el aluminio.

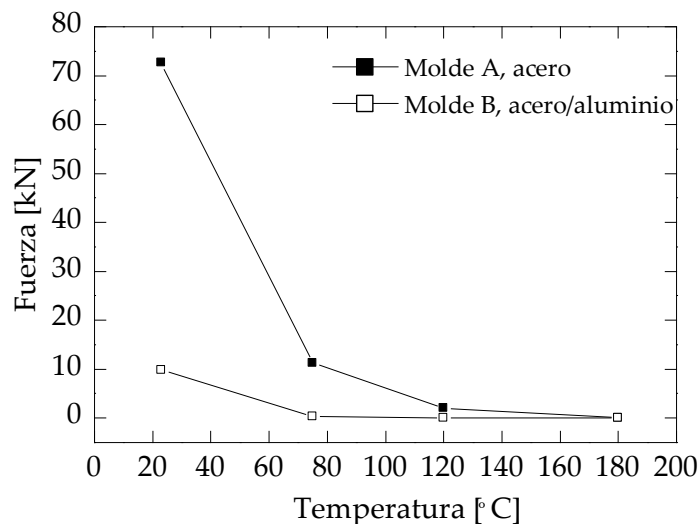


Fig. 6-13: Influencia de la temperatura sobre la fuerza necesaria para extraer la pieza del postizo cóncavo.

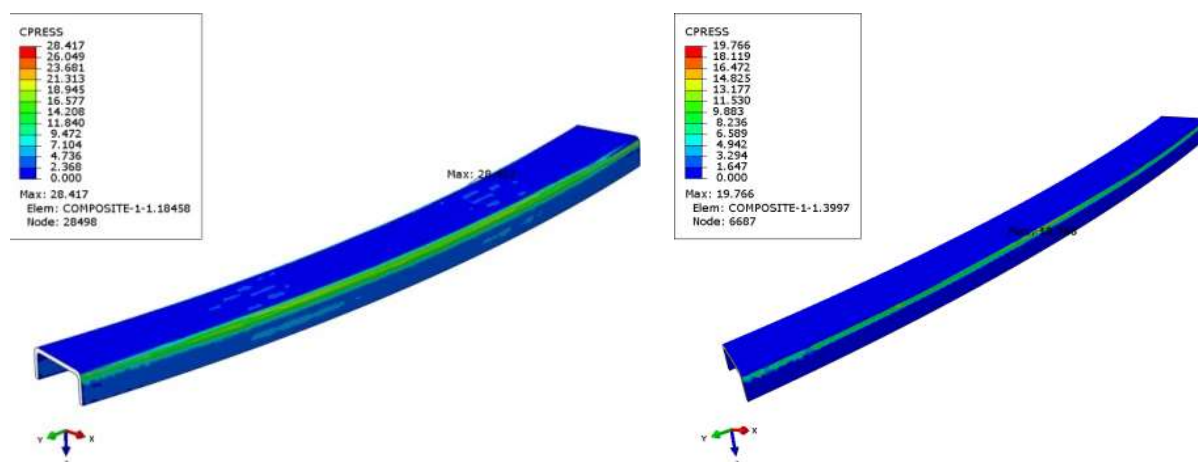


Fig. 6-14: Presión de contacto a temperatura ambiente sobre el *composite* con el molde: (a) molde RTM-A y (b) molde RTM-B.

6.4 Fabricación del molde

Esta sección describe las principales características del diseño de molde de la cuaderna en U de longitud 619 mm. El alcance de esta investigación no incluye el desarrollo y manufactura del demostrador de 2000 mm de longitud. Sin embargo, mostraremos imágenes del objetivo final alcanzado.

El diseño se plantea en base a la bibliografía [168] [72], el conocimiento adquirido en la secciones anteriores y también, en experiencias previas de otros proyectos de investigación y desarrollo llevados a cabo en el *Centro Tecnológico de Eurecat* [42].

6.4.1 Requerimientos del diseño del molde

La Tab. 6-7 recoge las condiciones de operación del molde que definimos según el estudio preliminar del diseño conceptual y las condiciones de trabajo del laboratorio, de la máquina RTM y de los materiales seleccionados para esta investigación. Más información sobre materiales y método de trabajo y equipos en el Capítulo 3.

Tab. 6-7: Requerimientos de diseño de molde para la tecnología RTM.

Código	Requerimientos
Ubicación	
0.1	Conectores eléctricos 32-64 A para equipos de calentamiento.
0.2	Conectores para el sistema de refrigeración de equipos y molde.
0.3	Sistema de extracción de humos.
0.4	Área de trabajo alrededor de 2000 x 1000 mm.
0.5	Sistema de aire presurizado.
0.6	Soporte metálico estable para el molde.
Molde	
1.1	Portamoldes de acero.
1.2	Postizo cóncavo de acero.
1.3	Postizo convexo de aluminio.
1.4	Altura molde entre 100-400 mm.
1.5	Ancho molde entre 100-400 mm.
1.6	Método de cierre con tornillos.
1.7	Tornillos de cierre de métrica M16 x 100 mm.
1.8	Distancia entre tornillos 115 mm.
1.9	Ángulo de salida de 1°.

1.10	Tolerancia máxima en molde de $\pm 0,1$ mm.
1.11	Tolerancias para rectitud, planitud y paralelismo H 0,3 mm como máximo.
1.12	Conexión de vacío.
1.13	Control pérdidas de vacío.
1.14	Sistema de junta para estanqueidad del molde.
1.15	Sistema de inyección.
1.16	Presión de inyección máxima de 10 bar (1 MPa).
1.17	Boquilla de inyección y vacío.
1.18	Circuito de calentamiento de aceite.
1.19	Calentamiento homogéneo.
1.20	Aislante térmico.
1.21	Temperatura en servicio máxima de 180 °C.
1.22	Medidores de temperatura de molde: termopares tipo J.
1.23	Acabado superficial mínima N6.
1.24	Sistemas de sujeción mediante cáncamos y eslingas.
Pieza	
1.25	Tolerancias en espesor ± 5 mm.
1.26	No se admiten marcas de líneas de partición.

6.4.2 Diseño, materiales y componentes del molde

La Fig. 6-15 muestra la vista en 3D del diseño del molde de RTM, realizada con el software comercial *Solidworks 2019 SP0* [230] y en la que se detallan todos sus componentes.

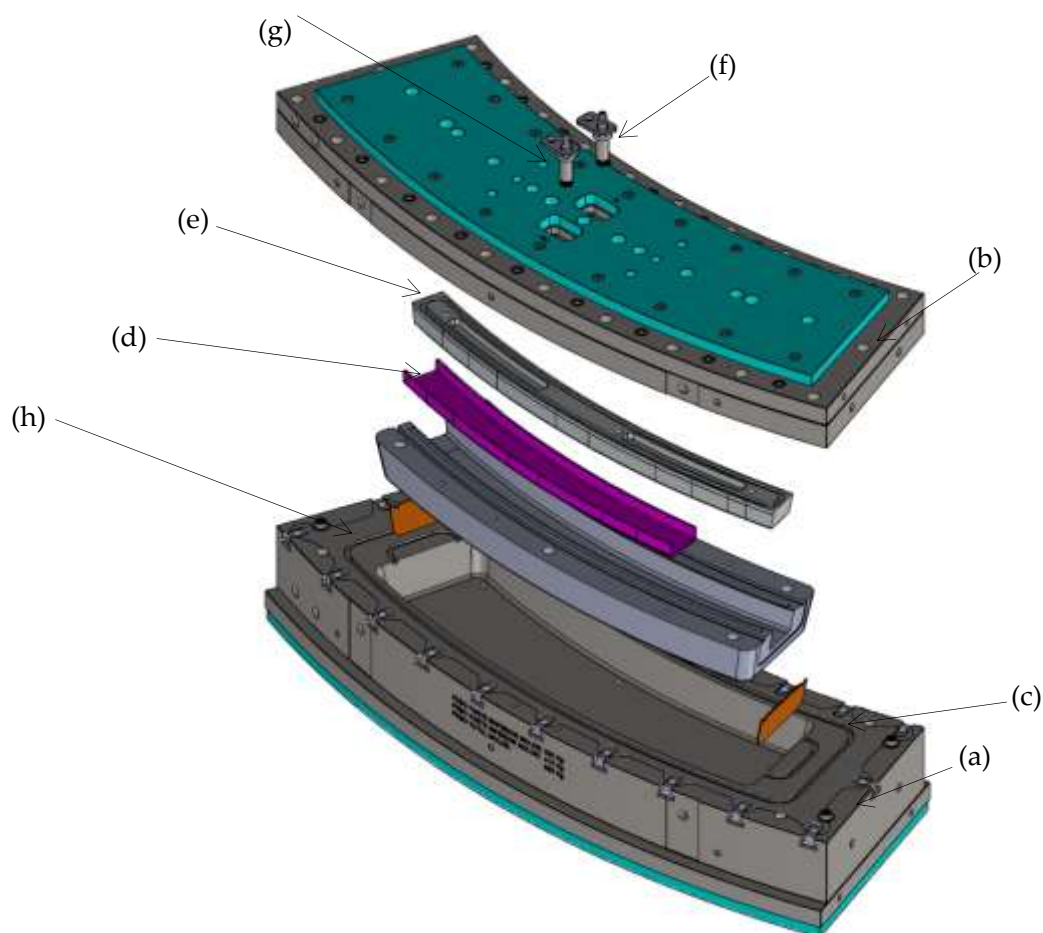


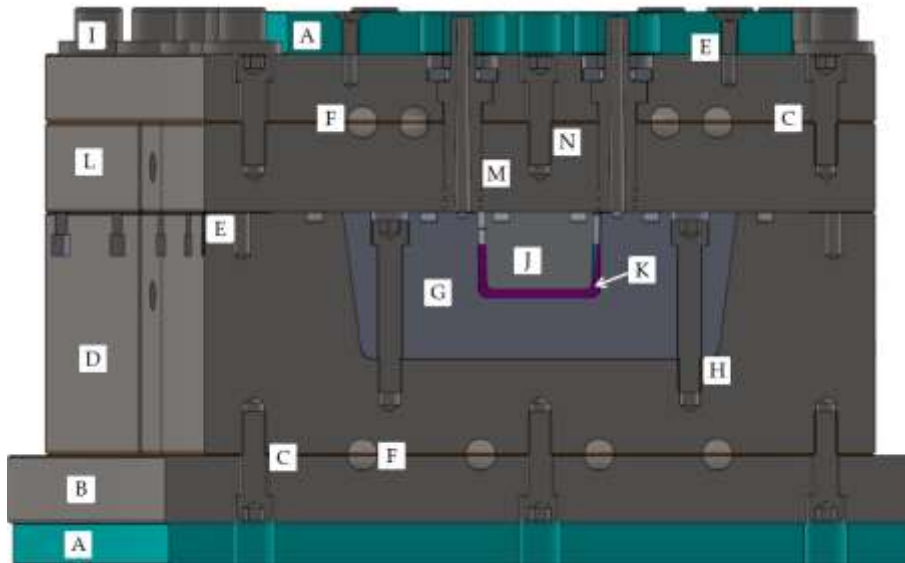
Fig. 6-15: Vista en 3D del diseño de molde de RTM para la fabricación de la cuaderna en U: (a) portamoldes inferior, (b) portamoldes superior, (c) postizo cóncavo, (d) preforma, (e) postizo convexo, (f) boquilla de inyección, (g) boquilla de vacío y (h) sistema de juntas.

Fabricamos el portamoldes en acero de alta resistencia DIN 1.1730 con unas dimensiones globales de 458 mm x 1200 mm y 148 mm de alto. Mecanizamos el postizo cóncavo en acero DIN 1.2738 y con unas dimensiones de 200 mm x 1200 mm y 70 mm de alto. El postizo convexo se fabricó con la aleación de aluminio 7075 T6 y dimensiones de 54,7 mm x 764 mm y 37,1 mm de alto, tal y como muestra la Fig. 6-16. La cavidad del molde tiene unas dimensiones de 62,3 mm x 40,8 mm.



Fig. 6-16: Vista en 2D y dimensiones del postizo convexo fabricado en aluminio 7075T6.

La sujeción del postizo cóncavo en la parte inferior del portamoldes fue mediante 2 tornillos M12 x 70 mm, DIN 912 calidad 12.9, situados en 3 puntos a lo largo del molde (Fig. 6-17, H). La parte superior va unida al postizo convexo por 4 tornillos M12 x 80 mm, DIN 912 calidad 12.9 (Fig. 6-17, N). Mecanizamos el circuito de calentamiento por fresa entre la placa base y el portamoldes superior e inferior. Nueve tornillos de sujeción DIN 912 12.9 de M12 x 40 mm unen ambas placas (Fig. 6-17, C). La base y cara superior del molde contienen una placa aislante de mica de 20 mm de espesor (Fig. 6-17, A).



- | | |
|--|---|
| J. Placa aislante forma curva (377 mm x 1200 mm), espesor 20 mm. | K. Placa base forma curva (378 mm x 1200 mm). |
| L. Tornillos de sujeción M12 x 40 mm (DIN 912 12.9), placa base-portamoldes. | M. Portamoldes inferior forma curva (338 mm x 1200 mm). |
| N. Tornillos de unión placa mica-molde DIN 7991 12.9 M8 x 20 mm. | O. Circuito de calentamiento. |
| P. Postizo cóncavo forma curva (200 mm x 810 mm). | Q. Tornillos de sujeción M12 x 70 mm (DIN 912 12.9), postizo cóncavo-portamoldes. |
| R. Sistema de cierre, tornillos M16 x 80 mm (DIN 912 12.9). | S. Postizo convexo de aluminio 7075 T6 (54,7 mm x 764 mm) |
| T. Preforma de carbono con refuerzo no crimpado. | U. Portamoldes superior forma curva (338 mm x 1200 mm). |
| V. Boquillas de inyección. | W. Tornillo de unión portamoldes superior y placa superior. |

Fig. 6-17: Vista de la sección transversal del molde de RTM.

El molde está equipado con seis sensores termopares tipo J, los cuales controlaron la temperatura de calentamiento del molde durante todo el proceso. Los instalamos en 6 posiciones equidistantes entre el punto de inyección y el punto de vacío. Más detalles de las especificaciones técnicas de los mismos en el Capítulo 3, Apartado 3.3.

6.4.3 Cierre de molde

Diseñamos el mecanismo de cierre de molde por tornillos (Fig. 6-18). Las características de los tornillos son: métrica M16 x 80 mm, DIN 912 calidad 12.9.

La fuerza máxima de cierre depende de la presión de inyección y del área proyectada de la pieza en el plano, siendo la presión de inyección máxima de 10 bar (1 MPa) para la tecnología RTM. Distinguimos entre la fuerza de cierre y la fuerza de apertura: la de cierre es la fuerza necesaria para mantener el molde cerrado y se calcula a partir de la calidad y métrica del tornillo. La fuerza de apertura es la fuerza que ejerce la resina y la fibra en la dirección de apertura del molde, la cual debe ser contrarrestada por la fuerza de cierre. Ésta siempre debe ser mayor a la fuerza de apertura.

Describimos la ecuación para calcular la fuerza de apertura como sigue:

$$F_{apertura} = P_m \cdot A \quad (\text{Ec. 6-2})$$

donde A es el área proyectada, es decir $619 \text{ mm}^2 \times 61,8 \text{ mm}^2$ y P_m es la presión de inyección máxima del equipo RTM.

Asimismo, la (Ec. 6-3 [308]) permite calcular la fuerza de cierre según las especificaciones de los tornillos empleados para el mecanismo de cierre:

$$F_{PL} = \left(\frac{T}{d_{nom} \cdot K_T} \right) \cdot n_{tornillos} \quad (\text{Ec. 6-3})$$

donde F_{PL} es la fuerza de pretensión (fuerza de cierre) [N], T es el par de apriete del tornillo [Nm], d_{nom} es el diámetro nominal [m], K_T es el coeficiente de fricción de la rosca y $n_{tornillos}$ es el número de tornillos.

El par de apriete del tornillo depende de la métrica y de su calidad. La tabla normalizada de pares de apriete [308] recomienda 355 Nm para un tornillo M16 con una calidad de 12,9. Asumimos un coeficiente de fricción de 0,2 puesto que lubricamos los tornillos con grasa de aluminio. Aplicamos la Ec. 6-3 y la fuerza de cierre por tornillo es de 111 kN. Por tanto, la fuerza de cierre es 2.440 kN ($111 \text{ kN} \cdot 22$ tornillos), notablemente superior a la fuerza de apertura calculada con Ec. 6-2 (383 kN).

La Fig. 6-18 muestra el diseño del sistema de cierre en el molde de RTM, el cual lo diseñamos según las dimensiones del mismo y la métrica y calidad del tornillo y la distancia entre ellos definida en la Tab. 6-7. El mecanismo de cierre incluye 22 tornillos posicionados de manera equidistante para una distribución homogénea de la presión.

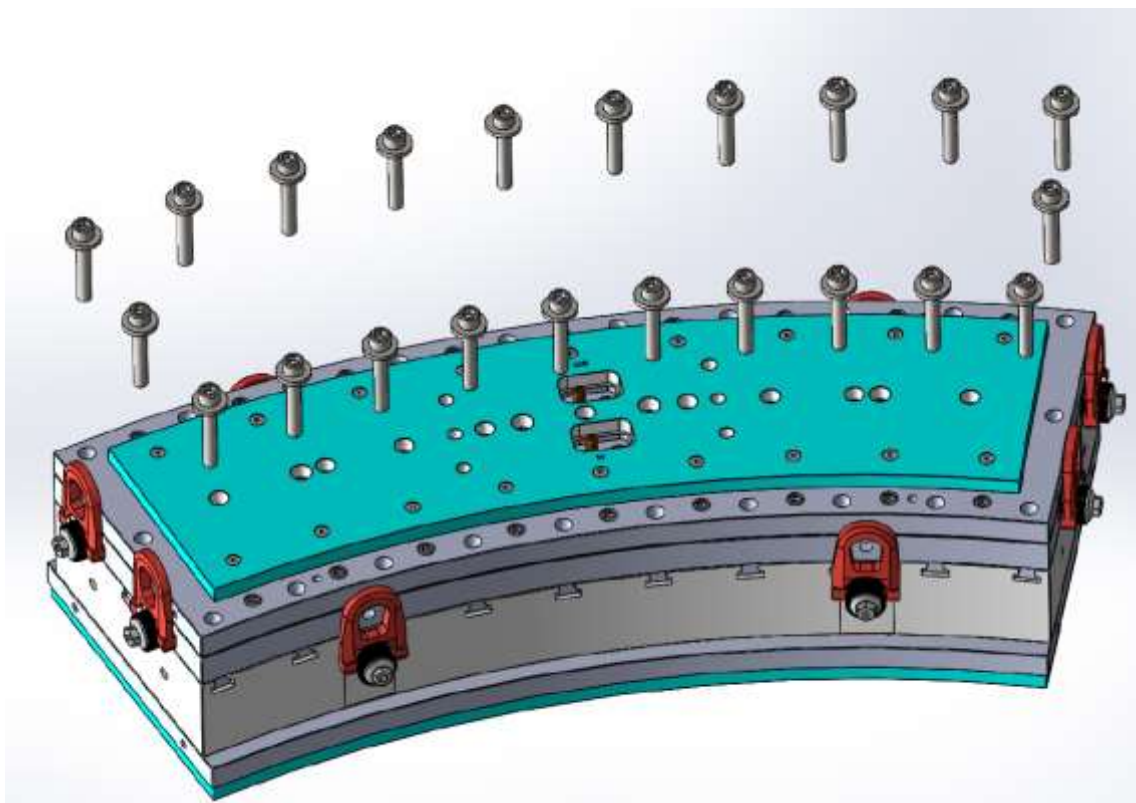


Fig. 6-18: Sistema de cierre por tornillos en el molde RTM, el cual incluye 22 tornillos de M16 x 80 mm (DIN 912 12.9) y una distancia entre tornillos de 115 mm.

6.4.4 Sistema de inyección y simulación del proceso de llenado

La simulación del proceso de llenado la llevamos a cabo en colaboración con el *Instituto Tecnológico de Aragón ITAINNOVA* [309].

Para realizar la simulación de llenado de pieza y así, poder definir la posición del sistema de inyección, utilizaron el software comercial PAM-RTM de *ESI Group* [310]. Analizamos varias estrategias de llenado y estudiamos los efectos de las vías rápidas, el patrón de flujo, las zonas secas y los tiempos de llenado en cada una de ellas. Con base al resultado, definimos un sistema de inyección satisfactorio para el molde de la cuaderna en U de 2000 mm de longitud; reto del COFRARE 2.0 [44]. Decidimos realizar la simulación de llenado en la cuaderna de mayor longitud (caso más conservador), la cual presenta unas dimensiones aproximadas de 2000 mm x 60 mm x 25 mm y espesor constante de 3,8 mm. Aplicamos experimentalmente el resultado en ambos prototipos, es decir, en la cuaderna en U de 600 mm y 2000 mm de longitud.


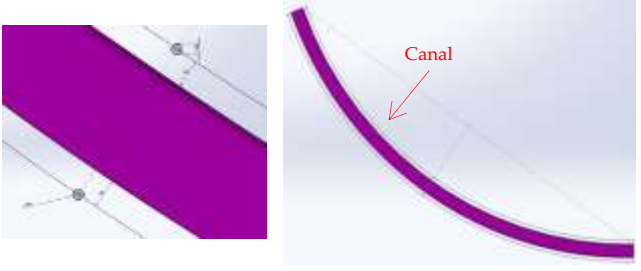

Metodología de la simulación del proceso de llenado: modelo y aproximación

El software de *PAM-RTM* utiliza el modelo matemático de la *Ley de Darcy* (Capítulo 2, Apartado 2.2, Ec. 2-1).

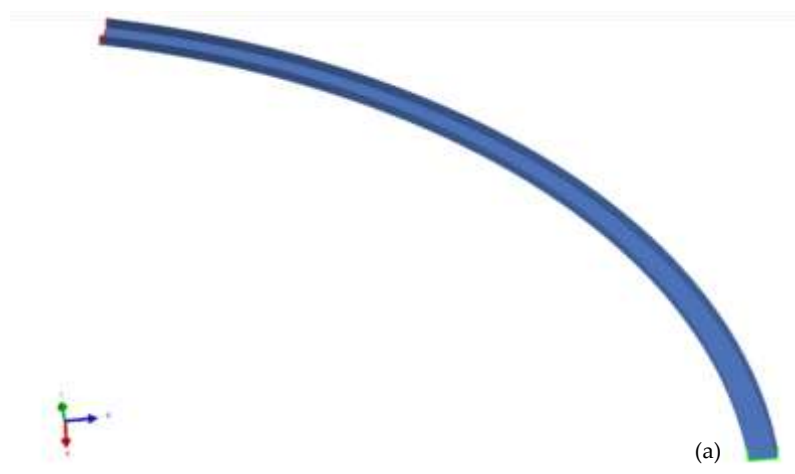
Definimos tres casos de estudio (Tab. 6-8), ubicando los canales de resina siempre fuera de pieza, puesto que no puede contener la colada ni excedentes de resina (Tab. 6-7). Realizaron el mallado para cada caso de estudio. Por simplicidad y dado el bajo espesor respecto a las dimensiones de la pieza, utilizaron una representación 2.5D, es decir, el modelo se construye a partir de la superficie

media extraída del diseño 3D de la pieza. Las entradas de resina y las zonas de venteo se incluyeron en dicho diseño (Fig. 6-19).

Tab. 6-8: Casos de estudio para simular el llenado de pieza en función de la posición del punto de inyección y vacío.

Caso de estudio	Descripción	Representación gráfica
1	Punto de inyección situado en un extremo del ancho de pieza y en el extremo opuesto.	
2	Punto de inyección situado en el lateral longitudinal de la pieza con una vía rápida de extremo a extremo. Misma situación para el punto de vacío en el lateral opuesto.	
3	Misma configuración que el caso 2 pero con tres puntos de inyección y seis puntos de vacío en el lado opuesto.	

Para la primera configuración, tanto la zona de entrada de resina como el vacío abarcan toda la sección del perfil, con una longitud aproximada de 105 mm. El segundo caso, tiene la zona de entrada de resina a lo largo del extremo interior de la cuaderna y el vacío a la largo del extremo exterior, con unas longitudes aproximadas de 2006 mm y 2078 mm, respectivamente. El tercer caso de estudio, tiene tres puntos de inyección de 18 mm cada uno y el vacío es la misma que para el caso 2.



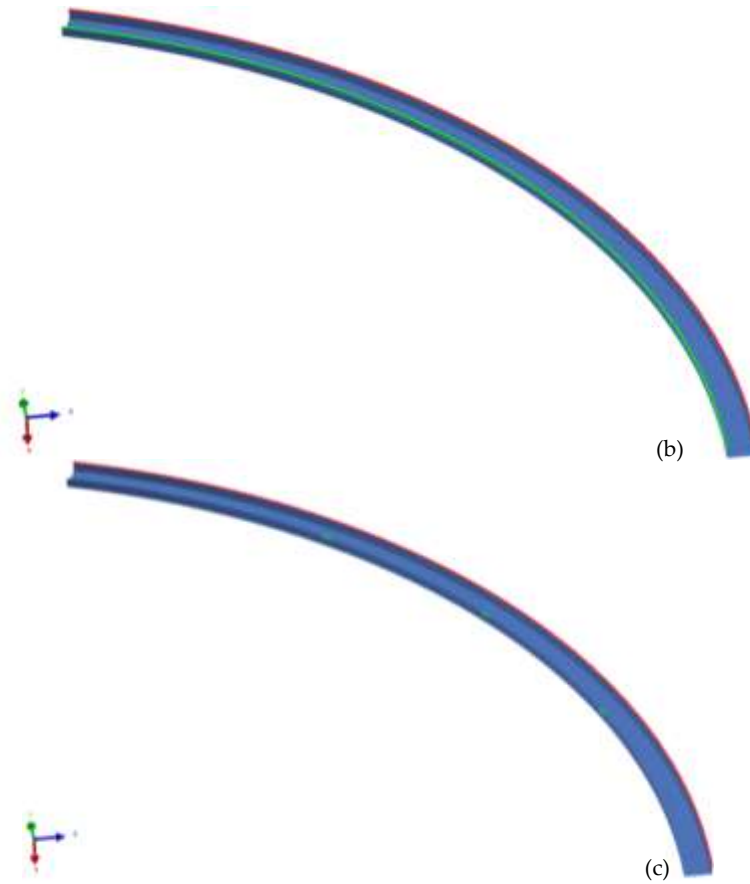


Fig. 6-19: Modelo de simulación para las configuraciones: (a) caso estudio 1, (b) caso estudio 2 y (c) caso estudio 3.

A partir de este modelo de simulación crean el mallado de elementos finitos con elementos *Shell* tipo triangulares de 3 nodos (Fig. 6-20).

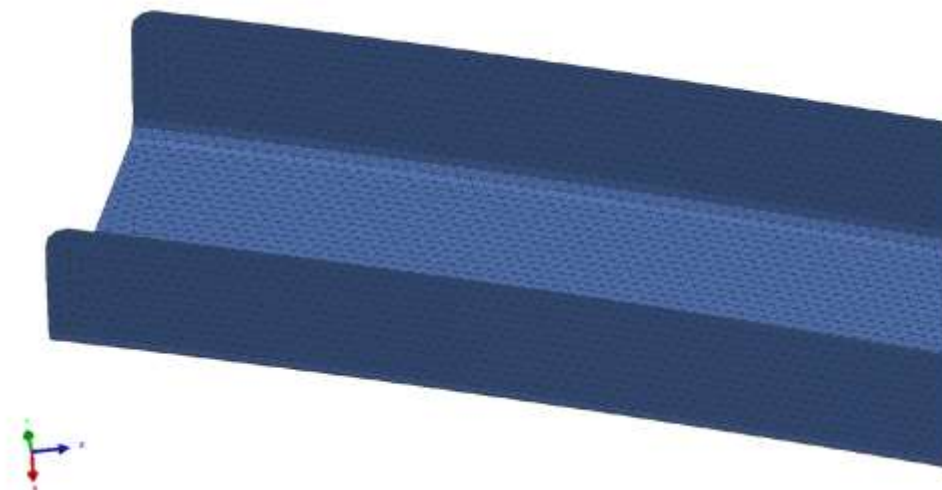


Fig. 6-20: Malla de elementos finitos para los tres casos de estudio.

Para introducir el número de capas y la orientación de cada una de ellas, definimos una dirección de referencia paralela a la dirección de la pieza (circunferencial), tal y como muestra la Fig. 6-21.

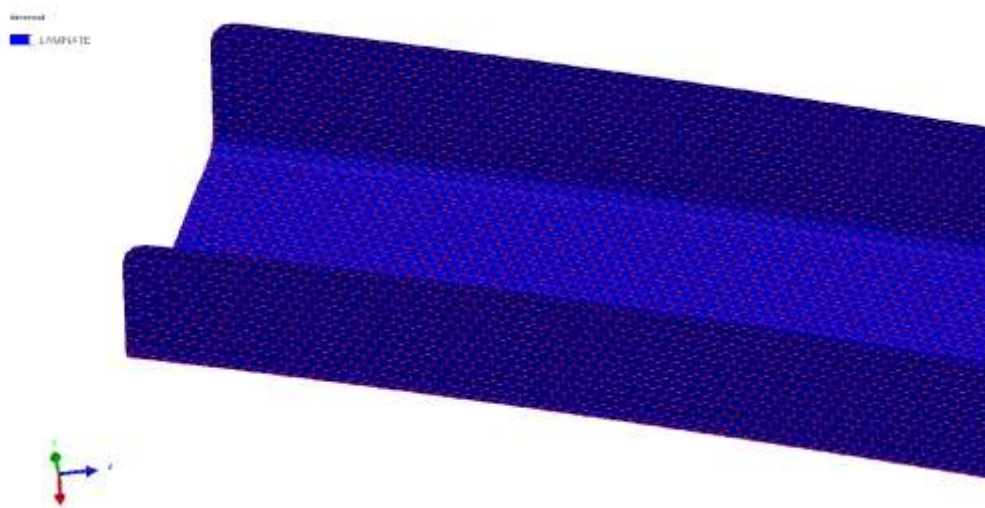


Fig. 6-21: Dirección de referencia para la orientación del laminado.

Definida la dirección de referencia, comenzaron a asignar las propiedades de los materiales, en concreto, la densidad de la fibra y la matriz y la fracción volumétrica de fibra (Tab. 6-9). Tomamos como referencia el laminado de 10 capas descrito en el Apartado 6.2, Tabla 6-1, cuya fracción volumétrica de fibra es 62,2% (calculada a partir de la Ec. 3-8 del Capítulo 3, Apartado 3.4.7).

Tab. 6-9: Densidades de los constituyentes fibra y matriz.

Dirección	ρ [kg/m ³]
Fibra	1750
Matriz	1100

El software también requiere la permeabilidad del laminado. Ésta es calculada por el mismo software a partir de las permeabilidades principales de la lámina (K_I y K_{II}). El ensayo de caracterización de la permeabilidad de la lámina puede verse en el Anexo V.

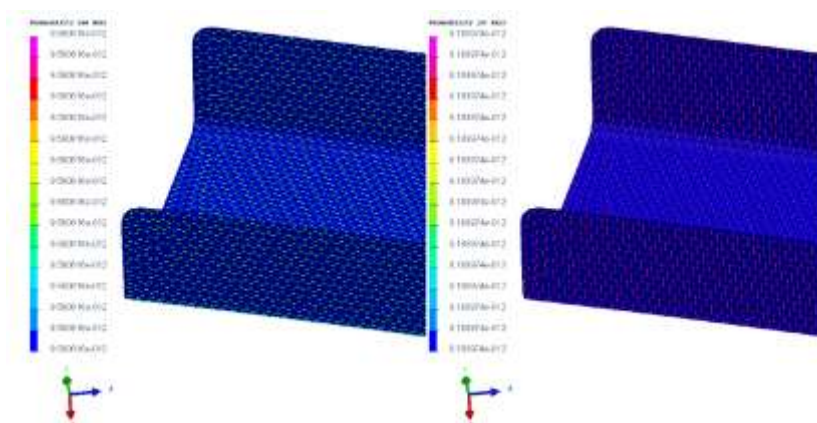


Fig. 6-22: Orientación del laminado. Unidades en m².

El resultado de la permeabilidad del laminado puede verse en la Tab. 6-10.

Tab. 6-10: Permeabilidad en el plano del laminado.

Dirección	Permeabilidad
K_I [m ²]	1,097166 e-12
K_2 [m ²]	6,799132 e-12

En cuanto la resina, la Tab. 6-11 muestra los valores de viscosidad obtenidos a partir de la ficha técnica del proveedor *Hexcel* para la resina RTM6, en función del tiempo para diferentes temperaturas. Esta simulación la realizaron a una temperatura isoterma de 120 °C (temperatura de molde en la etapa llenado). Para tiempos de llenado superiores, consideraron el último valor como constante. La caracterización de la viscosidad de la resina a tiempos elevados sería una propuesta de mejora para esta simulación.

Tab. 6-11: Variación de la viscosidad (η) respecto al tiempo para la resina a 120 °C.

t [min]	η [mPa·s]
0	26
20	28
40	32
60	36
80	42
100	50

Como condiciones de proceso, éste se simuló considerando la inyección a presión constante, con 1 bar (0,1 MPa) en la entrada de resina y 0 bar (0 MPa) en las zonas de vacío. Consideramos proceso isotérmico, como temperatura de proceso la temperatura de llenado de molde (120 °C), sin tener en cuenta el intercambio de calor entre la resina y el molde (Tab. 6-12). Queda fuera del alcance del presente análisis, el estudio térmico del molde.

Tab. 6-12: Condiciones de proceso.

Parámetro	Valor
Presión de inyección	1 bar (0,1 MPa)
Presión de vacío	0 bar (0 MPa)
Temperatura resina, molde y preforma	120 °C

Para realizar la simulación de llenado isoterma, considerando únicamente la evolución de la viscosidad de la resina con el tiempo, utilizaron el módulo “*PAM-RTM Filling*”. Tuvimos en cuenta el posible efecto de los atrapamientos de aire.

Resultados de la simulación del proceso de llenado: modelo y aproximación

Las Fig. 6-23 a Fig. 6-25 revelan los resultados de los distintos casos de estudio analizados. En primer lugar, analizamos el patrón de llenado para la primera configuración (Fig. 6-23 (a)) y observamos que la velocidad de inyección al principio es mayor y se va ralentizando a medida que avanza el frente de flujo, debido a la disminución del gradiente de presión y al aumento de la viscosidad con el tiempo. El tiempo total para llenar por completo el molde está en torno a las 10,5 horas. No obstante, los resultados a partir de los 100 min (6000 s) no se pueden considerar válidos ya que no disponemos de datos de viscosidad. En la práctica, la viscosidad seguiría aumentando y el tiempo de llenado todavía sería mayor. La Fig. 6-23 (b) representa la distribución de la presión al final del llenado. Es un resultado ideal, no se incluyen pérdidas de presión adicionales por los canales del molde.

La velocidad de inyección en el caso 2 sigue la misma tendencia que en el 1. Sin embargo, el tiempo de llenado se reduce significativamente, siendo de 62 s (Fig. 6-24 (c)). La viscosidad de la resina permanece constante durante el llenado (26 mPa·s), puesto que el tiempo de llenado está alrededor del minuto.

De la última configuración, destacamos que los extremos de la pieza no llegan a llenarse por completo, debido a que la resina tiene menor resistencia para salir por el vacío a la resistencia ofrecida por el laminado. Se pierde una gran cantidad de resina por los seis puntos de vacío. Al igual que en el caso 1, la viscosidad de la resina aumenta hasta valores máximos, debido al elevado tiempo de llenado.

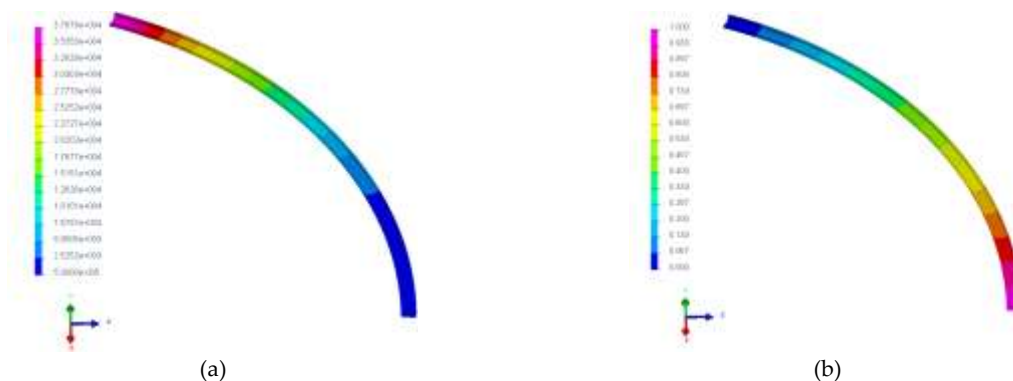


Fig. 6-23: Patrón de llenado del demostrador de 2000 mm según el sistema de inyección definido en el Caso de estudio 1 de la Tab. 6-8:

(a) tiempo de llenado y (b) presión al final del llenado.

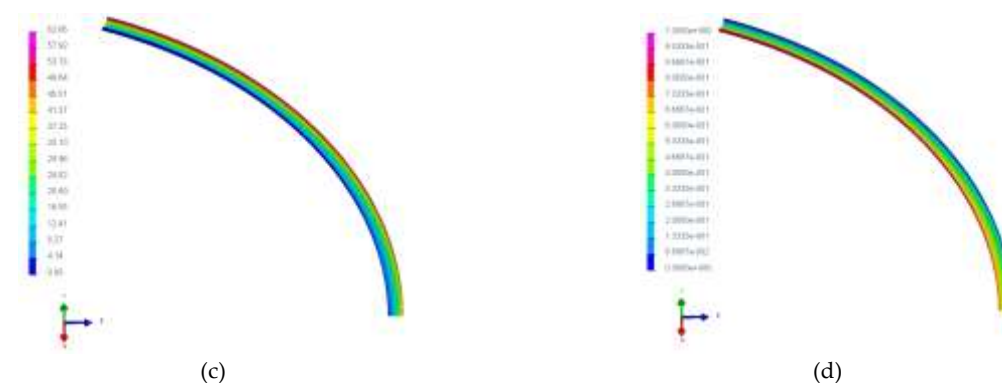


Fig. 6-24: Patrón de llenado del demostrador de 2000 mm según el sistema de inyección definido en el Caso de estudio 2 de la Tab. 6-8: (c) tiempo de llenado y (d) presión al final del llenado.

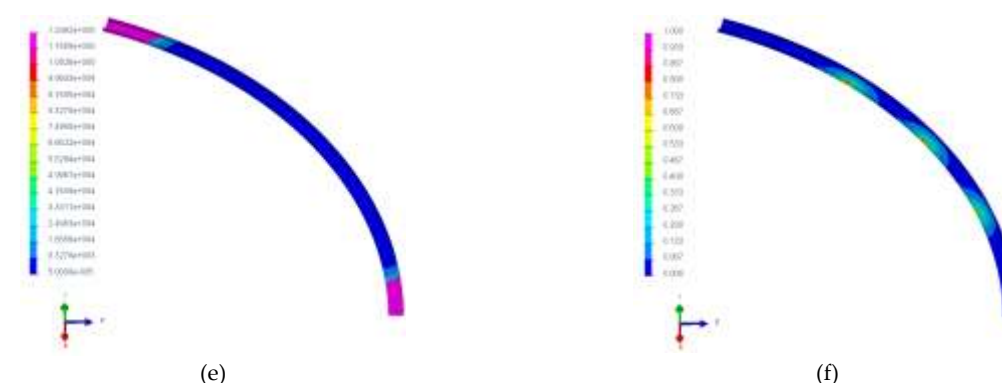
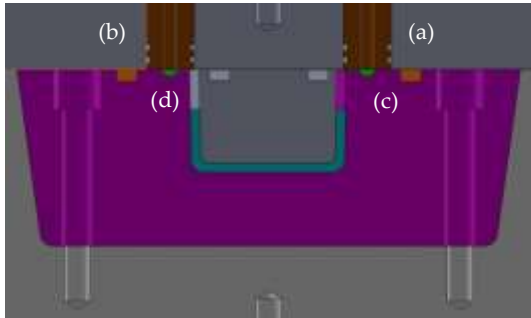


Fig. 6-25: Patrón de llenado del demostrador de 2000 mm según el sistema de inyección definido en el Caso de estudio 3 de la Tab. 6-8: (e) tiempo de llenado y (f) presión al final del llenado.

Dados los resultados de la simulación de las tres configuraciones, el sistema de inyección del caso de estudio 2 es el que proporciona una mejor impregnación de la preforma puesto que, consigue llenar completamente la cuaderna con el menor tiempo de llenado y no contiene vías rápidas, ni zonas secas ni atrapamientos de aire.

6.4.5 Boquilla de inyección/vacío y canal de distribución

Seguimos las recomendaciones de la simulación y diseñamos el sistema de inyección con un punto de entrada y uno de salida de resina ubicados en el centro de la pieza y con un canal de distribución de extremo a extremo de la longitud de la pieza (Fig. 6-26). Mecanizamos los canales en el postizo cóncavo, con un espacio de 0,5 mm que los comunica con la pieza (Fig. 6-27 (b)). Mecanizamos dos agujeros pasantes en la parte superior del portamoldes para el posicionamiento de las boquillas. Éstas son extraíbles para su fácil mantenimiento.



- (a) Boquilla de inyección
- (b) Boquilla de vacío
- (c) Canal de resina de inyección
- (d) Canal de resina de vacío

Fig. 6-26: Diseño del sistema de inyección en el molde; los canales de resina (c) y (d) están identificados de color verde.

En la Fig. 6-27 pueden observarse el diseño y dimensiones, así como la ubicación de los canales de distribución en el molde.

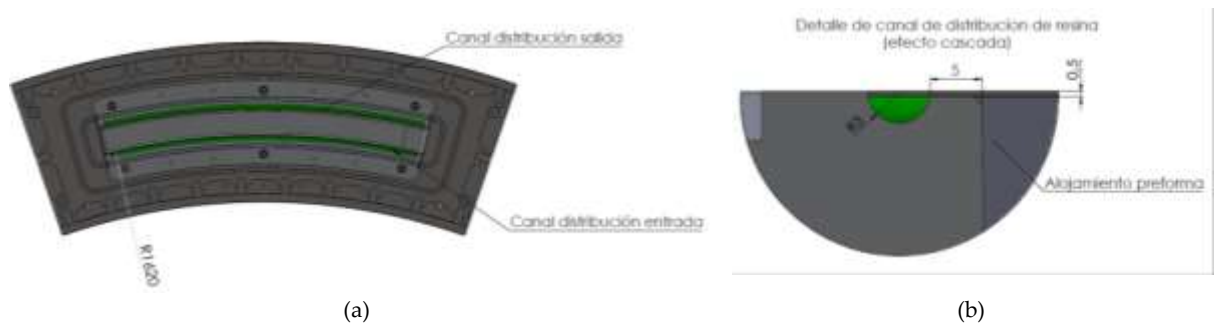


Fig. 6-27: Canal de distribución de la resina: (a) ubicación de los canales y (b) geometría y dimensiones.

Fabricamos las boquillas de inyección y vacío de aluminio 7075, con un canal interno cónico. Además, incluimos un sistema de juntas para evitar filtraciones de resina (Fig. 6-28).

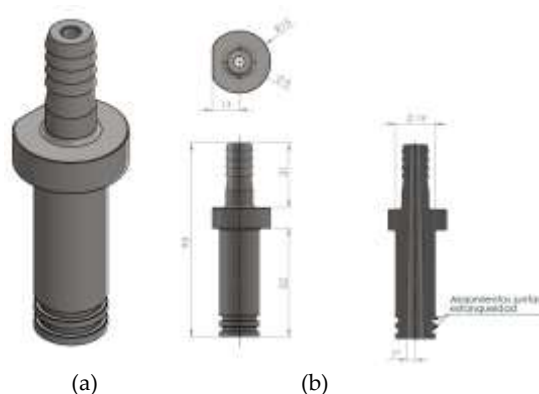
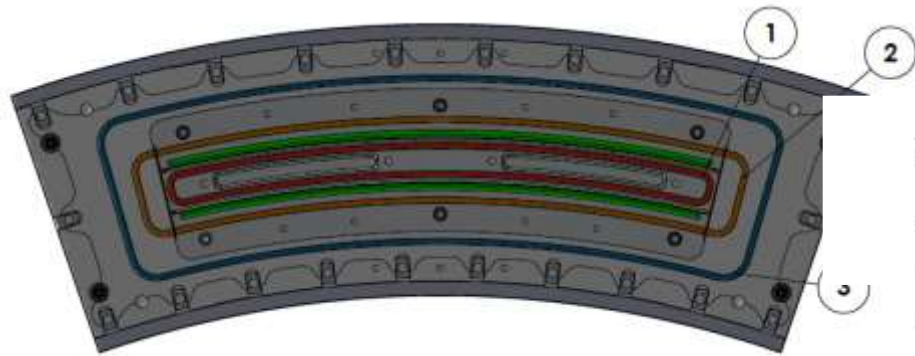


Fig. 6-28: Boquilla para el molde de RTM: (a) vista en 3D y (b) vista en 2D con dimensiones.

6.4.6 Juntas y métodos de estanqueidad

Definimos la estrategia de estanqueidad con el uso de tres juntas tóricas. La primera de ellas (1) la colocamos en el postizo convexo con el fin de evitar filtraciones de resina en la tornillería del mismo. La junta intermedia (2) es de seguridad, por doble protección. La más externa (3) y situada próxima del sistema de cierre es para impedir pérdidas de vacío (Fig. 6-29).



No.	Frente de estanqueidad
1	Interno, sellado de postizo macho
2	Intermedio, sellado de pieza
3	Exterior, sellado de postizo hembra

Fig. 6-29: Sistema de juntas tóricas en el molde de RTM.

Como material, seleccionamos el polímero flúor vinil metil silicona (FVMQ) por su alta resistencia química y térmica, siendo necesario cambiar el cordón en cada inyección por su baja resistencia al desgaste.

Para el diseño de la cajera de la junta, tuvimos en cuenta la aplicación de estanqueidad estática y que las juntas deben trabajar en compresión para una buena calidad de sellado. Tal y como muestra la Fig. 6-30, seleccionamos una cajera con geometría rectangular que permite una deformación axial y radial de la sección de la junta, además de un mecanizado simple y económico. El ancho de la cajera es superior al de la junta para permitir deformaciones. La Fig. 6-30 muestra la distancia entre juntas y dimensiones de la cajera.

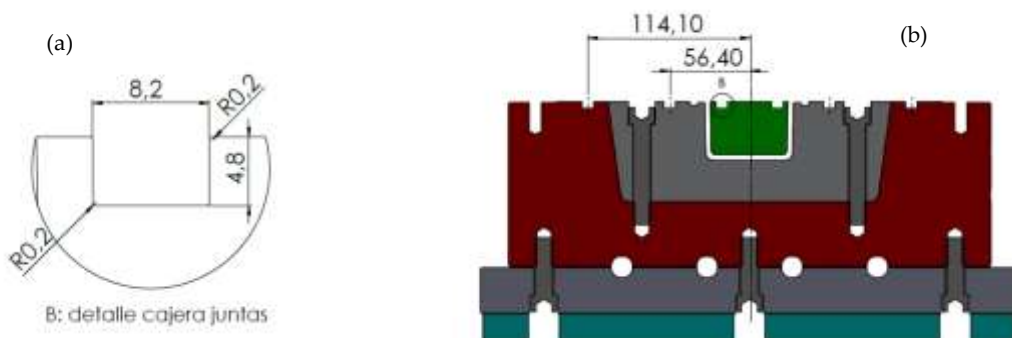


Fig. 6-30: (a) Dimensiones de la cajera rectangular para una junta tipo cordón de diámetro externo de 6 mm. (b) Distancia entre las 3 juntas del sistema de estanqueidad.

Las dimensiones de la caja dependen del diámetro nominal de la junta (d_2) y se pueden ajustar según la compactación de la misma. La compactación óptima está comprendida entre el 10% y el 20% del diámetro de la junta hasta un máximo de 25% [311].



Seleccionamos una junta tórica tipo cordón con un diámetro externo de 6 mm. Entonces, según las recomendaciones de dimensionado de la caja de la Tab. 6-13, las dimensiones finales son B 8.2 mm y T 4.8 mm, con una presión de compactación de 20% sobre el diámetro nominal de la junta.

Tab. 6-13: Dimensionado de las cajas para la deformación axial [311].

d_2 / mm	T / mm	$B^{+0.2}$ / mm
1,50	1,13 ± 0,05	2,18
1,60	1,20 ± 0,05	2,31
1,78	1,34 ± 0,05	2,54
2,00	1,50 ± 0,05	2,86
2,40	1,80 ± 0,05	3,38
2,50	1,88 ± 0,05	3,51
2,62	2,02 ± 0,05	3,57
3,00	2,31 ± 0,05	4,08
3,50	2,70 ± 0,05	4,72
3,53	2,82 ± 0,05	4,58
4,00	3,20 ± 0,05	5,23
4,50	3,60 ± 0,05	5,85
5,00	4,00 ± 0,05	6,46
5,33	4,26 ± 0,05	7,14
5,50	4,40 ± 0,05	7,41
5,70	4,56 ± 0,05	7,66
6,00	4,80 ± 0,05	8,05
6,50	5,40 ± 0,05	8,37
6,99	5,80 ± 0,05	8,97

Por otro lado, el molde también incluye juntas planas especiales que están ubicadas en los laterales, entre el conjunto de postizos y el portamoldes. Son de polímero FVMQ y con espesor 2 mm (Fig. 6-32). La ubicación de las mismas podemos verla en la Fig. 6-15.



Fig. 6-32: Juntas tóricas empleadas en el molde RTM: (a) junta plana diseñada a medida, (b) junta tipo cordón y (c) ubicación del sistema de juntas, señalando la junta plana.

6.4.7 Sistema de calentamiento

El sistema de calentamiento funciona con aceite térmico. Éste se bombea a través de un sistema cerrado que recorre internamente el molde y transmite el calor al proceso, sin entrar en contacto con la materia prima. La Fig. 6-33 muestra el sistema cerrado, el cual diseñamos con canales de diámetro de 14 mm. El sistema cerrado se mecanizó entre dos placas debido a la curvatura del molde. Las conexiones de entrada y salida son estandarizados de la marca *Stäubli* [312].

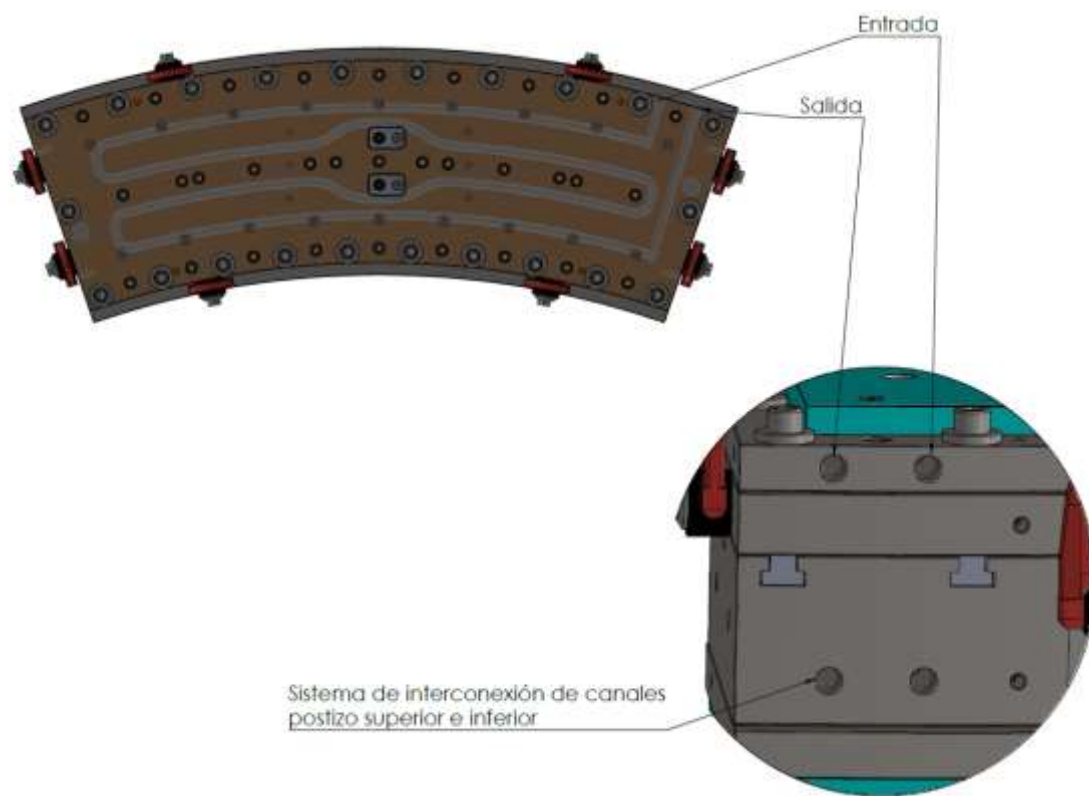


Fig. 6-33: Diseño del circuito de calentamiento del molde de RTM.

El equipo de simulación de *Eurecat* [42] desarrolló una simulación de análisis térmico para garantizar el aporte de calor requerido durante el ciclo de curado de la resina *RTM6* y para asegurar la distribución uniforme de la temperatura del molde.

Metodología y resultados de análisis térmico del calentamiento del molde de RTM por elementos finitos

Este estudio se basó en dos análisis de transferencia de calor utilizando el software comercial *ANSYS Workbench* [313]. El primer análisis fue mediante un modelo de correlación para determinar el coeficiente de transferencia de calor por convección (h_{oil}) entre el molde y el aceite térmico. Para ello, utilizamos un caso experimental de fabricación de placa plana del cual, conocíamos la geometría del molde, las condiciones del sistema de calentamiento de molde y la temperatura del molde en tiempo real, debido al uso de cuatro sensores pt100 (marca *Optimold* de *Synthesites* [314]) ubicados en la cavidad del molde. Como *input*, fue necesario conocer el coeficiente de convección del aire (h_{air}) y el coeficiente de conductividad térmica del aluminio ($K_{aluminum}^{(conduction)}$), material del molde. El segundo análisis se realizó con el objetivo de optimizar las condiciones de calentamiento del molde y, validar los modelos de elementos finitos empleados. Para ello, utilizaron los *inputs* de la fabricación del perfil en U: la geometría del molde y las condiciones del sistema de calentamiento. También el coeficiente h_{oil} (calculado en el primer análisis) y el h_{air} y el $K_{aluminum}^{(conduction)}$. Experimentaron

diferentes rampas y ciclos de calentamiento. Como resultado, obtuvimos la optimización del ciclo de calentamiento del molde y la distribución de la temperatura en la cavidad del molde (Fig. 6-34).

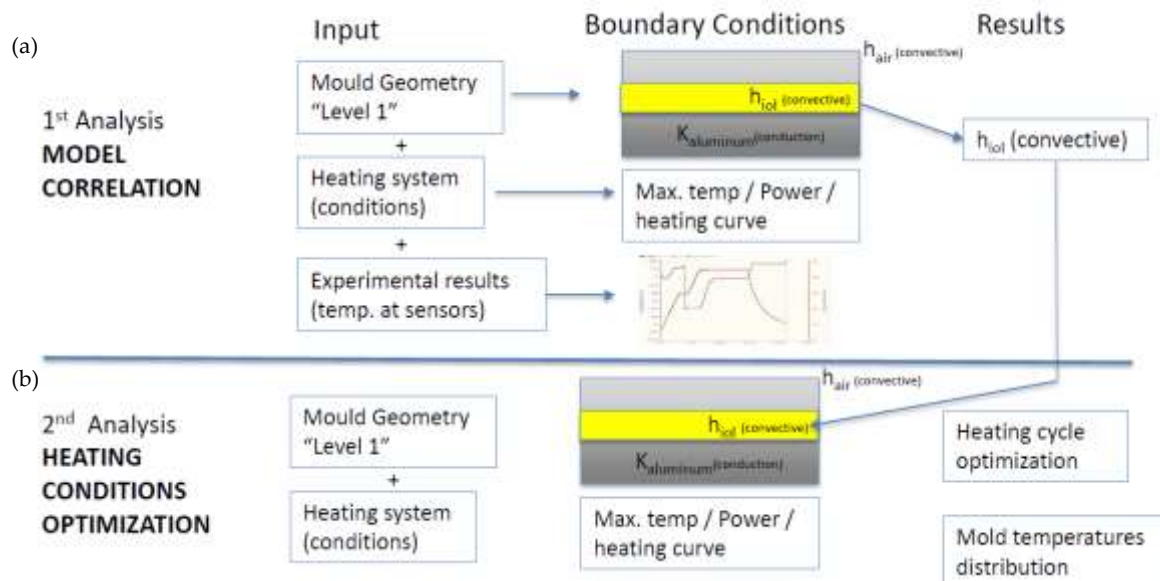


Fig. 6-34: Metodología del análisis térmico por elementos finitos: (a) determinación del coeficiente de transferencia de calor por convección (h_{oil}) y (b) optimización del ciclo de calentamiento de molde y distribución de la temperatura de curado en el molde.

Para el análisis de correlación, comenzaron por asignar las propiedades mecánicas y térmica del material del molde: aluminio 7075 T6 (Tab. 6-14).

Tab. 6-14: Propiedades mecánicas y térmicas del aluminio 7075 T6 del molde. E, módulo elástico; ν , coeficiente de Poisson; ρ , densidad; K, conductividad térmica; C_p , calor específico.

Aluminio 7075 T6	
E [MPa]	72.000
ν [mm]	0,33
ρ [kg/m ³]	2,81
K [W/m·K]	175
C_p [J/kg·°C]	915

A continuación, definieron las propiedades térmicas del fluido térmico *Sil Baker AT*.

Tab. 6-15: Propiedades físicas y térmicas del aceite térmico *Sil Baker AT*. η , viscosidad; ρ , densidad; K, conductividad térmica; C_p , calor específico.

Características	Valores aceite térmico
η [mPa·s]	32
ρ [kg/m ³]	0,85
K [W/m·K]	0,000032
C_p [J/kg·°C]	0,44

En cuanto a las condiciones del sistema de calentamiento, usaron un caudal de entrada y salida de aceite de 60 l/min y una temperatura máxima de 250 °C, correspondiente al controlador de temperatura *Tool-Temp Modelo TT-380*, descrito en el Capítulo 3, Apartado 3.3.1.

Siguieron con el mallado del molde por elementos tipo tetraédricos de tamaño 4 mm. También definieron el circuito de calentamiento (Fig. 6-35).

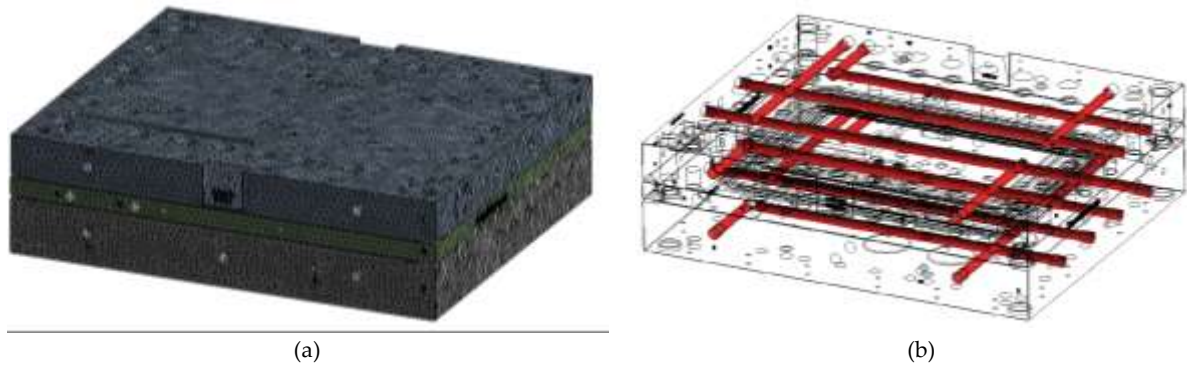


Fig. 6-35: (a) Mallado del molde de placa plana por elementos tetraédricos y (b) definición del circuito de calentamiento.

Para el cálculo del modelo de correlación y la determinación del coeficiente de transferencia de calor por convección molde - aceite térmico, seleccionaron un intervalo de valores del coeficiente de convección y lanzaron el cálculo con la temperatura del molde como *input*. Eligieron temperaturas de molde comprendidas entre 23 °C y 180 °C (temperatura ambiente a temperatura de curado). Como *output*, obtuvieron el tiempo de calentamiento de molde, el cual fue comparado con los resultados experimentales registrados con las sondas pt100 (Fig. 6-36).

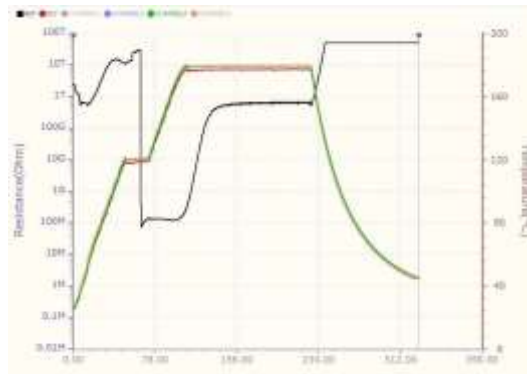


Fig. 6-36: Resultados experimentales del calentamiento del molde en la fabricación de placa plana de material compuesto reforzado con fibra de carbono NCF y resina RTM6. Línea negra corresponde a la viscosidad de la resina y las líneas de colores son los cuatro sensores de temperatura, que registran temperatura de molde y tiempo de calentamiento.

El resultado obtenido del modelo de correlación puede verse en la Fig. 6-37. Concluyeron que el valor del coeficiente de transferencia de calor por convección que proporcionó una buena correlación con los resultados experimentales es 660 W/m². K.

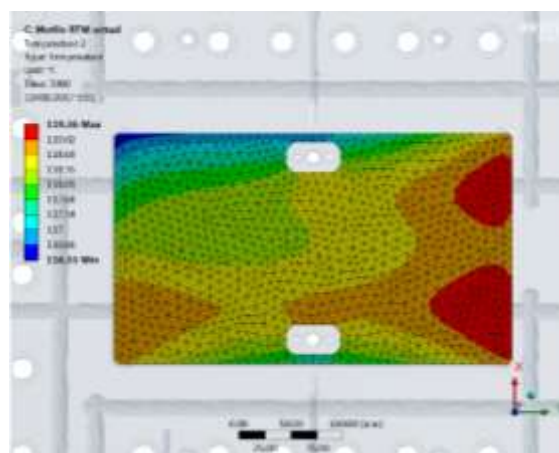


Fig. 6-37: Resultados del modelo de correlación que más se aproximaron a los valores experimentales de temperatura del molde.

Una vez determinado el coeficiente de transferencia de calor de convección, continuamos con el molde del perfil en U y la optimización del ciclo de calentamiento y la validación de los modelos de elementos finitos. Para ello, definimos, como *input*, el ciclo de calentamiento del aceite térmico (Fig. 6-38), acorde a las especificaciones técnicas de calentamiento de la resina y del atemperador.

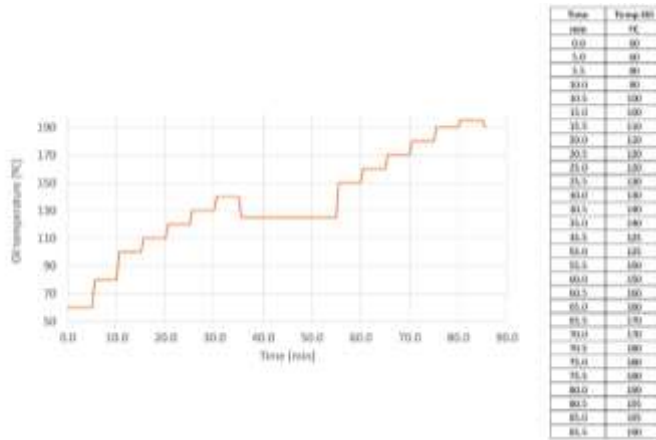


Fig. 6-38: Ciclo de calentamiento del molde del perfil en U, a lo largo del ciclo de curado de la resina RTM6.

A continuación, siguieron con el mallado del molde del perfil en U con elementos tetraédricos de tamaño de 4 mm (Fig. 6-39 (a)). El coeficiente de transferencia de calor por convección calibrado se aplicó sobre la superficie interna de los canales de calentamiento, los cuales los definieron tal y como muestra la Fig. 6-39 (b).

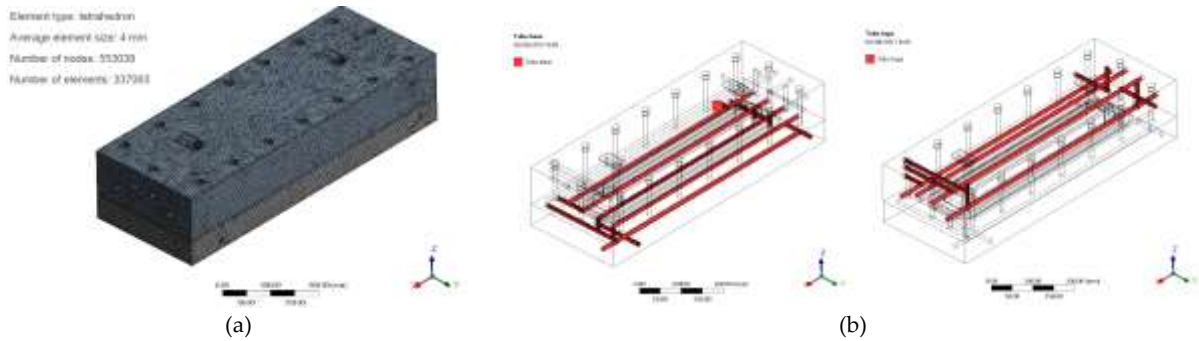


Fig. 6-39: Molde para la fabricación del perfil en U: (a) mallado del molde con elementos tetraédricos de tamaño 4 mm y (b) definición de los canales del sistema de calentamiento de molde, en la parte superior e inferior del portamoldes.

El coeficiente de transferencia de calor por convección del aire ($15 \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$) se aplicó en todas las superficies externas del molde para representar los efectos de convección con el aire del exterior.

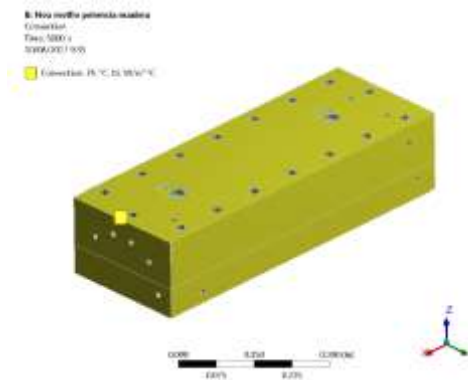


Fig. 6-40: Condiciones de contorno: coeficiente de transferencia de convección del aire aplicado a las superficies externas del molde del perfil en U.

Los resultados de la simulación pueden observarse en Fig. 6-41. La temperatura de llenado se alcanza en 33 minutos y la temperatura de curado en 90 min, aproximadamente. La diferencia de temperatura en la superficie de curado es menor a 1 °C y, de 1,6 °C durante la etapa de llenado.

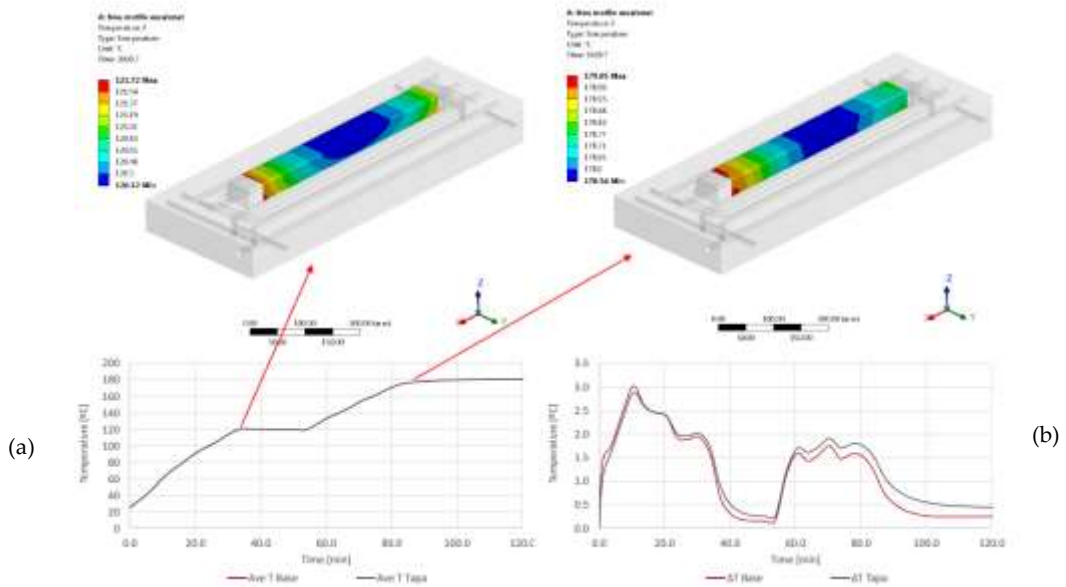


Fig. 6-41: (a) Distribución de la temperatura de proceso sobre la superficie del perfil en U y (b) comparación de la temperatura de proceso en la parte superior e inferior del molde.

También observamos que la potencia de calentamiento requerida en el inicio del ciclo de calentamiento prácticamente alcanza la potencia máxima de la máquina (37,8 kW). No obstante, el equipo integra un tanque de 35 litros que proporcionará la inercia térmica suficiente para contribuir a la reducción de esta potencia consumida en el inicio del ciclo.

Finalmente, conociendo ya el coeficiente de transferencia de calor por convección calibrado y validado el ciclo de calentamiento del aceite, prosiguieron con el análisis térmico del molde objetivo de la cuaderna en U. Para ello, siguieron con el mallado del molde con elementos tetraédricos de tamaño medio de 4 mm y con la aplicación del coeficiente de transferencia de calor por convección del aire ($15 \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$) en todas las superficies externas del molde (Fig. 6-53 (a)) y del coeficiente de transferencia de calor por convección calibrado ($660 \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$) en los canales del sistema de calentamiento del molde (Fig. 6-53 (b)).

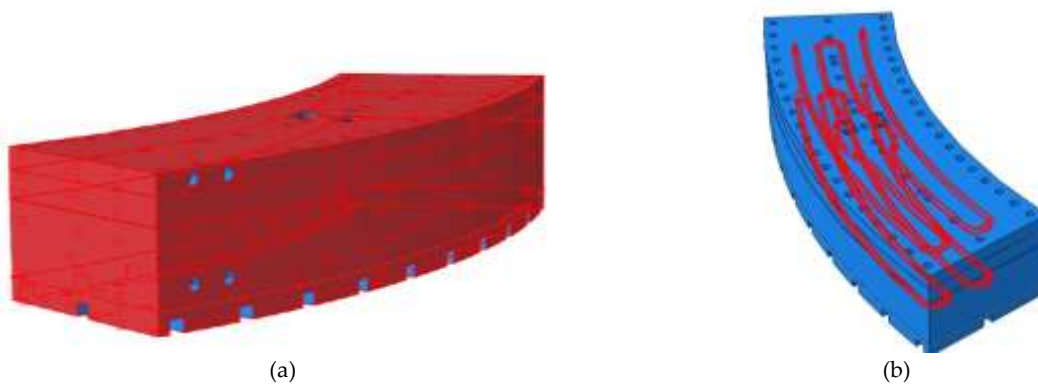


Fig. 6-42: Molde para la fabricación de la cuaderna en U: (a) aplicación del coeficiente de transferencia de calor por convección del aire ($15 \text{ W/m}^2 \cdot \text{K}$) en todas las superficies externas del molde, (b) definición de los canales del sistema de calentamiento de molde en el portamoldes.

Los resultados de la simulación por elementos finitos para el molde para la fabricación de la cuaderna en U (molde de estudio) pueden observarse en la Fig. 6-43. Durante el ciclo de curado, la temperatura alcanzada en la superficie del molde es de 181,87 °C en 300 minutos, con una diferencia de temperatura de 4,3 °C. La temperatura en superficie de la pieza es de 179,30 °C. Por tanto, la distribución de los canales de aceite del sistema de calentamiento queda totalmente validados.

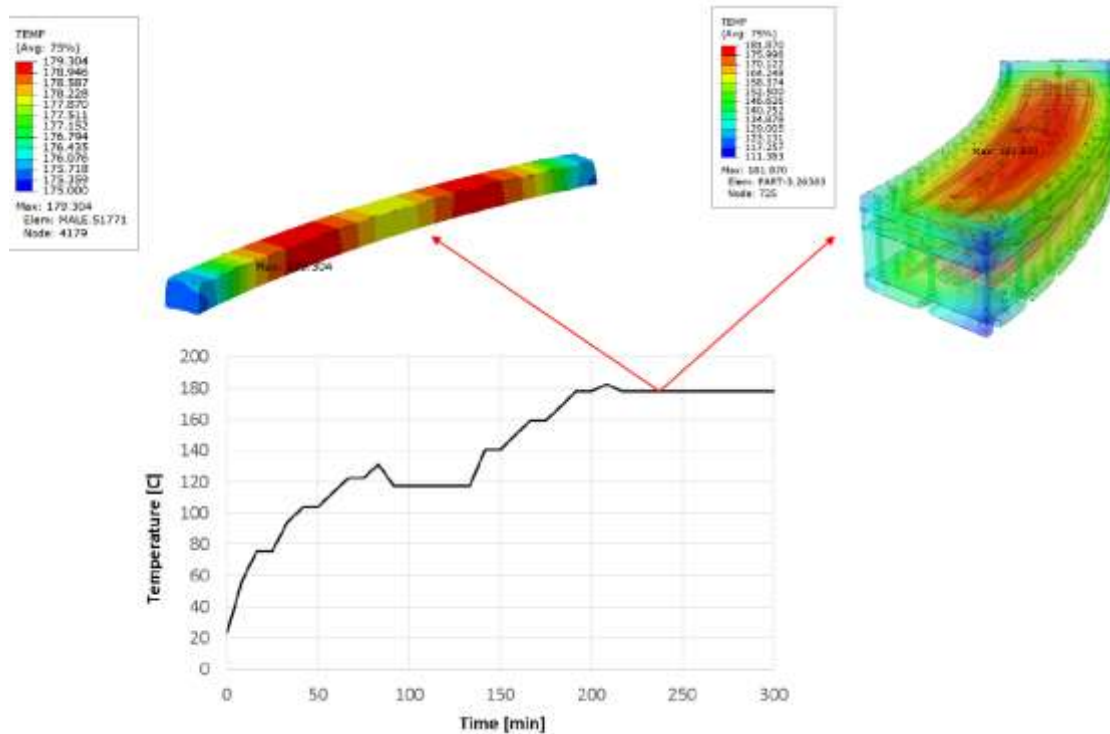


Fig. 6-43: Resultados del análisis térmico del molde RTM de la cuaderna en U por el método de elementos finitos.

6.4.8 Verificación dimensional del molde

Tras el mecanizado del molde, proseguimos con un análisis dimensional del mismo para validar que cumple con la tolerancia de $\pm 0,1$ mm (Tab. 6-7).

La Fig. 6-44 resume el análisis dimensional para la parte inferior y superior del molde. En total, tomamos 80 puntos de medida distribuidos equitativamente por ambas partes. Éstos pueden observarse en la Fig. 6-44. Los encuadrados en color verde cumplen con la tolerancia dimensional, mientras que los de color azul no. Observamos cuatro medidas que están fuera de tolerancia con valores comprendidos entre -0,02 mm y -0,04 mm, los cuales están ubicados en el espacio entre el portamoldes y el postizo cóncavo. No lo consideramos crítico, puesto que en ese espacio ubicamos la junta tórica plana (Fig. 6-32) para sellar el vacío en el molde.

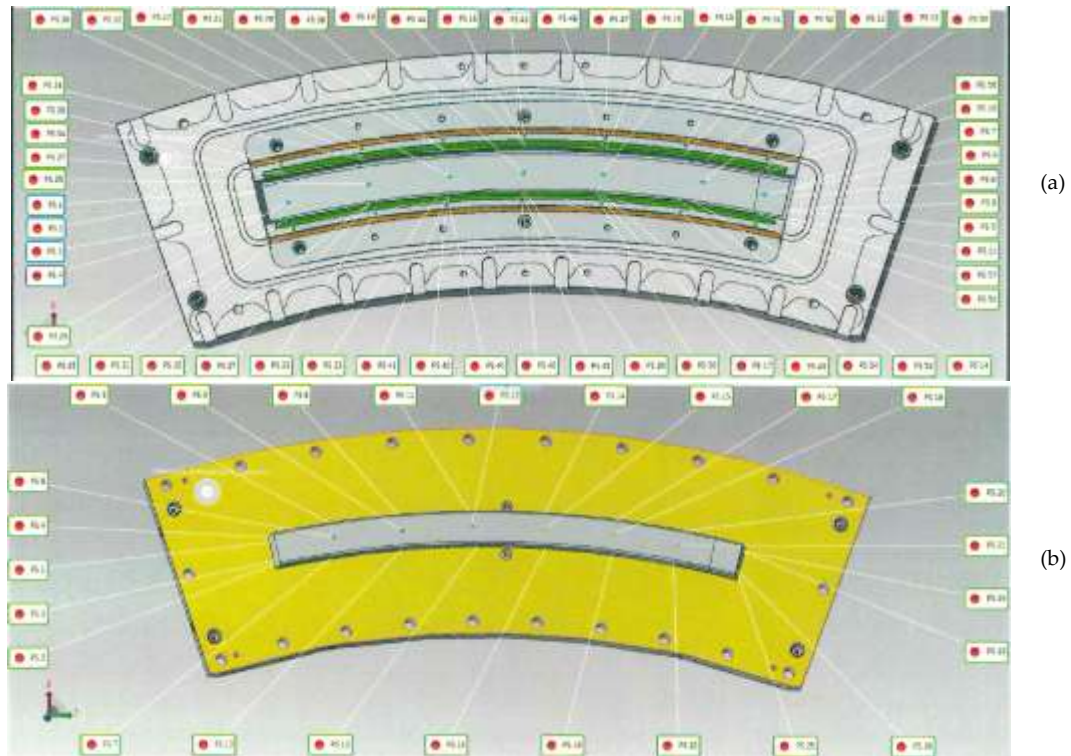


Fig. 6-44: Análisis dimensional del molde de RTM: (a) portamoldes inferior/postizo cóncavo y (b) portamoldes superior/postizo convexo.

6.5 Detalle de la fabricación de la cuaderna en U por la tecnología RTM

En esta sección, describimos breve y visualmente las diversas etapas de la fabricación por RTM de la pieza objetivo de esta investigación. La descripción detallada del método de producción y los parámetros de control utilizados están descritos en el Capítulo 3, Apartado 3.3.2.

La Fig. 6-45 presenta el molde de RTM para la fabricación de la cuaderna en U de 600 mm de longitud. El molde está desmontado para su limpieza y aplicación de desmoldeante.

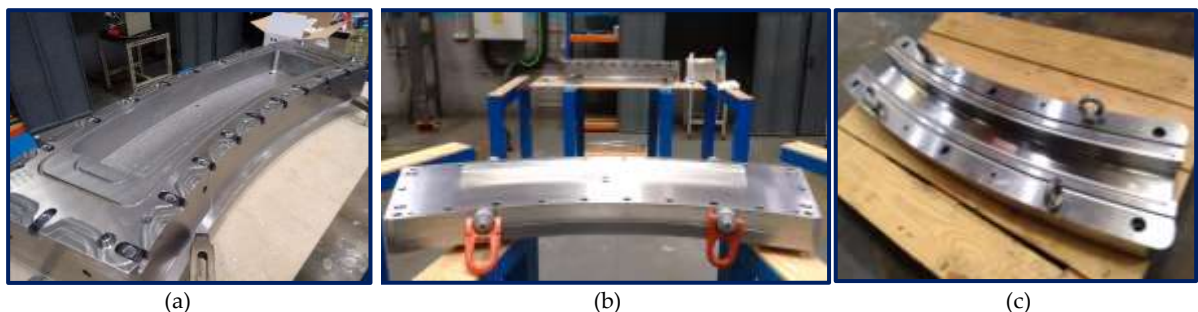


Fig. 6-45: Molde de RTM de la cuaderna en U: (a) parte inferior del portamoldes, (b) parte superior del portamoldes junto con el postizo convexo de aluminio y (c) convexo cóncavo de acero.

A continuación, cortamos las 10 capas de tejido no-ondulado y construimos el apilado según la orientación definida (Fig. 6-46). En el método de fabricación explicamos detalladamente el uso de la plantilla de corte y el conformado capa a capa en el postizo convexo.

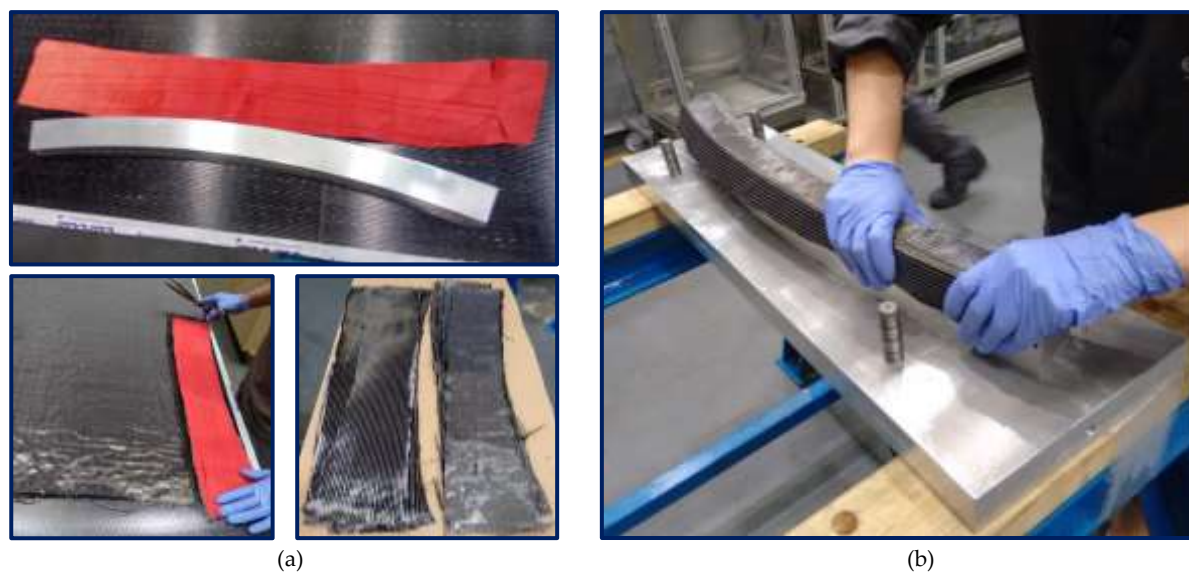


Fig. 6-46: Construcción de la preforma de la cuerda en U: (a) etapa de corte del refuerzo NCF y (b) conformado de las capas en el postizo convexo.

Una vez conformadas las capas en el postizo convexo, colocamos manualmente la preforma en el molde cóncavo y procedemos al cierre de molde. La Fig. 6-47 exhibe el cierre de postizos y el ajuste del sobrante de la preforma.

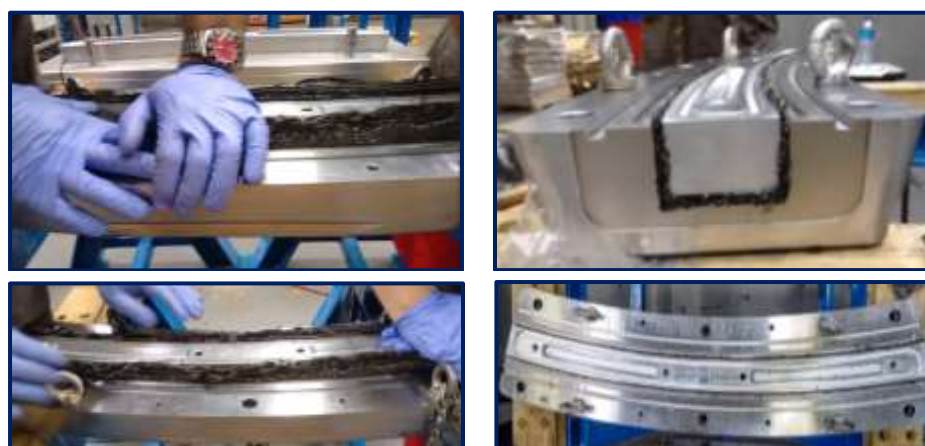


Fig. 6-47: Montaje de los postizos y ajuste de la preforma.

Ubicamos los postizos en el portamoldes, cerramos y calentamos hasta la temperatura de llenado (120 ± 10 °C). Después de esto, inyectamos la resina a una presión de $1 \pm 0,5$ bar ($0,1 \pm 0,05$ MPa), seguida de una presión de empaquetado de $8 \pm 0,5$ bar ($0,8 \pm 0,05$ MPa) por un periodo de 2 horas (tiempo de curado). Por último, incrementamos la temperatura de molde hasta 180 ± 5 °C para iniciar el ciclo de curado durante esas dos horas. Completado el ciclo de curado, abrimos el molde en caliente, es decir, a la temperatura de curado: 180 ± 5 °C (Fig. 6-48).





Fig. 6-48: Etapa de desmoldeo en caliente a $180 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$.

La Tab. 6-16 muestra los parámetros de proceso empleados para la fabricación de las dos piezas de muestra: RTM01 y RTM02. Incluye el valor de la prueba de pérdida de vacío admisible (P_o) durante 1 minuto y la presión de vacío en el molde en el momento de la inyección (P_{residual}).

Tab. 6-16: Sumario de los parámetros de control empleados para la fabricación de piezas con el molde PT-RTM.

		RTM 01	RTM 02
Construcción preforma	Laminado	En convexo con espray adhesivo	
	Debulking	N/A	
Inyección y curado	$T_{\text{resina}} [^\circ\text{C}]$	80,2	79,8
	$t_{\text{desgas}} [\text{s}]$	1800	1800
	$P_{\text{inyección}} [\text{bar}/\text{MPa}]$	1/ 0,1	1/ 0,1
	$P_{\text{empaquetado}} [\text{bar}/\text{MPa}]$	7,5/ 0,75	7,8/ 0,78
	$P_{\text{residual}} [\text{mbar}/\text{MPa}]$	0,25/ 0,000025	0,32/ 0,000032
	Flujo $[\text{g}/\text{m}^2]$	25	25
	$T_{\text{molde}} [^\circ\text{C}]$	121,8	122,1
	$P_o [\text{mbar}/\text{MPa}]$	0,8/ 0,00008	0,7/ 0,00007
	$T_{\text{curado}} [^\circ\text{C}]$	180,5	180,2
Desmoldeo	$t_{\text{curado}} [\text{s}]$	120	120
	$T_{\text{molde}} [^\circ\text{C}]$	180,4	180,2

La Fig. 6-49 muestra el resultado obtenido de la fabricación en RTM.



Fig. 6-49: Cuadernas fabricadas por la tecnología RTM.

6.6 Validación operacional y funcional del molde

La validación operacional y funcional del molde incluye la puesta a punto de la tecnología RTM para la fabricación de la cuaderna, teniendo en consideración:

- el montaje de los conectores rápidos y calentamiento del molde uniforme hasta la temperatura de curado,
- el funcionamiento del sistema de juntas y valor de las pérdidas de vacío igual o inferiores a 5 mbar (0,0005 MPa),
- la colocación de las boquillas de inyección y vacío y llenado balanceado y completo,
- el buen ensamblaje de los diversos componentes del molde; determinación de posibles interferencias entre postizos, tolerancias inadecuadas o inclusive dimensionamientos erróneos, y
- la buena calidad superficial de los postizos para asegurar el desmoldeo de pieza.

Asimismo, para validar el correcto funcionamiento del conjunto, fabricamos dos cuadernas (RTM-01 y RTM-02) y las caracterizamos dimensionalmente. Fue la empresa *Hexagon AB* quien llevó a cabo esta caracterización, con la máquina de medición *3D001 Global 12.22.10* (precisión de $\pm 0,0027 +L/333$). El análisis dimensional incluye el espesor de pieza en varios puntos (ala y alma), el ángulo de las alas laterales, el espesor en radio, la planitud y el paralelismo y el ancho y radio de pieza. La Fig. 6-50 muestra el valor de espesor en los diversos puntos de medida del ala y del alma para ambas piezas. Las líneas rojas discontinuas indican el valor nominal con la tolerancia de $\pm 0,5$ mm.

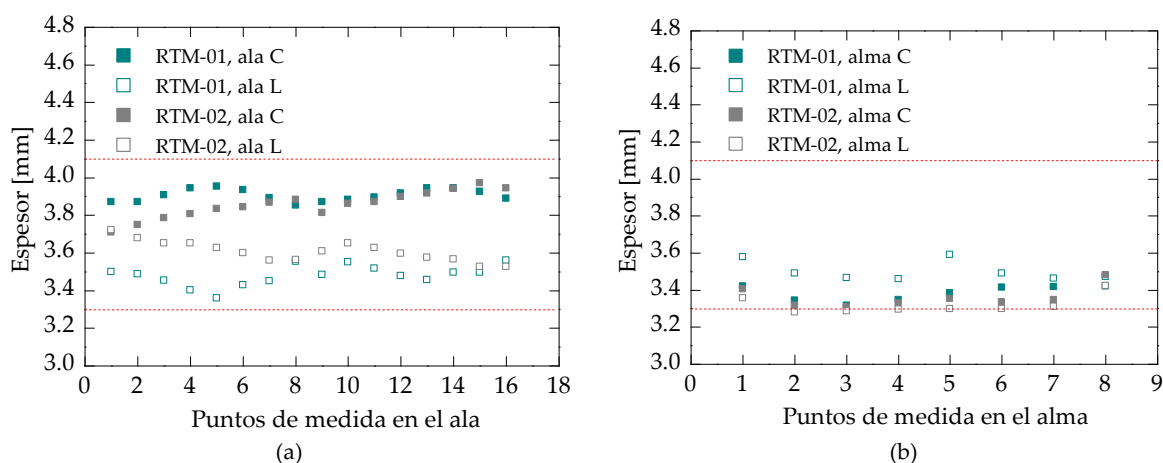


Fig. 6-50: Valores de espesor en los puntos de medida del (a) ala y (b) alma para las piezas RTM-01 y RTM-02.

Ambas piezas muestran una tendencia muy similar y cumplen con la tolerancia dimensional definida. La zona del alma es la que presenta una mayor dispersión respecto al valor nominal, puesto que gran parte de los valores están muy cerca del límite inferior de tolerancia. La transmisión de la fuerza de cierre es mayor en la superficie paralela a la fuerza aplicada que en la perpendicular. Por este motivo, los valores del alma son más pequeños, por una mayor presión de compactación sobre esa área del laminado. También observamos que puntos de medida que tienen un valor de espesor notablemente mayor, entre 3,7 mm y 3,9 mm. Éstos corresponden a las proximidades de la zona curva, donde el espesor nominal cambia de 4,5 mm a 3,8 mm (Fig. 6-50 (a)). Los valores que presenta una mayor dispersión son los del espesor en radio. En el proceso RTM, la zona curva sigue siendo la zona crítica en la etapa de construcción de la preforma y en el llenado, por el efecto “puenteo de láminas” (*ply bridging*) y el fenómeno “vía rápida” (*race-tracking*), por lo que podemos esperar variabilidad en las mediciones (Fig. 6-51). No obstante, ambas piezas presentan una tendencia muy similar, por lo que el molde RTM aporta repetibilidad de proceso de pieza a pieza.

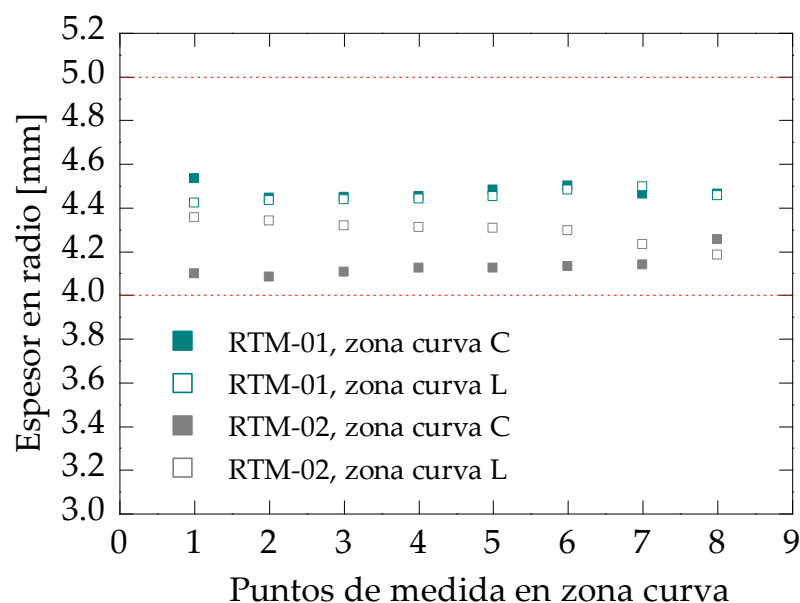


Fig. 6-51: Valores de espesor en radio en los puntos de medida de la zona curva para las piezas RTM-01 y RTM-02.

Cabe recordar que la zona curva o ángulo C corresponde a la longitud corta de la curvatura de la cuaderna y la zona curva o ángulo L a la longitud larga, tal y como mostramos en el Capítulo 5, Fig. 5-8.

6.7 Análisis dimensional y microestructural de la cuaderna en U

Este apartado incluye la caracterización dimensional y microestructural de una de las cuadernas en U fabricada por la tecnología RTM, siguiendo la misma metodología de estudio aplicada en las piezas fabricadas por infusión por vacío y ISCI y sus variantes.

6.7.1 Análisis por ultrasonidos

Aplicamos el criterio de los 18 dB en el análisis del C-scan. Es decir, cuando la atenuación del eco de fondo es igual o inferior a 18 dB, consideramos la zona con discontinuidades. Más información en el Capítulo 3.

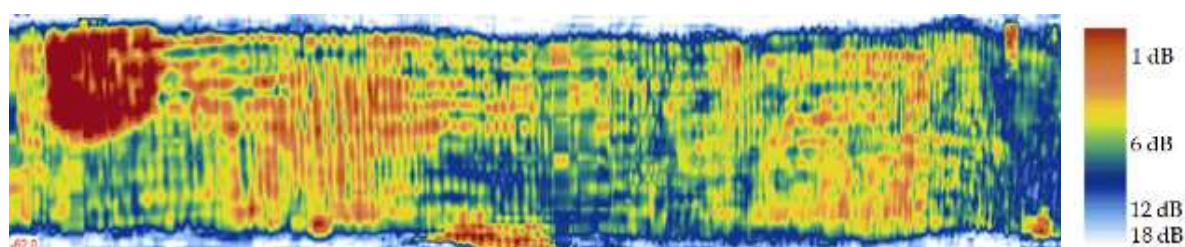


Fig. 6-52: Atenuación del C-scan del alma de la cuaderna donde se distingue un área de elevada compactación (mínima atenuación) y áreas de color azul (máxima atenuación) que corresponden a porosidad.

En general, el C-scan indica que la mayoría de las áreas están bien consolidadas puesto que el eco de fondo presenta una baja atenuación, por debajo de 6 dB (Fig. 6-52). No obstante, observamos varias áreas de color rojo en el extremo derecho y centro de la cuaderna, que indican una atenuación prácticamente nula (igual o menor a 1 dB). Atribuimos esta escasa atenuación a una elevada compactación del laminado. En el resto de la pieza, el eco de fondo está atenuado ya que la amplitud es inferior al 80%. En especial, en el centro donde podemos observar una tonalidad azul entre 7 dB y 10dB. Esto indica discontinuidades en dicha zona. Observamos la presencia de picos intermedios

en el S-scan, lo que evidenció la existencia de una distribución de poros. Este comportamiento también se repite en las cercanías del punto de vacío. Esta zona centro es donde están ubicadas la boquilla de inyección y la de vacío.

6.7.2 Estudio de la zona curva

Llevamos a cabo el análisis micrográfico de la pieza fabricada por RTM en diez secciones transversales en U ubicadas paralelas al frente de flujo y a una distancia equidistante desde el extremo izquierdo de la cuaderna. La Fig. 6-53 muestra varias micrografías para indicar los defectos más significativos localizados en la zona curva. Asimismo, están clasificados en 3 categorías siguiendo la nomenclatura asignada para las piezas fabricadas por infusión por vacío y ISCI. Más información en el Capítulo 5, Apartado 5.7.2.

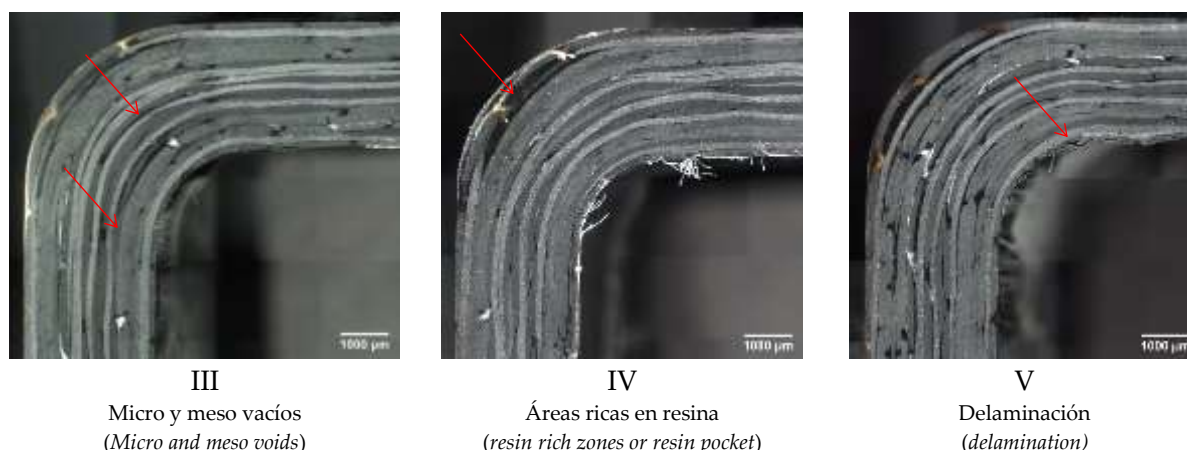


Fig. 6-53: Sección transversal de la zona curva de la cuaderna para mostrar el aspecto de los defectos identificados y categorizados.

El defecto de mayor impacto es el de categoría IV, el cual se concentra principalmente en la zona curva (Fig. 6-53). Puede provocar tensiones residuales y deformaciones en pieza, así como carencia de repetibilidad de proceso [184]. El 65% de las secciones analizadas del ángulo C presentan áreas ricas en resina en el canto y en el ángulo L un 75%. Este defecto se forma porque la tensión aplicada por el cierre del molde sobre la preforma no es lo suficientemente elevada para empujar las capas contra las paredes del molde cóncavo, puesto que la rigidez de las fibras ejerce resistencia a la deformación del tejido para adaptarse a la curvatura [25], [292]. Diseñamos la preforma con un espesor constante de 4 mm, mientras que el espesor de pieza varía de la zona plana a la curva, siendo 3,8 mm y 4,5 mm, respectivamente. Esto dio como resultado una variación en la fracción volumétrica de fibra de 63,92% en la zona plana y 56,70% en la zona curva (Apartado 6.7.5). Una menor fracción volumétrica de fibra implica un mayor espacio entre la preforma y el molde cóncavo y, por tanto, una mayor probabilidad de formar áreas ricas en resina [184].

También observamos porosidad (categoría III), la cual se formó probablemente durante la etapa de llenado por el mecanismo de atrapamiento mecánico (Fig. 6-54 y Fig. 6-55). El Apartado 6.7.7 muestra la cuantificación y la distribución de los poros.

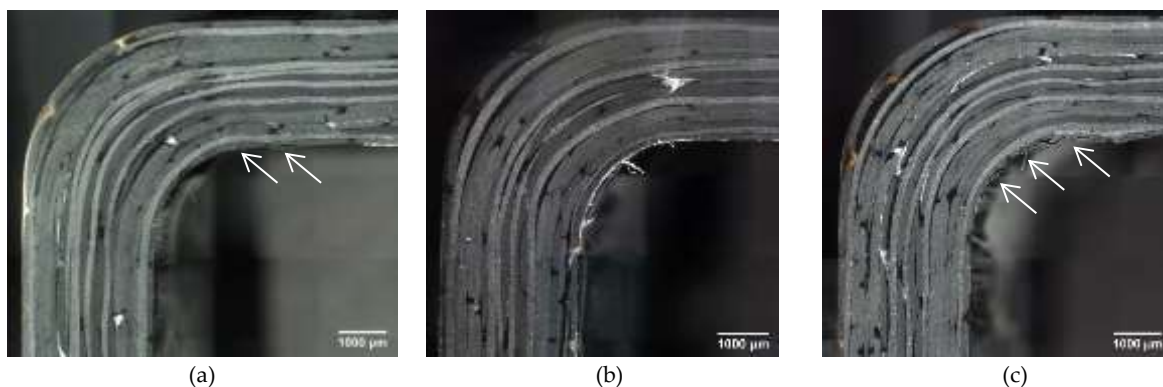


Fig. 6-54: Micrografía óptica de la zona curva C de la cuaderna en U fabricada por RTM. Distancia desde el punto de inyección (a) 150 mm (b) 350 mm (c) 450 mm.

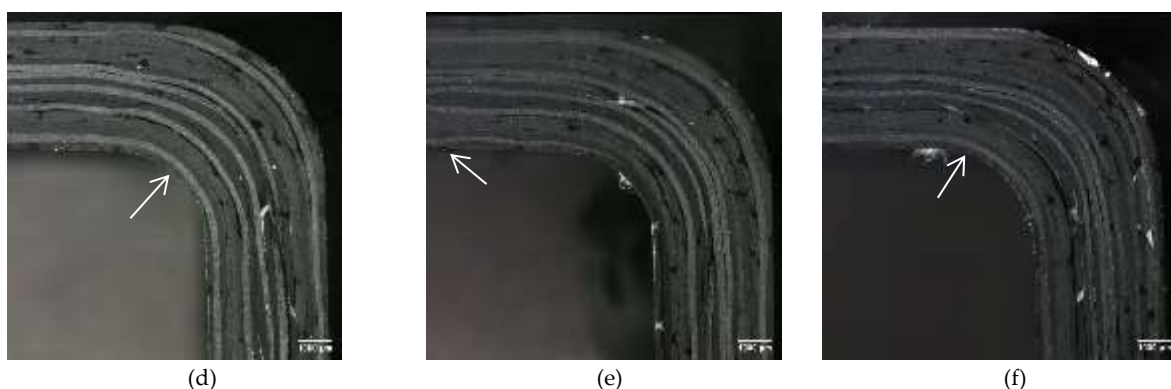


Fig. 6-55: Micrografía óptica de la zona curva L de la cuaderna en U fabricada por RTM. Distancia desde el punto de inyección (d) 150 mm (e) 350 mm (f) 450 mm.

Finalmente, las micrografías de la Fig. 6-54 y Fig. 6-55 indican una delaminación en el radio interno, tanto en la zona curva C como en la L. Señalamos la ubicación de dicho defecto con flechas blancas. La Fig. 6-56 muestra que también aparece en la zona plana.



Fig. 6-56: Micrografía óptica de la zona plana de la cuaderna en U fabricada por RTM. Distancia del punto de inyección de 150 mm.

El espesor no constante en la pieza pudo provocar la delaminación. La zona curva, con un espesor en radio mayor que la plana, es proclive al efecto puenteo de láminas y a la falta de presión de compactación en dicha zona, por la baja fracción volumétrica de fibra. La elevada presión de inyección y de empaquetado promueven la aparición de vías rápidas, es decir, favorecen el flujo de canales íntegros de resina. Éstos provocan un exceso de resina en la transición entre la zona curva y plana. Las zonas de transición son sumamente susceptibles al defecto delaminación [315]. Además, las vías rápidas no son más que canales de aire. Este volumen de aire puede dificultar el curado de la resina y dar lugar a tensiones internas, las cuales incrementan la probabilidad de delaminaciones. Wang *et al.* [315] observan resultados similares en la fabricación en *pre-preg* y autoclave.

6.7.3 Evolución del espesor del laminado

A partir de las micrográficas, realizamos un estudio dimensional del espesor de la pieza fabricada por RTM, con el fin de poder ser comparado con las piezas fabricadas por infusión por vacío y el proceso ISCI y sus variantes. Medimos las diez secciones transversales en U ubicadas paralelas al frente de flujo y a una distancia equidistante desde el extremo izquierdo de la cuaderna. En total, fueron once puntos de medida siguiendo el método descrito en el Capítulo 3, Apartado 3.4.5.

La Fig. 6-57 muestra el perfil típico de espesor de cuatro de las diez secciones, las cuales están situadas a 100 mm, 300 mm, 400 mm y 550 mm del extremo izquierdo de la cuaderna. La línea roja discontinua indica el espesor nominal de la zona plana y curva.

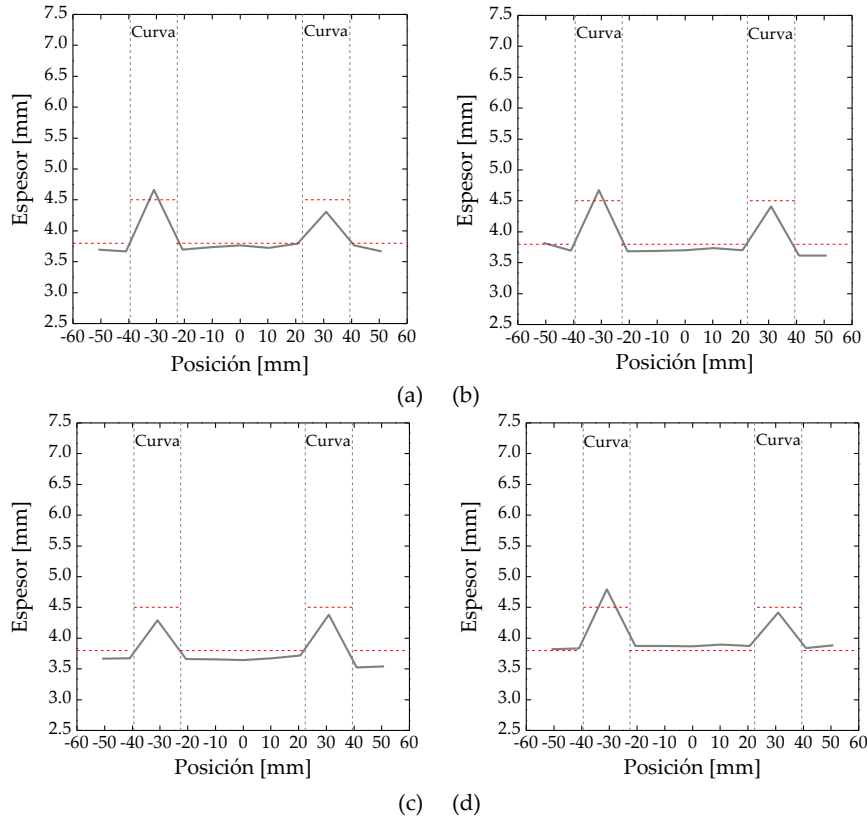


Fig. 6-57: Perfil de espesor de la pieza RTM a una distancia del extremo izquierdo de la cuaderna: (a) 100 mm, (b) 300 mm, (c) 400 mm y (d) 550 mm.

En primer lugar, observamos que las curvas exhiben el comportamiento esperado en función de la zona curva y plana. Es decir, existe una buena correlación entre los valores experimentales y el valor nominal en ambas zonas. Los gráficos muestran claramente que el espesor de la zona curva presenta mayor dispersión que el de la zona plana.

La Fig. 6-58 muestra los valores de espesor medidos a lo largo de la longitud de la cuaderna, donde comprobamos que el espesor del ala, del alma y del canto es relativamente uniforme. Las medidas de espesor de las alas y alma presentan resultados similares, siendo $3,76 \pm 0,09$ mm y $3,78 \pm 0,08$ mm respectivamente. El valor de espesor medio de la zona curva es de $4,50 \pm 0,09$ mm. En todos los casos, la desviación estándar es menor al 10%.

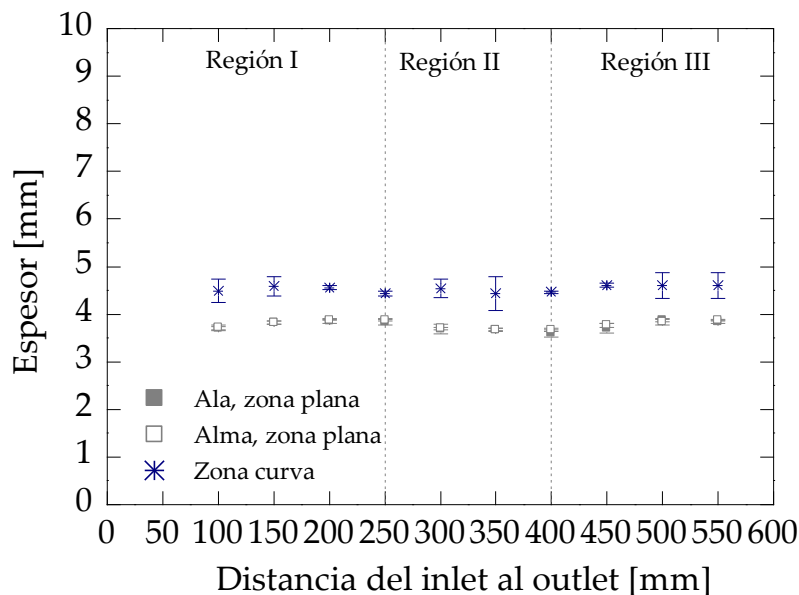


Fig. 6-58: Medidas de espesor de la cuaderna RTM según la zona de la sección en U y a diferentes distancias del punto de inyección.

A modo de resumen, la Tab. 6-17 recoge los valores de espesor según la zona de la sección en U junto con algunos parámetros de índole estadístico de los datos. en todos los casos el coeficiente de variación (CV) es menor a un 5%, por lo que la dispersión de los datos no es significativa [264].

Tab. 6-17: Valores de espesor la pieza RTM en función de la distancia del punto de inyección y de la región de la U.

Longitud pieza [mm]	Ala	Alma	Curva
100	3,69	3,73	4,49
150	3,82	3,82	4,59
200	3,86	3,88	4,56
250	3,84	3,88	4,43
300	3,69	3,70	4,54
350	3,67	3,68	4,43
400	3,60	3,67	4,34
450	3,71	3,77	4,46
500	3,87	3,84	4,61
550	3,84	3,87	4,60
Media	3,76	3,78	4,50
SD	0,09	0,08	0,09
CV [%]	2,57	2,23	2,05

6.7.4 Grosor de la zona curva

La Fig. 6-59 muestra la relación entre el espesor en radio y el nominal, es decir, el efecto de engrosamiento (*corner thickening*) o adelgazamiento del ángulo (*corner thinning*). Más detalles sobre su cálculo en el Capítulo 5, Apartado 5.6.3. Observamos que el resultado es aproximadamente 1 a lo largo de la longitud de la cuaderna y corroboramos que este efecto no se origina en el proceso RTM. El uso de un contramolde metálico garantiza una presión de compactación uniforme sobre la preforma y minimiza el efecto puenteo de láminas, adaptando el laminado al espacio de cavidad. La correcta presión de compactación evita el cúmulo de resina y, por tanto, el efecto de engrosamiento. Asimismo, la dispersión del espesor en radio es sumamente reducida tanto a lo largo de la pieza como entre ambos ángulos, siendo la zona curva L quien tiene un espesor en radio ligeramente menor al nominal en la mayoría de las secciones analizadas. La relación media para el ángulo C es

1,02 con una desviación estándar de 0,04, mientras que para el ángulo L es de 0,99 con desviación estándar de 0,03.

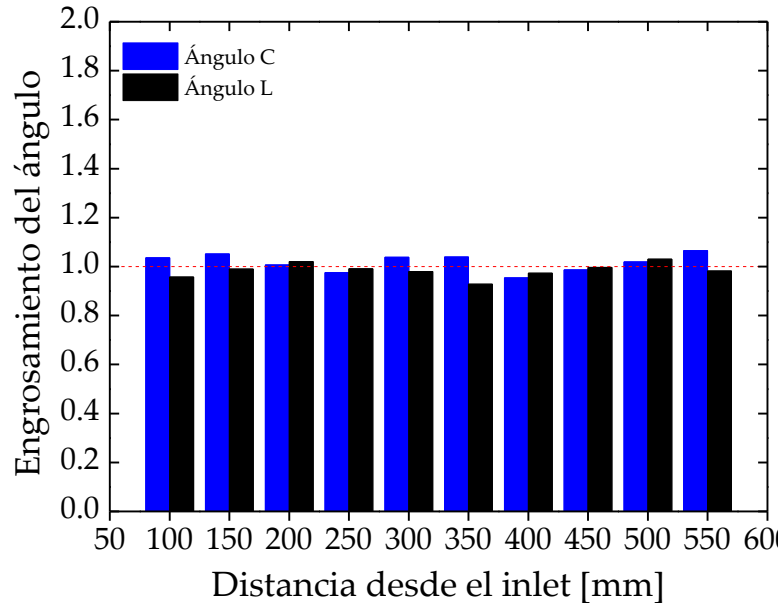


Fig. 6-59: Efecto del engrosamiento del ángulo en función de la distancia desde el extremo izquierdo para las muestras de la pieza RTM. Espesor en radio nominal 4,5 mm.

6.7.5 Fracción volumétrica de fibra por el método de digestión

La Fig. 6-60 muestra la fracción volumétrica de fibra experimental en función de la longitud de la cuaderna. Observamos que la fracción volumétrica de fibra de la zona plana es considerablemente mayor que la de las zonas curvas C y L, siendo el valor medio 63,92% frente a 56,70% con una desviación estándar superior a 10%. La diferencia de espesor debido a la geometría de pieza provoca esta variabilidad de FVF entre la zona plana y las curvas. Si mantenemos el mismo número de capas en toda la sección en U, un mayor espesor dará lugar a una menor fracción volumétrica de fibra, tal y como relaciona la Ec. 3-4 (Capítulo 3). La desviación estándar superior a 10% indica variabilidad en la misma pieza, probablemente por los defectos procedentes del mismo proceso, como, por ejemplo, la porosidad formada durante la etapa de llenado por atrapamiento mecánico.

La FVF de los procesos LCM es aproximadamente 55% [7]. Para alcanzar valores superiores, entre 60 - 62%, es necesario aplicar una elevada presión una vez finalizada la etapa de llenado [30]. En nuestro caso, la presión de empaquetado de 8 bar (0,8 MPa) favoreció la obtención de valores relativamente elevados y que cumplen con el requerimiento aeronáutico (63,92%). No obstante, el diseño de pieza dificulta la uniformidad de dicho parámetro, impidiendo alcanzar dicho requerimiento en la zona curva.

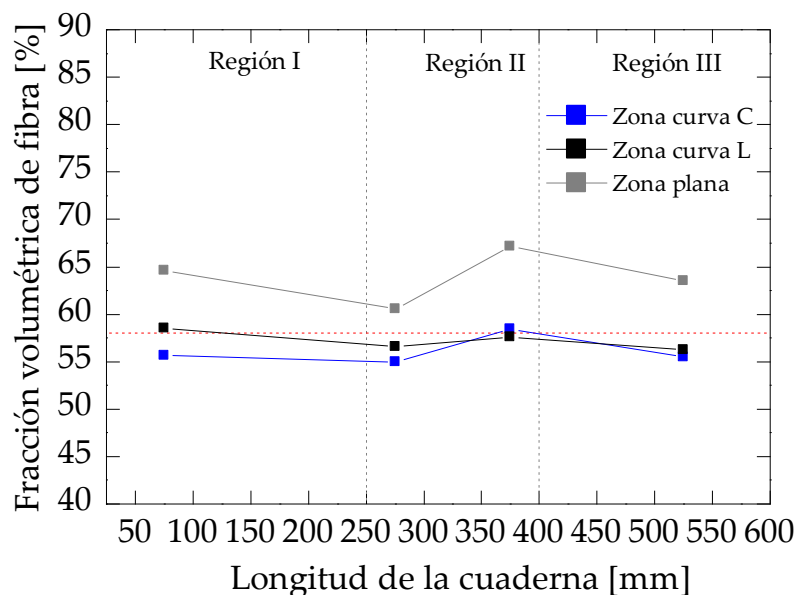


Fig. 6-60: Relación entre la FVF experimental y la longitud de la cuaderna RTM en la zona: curva L, plana y curva C.

6.7.6 Distribución espacial de la porosidad por análisis microestructural

La Fig. 6-61 muestra el perfil de la porosidad en las diferentes secciones transversales en función de la distancia del *inlet* al *outlet*. Tomamos las muestras a lo largo de la longitud de la cuaderna a partir del extremo izquierdo, en dirección perpendicular al frente de flujo.

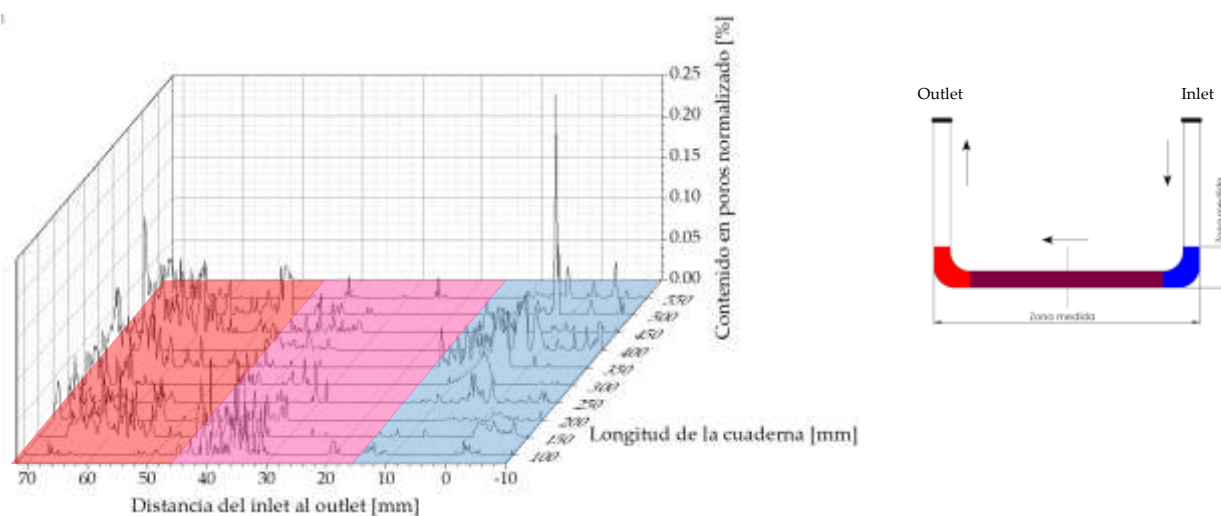


Fig. 6-61: Perfil del contenido en poros normalizado de la cuaderna fabricada por el proceso de transferencia de resina (RTM).

Observamos un contenido en poros significativamente mayor en las inmediaciones del punto de vacío. La concentración aparece a partir de los 30 mm del punto de inyección y se distribuyen uniformemente en la zona plana. En la zona curva, a partir de los 50 mm, aumentan ligeramente. A pesar de las medidas adoptadas para la minimización de la porosidad, tales como la desgasificación de la resina RTM6 durante 30 ± 5 min a 60 ± 10 °C, el test de estanqueidad de molde y la combinación de la presión de inyección y la de empaquetado, observamos un contenido en poros elevado.

A presión de inyección constante de $1 \pm 0,5$ bar ($0,1 \pm 0,05$ MPa), la resina comienza a fluir sobre el laminado a una velocidad de flujo de resina decreciente con el tiempo. Este comportamiento

obedece la *Ley de Darcy* (Capítulo 2, Ec. 2-1), que establece la relación entre la velocidad del fluido y el gradiente de presión. A medida que avanza el frente de flujo, la velocidad va disminuyendo gradualmente conforme aumenta la distancia desde el *inlet* y, por tanto, también se reduce el gradiente de presión de inyección. La variación de la velocidad de flujo de resina afecta notablemente a la formación y localización de los poros en la pieza [213].

Desde el punto de vista del comportamiento del flujo a microescala, la variación del gradiente de presión y heterogeneidad del tejido NCF empleado da lugar a un desbalance del propio flujo, diferenciando dos mecanismos de impregnación: el flujo volumétrico es cuando la resina fluye fácilmente por los espacios entre filamentos y el flujo capilar es cuando se mojan las fibras del propio filamento por el fenómeno de capilaridad [316]. Este fenómeno depende principalmente del número de capilaridad y de la mojabilidad del tejido. Mejorando las características humectantes del tejido, se puede minimizar la distorsión del flujo y, por ende, la formación de poros [212].

Así pues, justo en el inicio de la inyección, cuando el gradiente de presión es elevado la resina puede fácilmente fluir por los espacios entre filamentos debido a que éstos oponen menos resistencia que los espacios entre las fibras, por la propia heterogeneidad del tejido. El flujo es volumétrico y dominan las fuerzas viscosas. En este caso, el gradiente de presión es mayor que el gradiente de presión capilar y, por ende, se forman microporos. El gradiente de presión capilar es constante a lo largo de todo el llenado de pieza, con un valor aproximado de 0,01 bar (0,001 MPa) [212]. A medida que avanza el frente de flujo, el gradiente de presión de inyección va disminuyendo hasta alcanzar un cuasi-equilibrio con el gradiente de presión capilar. Este cuasi-equilibrio da lugar a una formación mínima de poros. En las proximidades del punto de vacío, la velocidad de flujo es baja, la cual provoca una impregnación más rápida en el interior del filamento que en los espacios entre filamentos. El gradiente de presión capilar es mayor que el gradiente de presión de inyección y las fuerzas capilares son las que dominan el fluido. Se forman mesoporos [35]–[37]. La porosidad por atrapamiento mecánico sigue una tendencia en forma de V [212], lo cual se manifiesta sobre todo al observar la Fig. 6-61.

Estos poros se crean en el frente de flujo. Parte de ellos permanecen en su origen y otros se desplazan junto con el avance del frente por el mecanismo de migración o transporte [205]. En la etapa de post-llenado, aplicamos una presión de empaquetado de $8 \pm 0,5$ bar ($0,8 \pm 0,05$ MPa). Esta presión incrementa la velocidad del flujo de resina y fomenta la movilidad de los poros por dicho mecanismo, para eliminarlos por el punto de vacío. La elevada presión de empaquetado (elevado gradiente de presión) genera una fuerza de arrastre en la preforma por el movimiento del fluido. Esta fuerza junto con la presión de compactación sobre la preforma por el cierre del molde, provocan la deformación y esfuerzos cortantes en la preforma (ecuación de *Terzaghi*, Capítulo 2, Ec. 2-2). Estos esfuerzos provocan la fuerte adhesión de la porosidad en las fibras. La fuerza de adhesión es el balance entre la fuerza de arrastre y la adhesión interfacial que depende de la tensión superficial y del diámetro del poro [159]. Por tanto, la fuerza de adhesión no es constante debido a la variación del diámetro del poro. En las cercanías del *inlet*, la fuerza de adhesión es menor que en el *outlet* puesto que se forman microporos. Además, la fuerza de arrastre es proporcional a la velocidad del fluido, por lo que en dicha región los poros serán fácilmente desplazados hacia las inmediaciones del *outlet*, debido a que la fuerza de arrastre es superior a la fuerza de adhesión. Sin embargo, en el punto de vacío, los mesoporos incrementan la fuerza de adhesión por su mayor diámetro, y al ser la velocidad de flujo menor, la fuerza de arrastre no es suficiente para mover los poros y desplazarlos fuera de la pieza. Tanto los micro como mesoporos quedan concentrados en las inmediaciones del punto de vacío. Es decir, la fuerza de arrastre necesaria para mover un poro por el mecanismo de transporte siempre debe ser mayor que la fuerza de adhesión que la mantiene en ese lugar [18], [159], [231] [319].

6.7.7 Contenido en poros por análisis microestructural

La Fig. 6-62 muestra el contenido en poros normalizado en función de la distancia desde el punto de inyección. El valor máximo del contenido en poros normalizado es de 0,19% en la zona plana, mientras que en la zona curva cercana al *inlet* es de 0,18% y en la del *outlet* 0,16%. En las cercanías del punto de inyección, el valor máximo es de 0,06% y en el punto de vacío de 0,35%. Los mayores valores de porosidad se encuentran muy próximos al punto de vacío.

Observamos una ligera concentración de poros en las inmediaciones del punto de inyección. En esta región, la velocidad de flujo es mayor que en la de vacío, por lo que el fluido se mueve más rápido y atrapa más aire dando lugar a una mayor formación de poros [231]. A partir de los 30 mm del *inlet*, el contenido en poros normalizado sufre un incremento significativo del 50%. El resultado en el centro de la pieza (zona plana) debería tender a cero, por la similitud entre el gradiente de presión y el capilar. No obstante, observamos este incremento debido al movimiento de los poros por el mecanismo de transporte. En esta región y en la del punto de vacío, la presión de empaquetado no es lo suficientemente elevada como para vencer las fuerzas de adhesión entre el poro y las fibras. Por otro lado, en las zonas curvas también observamos una mayor concentración de poros. La presión de empaquetado promueve el movimiento los poros de menor diámetro hacia las zonas curvas, también por el mecanismo de transporte [159]. Además, en estas zonas, existe más espacio libre para que fluya la resina y, por ende, los poros, debido al diseño de la geometría de pieza.

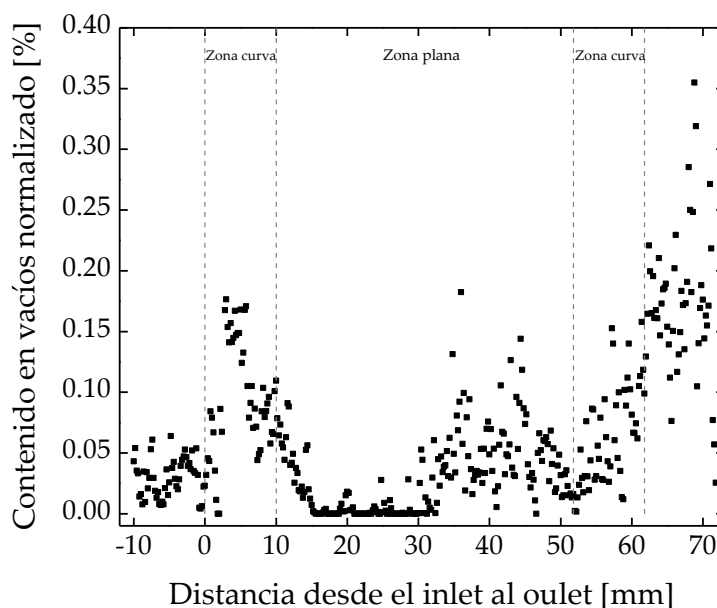


Fig. 6-62: Distribución del contenido en poros de la cuaderna RTM en función de la distancia del *inlet* al *outlet*.

La Fig. 6-63 muestra el contenido en poros a lo largo de la longitud de la cuaderna en U. Los valores mínimos se encuentran en los extremos de la pieza y en el centro de la misma, con valores comprendidos entre el 1,3% a 1,8%. En el centro de la pieza, el contenido es mínimo debido a que es donde se sitúa el sistema de inyección. En esta zona, el gradiente de presión es máximo por lo que los poros se movilizan fácilmente fuera de pieza.

Asimismo, el comportamiento de los poros no es simétrico. La región derecha del sistema de inyección presenta una mayor concentración con un valor máximo es de 4,3%. El valor del extremo izquierdo es de 3,1%. Esta diferencia puede ser asociada a la propia variabilidad de proceso, puesto que las variaciones locales del tejido no-ondulado y el efecto puenteo de láminas da lugar a la formación de vías rápidas y, por tanto, a la distorsión del frente de flujo.

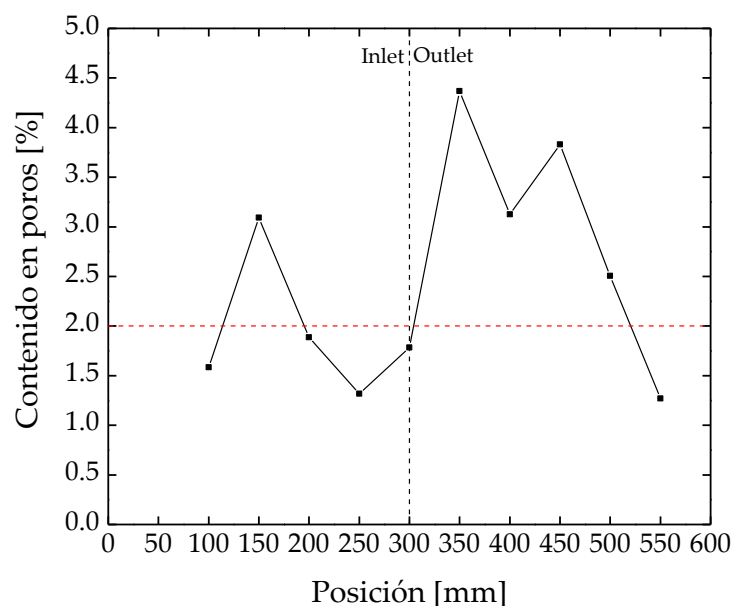


Fig. 6-63: Distribución del contenido en poros de la sección transversal en U en la cuaderna de 600 mm de longitud, fabricada por la tecnología RTM.

Por último, la pieza RTM no cumple con el requerimiento aeronáutico de contenido en poros igual o inferior a un 2%, con un valor promedio de 2,47% y una muy elevada dispersión entre los resultados. El coeficiente de variación es de 43,88%. La Tab. 6-18 muestra la desviación de cada uno de los valores de porosidad respecto al valor requerido de 2%. Observamos que todos presentan una desviación superior al 5%.

Tab. 6-18: Valores de contenido en vacíos en función de la longitud de la pieza RTM.

Longitud pieza [mm]	Porosidad [%]	Desviación [%]
100	1,58	20,76
150	3,09	54,59
200	1,89	5,65
250	1,32	34,12
300	1,78	10,82
350	4,37	118,36
400	3,13	56,28
450	3,83	91,55
500	2,51	25,3
550	1,27	34,46
Media	2,47	45,39
SD	1,09	-
CV [%]	43,88	-

6.8 Industrialización del proceso

Este apartado pretende mostrar la industrialización de la tecnología RTM para la fabricación de las cuadernas del fuselaje y demostrar el nivel de madurez tecnológica TRL6. A continuación, mostramos las etapas de fabricación de la cuaderna en U de 2000 m de longitud. Seguimos el método de fabricación de RTM descrito en el Capítulo 3, Apartado 3.3.2.

Preparación del molde:



Fig. 6-64: Limpieza y aplicación de tapaporos *Chemlease 15 Sealer EZ* y desmoldeante *Chemlease 41-90 EZ*.

Construcción de la preforma:

Construimos la preforma de tejido no-ondulado y por la técnica de solapes. Diseñamos y definimos la longitud de los tramos de tejido y de los solapes siguiendo las especificaciones propuestas por el consorcio del proyecto COFRARE 2.0 [44].

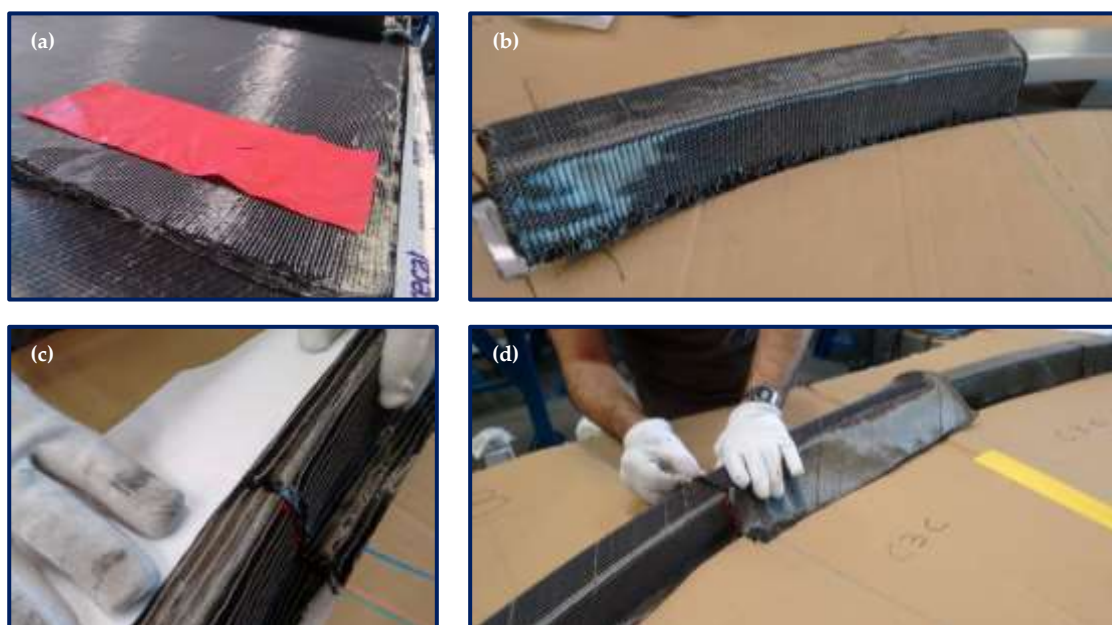
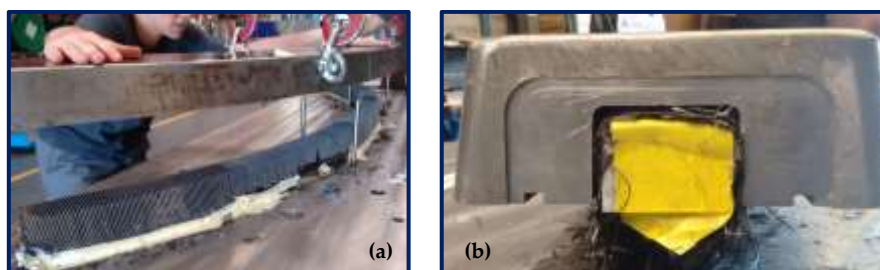


Fig. 6-65: (a) Corte de capas, (b) colocación de las capas por tramos y con solapes, (c) alineación de los diferentes tramos de refuerzo NCF y (d) colocación de las capas por tramos y con solapes.

Cierre de molde:



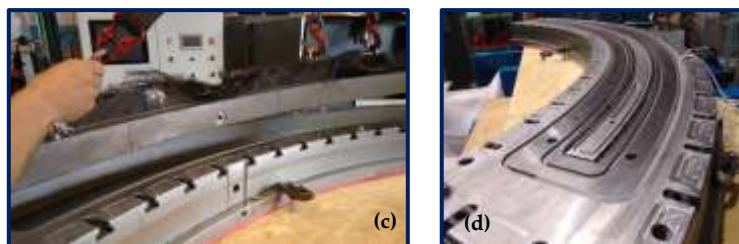


Fig. 6-66: (a) Posicionamiento del postizo cóncavo sobre preforma y convexo, (b) ajuste del cierre de postizos, (c) colocación de postizos en el portamoldes y (d) corte de refuerzo sobrante y colocación de las juntas tóricas.

Etapa de inyección y curado:

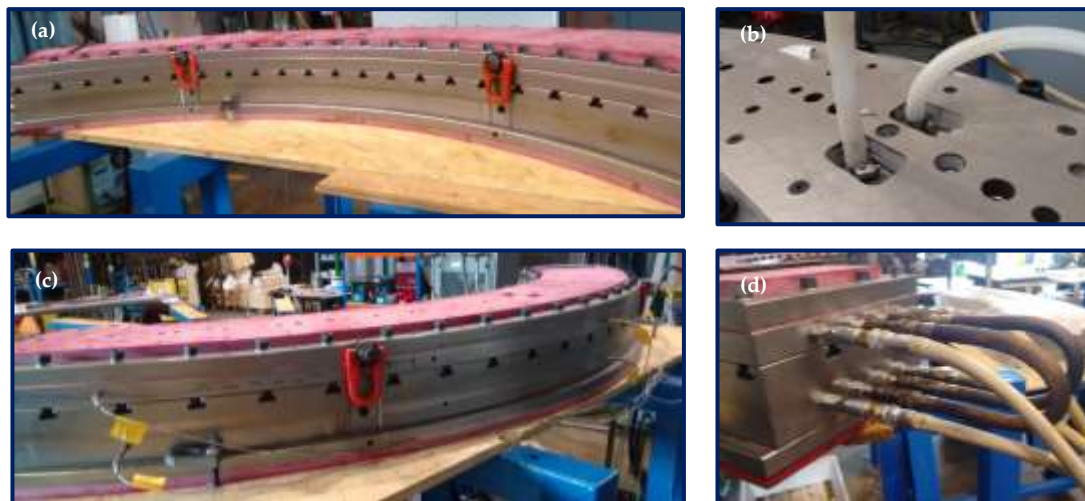


Fig. 6-67: (a) Portamoldes preparado para la inyección, (b) tubos del sistema de inyección, (c) termopares tipo K de control de temperatura y (d) conexión de tubos del sistema de calentamiento.

Etapa de desmoldeo:

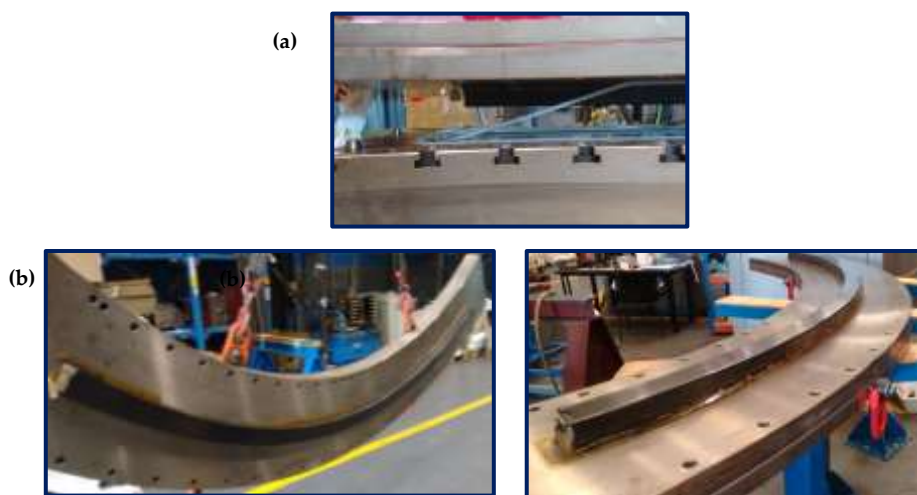


Fig. 6-68: (a) Apertura del molde en caliente a 180 ± 5 °C y (b) pieza en convexo de aluminio para ser desmoldeada.

Resultado final:



Fig. 6-69: Cuaderna en U fabricada por la tecnología RTM y post-mecanizada.

Capítulo 7

7. Discusión

Este capítulo resume los resultados de la caracterización dimensional y microestructural de las cuadernas en U, que fabricamos por los procesos de moldeo por transferencia de resina (RTM, *Resin Transfer Moulding*), infusión por vacío (VI, *Vacuum Infusion*) y la nueva tecnología de “Infusión con Contramolde Sólido Incompresible” o *Incompressible Solid Countermould Infusion* (ISCI). Este sumario de datos e informaciones pretende esclarecer la validez de estos procesos en la fabricación de estructuras primarias del fuselaje.

7.1 Influencia de la vía rápida sobre la calidad del laminado

Diseñamos los laminados con los canales de vía rápida I y II basándonos en el estudio de Siddig *et al.* [175]. Éste muestra el patrón del frente de flujo obtenido por el software de simulación LIMS [320]. Los resultados se muestran a continuación junto con los alcanzados en esta investigación, con el fin de realizar una comparación cualitativa del patrón de frente de flujo.

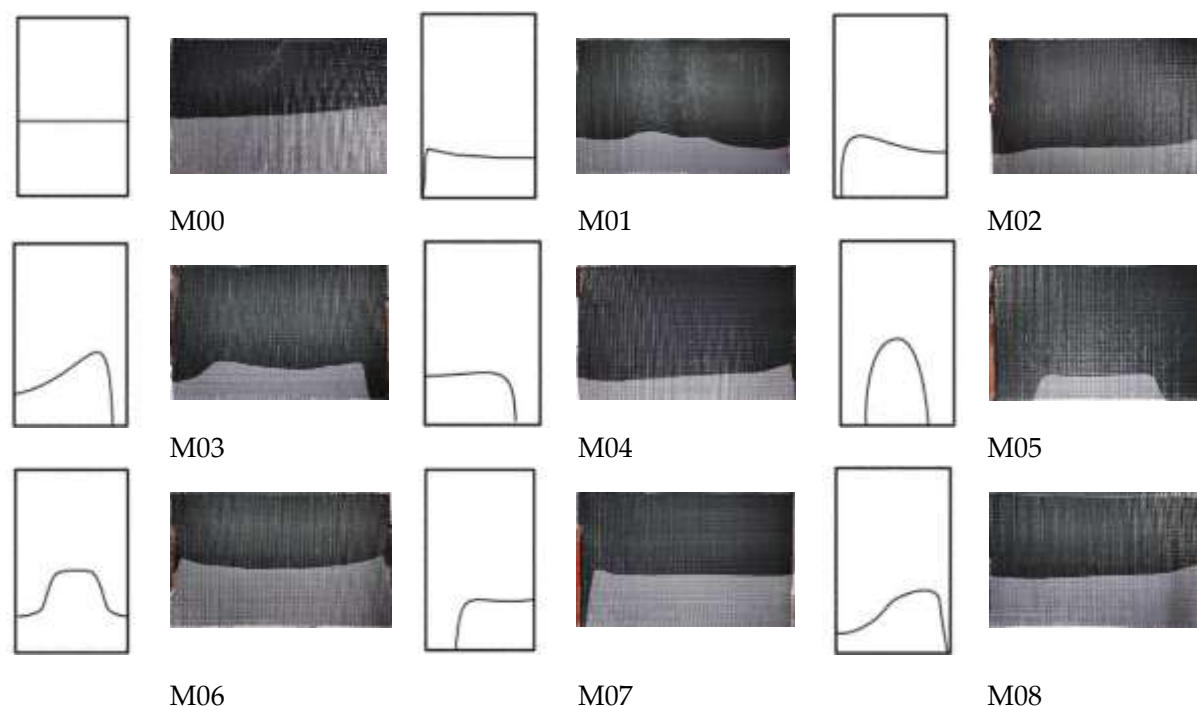


Fig. 7-1: Patrón del frente de flujo para los laminados estudiados. Llenado de la placa al 80%.

Clasificamos los laminados según la semejanza del resultado experimental con el simulado: patrón de frente de flujo muy similar (✓), patrón del frente de flujo similar (≈) y patrón del frente de flujo disímil (✗). El 55% de los resultados experimentales concuerdan con el patrón de frente de flujo simulado. En todos los casos, el efecto de la vía rápida es más sensible en los resultados simulados que en los experimentales. Es decir, la diferencia de velocidad de frente de flujo entre el canal de vía rápida y la preforma es mayor en la simulación que experimentalmente. Esto es debido a la selección de una mayor presión de inyección en los resultados simulados (proceso RTM). El 33% de los laminados el patrón de frente de flujo experimental es similar al simulado. En el caso M01, este estudio concluyó que los canales de vía rápida con longitud del 25% no influyen en el patrón de frente de flujo. No obstante, en simulación observamos un ligero avance de la resina por el extremo del laminado. Ocurre parecido con el M04 y M08, el patrón es igual geométricamente, pero en la simulación el efecto vía rápida es más pronunciado que en los resultados experimentales. El laminado M02, el efecto de la vía rápida prácticamente no afecta en el resultado experimental. Estos resultados muestran la influencia de la presión de inyección en la velocidad del frente de flujo en el canal de vía rápida. La presión de inyección atmosférica (proceso de infusión por vacío) parece no afectar significativamente a la formación de canales de vía rápida.

Tab. 7-1: Clasificación del patrón de frente de flujo de los laminados según el estudio comparativo cualitativo con la bibliografía [175].

✓	≈	✗
M00	M01	M02
M03	M04	
M05	M08	
M06		
M07		

7.2 Estudio comparativo experimental de los procesos de inyección de resina empleados en esta investigación

En los procesos de inyección de resina (LCM, *Liquid Composite Moulding*), la existencia de zonas curvas en el molde afecta negativamente a la etapa de llenado y a la calidad del laminado resultante.

La fabricación de la cuaderna en “U” por el proceso de infusión por vacío (VI, *Vacuum Infusion*) presentada en esta investigación demuestra que las zonas curvas son proclives al defecto cúmulo de resina y a grandes poros en la interfase de las láminas. La presión de compactación local en las zonas curvas es menor que en las zonas planas, por el efecto puenteo de láminas y puenteo de la bolsa de vacío. Este efecto provoca a su vez una región de elevada permeabilidad, que favorece el fenómeno vía rápida. Ambos efectos colaboran en el desequilibrio de la presión de la resina y la presión de compactación (*Ecuación de Terzaghi*). Los canales de vía rápida suelen ser regiones donde la velocidad de flujo alcanza valores máximos y, por ende, la presión de la resina tiende a la atmosférica [101]. Cuando la presión de la resina es la atmosférica, la compactación del laminado es prácticamente nula. Como resultado, obtenemos un incremento del espesor en radio de la pieza, cúmulos de resina y poros en la interfase de las láminas, por la falta de presión. La Tab. 7-2 presenta la fracción volumétrica de fibra (FVF, *fibre volumen fraction*), el contenido en poros (V_o), el espesor (h) y el efecto de engrosamiento ($r_{ct,C,L}$, *corner thickening*) de la pieza VI. También incluye la pieza RTM y las diferentes variantes del proceso ISCI: contramolde de silicona de 18 Shore A (SIL18), contramolde de silicona de 70 Shore A (SIL70), contramolde de silicona de 70 Shore A y material flexible en el canto (SIL70/PU), contramolde de silicona de 70 Shore A y material rígido en el canto (SIL55/3D) y contramolde de silicona de 70 Shore A y cámara de aire en el canto (SIL55/CA). Para cumplir con los

requerimientos aeronáuticos, la FVF debe estar en torno al 60%, el contenido en poros ser inferior o igual al 2% [30], [31], [33], la tolerancia dimensional de $\pm 0,5$ mm [44] y el factor de engrosamiento alrededor de 1.

Tab. 7-2: Sumario de la calidad final de las piezas según la fracción volumétrica de fibra (FVF [%]), espesor medio (h , [mm]), efecto de engrosamiento ($r_{ct,c,L}$) y contenido en vacíos (v_o [mm]).

Método de manufactura	FVF [%]	h plana [mm]	h curva [mm]	V_o [%]	$r_{ct,c,L}$ [mm]
RTM	59,12 \pm 1,58	3,73 \pm 0,02	4,49 \pm 0,09	1,94 \pm 0,82	0,99 \pm 0,03
VI	50,92 \pm 1,41	4,10 \pm 0,28	6,51 \pm 0,31	0,72 \pm 0,56	1,45 \pm 0,04
PT-SIL18	55,44 \pm 0,47	4,02 \pm 0,25	4,27 \pm 0,27	0,63 \pm 0,24	0,99 \pm 0,12
PT-SIL70	62,86 \pm 2,51	3,50 \pm 0,11	4,42 \pm 0,53	0,24 \pm 0,11	0,99 \pm 0,10
PT-SIL70/PU	63,15 \pm 1,27	2,85 \pm 0,15	3,10 \pm 0,13	0,10 \pm 0,07	0,70 \pm 0,06
PT-SIL55/3D	59,63 \pm 0,62	3,95 \pm 0,37	4,67 \pm 0,13	0,99 \pm 0,47	0,98 \pm 0,17
PT-SIL55/CA	61,08 \pm 2,22	4,11 \pm 0,25	4,35 \pm 0,69	0,17 \pm 0,05	1,04 \pm 0,03

La Fig. 7-2 muestra el resultado del factor de engrosamiento medio en función del proceso de fabricación. Observamos que con la tecnología VI y el molde cóncavo es prácticamente imposible cumplir con las tolerancias dimensionales y los parámetros de calidad aeronáuticos, sin aplicar la etapa de compactación o *debulking*. En este estudio, el valor medio para la infusión es de 1,47. Este efecto ocurre en la fase de llenado por acumulación de resina [232]. Esto se debe al efecto puenteo de láminas, el cual produce grandes espacios entre las láminas de la zona curva. El elevado gramaje del tejido no-ondulado (NCF, *non crimp fabric*) y su baja drapabilidad fomentan el efecto puenteo. Los gramajes elevados ejercen una mayor resistencia de las fibras que los de bajo gramaje para adaptarse a la geometría del molde. La presión de compactación aplicada en la fase de post-llenado no es lo suficientemente elevada para consolidar el laminado y eliminar la resina en exceso. Esta presión está limitada a 1 atmósfera [277]. Además, el molde cóncavo provoca el efecto puenteo de la bolsa de vacío [190] [232], que reduce significativamente la presión de compactación en la zona curva.

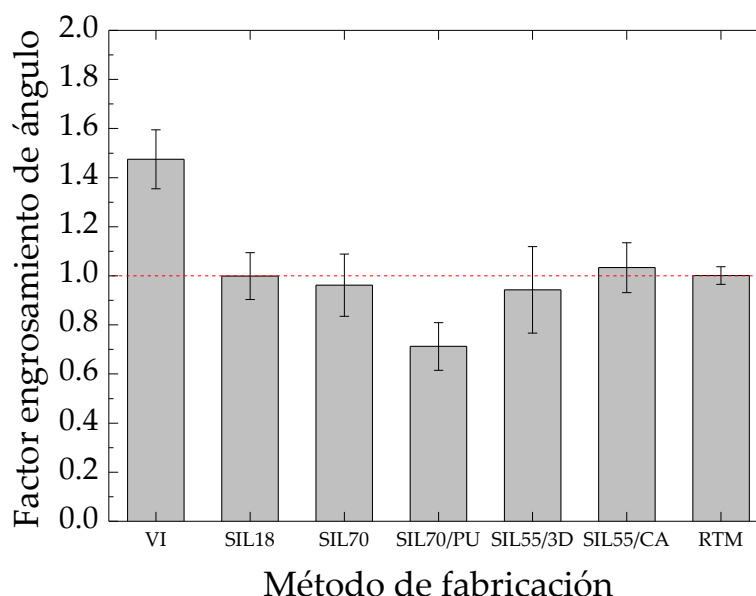


Fig. 7-2: Comparación del factor de engrosamiento del ángulo en los distintos procesos de fabricación: proceso de infusión por vacío, proceso RTM e infusión con contramolde sólido incompresible y sus variantes (SIL18, SIL70, SIL70/PU, SIL55/3D y SIL55/CA).

Sin embargo, en la pieza RTM no aparece el efecto de engrosamiento. En este caso, realizamos la construcción de la preforma en el contramolde metálico convexo, lo que favoreció la adaptación de las láminas de tejido NCF a la zona curva y evitó el efecto puenteo de láminas [264]. Además, al cerrar el molde metálico, el contramolde distribuye uniformemente la presión de compactación sobre el laminado, comprimiendo por igual la zona curva y la plana.

Las variantes de la infusión con contramolde sólido incompresible SIL18, SIL70, SIL55/CA y SIL55/3D alcanzan un factor de engrosamiento cercano al deseado, con valores de 0,96; 0,99; 1,03 y 0,94, respectivamente. Estos resultados muestran la importancia de una buena compresión del laminado en la dirección del espesor. La aplicación de una presión de compactación en la fase de post-llenado reduce el espesor del laminado [30]. Por tanto, observamos la eliminación o reducción del efecto puenteo de láminas. Además, aplicamos la presión cuando el laminado está impregnado (húmedo), por lo que la compactación puede ser mayor puesto que la resina actúa como un lubricante. La estructura del tejido se ordena al reducir considerablemente los espacios entre las fibras y los filamentos [277], [321], [322]. Por otro lado, el uso del contramolde por debajo de la bolsa de vacío evita el efecto puenteo de la bolsa de vacío y, el material incompresible del contramolde transmite la presión uniformemente sobre el laminado, eliminando la resina en exceso y los cúmulos de resina en las zonas curvas. La pieza SIL70/PU presenta el menor resultado, con un factor de adelgazamiento de 0,71. La presión ejercida sobre el espesor en radio con el acople de material flexible (espuma de poliuretano, PU) provoca la eliminación excesiva de la resina por el mecanismo de compresión del flujo o *squeeze flow*.

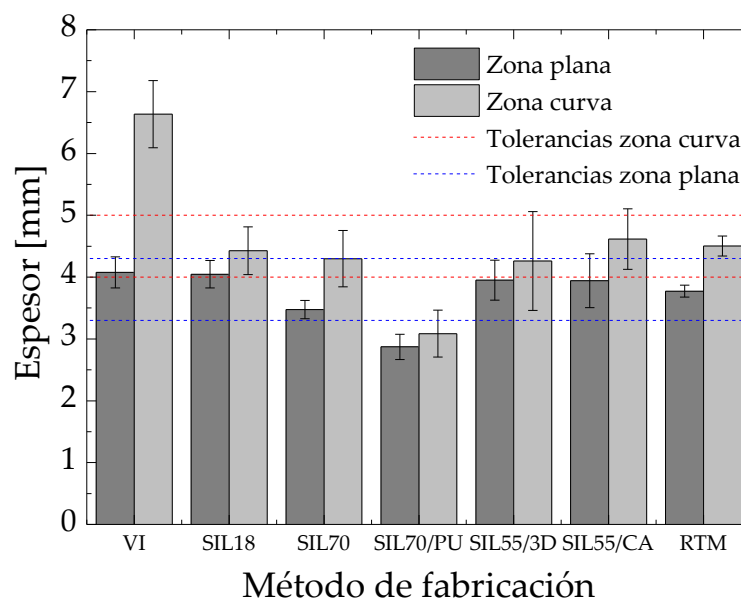


Fig. 7-3: Comparación del espesor en los distintos procesos de fabricación: proceso de infusión por vacío, proceso RTM e infusión con contramolde sólido incompresible y sus variantes (SIL18, SIL70, SIL70/PU, SIL55/3D y SIL55/CA).

El proceso VI no cumple con la tolerancia dimensional de $\pm 0,5$ mm (Fig. 7-3); no cumple por el espesor en radio. El SIL70/PU tampoco cumple, puesto que presenta un espesor prácticamente uniforme tanto en la zona curva como en plana, e inferior al nominal de la zona plana. La aplicación de presión externa es totalmente uniforme sobre la superficie del laminado, ya que el espesor de la pieza es constante. La pieza RTM presenta el espesor más exacto en comparación al nominal y con una menor variabilidad, debido al contramolde metálico. El coeficiente de variación (CV) es de 0,47% en la zona plana y 2,06% en la curva (Fig. 7-6). El contramolde incompresible no impide lo suficiente la relajación de la preforma durante la etapa de llenado, puesto que no ejerce una presión totalmente uniforme que minimice la variabilidad de espesor local. Los valores de espesor de las piezas

fabricadas por el proceso ISCI presentan un CV superior al 5%. Un espesor totalmente uniforme (CV de 0,36%) puede obtenerse al aplicar una presión de 1,4 bar (0,14 MPa) con una cámara presurizada en el moldeo por transferencia de resina con vacío (VARTM, *Vacuum Assisted Resin Transfer Moulding*) [40]. La deflexión de la estructura de contención usada para deformar la silicona pudo provocar variaciones de espesor en la pieza.

La disminución del espesor da lugar a una mayor fracción volumétrica de fibra (FVF, *Fiber Volume Fraction*). La variante SIL70/PU es la que proporciona un menor espesor medio (3 mm) y una mayor FVF (63%), superando las expectativas del proceso VI. Sin embargo, el SIL70 tiene un espesor superior, que se ajusta al nominal con 3,47 mm en la zona plana y 4,30 mm en la curva y presenta la misma fracción volumétrica. Estos resultados muestran la importancia de una buena compresión del laminado para cumplir con el requisito aeronáutico de fracción volumétrica de fibra. El incremento de la FVF es debido a la eliminación de la resina en exceso y a la compactación del laminado impregnado mediante el aumento de la presión de compactación (P_c) en la etapa de post-llenado; siendo $P_c = (P_{atm} - P_{vacío}) + P_{ext}$, la cual es imposible de alcanzar en el proceso de infusión convencional ($P_c = P_{atm} - P_{vacío} \approx 1 \text{ bar} / 0,1 \text{ MPa}$) cuando la presión de vacío ($P_{vacío}$) está en torno al vacío absoluto y la presión atmosférica (P_{atm}) es 1 bar/ 0,1 MPa [40]. Estos resultados subrayan la gran importancia de aplicar una presión externa en el proceso de infusión por vacío para aumentar la fracción volumétrica de fibra.

La SIL18 tiene un espesor de gran exactitud respecto al nominal (4,04 mm en plano y 4,24 mm en curva). No obstante, la FVF es considerablemente inferior al resto (55%) y alejada de cumplir con el requerimiento aeronáutico. Es una pieza que contiene una elevada porosidad en comparación al resto, siendo su contenido de 0,6% (Fig. 7-5). Los poros en la interfase de las láminas, la humedad absorbida por la resina y los volátiles generados durante la reacción de curado son las principales causas de la formación de esta porosidad [30]. Además, la diferencia de rigidez entre el contramolde (muy flexible) y las láminas de fibra de carbono (muy rígidas) propicia el atrapamiento de aire en la región del ángulo interno del molde [273]. La pieza SIL70, con un contramolde de mayor rigidez y densidad, presenta un bajo contenido en poros (0,24%). Este contramolde controla mejor la relajación de la preforma durante la etapa de llenado y, por tanto, minimiza la distorsión del frente de flujo, los mecanismos de impregnación y la formación de poros. Al aplicar la presión externa durante el post-llenado, la rigidez del contramolde tiene un efecto importante sobre la distribución de la presión y el comportamiento de compactación, así como en la disolución de los poros en la resina. Los moldes fabricados con materiales rígidos resultan más eficientes en la transmisión de la presión de compactación [293][323]–[325].

Las piezas SIL55/CA y SIL55/3D tienen una fracción volumétrica de 60% aproximadamente y cumplen con las tolerancias dimensionales. La combinación de un contramolde de silicona semi-rígido (dureza 55 Shore A) con unos acoples de mayor rigidez en el canto incrementa notablemente la presión de compactación en dicha zona. Estas variantes dan unos resultados muy similares a la fabricación por RTM (59%). En el caso de SIL55/CA, la cámara de aire incrementa la presión de compactación únicamente en la zona curva y elimina el efecto de punteo de láminas y la resina en exceso por la sobrepresión aplicada. El contramolde de silicona de 55 Shore A ejerce una menor presión, pero suficiente para mantener el equilibrio óptimo entre la FVF y el espesor en toda la superficie del laminado. También presenta un bajo contenido en poros (0,17%). La reducción de la porosidad se debe al mecanismo de compresión y disolución, al aplicar la presión externa. También por el mecanismo de transporte debido al efecto del vacío durante la etapa de curado.

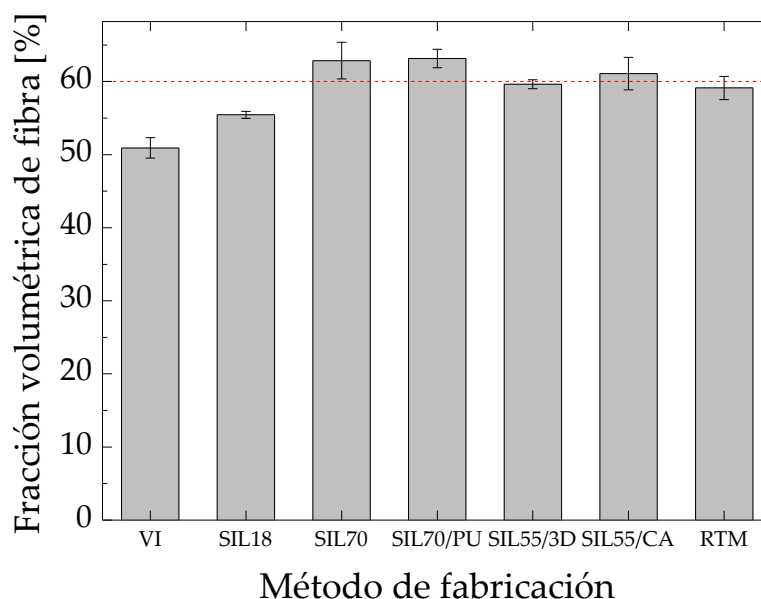


Fig. 7-4: Comparación de la fracción volumétrica de fibra en los distintos procesos de fabricación: proceso de infusión por vacío, proceso RTM e infusión con contramolde sólido incompresible y sus variantes (SIL18, SIL70, SIL70/PU, SIL55/3D y SIL55/CA).

La SIL55/3D muestra una porosidad incluso superior a la de la pieza fabricada por VI (0,99% versus 0,72%). El diseño de la estructura 3D incrementa notablemente la presión de compactación en la zona curva y reduce la permeabilidad del laminado. Esta reducción disminuye la porosidad del tejido (espacio libre) y da lugar a una escasa impregnación y al atrapamiento de los poros. Éstos no pueden ser eliminados por el mecanismo de transporte [30]. El coeficiente de variación del espesor en plano y en curvo es sumamente elevado, siendo 6,2 % y 15,9%, respectivamente (Fig. 7-6). Este diseño originó una deformación en la geometría de la pieza y, por tanto, una enorme variabilidad de espesor que supuso el descarte de la misma.

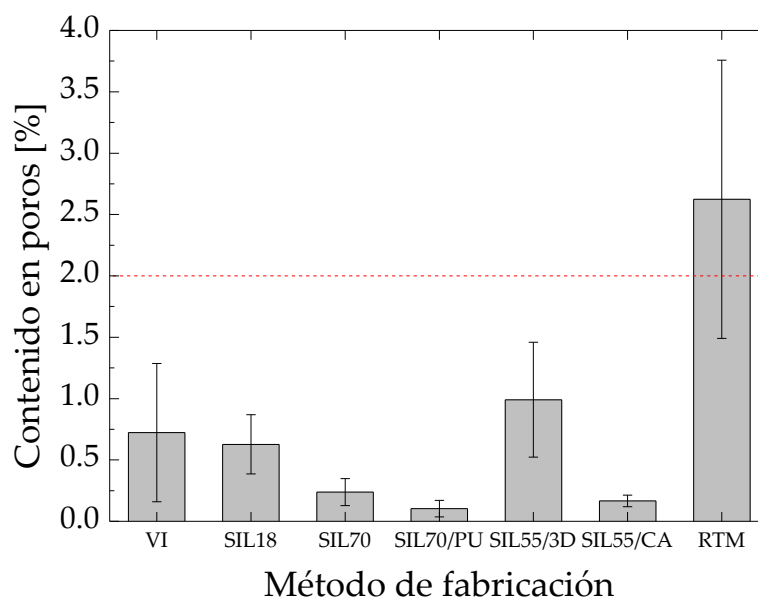


Fig. 7-5: Comparación del contenido en poros en los distintos procesos de fabricación: proceso de infusión por vacío, proceso RTM e infusión con contramolde sólido incompresible y sus variantes (SIL18, SIL70, SIL70/PU, SIL55/3D y SIL55/CA).

La pieza RTM presenta una elevada porosidad, con un 2,62%. La distribución de los poros según el punto de inyección es totalmente heterogénea y se concentra en especial en las cercanías del punto

de vacío, debido a la migración de los mismos por la presión de empaquetado. La deformación de la preforma y los elevados esfuerzos cortantes que se generan por la elevada compresión del laminado al cerrar el molde metálico, provocan una fuerte adhesión de los poros en las fibras. Esto dificulta su eliminación por el mecanismo de transporte.

La diferencia entre la estrategia de inyección del molde de RTM y del molde infusión por vacío y del ISCI influye en la formación de poros por atrapamiento mecánico. El frente de flujo en RTM tiene una longitud mucho mayor que en el resto, por lo que es más susceptible al desequilibrio de los mecanismos de impregnación y a la formación de poros. Además, el proceso RTM es proclive a la formación de áreas ricas en resina, las cuales provienen de la deformación de la preforma debido a la elevada presión de compactación ejercida por el cierre de molde. Esta deformación genera unos mayores espacios entre las fibras, los cuales se llenan de resina. En la zona curva, la deformación de la preforma hace que ésta tienda a comprimirse sobre el radio interno (molde cóncavo), provocando un espacio significativo entre el molde y la preforma [184].

El resto de piezas tiene una porosidad notablemente inferior al 2%, por lo que cumplen con el requerimiento aeronáutico. Los valores están comprendidos entre 0,10% y 0,99%. Yalcinkaya *et al.* [40], [277], [326] presentan resultados de porosidad similares en el proceso VI, utilizando el mismo método de cuantificación. En RTM, Hamidi *et al.* [160] obtienen resultados de porosidad también similares con la aplicación de presión de empaquetado. Fabricamos todas las piezas siguiendo minuciosamente el protocolo descrito en el Capítulo 3, Apartado 3.3.3. Éste incluye medidas para minimizar la porosidad, tales como la degasificación de la resina, para eliminar las burbujas que puede contener la propia resina [118], [160], [216], la prueba de estanqueidad, la cual permite una presión máxima admisible igual o inferior a 5 mbar (0,0005 MPa), y el control de la presión residual del sistema (máxima de 3 mbar/ 0,0003 MPa), para evitar la formación de poros por factores como gases disueltos en la resina y aire atrapado.

La repetitividad de estos procesos también puede ser evaluada a partir de la variación del espesor a través del coeficiente de variación (Fig. 7-6).

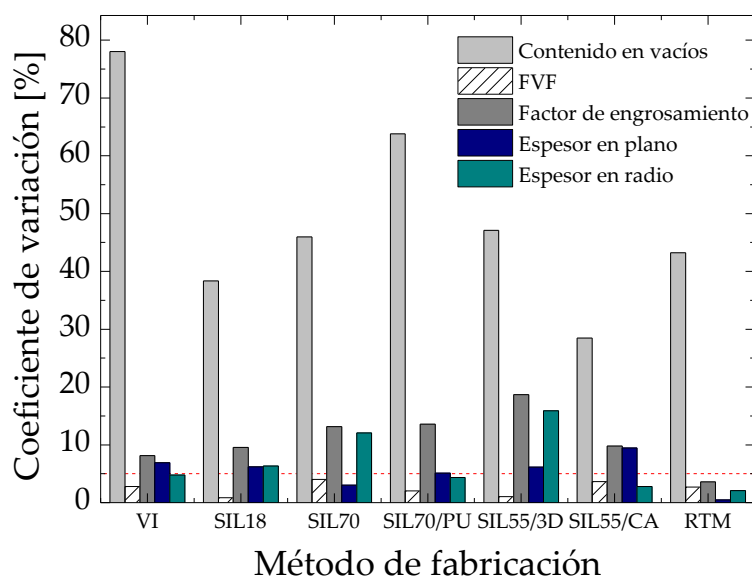


Fig. 7-6: Comparación del coeficiente de variación en las variables de calidad según el proceso de fabricación: : proceso de infusión por vacío, proceso RTM e infusión con contramolde sólido incompresible y sus variantes (SIL18, SIL70, SIL70/PU, SIL55/3D y SIL55/CA).

El proceso RTM es el que presenta una menor dispersión entre los valores de espesor. Contrariamente a las expectativas, el contramolde de silicona no resuelve la relajación de la preforma

ya que en todos los casos la variabilidad de espesor es superior al 5%. En el caso de SIL55/3D es por el diseño del propio contramolde, en el SIL70 es por la existencia de un pliegue originado durante la etapa de construcción de la preforma en el espesor en radio y, en todos puede ser atribuido a la deflexión de la estructura de contención. A no ser por el defecto del pliegue en la zona curva, las variantes SIL70 y SIL70/PU son la que alcanzan una menor dispersión entre los valores de espesor en una misma pieza.

Por último, comparamos los valores de fracción volumétrica de fibra obtenidos en el presente trabajo con recopilados en literatura (Fig. 7-7). Éstos últimos corresponden a procesos que también incluyen una presión externa o bien, a variantes del proceso de infusión por vacío que se diseñaron para mejorar el proceso existente. Alms *et al.* [276] presentan un estudio comparativo experimental entre el proceso VARTM y el proceso VIPR (*Vacuum Induced Preform Relaxation*) y el SCRIMP (*Seemann's composite resin infusion molding process*), cuya descripción puede verse en el Capítulo 2, Apartado 2.2.2. Yalcinkaya *et al.* [40] estudian el proceso de infusión por vacío con presión externa (etapa de post-llenado). Concluyen que la porosidad se reduce considerablemente, así como el diámetro de los poros equivalente. La FVF se incrementa por el alto grado de compactación de la preforma. Bodaghi *et al.* [18] también aplican presión en la etapa de post-llenado en el proceso RTM de alta presión (HP-RTM, *High Pressure Resin Transfer Moulding*). El efecto de la presión reduce significativamente la porosidad y aumenta la fracción volumétrica, siendo la calidad de la pieza superior a la de la autoclave. Bodaghi *et al.* [30] también publican una comparativa experimental de los resultados de contenido en poros y fracción volumétrica de fibra entre diferentes variantes del proceso de infusión por vacío, tales como: el proceso asistido por vacío (VAP, *Vacuum Assited Process*), el proceso de infusión de doble bolsa de vacío (DBVI, *Double Bag Vacuum Infusion*) y el proceso de infusión por el control de presión atmosférica (CAPRI, *Controlled Atmospheric Pressure Resin Infusion*). Anderson *et al.* [163] concluyen que con una presión de 4,83 bar (0,483 MPa) se puede reducir un 20% el espesor del laminado e incrementar la fracción volumétrica un 29%, así como un 25% y 24% el módulo elástico y la resistencia mecánica a tracción. Amirkhosravi *et al.* [164] desarrollan un proceso para poder aplicar una presión externa en el proceso de infusión mediante la implementación de imanes magnéticos. Más detalles sobre estos procesos de manufactura en el Capítulo 2, Apartado 2.2.2.

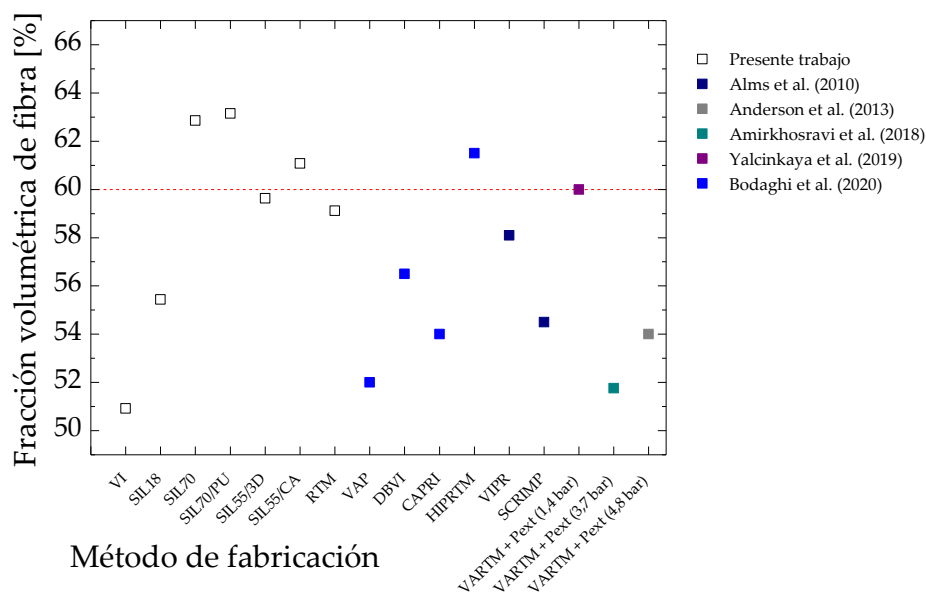


Fig. 7-7: Diferencia entre los valores experimentales de la fracción volumétrica de fibra de literatura y los propuestos en esta investigación.

De los valores recopilados, la fracción volumétrica de fibra mayor es la obtenida por el proceso HP-RTM (61,5%). Esta tecnología implica un molde metálico robusto junto con una prensa de cierre debido a la elevada presión aplicada. Sin embargo, la infusión con contramolde sólido incompresible SIL70 y SIL70/PU presentan una FVF equivalente (63%), sin grandes costes de inversión. El proceso de Yalcinkaya *et al.* [40] también permite la fabricación de piezas para el sector aeronáutico. No obstante, al igual que el caso del proceso HP-RTM, es necesario una importante inversión inicial debido al uso de la cámara de presión. Las variantes SIL55/CA y RTM también cumplen con el requerimiento aeronáutico de FVF. El resto de valores están comprendidos en el rango típico del proceso de infusión entre el 52% al 58%, lo que justifica la necesidad de aplicar presión externa si se quiere fabricar un componente aeronáutico primario por dicho proceso.

La Fig. 7-8 muestra los valores de contenido en poros recogidos en la literatura citada previamente y los obtenidos en el presente trabajo. Los valores que cumplen con el grado aeronáutico de igual o inferior a 2% [30]–[33] son los obtenidos por aquellos procesos que trabajan con una presión adicional a la de inyección. La tecnología RTM no sirve para la fabricación de componentes aeronáuticos primarios. No obstante, puede utilizarse en la fabricación de componentes aeronáuticos secundarios, donde el límite del contenido en poros es igual o inferior al 5% [162]. Las variantes VAP, DBVI y CAPRI también pueden ser utilizadas para esta tipología de pieza.

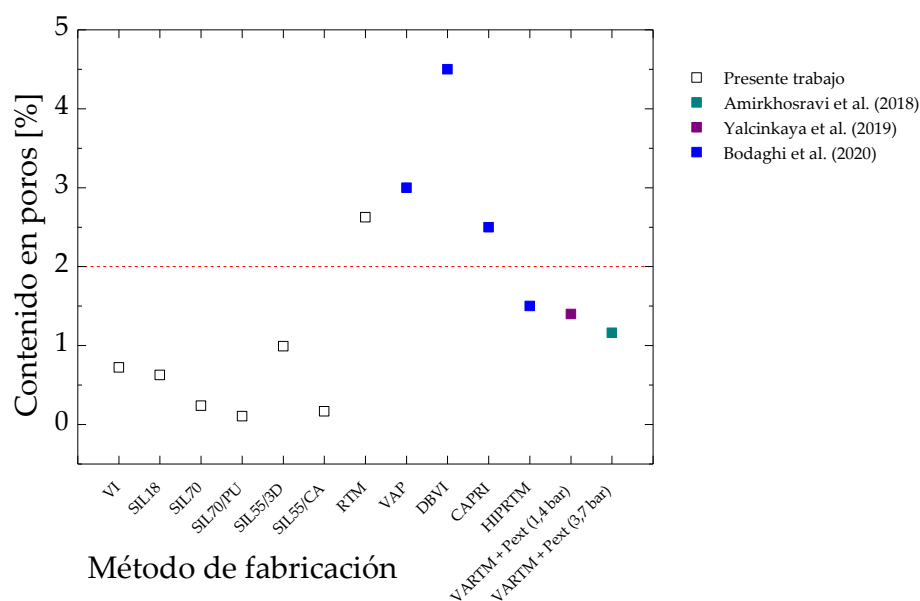


Fig. 7-8: Diferencia entre valores experimentales de la porosidad de literatura y los propuestos en esta investigación.

Capítulo 8

8. Conclusiones

A continuación, se exponen las conclusiones del trabajo realizado y descrito en los capítulos anteriores.

8.1 Conclusiones sobre la influencia de vía rápida

- En la presente tesis, estudiamos el efecto del canal de vía rápida sobre el patrón del frente de flujo, la variabilidad de espesor, el contenido en poros y el comportamiento mecánico del *composite*; en concreto, de la resistencia al cizallamiento interlaminar (ILSS, *Interlaminar Shear Strength*). Analizamos la influencia según la longitud y la posición del canal de vía rápida. Para ello, diseñamos y fabricamos nueve laminados de dimensiones 500 mm x 300 mm y 2 mm de espesor, con dos canales de vía rápida (canal I y II) en los extremos de la placa plana. El material empleado fue tejido no-ondulado (NCF, *non crimp fabric*) y resina epoxi. Representamos la longitud de la vía rápida en tanto por ciento, siendo 0% sin vía rápida, 25%, 50%, 75% y 100% de la longitud total de la placa. Indicamos la posición en función del sistema de inyección.
- Las vías rápidas situadas en los extremos del laminado plano provocaron irregularidad y no uniformidad en el patrón del frente de flujo, siempre y cuando el canal tenga una longitud mínima del 25% respecto a la longitud total de la placa. Tanto si el canal está situado en la región del punto de inyección, en el punto de vacío o en el centro (alejado del sistema de inyección) provoca distorsión en el patrón del frente de flujo.
- La vía rápida afecta al espesor, siempre y cuando la longitud del canal sea mayor al 75% de la longitud total del laminado. El incremento del espesor es de un 0,1 mm.
- La posición de la vía rápida no afecta al espesor.
- En cuanto a la distribución del espesor, el escenario sin vía rápida se ajusta a una distribución normal, mientras que la aparición de vías rápidas provoca cambios en la misma y sigue una distribución loglogística (3P).
- La presencia de vía rápida no mostró una relación con el contenido en poros según los datos analizados. La mayoría de laminados mostró una porosidad inferior a 0,5%. Un bajo contenido en poros no causa cambios relevantes en la resistencia al cizallamiento interlaminar. Obtuvimos valores mayores en el laminado M01, siendo 1,5% y 2,7% en el canal

I y en el canal II, respectivamente. En este caso, la resistencia al cizallamiento se redujo un 20%.

8.2 Conclusiones del capítulo sobre las distintas variantes del proceso de infusión por vacío

- En este estudio, diseñamos un nuevo proceso de infusión por vacío, denominado infusión con contramolde sólido flexible (ISCI, *incompressible solid counter mould infusion*), el cual ha sido patentado.
- Diseñamos y testeamos cuatro variantes del proceso ISCI, con el fin de mejorar la compactación del laminado, en especial, en las zonas curvas y poder aplicar este proceso en la fabricación de componentes primarios aeronáuticos. Estos componentes deben cumplir una fracción volumétrica de fibra (FVF, *Fibre Volume Fraction*) igual o superior al 60% y contenido en poros igual o inferior al 2%. La pieza elegida fue la cuaderna en forma de U del fuselaje con una longitud de 600 mm.
- Investigamos la fabricación de la cuaderna mediante el proceso de infusión por vacío. El diagnóstico nos sirvió como base para el diseño de las variantes de proceso. La pieza resultante presentó el efecto de engrosamiento de ángulo, lo que dio lugar al incumplimiento de la tolerancia dimensional en la zona curva ($\pm 0,5$ mm). También apareció el defecto cúmulo de resina. La fracción volumétrica de fibra fue la esperada (51%) y la porosidad fue relativamente baja (0,7%), debido a las exigencias del método de fabricación en cuanto a la desgasificación de la resina y la prueba de estanqueidad. No obstante, observamos una mayor concentración de poros en la zona curva que en la plana.
- La elección del molde tuvo un efecto significativo sobre la calidad final del componente en la fabricación por infusión por vacío. Realizamos la construcción de la preforma en molde cóncavo con el tejido no-ondulado. Apareció el efecto puenteo de láminas y/o pequeños pliegues en la zona curva. También el efecto puenteo de la bolsa de vacío. La disminución de la presión de compactación local en las zonas curvas debido al efecto puenteo dificultaron la compactación del laminado y, por ende, resultó en un aumento de la permeabilidad del tejido. Esta región fue proclive al fenómeno vía rápida y a acumulación de resina y atrapamiento de aire. La falta de presión de compactación favoreció el defecto cúmulo de resina.
- Resolvimos los cúmulos de resina en la zona curva y cumplimos con los requerimientos aeronáuticos de FVF y porosidad en la fabricación de perfiles de geometría compleja mediante la aplicación de presión externa durante la etapa de post-llenado. Esta presión se aplicó con un contramolde sólido incompresible y una estructura de contención. La aplicación de la presión externa incrementó la presión de compactación local sobre el laminado, dando como resultado piezas de menor espesor que la fabricada por VI. En la mayoría de los casos se cumplió la tolerancia dimensional y se eliminó el efecto de engrosamiento. La disminución del espesor implicó un incremento de la fracción volumétrica de fibra de 51% al 63%, debido al elevado grado de compactación de la preforma y la eliminación de la resina en exceso. Asimismo, la distribución espacial de los poros fue mucho más uniforme y su contenido disminuyó de 0,72% a 0,17% por el mecanismo de transporte y de compresión y disolución. Aplicamos la presión en el post-llenado cinco minutos después de cerrar el punto de inyección para facilitar la eliminación de la porosidad por el mecanismo de transporte.

- El análisis de las diferentes variantes ISCI demostró que pueden obtenerse diferentes niveles de compactación en función del diseño del contramolde y de la combinación de materiales. La rigidez del material del contramolde juega un papel fundamental en la distribución y transferencia de la presión y en el comportamiento de compactación del laminado en la zona curva. El molde metálico cóncavo con un contramolde de silicona rígida (SIL70) o un contramolde de silicona semi-rígida con una mayor rigidez en la zona curva (SIL55/CA) da lugar a una compactación uniforme entre la zona curva y plana. Como resultado, las piezas no presentaron el factor de engrosamiento de ángulo. Además, la fracción volumétrica de fibra fue aproximadamente de un 60% y la porosidad inferior al 2%. Las piezas cumplieron con las tolerancias dimensionales.
- El uso de siliconas flexibles y de dureza igual o inferior a 18 Shore A (SIL18) no dio el resultado esperado debido a la baja transmisión de la presión sobre el laminado. Además, la diferencia de rigidez entre la silicona y el refuerzo fomentó el atrapamiento de aire en el radio interno de la pieza. La integración de una estructura rígida en la silicona semi-rígida (SIL55/3D) tampoco dio el resultado esperado por la excesiva presión de compactación en la zona curva, la cual provocó una deformación geométrica y un elevado contenido en poros por el excesivo incremento de la permeabilidad. Este exceso de permeabilidad dificultó la eliminación de los poros por el mecanismo de transporte. La integración de un material flexible en una silicona rígida proporcionó el menor contenido en poros (0,10%) junto con la mayor fracción volumétrica (63%). La pieza no cumplió las tolerancias dimensionales ni en la zona curva ni en la plana, debido a la excesiva reducción de espesor. El exceso de presión de compactación en la zona curva eliminó la resina en exceso por el mecanismo compresión del fluido o *squeeze flow* y a su vez, también disminuyó la densidad de fibra en toda la superficie de laminado.
- Diseñamos la geometría de la pieza con distinto espesor en la zona plana y en la curva para evitar los típicos defectos de fabricación como es: el puenteo de láminas. En esta investigación, demostramos que es posible fabricar piezas de geometría compleja de espesor uniforme por infusión con contramolde sólido incompresible.
- Los resultados indican que las cuadernas en U del fuselaje pueden fabricarse de alta calidad mediante el proceso ISCI, con costes relativamente bajos en comparación con el proceso de moldeo por transferencia de resina (RTM, *Resin Transfer Moulding*) y la autoclave y, simplificando el método de fabricación puesto que no es necesario el proceso de *debulking* para compactar el laminado.
- Las variantes del proceso ISCI más prometedoras son la SIL70 y la SIL55/CA. Analizando la caracterización dimensional y microestructural son las que proporcionan unos mejores parámetros de calidad, es decir, elevada FVF y baja porosidad. Por tanto, estas tecnologías podrían ser aplicadas a la fabricación de piezas en composites con una cadencia baja y media.

8.3 Conclusiones del capítulo sobre la adecuación de la tecnología RTM para la fabricación de una cuaderna con sección en “U”

- Desarrollamos la tecnología RTM para la fabricación de cuadernas curvas en forma de “U” del fuselaje. Para ello, diseñamos, fabricamos y validamos un molde prototipo de RTM para una cuaderna de 600 mm de longitud. Fabricamos la cuaderna con 10 capas de tejido NCF y resina epoxi RTM6. La validación incluye la caracterización dimensional y microestructural de la pieza.

- El diseño conceptual del molde contiene un portamoldes de acero, el cual incluye el circuito de calentamiento, el sistema de cierre por tornillos y dos postizos posicionados y extraíbles en su interior. Fabricamos el postizo hembra en acero y el postizo macho en aluminio. Empleamos la combinación de materiales metálicos con diferente coeficiente de expansión lineal para facilitar el desmoldeo de pieza. Además, propusimos el desmoldeo en caliente para minimizar las tensiones internas y distorsiones en la pieza. Para validar el diseño conceptual del molde, efectuamos un análisis de tensiones de predicción de la deformación inducida en el componente debido al proceso de fabricación a partir de un modelo de deformación térmica, con el que se concluyó que la combinación de acero en hembra y aluminio en macho reduce significativamente la presión de contacto de la hembra sobre el laminado. Asimismo, también estudiamos la fuerza necesaria para extraer la pieza del postizo hembra según la temperatura, que resultó ser prácticamente nula a temperaturas iguales o superiores a 80 °C. También llevamos a cabo simulaciones de llenado para definir el punto de inyección y vacío óptimos en función del tiempo de llenado. El sistema de inyección se situó a lo largo de la longitud de la pieza con una regata perimetral en ambos lados y manteniendo la simetría.
- Llevamos a cabo las pruebas del molde mediante la fabricación de varias piezas. La presión de inyección fue de 1 bar (0,1 MPa) y la de empaquetado de 8 bar (0,8 MPa), para eliminar la porosidad por el mecanismo de transporte.
- La pieza presentó un espesor uniforme tanto en la zona curva como en la plana y cumplió las tolerancias dimensionales, gracias al contramolde metálico. La fracción volumétrica de fibra resultó ser sumamente diferente entre la zona plana y la curva. Diseñamos la pieza con distinto espesor en la zona curva (4,5 mm frente a los 3,8 mm de la zona plana). Construimos la preforma con el mismo número de capas, lo que propició una menor compactación del laminado en la zona curva y, por ende, una menor fracción volumétrica de fibra. 57% en la zona curva y de 64% en la zona plana. Esta heterogeneidad en la FVF incrementa la probabilidad de fallos estructurales en la pieza. En cuanto a la distribución de los poros, observamos el efecto de la presión de empaquetado, ya que se concentran en las proximidades del punto de vacío debido al mecanismo de transporte. El contenido en poros fue elevado, con un 2,47%. El cambio de estrategia de inyección respecto a las piezas fabricadas por el proceso de infusión por vacío y el proceso ISCI y sus variantes provocó una mayor distorsión entre los mecanismos de impregnación debido a que el frente de flujo tiene una longitud mucho mayor. Asimismo, la pieza presentó una importante concentración de áreas ricas en resina, en especial en la zona curva, debido a que la preforma tiende a apretarse alrededor del radio externo del contramolde con el cierre del molde. Al ser el espesor en radio mayor que el de la zona plana, la probabilidad de zonas ricas en resina en la zona curva incrementa considerablemente. En el análisis micrográfico, también observamos una delaminación provocada por el corte de la pieza. El cierre del molde compactó la preforma en exceso, disminuyendo notablemente su permeabilidad. Esto originó una pobre impregnación de la misma y, por ende, una delaminación al cortar la pieza.
- Este estudio indicó que es posible fabricar componentes aeronáuticos secundarios (contenido en poros igual o inferior al 5%) con el uso de moldes relativamente complejos que combinen materiales metálicos con diferente coeficiente de expansión lineal y con desmoldeo en caliente. La estrategia del sistema de inyección debería ser mejorada para poder implementar dicha tecnología en la fabricación de componentes aeronáuticos primarios.

Chapter 8

8. Conclusions

Find below the conclusions and findings carried out in this research:

8.1. Conclusions about the influence of race tracking on the quality of laminates using the Vacuum Infusion manufacturing process

- We studied the effect of the race tracking channel on the flow front pattern during mold filling and, on the laminate quality in terms of thickness variability, void content and mechanical behavior. The interlaminar shear strength testing (ILSS, Interlaminar Shear Strength) was chosen for mechanical performance. The race tracking length and the race tracking position were the study variables. For that, we designed and manufactured nine laminate flat panels with dimensions of approximately 500 mm x mm 300 mm and 2 mm thickness, which included two race tracking channels at the flat plate borders. The reinforcement used was the non-crimp fabric (NCF) and as a matrix, the epoxy resin. The channel length was defined as a percentage of the flat panel the total length, i.e., 0% without race tracking and 25%, 50%, 75% and 100% with race tracking. The race tracking position was defined according the injection system.
- The race tracking channels located in the border caused irregularity and non-uniformity in the flow front patter when the channel has a minimum length of 25%. Whether the channel is located in the injection, vacuum region or in the flat panel center (away from the injection system), the flow front pattern was distorted.
- The thickness was affected by the race tracking channel when the channel length is larger than 75% of the laminate flat panel the total length. The thickness increased 0.1 mm.
- The race tracking position does not affect the thickness.
- Regarding the thickness distribution, the non-race tracking laminate fitted in a normal distribution, whereas the race tracking laminates followed a logistic distribution (3P).
- The flow front distortion caused by race tracking channels does not influence the void content following the ILSS results. Most of the laminates presented a porosity less than 0.5%. A low void content does not cause relevant changes in interlaminar shear strength. The

highest values obtained were 1.5% and 2.7 for M01 laminate. In this case, the interlaminar shear strength was reduced by 20%.

8.2 Conclusions about the improvement of vacuum infusion process using a solid incompressible counter-mold

- The new vacuum infusion process presented in this study focuses on the external pressure application and has been patented under the name *Incompressible Solid Counter-mold Infusion (ISCI)*.
- The approach assumes that the ISCI process can be applied in the manufacturing of primary components for the aeronautical sector, fulfilling the quality requirements. Such as: fibre volume fraction (FVF) equal to or greater than 60% and void content equal to or less than 2%. A U-shaped frame part of the fuselage with a length of 600 mm was used to demonstrate that. We designed and validated four different variants of the ISCI process, which they differ in the compaction pressure application in the curve zones.
- We started producing the U frame part by vacuum infusion manufacturing process that served as a basis for the further manufacturing improvement. The part quality features showed the corner thickening effect, leading to thickness increase and the non-compliance dimensional tolerance in the curved zones (± 0.5 mm). The resin lack defect also appeared. The fibre volume fraction was as expected (51%) and the porosity was relatively low (0.7%), due to manufacture-demanding method that consists of resin degassing and vacuum leak testing. However, we recognized a higher void concentration in the curved zone than in the flat one.
- The choice of the mold had a significant effect on the final quality part when being manufactured by VI process. We carried out the laminate stacking in a concave mold using NCF reinforcement. The ply bridging effect and/or folds appeared in the curved zones. The vacuum bag bridging was also noticed. These effects caused a local compaction pressure decrease and, therefore, a fabric permeability increase. This region was prone to race tracking phenomenon, leading to resin lacks and air entrapment. The compaction pressure shortage aided the resin lack defect.
- We overcame the resin accumulation in the curved zones on external pressure application during post-filling stage. We reached both FVF and porosity requirements. The external pressure was applied using an incompressible solid counter-mold and a specific retaining structure, which was tailored designed to be applied following the mold's needs. The external pressure application further increased the local compaction pressure on the laminate, leading to less thickness parts than VI produced. Most of them, the adequate dimensional tolerances were covered and, the corner thickening was erased. The thickness decrease made a fibre volume fraction increase from 51% to 63%, as a result of the high preform compaction degree and the resin excess removal. Additionally, the void spatial distribution was much more uniform and their void content decreased from 0.72% to 0.17% caused by the transport mechanism and compression and dissolution mechanism. The external pressure in the post-filling was applied five minutes after closing the injection point, in order to support the void removal by the transport mechanism.

- The analysis of the ISCI variants showed that different levels of laminate compaction can be reached depending on the incompressible counter-mold design and the material mixing. The counter-mold stiffness plays a fundamental role in the pressure distribution and pressure transfer and in the laminate compaction behavior in the curved zones. The concave metal mold with a rigid silicone counter-mold (SIL70) or a semi-rigid silicone counter-mold with additional pressure in the curved zone (SIL55/CA) resulted in uniform laminate compaction on curved and flat zones. As a result, the parts did not show the corner thickening effect. Furthermore, the fibre volume fraction was approximately 60% and the porosity less than 2%, covering the dimensional tolerances.
- The flexible silicone (hardness equal to or less than 18 Shore A (SIL18)) did not give the expected outcomes, considering the low-pressure transmission on the laminate. The stiffness differences among the silicone and the reinforcement allowed air entrapment located at the part internal radius. The rigid 3D structure positioning in the semi-rigid silicone (SIL55/3D) didn't have the expected outcomes due to the excessive compaction pressure in the curved zones. The excessive compaction led to geometrical deformation and a high void content, as a result of the fabric permeability increase. The high permeability hindered the void removal by the transport mechanism. The flexible material positioning in a rigid silicone provided the lowest void content (0.10%) along with the highest volume fraction (63%). The part didn't meet the dimensional tolerances neither in the curved nor in the flat zone, due to the excessive thickness reduction. The excess compaction pressure in the curved zone removed the resin excess by the squeeze flow mechanism and also resulted in the fibre density decrease throughout the laminate.
- The part geometry design included thickness difference between flat and curved zones. In this study, we showed that it is possible to manufacture complex geometry parts of uniform thickness by infusion incompressible counter-mold.
- The results indicate that U-shaped frames can be manufactured to a high quality using only the ISCI process, with relatively low costs related to the RTM and autoclave processes, and by simplifying the manufacturing method, i.e., no need the debulking process to compact the laminate.
- The most promising ways to produce high quality performance parts is by SIL70 and SIL55/CA. After analysing the dimensional and microstructural characterization, they are the ones that guarantee better quality parameters, i.e., high FVF and low porosity. Therefore, these technologies could be applied to a supply chain in a low and medium cadence composite manufacturing plant.

8.3 Conclusions on the adequacy of the RTM technology for the U-shaped frame manufacturing

- We developed the RTM technology to manufacture curved U-shaped frames for the fuselage. To do this, we designed, manufactured and validated an RTM prototype mold for a 600 mm long frame. We manufactured the frame with 10 layers of NCF fabric and RTM6 epoxy resin. The validation includes the dimensional and microstructural characterization of the piece.
- The mold conceptual design contains a steel mold-holder, which includes the heating circuit, the screw closing system and two inserts positioned and removable inside it. We

manufactured the convex insert in steel and the concave insert in aluminum. We use the combination of metallic materials with different linear expansion coefficients to facilitate part demolding. In addition, we proposed hot demolding to minimize internal stresses and distortions in the part. To validate the mold conceptual design, we carried out a stress analysis to predict the deformation induced in the component due to the manufacturing process, from a thermal deformation model, concluding that the combination of concave steel and aluminum in convex significantly reduces the contact pressure of the concave on the laminate. Likewise, we also studied the force necessary to extract the piece from the concave insert in terms of temperature, which turned out to be practically nil at temperatures equal to or greater than 80 °C. We also carry out filling simulations to define the optimal injection point and vacuum depending on the filling time. The injection system was located along the piece length with a perimeter groove on both sides and maintaining symmetry.

- We carry out the mold tests through the manufacture of various parts. The injection pressure was 1 bar (0,1 MPa) and the packaging was 8 bar (0,8 MPa), to eliminate porosity through the transport mechanism.
- The part presented uniform thickness in both curved and flat areas and met the dimensional tolerances, due to the metal counter-mold. The fibre volume fraction appeared extremely different between the flat zone and the curved zone. We designed the part with different thickness in the curved area (4.5 mm compared to 3.8 mm in the flat area). We built the preform with the same number of layers, which led to less compaction of the laminate in the curved area and, therefore, a lower fibre volumetric fraction - 57% in the curved area and 64% in the flat area. This heterogeneity in the FVF increases the probability of structural failures in the part. Regarding the void distribution, we observed the packing pressure effect as the voids are concentrated in the vacuum point vicinity, due to the transport mechanism. The void content was high; 2.47%. The change of injection strategy regarding the parts manufactured using the vacuum infusion process and the ISCI process and its variants, caused a greater distortion between the impregnation mechanisms, as the flow front has a much greater length. Likewise, the part presented a significant concentration of areas rich in resin, especially in the curved area, due to the fact that the preform tends to tighten around the external radius of the counter-mold with the mold closure. As the radius thickness is greater than flat area radius, the probability of resin-rich areas in the curved zone increases considerably. In the micrographic analysis, we also observed a delamination caused by the part cutting. The mold closing compacted the preform in excess, notably reducing its permeability. This caused a poor impregnation of the same and, therefore, a delamination when cutting the piece.
- This research shows it is possible to manufacture secondary components for the aeronautical sector (void content equal to or less than 5%), using metallic complex molds. These molds have to combine metallic materials with different coefficient of linear expansion. The demolding stage has to be in heating at cured temperature. The injection system should be improved in order to manufacture primary components for aeronautical sector.

Capítulo 9

9. Sugerencias para trabajos futuros

9.1 Mejoras en el estudio de influencia de la vía rápida

Examinamos solamente un 12% de la placa plana. Para obtener la relación entre los canales de vía rápida y la porosidad y la resistencia al cizallamiento interlaminar (ILSS, *Interlaminar Shear Strength*) deberíamos llevar a cabo una mayor matriz de ensayos.

9.2 Mejoras en el proceso de infusión con contramolde sólido incompresible (ISCI)

Estudiamos la tecnología ISCI en un componente primario aeronáutico con un ángulo a 90°, un radio externo de 5 mm e interno de 3 mm, un espesor en radio de 4,5 mm y en plano de 3,8 mm. Fabricamos varias piezas (según la variante ISCI) y verificamos que el molde y contramolde sólido incompresible se ajustaban funcionalmente a los requerimientos solicitados por el sector aeronáuticos. Realizamos la verificación funcional del sistema y cumplimos con el nivel de madurez tecnológica de 4 (TRL4, *Technology Readiness Level*). Asimismo, para alcanzar mayores TRLs, sugerimos:

- Implementar sensores de presión en el molde metálico cóncavo, con el fin de medir la presión de compactación aplicada sobre el laminado durante la etapa de post-llenado. Podríamos utilizar células de carga a compresión, las cuales las situaríamos en el molde cóncavo metálico.
- Mejorar el diseño y fabricación de la estructura de contención, para aumentar su robustez y evitar su deflexión.

Desarrollamos el proceso ISCI para el sector aeronáutico. No obstante, también podría aplicarse a otros sectores, tales como, eólico, ferroviario, naval y automovilístico de alta gama. Para ello, deberíamos investigar lo siguiente:

- Otros tipos de refuerzo (plano, sarga y satén) e incluso otros tipos de fibras como las termoplásticas, las naturales o las de vidrio.
- Realizar pruebas experimentales con otro espesor de laminado e incluso, tal y como se ha demostrado en este estudio, con una geometría de pieza con espesor uniforme.
- Fabricar un perfil en U con un ángulo distinto a 90° y con diferentes valores de radio externo e interno.

- Experimentar la tecnología ISCI con una geometría de pieza distinta, con perfiles en forma de T, L, I o Z (Fig. 9-1).

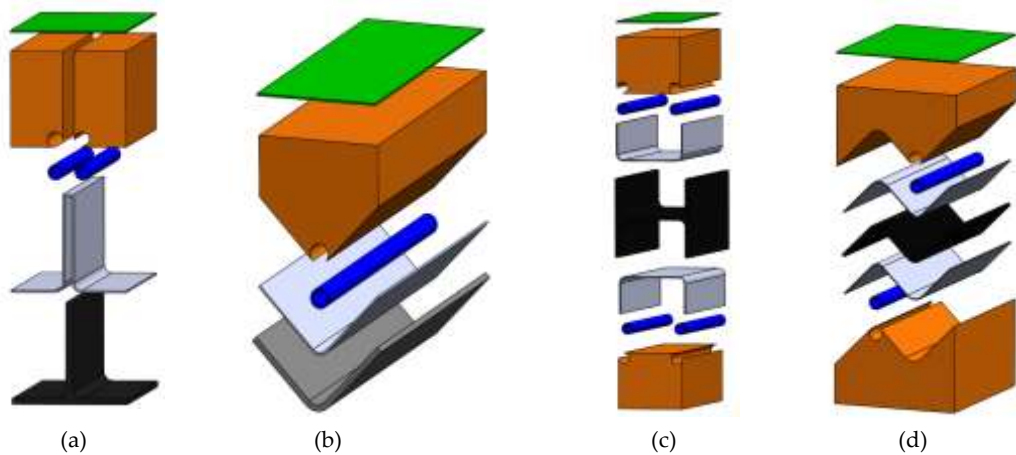


Fig. 9-1: Adaptación de la tecnología ISCI a perfiles de diferentes geometrías: (a) T, (b) L, (c) I y (d) Z. El color negro corresponde al perfil, el gris corresponde a los materiales auxiliares, el azul es la cámara de aire en la zona curva, el naranja es el contramolde incompresible y el verde es la bolsa de vacío.

9.3 Mejoras en la tecnología RTM

Al implementar la tecnología RTM, comprobamos que la porosidad no cumple con el requerimiento de estructura primaria aeronáutica, debido a la estrategia de inyección. Por tanto, una continuación de esta investigación es experimentar la fabricación de la cuaderna en U por RTM y con el mismo sistema de inyección que en el proceso VI e ISCI.

9.4 Mejoras generales

Realizar una estimación de costes mediante el análisis de costes de ciclo de vida (LCCA, *Life-Cycle Cost Analysis*). Explicamos cualitativamente por qué el proceso ISCI implica una reducción de costes en relación al proceso de RTM y autoclave. Una importante sugerencia de trabajo futuro es la cuantificación exhaustiva de los costes, para validar esta reducción.

Referencias

- [1] "TEDAE, Defensa, Seguridad, Aeronáutica y Espacio: Reducción de las emisiones en el sector aeronáutico," [Online], 2021. <https://tedae.org/es/noticias/reduccion-de-las-emisiones-de-co2-en-el-sector-aeronautico/>.
- [2] A. J. Timmis *et al.*, "Environmental impact assessment of aviation emission reduction through the implementation of composite materials," *Int. J. Life Cycle Assess.*, vol. 20, no. 2, pp. 233–243, 2015, doi: 10.1007/s11367-014-0824-0.
- [3] J. Pora, "Composite materials in the airbus A380-from history to future," *ICCM13, Int. Conf. Compos. Mater.*, pp. 1–10, 2001.
- [4] Ó. Castro Álvarez and E. Martín Santana, "Sostenibilidad en el sector aeronáutico: un sector altamente comprometido," 2020.
- [5] S. Koutsonas, "Race-track modelling and variability in RTM for advanced composites structures," The University of Nottingham, 2015.
- [6] M. Bodaghi, "Understanding the challenges of high injection pressure resin transfer moulding." University of Porto, Faculty of Engineering, 2017, Porto, Portugal, PhD thesis. <https://hdl.handle.net/10216/109753>
- [7] A. Miravete, *Materiales Compuestos Vol.1*. Barcelona: Editorial Reverté, S.A, 2007.
- [8] A. Maffezzoli and A. Grieco, "Optimization of Parts Placement in Autoclave Processing of Composites," *Appl. Compos. Mater.*, vol. 20, no. 3, pp. 233–248, Jun. 2013, doi: 10.1007/s10443-012-9265-8.
- [9] J. Ramaswamy Setty *et al.*, "Autoclaves for aerospace applications: Issues and challenges," *Int. J. Aerosp. Eng.*, vol. 2011, no. May 2014, 2011, doi: 10.1155/2011/985871.
- [10] W. J. Renton, D. Olcott, W. Roeseler, R. Batzer, W. Baron, and A. Velicki, "Future of Flight Vehicle Structures (2000 to 2023)," *J. Aircr.*, vol. 41, no. 5, pp. 986–998, 2004, doi: 10.2514/1.4039.
- [11] S. Laurenzi, A. Grilli, M. Pinna, F. De Nicola, G. Cattaneo, and M. Marchetti, "Process simulation for a large composite aeronautic beam by resin transfer molding," *Compos. Part B Eng.*, vol. 57, pp. 47–55, 2014, doi: 10.1016/j.compositesb.2013.09.039.
- [12] S. Laurenzi, A. Casini, and D. Pocci, "Design and fabrication of a helicopter unitized structure using resin transfer moulding," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 67, pp. 221–232, 2014, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.09.007.
- [13] L. Scelsi *et al.*, "Potential emissions savings of lightweight composite aircraft components evaluated through life cycle assessment," *Express Polym. Lett.*, vol. 5, no. 3, pp. 209–217, 2011, doi: 10.3144/expresspolymlett.2011.20.
- [14] A. Loukopoulos, C. Katsiropoulos, and S. Pantelakis, "Life cycle assessment and cost analysis evaluation of a helicopter's canopy production using different manufacturing processes," *MATEC Web Conf.*, vol. 188, 2018, doi: 10.1051/matecconf/201818801020.
- [15] C. V. Katsiropoulos, A. Loukopoulos, and S. G. Pantelakis, "Comparative environmental and cost analysis of alternative production scenarios associated with a helicopter's canopy," *Aerospace*, vol. 6, no. 3, Jan. 2019, doi: 10.3390/aerospace6010003.
- [16] A. C. Loos, "Low-cost fabrication of advanced polymeric composites by resin infusion processes,"

- Adv. Compos. Mater. Off. J. Japan Soc. Compos. Mater.*, vol. 10, no. 2–3, pp. 99–106, 2001, doi: 10.1163/156855101753396573.
- [17] A. Forcellese, M. Marconi, M. Simoncini, and A. Vita, “Life cycle impact assessment of different manufacturing technologies for automotive CFRP components,” *J. Clean. Prod.*, vol. 271, p. 122677, 2020, doi: 10.1016/j.jclepro.2020.122677.
- [18] M. Bodaghi, C. Cristóvão, R. Gomes, and N. C. Correia, “Experimental characterization of voids in high fibre volume fraction composites processed by high injection pressure RTM,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 82, pp. 88–99, 2016, doi: 10.1016/j.compositesa.2015.11.042.
- [19] R. A. Witik, F. Gaille, R. Teuscher, H. Ringwald, V. Michaud, and J. A. E. Månson, “Economic and environmental assessment of alternative production methods for composite aircraft components,” *J. Clean. Prod.*, vol. 29–30, pp. 91–102, 2012, doi: 10.1016/j.jclepro.2012.02.028.
- [20] K. D. Potter, “The early history of the resin transfer moulding process for aerospace applications.,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 30, no. 5, pp. 619–621, 1999, doi: 10.1016/S1359-835X(98)00179-1.
- [21] H. S. Sas, P. Šimáček, and S. G. Advani, “A methodology to reduce variability during vacuum infusion with optimized design of distribution media,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 78, pp. 223–233, Nov. 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2015.08.011.
- [22] V. Hawley, “Development of Stitched/ RTM Primary Structures for Transport Aircraft,” Hampton, Virginia, 1993.
- [23] A. Hindersmann, “Confusion about infusion: An overview of infusion processes,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 126, p. 105583, 2019, doi: 10.1016/j.compositesa.2019.105583.
- [24] I. Baran, K. Cinar, N. Ersoy, R. Akkerman, and J. H. Hattel, “A Review on the Mechanical Modeling of Composite Manufacturing Processes,” *Arch. Comput. Methods Eng.*, vol. 24, no. 2, pp. 365–395, 2017, doi: 10.1007/s11831-016-9167-2.
- [25] P. Causse, E. Ruiz, and F. Trochu, “Experimental study of flexible injection to manufacture parts of strong curvature,” *Polym. Compos.*, vol. 37, no. 1, pp. 915–924, 2016, doi: 10.1002/pc.
- [26] M. Thor, M. G. R. Sause, and R. M. Hinterhölzl, “Mechanisms of origin and classification of out-of-plane fiber waviness in composite materials — A review,” *J. Compos. Sci.*, vol. 4, no. 3, 2020, doi: 10.3390/jcs4030130.
- [27] M. A. Ali, R. Umer, K. A. Khan, S. Bickerton, and W. J. Cantwell, “Non-destructive evaluation of through-thickness permeability in 3D woven fabrics for composite fan blade applications,” *Aerosp. Sci. Technol.*, vol. 82–83, pp. 520–533, 2018, doi: 10.1016/j.ast.2018.10.003.
- [28] K. D. Potter, “Understanding The Origins of Defects And Variability in Composites Manufacture,” in *17 th International Conference on Composite Materials*, 2009, pp. 27–31.
- [29] Y. Geng, J. Jiang, and N. Chen, “Local impregnation behavior and simulation of non-crimp fabric on curved plats in vacuum assisted resin transfer moulding,” *Compos. Struct.*, vol. 208, no. September 2018, pp. 517–524, 2019, doi: 10.1016/j.compstruct.2018.10.054.
- [30] M. Bodaghi, R. Costa, R. Gomes, J. Silva, N. Correia, and F. Silva, “Experimental comparative study of the variants of high-temperature vacuum-assisted resin transfer moulding,” *Compos. - Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 129, pp. 105–708, 2020.
- [31] L. G. Stringer, “Optimization of the wet lay-up/vacuum bag process for the fabrication of carbon fibre epoxy composites with high fibre fraction and low void content,” *Composites*, vol. 20, no. 5,

- pp. 441–452, 1989, doi: 10.1016/0010-4361(89)90213-9.
- [32] M. Li, Y. Li, Z. Zhang, and Y. Gu, “Pressure window analysis for thin laminated composites in autoclave process,” *Polym. Compos.*, vol. 20, no. 2, pp. 169–175, Feb. 2009, doi: 10.1002/pc.20547.
- [33] W. Hu, L. K. Grunenfelder, T. Centea, and S. R. Nutt, “In situ monitoring and analysis of void evolution in unidirectional prepreg,” *J. Compos. Mater.*, vol. 52, no. 21, pp. 2847–2858, 2018.
- [34] Aenor, “UNE-EN 2564:2018 (Ratificada) Material aeroespacial. Laminados de fibra de carbono. Determinación del contenido en fibra, resina y tasa de porosidad.” 2018.
- [35] P. Olivier, J. P. Cottu, and B. Ferret, “Effects of cure cycle pressure and voids on some mechanical properties of carbon/epoxy laminates,” *Composites*, vol. 26, no. 7, pp. 509–515, 1995, doi: 10.1016/0010-4361(95)96808-J.
- [36] M. Mehdikhani *et al.*, “Voids in fiber-reinforced polymer composites: a review on their formation, characteristics, and effects on mechanical performance,” *J. Compos. Mater.*, 2017.
- [37] M. Mehdikhani, “Effect of voids on damage development in carbon fiber-reinforced polymer composites.” KU Leuven University, Faculty of Engineering Science, 2018, Leuven, Belgium, PhD thesis. <https://limo.libis.be/permalink/f/t5q1v2/LIRIAS2087688>
- [38] A. G. Stamopoulos, K. I. Tserpes, P. Prucha, and D. Vavrik, “Evaluation of porosity effects on the mechanical properties of carbon fiber-reinforced plastic unidirectional laminates by X-ray computed tomography and mechanical testing,” *J. Compos. Mater.*, vol. 50, no. 15, pp. 2087–2098, 2016, doi: 10.1177/0021998315602049.
- [39] D. Saenz-Castillo, M. I. Martín, S. Calvo, F. Rodriguez-Lence, and A. Güemes, “Effect of processing parameters and void content on mechanical properties and NDI of thermoplastic composites,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 121, no. January, pp. 308–320, 2019, doi: 10.1016/j.compositesa.2019.03.035.
- [40] M. A. Yalcinkaya, E. M. Sozer, and M. C. Altan, “Effect of external pressure and resin flushing on reduction of process-induced voids and enhancement of laminate quality in heated-VARTM,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 121, pp. 353–364, Jun. 2019, doi: 10.1016/j.compositesa.2019.03.040.
- [41] “INEGI, Instituto de Ciência e Inovação em Engenharia Mecânica e Industrial,” [Online], 2021. <http://www.inegi.pt/pt/>.
- [42] “EURECAT, Centro Tecnológico de Catalunya,” [Online], 2021. <https://eurecat.org/es/>.
- [43] “UdG, Universitat de Girona,” [Online], 2021. <https://www.udg.edu/ca/>.
- [44] H2020-CS2-CFP02-2015-01, “COFRARE 2.0 (Out of autoclave processes development for composite frames manufacturing with high production rate and low cost).” 2018.
- [45] European Union Funding for Research and innovation, “Clean Sky Joint Undertaking.” <https://www.cleansky.eu/>.
- [46] T. J. Reinhart, “Overview of Composite Materials,” in *Handbook of Composites*, Springer US, 1998, pp. 21–33.
- [47] A. K. Kaw, *Mechanics of Composite Materials*, 2nd Editio. 2006.
- [48] S. Mraz, “Basics of Aerospace Materials: Aluminum and Composites,” 2004. <https://www.machinedesign.com/materials/article/21831769/basics-of-aerospace-materials-aluminum-and-composites>.

- [49] Y. Kaushik, "A review on us of aluminium alloys in aircraft components," *J. Mater. Sci.*, vol. 3, no. 3, pp. 33–38, 2015.
- [50] L. F. Vosteen *et al.*, "Composite Chronicles : A Study of the Lessons Learned in the Development, Production, and Service of Composite Structures," no. November, 1994, Accessed: Nov. 20, 2019. [Online]. Available: <https://ntrs.nasa.gov/search.jsp?R=19950010444>.
- [51] X. Tan *et al.*, "Cost-efficient materials in aerospace: Composite vs aluminium," in *Collaborative Product and Service Life Cycle Management for a Sustainable World*, 2008, pp. 259–266, doi: 10.1007/978-1-84800-972-1_25.
- [52] J. Hinrichsen, "A380 – the flagship for the new century", Proceedings of JISEE-7, Japan, 2001.
- [53] F. Campbell, *Manufacturing processes for advanced composites*. Amsterdam: Elsevier, 2004.
- [54] A. Al-Lami, P. Hilmer, and M. Sinapius, "Eco-efficiency assessment of manufacturing carbon fiber reinforced polymers (CFRP) in aerospace industry," *Aerosp. Sci. Technol.*, vol. 79, pp. 669–678, 2018.
- [55] B. R. Gebart and L. A. Strömbeck, *Principles of Liquid Composite Molding*. Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2000.
- [56] C. Rudd, A. Long, K. Kendall, and C. Mangin, *Liquid molding technologies*. Woodhead publishing limited, Cambridge, England, 1997.
- [57] J. M. Lawrence, J. Barr, R. Karmakar, and S. G. Advani, "Characterization of preform permeability in the presence of race tracking," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 35, no. 12, pp. 1393–1405, Dec. 2004, doi: 10.1016/j.compositesa.2004.05.002.
- [58] S. Bickerton and S. G. Advani, "Characterization and modeling of race-tracking in liquid composite molding processes," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 59, pp. 2215–2229, 1999, Accessed: Oct. 30, 2018. [Online]. Available: https://ac-els-cdn-com.recursos.biblioteca.upc.edu/S0266353899000779/1-s2.0-S0266353899000779-main.pdf?_tid=97cba167-e44e-477f-90af-f72eb255d223&acdnat=1540920370_8c22d2386c1b25609b2c550a3d144b76.
- [59] S. R. White and H. T. Hahn, "Cure Cycle Optimization for the Reduction of Processing-Induced Residual Stresses in Composite Materials," *J. Compos. Mater.*, vol. 27, no. 14, pp. 1352–1378, 1993, doi: 10.1177/002199839302701402.
- [60] E. Ruiz and F. Trochu, "Numerical analysis of cure temperature and internal stresses in thin and thick RTM parts," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 36, no. 6, pp. 806–826, Jun. 2005, doi: 10.1016/j.compositesa.2004.10.021.
- [61] P. Šimáček and S. G. Advani, "Desirable features in mold filling simulations for liquid composite molding processes," *Polym. Compos.*, vol. 25, no. 4, pp. 355–367, 2004, doi: 10.1002/pc.20029.
- [62] S. G. Advani and E. M. Sozer, *Process Modeling in Composites Manufacturing*. CRC Press, 2010.
- [63] J. M. Lawrence, P. Fried, and S. G. Advani, "Automated manufacturing environment to address bulk permeability variations and race tracking in resin transfer molding by redirecting flow with auxiliary gates," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 36, no. 8, pp. 1128–1141, 2005, doi: 10.1016/j.compositesa.2005.01.024.
- [64] S. Bickerton, E. M. Sozer, P. Simacek, and S. G. Advani, "Fabric structure and mold curvature effects on preform permeability and mold filling in the RTM process. Part II. Predictions and comparisons with experiments," *Compos. - Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 31, pp. 439–458, 2000.

- [65] J. Merotte, P. Simacek, and S. G. Advani, "Resin flow analysis with fiber preform deformation in through thickness direction during Compression Resin Transfer Molding," *Compos. - Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 41, no. 7, pp. 881–887, Jul. 2010, doi: 10.1016/j.compositesa.2010.03.001.
- [66] S. G. Advani, M. V. Brusckke, and R. S. Parnas, *Resin transfer molding flow phenomena in polymeric composites*, Elsevier: Flow and rheology in polymer composites manufacturing, 1994.
- [67] A. Shojaei, S. R. Ghaffarian, and S. M. H. Karimian, "Modeling and simulation approaches in the resin transfer molding process: A review," *Polym. Compos.*, vol. 24, no. 4, pp. 525–544, Aug. 2003, doi: 10.1002/pc.10050.
- [68] J. M. Lawrence, P. Hughes, and S. G. Advani, "Experimental Validation of Dependence Map based Control in Liquid Composite Molding," *J. Compos. Mater.*, vol. 40, no. 13, pp. 1137–1162, 2006, doi: 10.1177/0021998305057378.
- [69] J. H. Chen, M. A. Oceau, M. Hojjati, and A. Yousefpour, "Cure cycle optimisation for composite panels fabricated by RTM using dielectric sensors," *ICCM Int. Conf. Compos. Mater.*, 2009.
- [70] I. R. Oliveira, S. C. Amico, J. A. Souza, and A. G. B. de Lima, "Numerical Analysis of the Resin Transfer Molding Process via PAM-RTM Software," *Defect Diffus. Forum*, vol. 365, pp. 88–93, 2015, doi: 10.4028/www.scientific.net/ddf.365.88.
- [71] S. R. Montoro, M. Y. Shiino, T. G. Da Cruz, M. O. H. Cioffi, and H. J. C. Woorwald, "Influence of voids on the flexural resistance of the NCF/RTM6 composites," *Procedia Eng.*, vol. 10, pp. 3220–3225, 2011, doi: 10.1016/j.proeng.2011.04.532.
- [72] R. Chaudhari, "Characterization of high-pressure resin transfer molding process variants for manufacturing high-performance composites." Fraunhofer ICT, 2014, Pfinztal, Germany. PhD thesis. ISBN 978-3-8396-0669-8.
- [73] T. M. Kruckenberg, *Resin Transfer Moulding for Aerospace Structures*, Springer S. Kluwer Academic Publishers, 1st edition, 1998.
- [74] C. Polowick, "Optimizing Vacuum Assisted Resin Transfer Moulding (VARTM) Processing Parameters to Improve Part Quality," Carleton University, 2013.
- [75] T. S. Lundström and B. R. Gebart, "Influence from process parameters on void formation in resin transfer molding," *Polym. Compos.*, vol. 15, no. 1, pp. 25–33, 1994, doi: 10.1002/pc.750150105.
- [76] T. Uozumi, A. Kito, and T. Yamamoto, "CFRP using braided preforms/RTM process for aircraft applications," *Adv. Compos. Mater. Off. J. Japan Soc. Compos. Mater.*, vol. 14, no. 4, pp. 365–383, 2005, doi: 10.1163/156855105774470366.
- [77] V. Sankaran, A. Younes, T. Engler, and C. Cherif, "A novel processing solution for the production of spatial three-dimensional stitch-bonded fabrics," *Text. Res. J.*, vol. 82, no. 15, pp. 1531–1544, Sep. 2012, doi: 10.1177/0040517512452945.
- [78] E. Fauster, C. Schillfahrt, C. Hueber, and R. Schledjewski, "Automated profile preforming for structural components," *Sci. Eng. Compos. Mater.*, vol. 24, no. 5, pp. 631–650, 2017, doi: 10.1515/secm-2015-0377.
- [79] T. T. Do and D. J. Lee, "Effects of the wrinkled fabric preform on the bending properties of resin transfer molded composites," *J. Mater. Sci.*, vol. 44, no. 16, pp. 4219–4227, Aug. 2009, doi: 10.1007/s10853-009-3492-x.
- [80] P. E. Irving and C. Soutis, "Polymer Composites in the Aerospace Industry." Woodhead Publishing, 2014. ISBN 978-0-85709-523-7. <https://doi.org/10.1016/C2013-0-16303-9>

- [81] K. Spaulding, "Fibreglass boats in naval service," *US Nav. Eng. J.*, vol. 78, pp. 333–340, 1966.
- [82] K. D. Potter, *Resin transfer moulding*, Chapman &. London, 1997.
- [83] R. Kim, C. Kim, K. Hwang, and S. Kim, "Embedded Based Real-Time Monitoring in the High-Pressure Resin Transfer Molding Process for CFRP," *Appl. Sci.*, vol. 9, no. 9, p. 1795, Apr. 2019, doi: 10.3390/app9091795.
- [84] J.R. Hutchinson *et al.*, "A cost and performance comparison of LRTM and VI for the manufacture of large scale wind turbine blades," *Renew. Energy*, vol. 36, no. 2, pp. 866–871, Feb. 2011, doi: 10.1016/j.renene.2010.07.025.
- [85] A. Keller, C. Dransfeld, and K. Masania, "Flow and heat transfer during compression resin transfer moulding of highly reactive epoxies," *Compos. Part B Eng.*, vol. 153, no. May, pp. 167–175, 2018, doi: 10.1016/j.compositesb.2018.07.041.
- [86] M. Baskaran Razkin, "Optimización del proceso de Compression Resin Transfer Moulding (CRTM) mediante técnicas experimentales y simulación". Mondragon Unibertsitatea University, Grupo de investigación de Tecnología de plásticos y compuestos, 2017, San Sebastián, España. PhD tesis. <http://hdl.handle.net/20.500.11984/1204>
- [87] D. Gueuning and F. Mathieu, "Evolution in Composite Injection Moulding Processes for Wing Control Surfaces," *Sample J.*, vol. 52, no. 1, pp. 7–12, 2016.
- [88] "Lightweight automotive design with HP-RTM," *Reinforced Plastics*, pp. 29–31, 2011.
- [89] C. Xin, Y. Gu, M. Li, Y. Li, and Z. Zhang, "Study on thermal expansion pressure and resin pressure variation during thermal expansion molding process," *ICCM Int. Conf. Compos. Mater.*, 2011.
- [90] T. Ageyeva, I. Sibikin, and J. G. Kovács, "Review of thermoplastic resin transfer molding: Process modeling and simulation," *Polymers*, vol. 11, no. 10. MDPI AG, Oct. 01, 2019, doi: 10.3390/polym11101555.
- [91] European Patent Office, "Espacenet," [Online], 2020. <https://worldwide.espacenet.com/patent/search>.
- [92] "World Intellectual Property Organization (WIPO)," [Online], 2020. <https://patentscope.wipo.int/beta/en/search.jsf>.
- [93] T. Gelu Chiciudean and T. Adrian Hugues, "GB2555575 Improvements in high-pressure resin transfer moulding and compression resin transfer moulding," 2555575, 2018.
- [94] A. Bertin, "US20190152111 Resin Supply Systems," 2019.
- [95] A. Lakic, "Method of moulding a composite structure," WO 2018/069225 A1, 2018.
- [96] B. M. Simonet and M. Galan, "Procedimiento de fabricación automática y rápida de estructuras de composite mediante multi-inyección y moldeo por compresión," Patente, ES 2 463 890 B1, 2012.
- [97] N. Correia, "Analysis of the vacuum infusion moulding process." University of Nottingham, Department of Mechanical, Materials and Manufacturing Engineering, 2012, Nottingham, United Kingdom. PhD thesis. <http://eprints.nottingham.ac.uk/id/eprint/12762>
- [98] N. C. Correia, F. Robitaille, A. C. Long, C. D. Rudd, P. Šimáček, and S. G. Advani, "Analysis of the vacuum infusion moulding process: I. Analytical formulation," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 36, no. 12, pp. 1645–1656, Dec. 2005, doi: 10.1016/j.compositesa.2005.03.019.

- [99] J. Juan, "Development of the In Situ Forming of a Liquid Infused Preform (ISFLIP) process. A new manufacturing technique for high performance Fibre Reinforced Polymer (FRP) components," Universidad Polit cnica de Catalu na (UPC), 2017.
- [100] P. Simacek and S. G. Advani, "Resin flow modeling in compliant porous media: an efficient approach for liquid composite molding," *Int. J. Mater. Form.*, vol. 11, no. 4, pp. 503–515, 2018, doi: 10.1007/s12289-017-1360-9.
- [101] J. Vil , C. Gonz lez, and J. Llorca, "A level set approach for the analysis of flow and compaction during resin infusion in composite materials," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 67, pp. 299–307, 2014, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.09.002.
- [102] M. Bodaghi, S. V. Lomov, P. Simacek, N. C. Correia, and S. G. Advani, "On the variability of permeability induced by reinforcement distortions and dual scale flow in liquid composite moulding: A review," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 120, no. October 2018, pp. 188–210, 2019, doi: 10.1016/j.compositesa.2019.03.004.
- [103] P. Mitschang, A. Ogale, J. Schlimbach, F. Weyrauch, and C. Weimer, "Preform technology: A necessary requirement for quality controlled LCM-processes," *Polym. Polym. Compos.*, vol. 11, no. 8, pp. 605–622, 2003, doi: 10.1177/096739110301100801.
- [104] V. R. Kedari, B. I. Farah, and K.-T. T. Hsiao, "Effects of vacuum pressure, inlet pressure, and mold temperature on the void content, volume fraction of polyester/ e-glass fiber composites manufactured with VARTM process," *J. Compos. Mater.*, vol. 45, no. 26, pp. 2727–2742, 2011, doi: 10.1177/0021998311415442.
- [105] B. Grimsley, "Characterization of the Vacuum Assisted Resin Transfer Molding Process for Fabrication of Aerospace Composites." Virginia Polytechnic Institute and State University, Materials Science and Engineering, 2005, Virginia, EE.UU. ME thesis. <http://hdl.handle.net/10919/36062>
- [106] D. Chen, K. Arakawa, and C. Xu, "Reduction of void content of vacuum-assisted resin transfer molded composites by infusion pressure control," *Polym. Compos.*, vol. 36, no. 9, pp. 1629–1637, Sep. 2015, doi: 10.1002/pc.23071.
- [107] S. van Oosterom, T. Allen, M. Battley, and S. Bickerton, "An objective comparison of common vacuum assisted resin infusion processes," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 125, Oct. 2019, doi: 10.1016/j.compositesa.2019.105528.
- [108] J. Summerscales, "Composites Design and Manufacture. Resin infusion under flexible tooling (RIFT)," *Composites Engineering MAterials and STructures (MAST) research group University of Plymouth*, 2019. https://www.fose1.plymouth.ac.uk/sme/MATS347/MATS347C7_infusion.htm.
- [109] C. Williams, J. Summerscales, and S. Grove, "Resin Infusion under Flexible Tooling (RIFT): a review," *Compos. - Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 27A, no. 7 PART A, pp. 517–524, 1996, doi: 10.1016/1359-835X(96)00008-5.
- [110] I. Muskat, "US2495640 Method of molding," 1950.
- [111] D. Coniff, "Closed mould processes why use them?," *Reinf. Plast.*, vol. 43, no. 2, pp. 32–34, 1999.
- [112] P. Green, "Improvements in or relating to methods of producing reinforced plastic structures", UK Patent No. 944955A, 1963.
- [113] S. Beckwith, "Resin Infusion Technology: Part 3 – A Detailed Overview of RTM and VIP Infusion Processing Technologies," *Sample J.*, vol. 46, no. 3, pp. 171–174, 2007, doi: 10.2320/materia.46.171.

- [114] P. Schulze and D. Heider, "Variability in aerospace VARTM," *8th Int. Conf. Flow Process. Compos. Mater.*, no. July, pp. 85–88, 2006.
- [115] A. D. Kelkar and J. S. Tate, "Low Cost Manufacturing of Textile Composites Using Vacuum Assisted Resin Transfer Molding," in *Proceedings of 20th all India manufacturing technology, design and research conference*, 2002, no. April, pp. 712–716.
- [116] A. Le Comte, "US4359437 Method and apparatus for producing a thick-walled article of synthetic resin in particular a large-size," 1982.
- [117] J. Summerscales and T. J. Searle, "Low-pressure (vacuum infusion) techniques for moulding large composite structures," in *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part L: Journal of Materials: Design and Applications*, Feb. 2005, vol. 219, no. 1, pp. 45–58, doi: 10.1243/146442005X10238.
- [118] M. Afendi, W. M. Banks, and D. Kirkwood, "Bubble free resin for infusion process," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 36, no. 6, pp. 739–746, Jun. 2005, doi: 10.1016/j.compositesa.2004.10.030.
- [119] A. Pabsch, C. Sigle, and Piening M, "DE19536675 Vorrichtung und verfahren zur herstellung von großflächigen bauelementen nach dem rtm-verfahren," 1997.
- [120] J. Alanko, "US5665301 Apparatus and method for forming fiber reinforced composite articles," 1997.
- [121] O. Okenwa, A. Okoli, and P. Lim, "US7862322B2 Resin infusion between double flexible tooling system," 2013.
- [122] M. Kleineberg, J. Nickel, A. Pabsch, C. Sigle, and C. Schoeppinger, "Resin injection equipment for production of fiber reinforced plastic products uses a common line instead of separate lines for gas evacuation and resin injection," Germany Patent No. 19853709C1, 2000.
- [123] A. Hindersmann, M. Kühn, and J. R. Bölke, "EP2700493B1 Vacuum infusion moulding method and apparatus therefore," 2015.
- [124] W. H. Seemann, "US4902215A Plastic transfer molding techniques for the production of fiber reinforced plastic structures," 1990.
- [125] W. H. Seemann, "GB2257938A Vacuum-forming fibre reinforced resin composites," 1993.
- [126] W. H. Seemann, "EP0525263B1 Vacuum-forming method and apparatus for vacuum-forming fibre reinforced resin composites," 1993.
- [127] J. Johnson, "Process for manufacturing resin-impregnated, reinforced articles without the presence of resin fumes," US Patent No. 4132755A, 1979.
- [128] R. William, "US3309450A Method of laminating reinforced plastics," 1967.
- [129] R. J. Palmer, "US4311661A Resin impregnation process," 1982.
- [130] R. J. Palmer, G. R. Bonnar, and W. E. Moore, "US4942013A Vacuum resin impregnation process," 1990.
- [131] M. Louderback, D. Brennan, and R. Cabales, "US6964561B2 High-performance infusion system for VARTM fabrication," 2003.
- [132] "Liquid Composite Molding Achieves Aerospace Quality," *CW Composite World*, 2003. <https://www.compositesworld.com/articles/liquid-composite-molding-achieves-aerospace-quality>.

- [133] D. Loving, "US6508974B1 Process for fiberglass molding using a vacuum," 2003.
- [134] J. Filsinger, T. Lorenz, F. Stadler, and S. Utecht, "WO2001068353A1 Method and device for producing fibre-reinforced components using an injection method," 2001.
- [135] J. Filsinger, T. Lippert, F. Stadler, and S. Utecht, "WO2003018297A2 Method and device for producing fiber-reinforced components by an injection method," 2003.
- [136] T. Lorenz, F. Stadler, and S. Utecht, "DE10156123B4 Method and device for producing fiber-reinforced plastic components," 2006.
- [137] S. C. Amouroux, D. Heider, and J. W. Gillespie Jr, "Characterization of membranes used in pressure driven composite processing," *Compos. - Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 41, no. 2, pp. 207–214, 2010.
- [138] G. Gardiner, "Semipermeables: Next trend in infusion? : CompositesWorld," *CW Composite World*, 2014. <https://www.compositesworld.com/articles/semipermeables-next-trend-in-infusion> (accessed Dec. 20, 2019).
- [139] M. Friedrich, "Vacuum Assisted Process – technology for large aerospace components," 2014.
- [140] J. A. Woods, A. E. Modin, R. D. Hawkins, and D. J. Hanks, "EP1507647B1 Controlled atmospheric pressure resin infusion process," 2005.
- [141] C. Niggemann, Y. Song, J. Gillespie, and D. Heider, "Experimental investigation of the controlled atmospheric pressure resin infusion (CAPRI) process," *J. Compos. Mater.*, vol. 42, pp. 1049–1061, 2008.
- [142] F. Takeda, K. Hayashi, S. Yasuo, S. Nishiyama, Y. Komori, and N. Asahara, "Research in the Application of the VaRTM Technique to the Fabrication of Primary Aircraft Composite Structures," *Tech Rev Mitsubishi Heavy Ind*, vol. 42, 2005.
- [143] A. Lutz, "US7862322B2 Resin infusion between double flexible tooling system," 2015.
- [144] J. L. Besse, J. Gaffiero, and J. P. Boderlique, "FR2771960B1 Apparatus for producing a composite element by vacuum injection molding of a resin, and method of implementation of this device," 1999.
- [145] Deutsches Zentrum für Luft- und Raumfahrt eV, "DE20102569U1 Arrangement and apparatus for producing a component from a fiber reinforced material," 2001.
- [146] B. Hinz, "US6818159B2 Process for the production of a composite consisting of a fiber reinforced material," 2004.
- [147] E. J. Rigas and T. J. Mulkern, "US7147818B1 Process and apparatus for improved composite fiber volume fraction and dimensional stability by removal of accumulated excess resin using the vacuum assisted resin transfer molding (VARTM) process," 2006.
- [148] S. Joshi, "US20060135940A1 Programmed pulsed infusion methods and devices," 2006.
- [149] R. S. Wilson, M. A. Braniff, and W. J. T. Millar, "GB2316036A Bagging blanket and method for forming a fibre reinforced resin composite component," 1998.
- [150] N. Vernin, M. Chohra, S. Advani, and J. Alms, "US20070063393A1 Vacuum assisted resin transfer molding techniques with flow flooding chamber," 2007.
- [151] E. J. Lang and R. W. Rydin, "US6919039B2 Channel assisted resin transfer molding," 2005.
- [152] M. Allende, R. Mohan, and S. Walsh, "Experimental and numerical analysis of flow behaviour in

- the FASTRAC liquid composite manufacturing process," *Polym. Compos.*, vol. 25, no. 4, pp. 384–96, 2004.
- [153] J. C. Waldrop, B. Harshman, W. R. Burkett, A. F. Tegeler, C. J. Sesti, and W. P. Weinman, "US7413694B2 Double bag vacuum infusion process," 2008. <https://patents.google.com/patent/US7413694B2/en> (accessed Dec. 23, 2019).
- [154] G. Gardiner, "Double-bag infusion: 70% fiber volume? : CompositesWorld," *CW Composite World*, 2010. <https://www.compositesworld.com/articles/double-bag-infusion-70-fiber-volume> (accessed Dec. 23, 2019).
- [155] L. E. Letterman, "Resin film infusion process and apparatus," US Patent No. 4622091A, 1986.
- [156] N. L. Han, S. S. Suh, J. M. Yang, and H. T. Hahn, "Resin film infusion of stitched stiffened composite panels," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 34, no. 3, pp. 227–236, 2003, doi: 10.1016/S1359-835X(03)00002-2.
- [157] K. K. Verma, D. BL, K. Singh, K. M. Gaddikeri, and R. Sundaram, "Challenges in Processing of a Cocured Wing Test Box Using Vacuum Enhanced Resin Infusion Technology (VERITY)," *Procedia Mater. Sci.*, vol. 6, pp. 331–340, 2014.
- [158] K. K. Verma *et al.*, "Development of vacuum enhanced resin infusion technology (verity) process for manufacturing of primary aircraft structures," *J. Indian Inst. Sci.*, vol. 93, no. 4, pp. 621–633, 2013.
- [159] H. J. H. Barraza, Y. K. Hamidi, L. Aktas, E. A. E. E. A. O'Rear, and M. C. M. C. Altan, "Porosity reduction in the high-speed processing of glass-fiber composites by resin transfer molding," *J. Compos. Mater.*, vol. 38, no. 3, pp. 195–226, 2014, doi: 10.1177/0021998304038649.
- [160] Y. K. Hamidi, L. Aktas, and M. C. Altan, "Effect of packing on void morphology in resin transfer molded E-glass/epoxy composites," *Polym. Compos.*, vol. 26, pp. 614–627, 2005.
- [161] L. Khoun, D. Maillard, M. N. Bureau, and Martin N. Bureau, "Effect of process variables on the performance of glass fibre reinforced composites made by high pressure resin transfer moulding," *SPE Automot. Compos. Div. - 12th Annu. Automot. Compos. Conf. Exhib. 2012, ACCE 2012 Unleashing Power Des.*, pp. 380–392, 2012.
- [162] M. H. Hassan, A. R. Othman, and S. Kamaruddin, "A review on the manufacturing defects of complex-shaped laminate in aircraft composite structures," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 91, no. 9–12, pp. 4081–4094, 2017, doi: 10.1007/s00170-017-0096-5.
- [163] J. P. Anderson, A. J. Kelly, and M. C. Altan, "Fabrication of Composite Laminates by Vacuum-Assisted Resin Transfer Molding Augmented with an Inflatable Bladder," *28th Annu. Tech. Conf. Am. Soc. Compos. 2013, ASC 2013*, vol. 2, no. September, pp. 1283–1294, 2013.
- [164] M. Amirkhosravi, M. Pishvar, and M. Cengiz Altan, "Fabricating high-quality VARTM laminates by magnetic consolidation: experiments and process model," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 114, pp. 398–406, Nov. 2018, doi: 10.1016/j.compositesa.2018.09.003.
- [165] R. . Dave and A. . Loos, *Processing of composites*. Hanser publishers, Munich, 2000.
- [166] S. D. Patil, P. T. Shetty, P. Sarkar, S. Mandal, and L. Ravikumar, "Single piece composite low temperature prepreg mold for composite cockpit, has inner frame whose positive location is cold bonded using flanged stainless steel threaded inserts, and cockpit outer shell component produced from split tool," IN201406531-I4, 2016.
- [167] D. J. Dippenaar and K. Schreve, "3D printed tooling for vacuum-assisted resin transfer moulding,"

- Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 64, no. 5–8, pp. 755–767, 2013, doi: 10.1007/s00170-012-4034-2.
- [168] H. Salek and P. Trudeau, “Development of Low Cost Fuselage Frames by Resin Transfer Molding,” *SAE Tech. Pap. Ser.*, vol. 1, 2013, doi: 10.4271/2013-01-2325.
- [169] B. Thuis, “Composite fuselage frames manufactured by Resin Transfer Moulding,” *Reinforced Plastics*, no. February, National Aerospace Laboratory of the Netherlands (NLR), pp. 34–37, 2004.
- [170] S. Bickerton and S. G. Advani, “Characterization and modeling of race-tracking in liquid composite molding processes,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 59, no. 15, pp. 2215–2229, 1999, doi: 10.1016/S0266-3538(99)00077-9.
- [171] S. Koutsonas, “Modelling race tracking variability of resin rich zones on 90° composite 2.2 twill fibre curved plate,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 168, pp. 448–459, 2018, doi: 10.1016/j.compscitech.2018.08.001.This.
- [172] P. Simacek and S. G. G. Advani, “‘Equivalent’ permeability and flow in compliant porous media,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 80, pp. 107–110, Jan. 2016, doi: 10.1016/J.COMPOSITESA.2015.10.006.
- [173] P. Simacek and S. G. Advani, “A numerical model to predict fiber tow saturation during liquid composite molding,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 63, no. 12, pp. 1725–1736, 2006.
- [174] M. Yun, T. Carella, P. Simacek, and S. Advani, “Stochastic modeling of through the thickness permeability variation in a fabric and its effect on void formation during Vacuum Assisted Resin Transfer Molding,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 149, pp. 100–107, 2017, doi: 10.1016/j.compscitech.2017.06.016.
- [175] N. A. Siddig, C. Binetruy, E. Syerko, P. Simacek, and S. Advani, “A new methodology for race-tracking detection and criticality in resin transfer molding process using pressure sensors,” *J. Compos. Mater.*, pp. 1–17, 2018, doi: 10.1177/0021998318774829.
- [176] M. Devillard, K.-T. Hsiao, A. Gokce, and S. G. Advani, “On-Line Characterization of Bulk Permeability and Race-Tracking During the Filling Stage in Resin Transfer Molding Process,” *J. Compos. Mater.*, vol. 37, no. 17, pp. 1525–1541, 2003, doi: 10.1177/0021998303034459.
- [177] E. M. Sozer, S. Bickerton, and S. G. Advani, “On-line strategic control of liquid composite mould filling process,” *Compos. Part a-Applied Sci. Manuf.*, vol. 31, no. 12, pp. 1383–1394, 2000, doi: 10.1016/S1359-835x(00)00060-9.
- [178] J. Li, C. Zhang, Z. Liang, and B. Wang, “Stochastic Simulation Based Approach for Statistical Analysis and Characterization of Composites Manufacturing Processes,” *J. Manuf. Syst.*, vol. 25, no. 2, p. 108, 2006.
- [179] S. Bickerton, E. M. Sozer, P. J. Graham, and S. G. Advani, “Fabric structure and mold curvature effects on preform permeability and mold filling in the RTM process. Part I. Experiments,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 31, no. 5, pp. 423–438, 2000, doi: 10.1016/S1359-835X(99)00087-1.
- [180] K. Han, L. J. Lee, S. Nakamura, A. Shafi, and D. White, “Dry spot formation and changes in liquid composite molding: II - Modeling and simulation,” *J. Compos. Mater.*, vol. 30, no. 13, pp. 1475–1493, 1996, doi: 10.1177/002199839603001304.
- [181] R. Leek, G. Carpenter, A. Rubel, T. Donnellan, and F. Phelan, “Simulation of edfe flow effects in Resin Transfer Molding,” in *25th International SAMPE Technical Conference on Advanced Materials: Expanding the Horizons*, 1993, pp. 233–245.
- [182] H. Andersson, T. Lundstrom, and B. Gebart, “Numerical model for vacuum infusion

- manufacturing of polymer composites," *Int. J. Numer. Methods Heat Fluid Flow*, vol. 13, no. 2–3, pp. 383–394, 2003.
- [183] A. Hammami, R. Gauvin, and F. Trochu, "Modeling the edge effect in liquid composites molding," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 29, no. 5–6, pp. 603–609, Jan. 1998, doi: 10.1016/S1359-835X(97)00120-6.
- [184] C. Dong, "Model development for the formation of resin-rich zones in composites processing," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 42, no. 4, pp. 419–424, 2011, doi: 10.1016/j.compositesa.2010.12.017.
- [185] M. Danisman, G. Tuncol, A. Kaynar, and E. M. Sozer, "Monitoring of resin flow in the resin transfer molding (RTM) process using point-voltage sensors," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 67, no. 3–4, pp. 367–379, 2007, doi: 10.1016/j.compscitech.2006.09.011.
- [186] M. Devillard, K. T. Hsiao, and S. G. Advani, "Flow sensing and control strategies to address race-tracking disturbances in resin transfer molding - Part II: Automation and validation," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 36, no. 11, pp. 1581–1589, 2005, doi: 10.1016/j.compositesa.2004.04.009.
- [187] M. G. Vargas Gleason, R. Jedermann, A. Dimassi, and W. Lang, "Embedded Wireless Sensor Systems for Resin Flow Monitoring in Glass and Carbon Fiber Composites," *IEEE Sens. J.*, vol. 19, no. 22, pp. 10654–10661, Nov. 2019, doi: 10.1109/JSEN.2019.2928635.
- [188] V. Antonucci, M. Esposito, M. R. Ricciardi, M. Raffone, M. Zarrelli, and M. Giordano, "Permeability characterization of stitched carbon fiber preforms by fiber optic sensors," *Express Polym. Lett.*, vol. 5, no. 12, pp. 1075–1084, 2011, doi: 10.3144/expresspolymlett.2011.105.
- [189] K. Han and L. J. Lee, "Dry spot formation and changes in liquid composite molding: I - Experimental," *J. Compos. Mater.*, vol. 30, no. 13, pp. 1458–1474, 1996, doi: 10.1177/002199839603001303.
- [190] P. Hubert and A. Poursartip, "Aspects of the Compaction of Composite Angle Laminates: An Experimental Investigation," *J. Compos. Mater.*, vol. 35, no. 1, pp. 2–26, Jan. 2001, doi: 10.1177/002199801772661849.
- [191] G. Fernlund, J. Griffith, R. Courdji, and A. Poursartip, "Experimental and numerical study of the effect of caul-sheet on corner thinning of composite laminates," *Compos. - Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 33, pp. 411–426, 2002.
- [192] A. Kumar and M. Shukla, "Race Tracking and Related Issues in Liquid Composite Moulding Process," *J. Manuf. Sci. Prod.*, vol. 14, no. 4, pp. 209–217, 2014, doi: 10.1515/jmsp-2014-0014.
- [193] A. Levy and P. Hubert, "Vacuum-bagged composite laminate forming processes: Predicting thickness deviation in complex shapes," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 126, 2019.
- [194] R. Helmus, M. Copony, M. Hartmann, P. Hubert, and R. Hinterhölzl, "Modelling void formation in corners during out-of-autoclave prepreg processing," *Int. SAMPE Tech. Conf.*, vol. 2016-Janua, no. May, 2016.
- [195] R. Talreja, "Manufacturing defects in composites and their effects on performance," *Polym. Compos. Aerosp. Ind.*, pp. 99–113, 2015, doi: 10.1016/B978-0-85709-523-7.00005-0.
- [196] T. Centea, L. K. Grunenfelder, and S. R. Nutt, "A review of out-of-autoclave prepregs - Material properties, process phenomena, and manufacturing considerations," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 70, pp. 132–154, 2015, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.09.029.
- [197] L. Fahrang and G. Fernlund, "Void evolution and gas transport during cure in out-of-autoclave

- prepreg laminates," 2011.
- [198] L. K. Grunenfelder and S. R. Nutt, "Void formation in composite prepregs - Effect of dissolved moisture," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 70, no. 16, pp. 2304–2309, Dec. 2010, doi: 10.1016/j.compscitech.2010.09.009.
- [199] S. S. Tavares, V. Michaud, and J. A. E. Månson, *Through thickness air permeability of prepregs during cure*, vol. 40, no. 10. 2009, pp. 1587–1596.
- [200] C. H. Park and W. Lee, "Modeling void formation and unsaturated flow in liquid composite molding processes: A survey and review," *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 30, no. 11, pp. 957–977, Jun. 2011, doi: 10.1177/0731684411411338.
- [201] C. Devalve and R. Pitchumani, "Simulation of void formation in liquid composite molding processes," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 51, pp. 22–32, 2013, doi: 10.1016/j.compositesa.2013.03.016.
- [202] S. Gueroult, A. Lebel-Lavacry, C. H. Park, L. Bizet, A. Saouab, and J. Bréard, "Analytical modeling and in situ measurement of void formation in liquid composite molding processes," in *Advanced Composite Materials*, Jan. 2014, vol. 23, no. 1, pp. 31–42, doi: 10.1080/09243046.2013.862383.
- [203] Y. K. Hamidi, L. Aktas, and M. C. Altan, "Formation of microscopic voids in resin transfer molded composites," in *American Society of Mechanical Engineers, Materials Division (Publication) MD*, 2003, vol. 98, pp. 65–76, doi: 10.1115/IMECE2003-43837.
- [204] Y. -T Chen, H. T. Davis, and C. W. Macosko, "Wetting of fiber mats for composites manufacturing: I. Visualization experiments," *AIChE J.*, vol. 41, no. 10, pp. 2261–2273, 1995, doi: 10.1002/aic.690411009.
- [205] C. H. Park *et al.*, "Modeling and simulation of voids and saturation in liquid composite molding processes," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 42, no. 6, pp. 658–668, Jun. 2011, doi: 10.1016/j.compositesa.2011.02.005.
- [206] T. S. Lundström, B. R. Gebart, and C. Y. Lundemo, "Void Formation in RTM," *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 12, no. 12, pp. 1339–1349, 1993, doi: 10.1177/073168449301201207.
- [207] F. Gommer, "Stochastic modelling of textile structures for resin flow analysis," The University of Nottingham, 2013.
- [208] J. J. Gangloff, C. Daniel, and S. G. Advani, "A model of two-phase resin and void flow during composites processing," *Int. J. Multiph. Flow*, vol. 65, pp. 51–60, 2014.
- [209] J. J. Gangloff, W. R. Hwang, and S. G. Advani, "Characterization of bubble mobility in channel flow with fibrous porous media walls," *Int. J. Multiph. Flow*, vol. 60, pp. 76–86, 2014, doi: 10.1016/j.ijmultiphaseflow.2013.12.003.
- [210] A. Saad, A. Echchel, M. Hattabi, and M. E. Ganaoui, "Review of modeling and simulation of void formation in Liquid Composite Molding," *Compos. Mech. Comput. Appl. An Int. J.*, vol. 9, no. 1, pp. 51–93, 2018, doi: 10.1615/CompMechComputApplIntJ.v9.i1.50.
- [211] F. LeBel, É. Ruiz, and F. Trochu, "Void content analysis and processing issues to minimize defects in liquid composite molding," *Polym. Compos.*, vol. 40, no. 1, pp. 109–120, 2019, doi: 10.1002/pc.24609.
- [212] B. Caglar, C. Tekin, F. Karasu, and V. Michaud, "Assessment of capillary phenomena in liquid composite molding," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 120, no. October 2018, pp. 73–83, 2019, doi: 10.1016/j.compositesa.2019.02.018.

- [213] E. Ruiz, V. Achim, S. Soukane, F. Trochu, J. Breard, and J. Bréard, "Optimization of injection flow rate to minimize micro/macro-voids formation in resin transfer molded composites," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 66, no. 3–4, pp. 475–486, Mar. 2006, doi: 10.1016/j.compscitech.2005.06.013.
- [214] B. Gourichon, C. Binetruy, and P. Krawczak, "A new numerical procedure to predict dynamic void content in liquid composite molding," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 37, no. 11, pp. 1961–1969, Nov. 2006, doi: 10.1016/j.compositesa.2005.12.017.
- [215] T. S. Lundström, "Bubble transport through constricted capillary tubes with application to resin transfer molding," *Polym. Compos.*, vol. 17, no. 6, pp. 770–779, Dec. 1996, doi: 10.1002/pc.10669.
- [216] T. S. Lundström, "Measurement of void collapse during resin transfer moulding," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 28, no. 3, pp. 201–214, 1997, doi: 10.1016/S1359-835X(96)00109-1.
- [217] R. Matsuzaki, M. Naito, D. Seto, A. Todoroki, and Y. Mizutani, "Analytical prediction of void distribution and a minimum void angle in anisotropic fabrics for radial injection resin transfer molding," *Express Polym. Lett.*, vol. 10, no. 10, pp. 860–872, Oct. 2016, doi: 10.3144/expresspolymlett.2016.80.
- [218] V. Rohatgi, N. Patel, and L. James Lee, "Experimental investigation of flow-induced microvoids during impregnation of unidirectional stitched fiberglass mat," *Polym. Compos.*, vol. 17, no. 2, pp. 161–170, 1996, doi: 10.1002/pc.10601.
- [219] V. Frishfelds, T. S. Lundström, and A. Jakovics, "Bubble motion through non-crimp fabrics during composites manufacturing," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 39, no. 2, pp. 243–251, Feb. 2008, doi: 10.1016/j.compositesa.2007.10.020.
- [220] G. A. Barandun, "Injection strategies for Liquid Composite Moulding Processes," 2009.
- [221] J. Vilà, C. González, and J. Llorca, "Fabric compaction and infiltration during vacuum-assisted resin infusion with and without distribution medium," *J. Compos. Mater.*, vol. 51, no. 5, pp. 687–703, 2017, doi: 10.1177/0021998316649783.
- [222] J. Tang, W. Lee, and G. Springer, "Effects of cure pressure on resin flow, voids, and mechanical properties," *J. Compos. Mater.*, vol. 21, pp. 421–440, 1987.
- [223] J. Cinquin, V. Triquenaux, and Y. Rousne, "Porosity influence on organic composite material mechanical properties," *Proceeding 16th Int. Conf. Compos. Mater.*, 2007.
- [224] S. Ghiorse, "Effect of void content on the mechanical properties of carbon epoxy laminates," *SAMPE Q. -Society Adv. Mater. Process Eng.*, vol. 24, no. 2, 1993, Accessed: Mar. 23, 2019. [Online]. Available: http://apps.webofknowledge.com.recursos.biblioteca.upc.edu/full_record.do?product=WOS&search_mode=GeneralSearch&qid=5&SID=D5ZTII5wvjqBzmpKOHv&page=1&doc=1.
- [225] S. Bakker, "Refuerzos Multiaxiales para Composites Termoplásticos y SMC (Sheet Moulding Compounds)," *CEP Composites*, 2017. <https://www.cep-composites.com/empresas-conferenciantes>.
- [226] L. Lebel and P. Trudeau, "Preforming of a Fuselage C-Shaped Frame Manufactured by Resin Transfer Molding," *SAE Int. J. Aerosp.*, vol. 6, no. 2, pp. 508–512, 2013, doi: 10.4271/2013-01-2214.
- [227] M. Kaufmann, D. Zenkert, and M. Akermo, "Material selection for a curved C-Spar based on cost optimization," *J. Aircr.*, vol. 48, no. 3, pp. 797–804, 2011.
- [228] A. Mills, G. Dell'Anno, and M. Frost, "Resin Transfer Moulding of highly loaded carbon fibre composite aircraft spars using novel fabrics and tow placement techniques," *SAE Int. J. Aerosp.*,

vol. 43, no. 3, pp. 67–72, 2007.

- [229] “Isojet Equipments,” [Online], 2021. <https://www.isojet.com/fr/>.
- [230] “Solidworks BS,” [Online], 2021. <https://www.solidworks.com/es>.
- [231] K. A. Olivero, H. J. Barraza, E. A. O’Rear, and M. C. Altan, “Effect of injection rate and post-fill cure pressure on properties of resin transfer molded disks,” *J. Compos. Mater.*, vol. 36, no. 16, pp. 2011–2028, 2002, doi: 10.1177/0021998302036016244.
- [232] C. Netzel *et al.*, “An experimental study of defect deformation in corners by autoclave processing of prepreg material,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 144, no. February, p. 106348, 2021, doi: 10.1016/j.compositesa.2021.106348.
- [233] Y. Nikishkov, L. Airoidi, and A. Makeev, “Measurement of voids in composites by X-ray Computed Tomography,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 89, pp. 89–97, 2013, doi: 10.1016/j.compscitech.2013.09.019.
- [234] J. Vila, F. Sket, F. Wilde, G. Requena, C. Gonz, and J. Llorca, “An in situ investigation of microscopic infusion and void transport during vacuum-assisted in filtration by means of X-ray computed tomography,” *Compos. Sci. Technol. J.*, vol. 119, pp. 12–19, 2015, doi: 10.1016/j.compscitech.2015.09.016.
- [235] [Online], “STR, Servicios Técnicos de Investigación,” 2021. <https://www.udg.edu/es/str>.
- [236] Aenor, “UNE-EN ISO 14130 - Determinación de la resistencia a la cizalla interlaminar aparente por el método de ensayo de flexión con poca separación entre apoyos.”
- [237] Airbus, “AITM6-0011: Airbus Test Method for Inspection Processes, Non Destructive Inspection of Composite Parts.” .
- [238] R. Garcia-Gil, “Forming and Consolidation of Textile Composites”. University of Nottingham, Materials and Manufacturing Engineering, 2003, Nottingham, United Kingdom. PhD thesis. <http://eprints.nottingham.ac.uk/id/eprint/11895>
- [239] Aenor, “ISO 10119:2020 Carbon fiber - Determination of density.”
- [240] B. Markicevic, D. Heider, S. G. G. Advani, and S. Walsh, “Stochastic modeling of preform heterogeneity to address dry spots formation in the VARTM Process,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 36, no. 6, pp. 851–858, Jun. 2005, doi: 10.1016/j.compositesa.2004.09.002.
- [241] W. Brouwer, E. C. F. . Van Herpt, and Labordus M, “Vacuum injection moulding for large structural applications,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 34, pp. 551–558, 2003.
- [242] “Inkscape,” [Online], 2021. <https://inkscape.org/es/>.
- [243] [Online], “WebPlotDigitizer - 4.1,” 2021. <https://automeris.io/WebPlotDigitizer/>.
- [244] J. Li, C. Zhang, R. Liang, and B. Wang, “Statistical characterization and robust design of RTM processes,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 36, no. 5, pp. 564–580, 2005, doi: 10.1016/j.compositesa.2004.10.001.
- [245] B. Caglar, D. Salvatori, E. M. Sozer, and V. Michaud, “In-plane permeability distribution mapping of isotropic mats using flow front detection,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 113, no. January, pp. 275–286, 2018, doi: 10.1016/j.compositesa.2018.07.036.
- [246] M. Bodaghi, A. Vanaerschot, S. V. Lomov, and N. C. Correia, “On the variability of mesoscale permeability of a 2/2 twill carbon fabric induced by variability of the internal geometry,” *Compos.*

- Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 101, pp. 394–407, Oct. 2017, doi: 10.1016/j.compositesa.2017.05.030.
- [247] R. Pan, Z. Liang, C. Zhang, and B. Wang, “Statistical characterization of fiber permeability for composite manufacturing,” *Polym. Compos.*, vol. 21, no. 6, pp. 996–1006, 2000, doi: 10.1002/pc.10253.
- [248] M. Bodaghi, A. Vanaerschot, S. V. Lomov, and N. C. Correia, “On the stochastic variations of intra-tow permeability induced by internal geometry variability in a 2/2 twill carbon fabric,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 101, pp. 444–458, 2017, doi: 10.1016/j.compositesa.2017.07.008.
- [249] “Minitab,” [Online], 2021. <https://www.minitab.com/en-us/>.
- [250] ASTM International, “ASTM D3039 / D3039M: Standard Test Method for Tensile Properties of Polymer Matrix Composite Materials.” .
- [251] M. Alsaadi, A. A. Uгла, and A. Erklig, “A comparative study on the interlaminar shear strength of carbon, glass, and Kevlar fabric/epoxy laminates filled with SiC particles,” *J. Compos. Mater.*, vol. 51, no. 20, pp. 2835–2844, 2017, doi: 10.1177/0021998317701559.
- [252] A. Simar, M. Gigliotti, J. C. Grandidier, and I. Ammar-Khodja, “Evidence of thermo-oxidation phenomena occurring during hygrothermal aging of thermosetting resins for RTM composite applications,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 66, pp. 175–182, 2014, doi: 10.1016/j.compositesa.2014.07.007.
- [253] J. Lo, M. Anders, T. Centea, and S. R. Nutt, “The effect of process parameters on volatile release for a benzoxazine-epoxy RTM resin,” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 84, pp. 326–335, 2016, doi: 10.1016/j.compositesa.2016.01.024.
- [254] A. Goodwinn, C. Howe, and R. Paton, “The Role of Voids in Reducing the Interlaminar Shear Strength in RTM laminates,” *Proc. ICCM-11*, vol. IV, pp. 11–19, 1997.
- [255] L. Di Lando, A. Montalto, and P. Bettini, “Detection of voids in carbon/epoxy laminates and their influence on mechanical properties,” *Polym. Compos.*, vol. 25, p. 371, 2017.
- [256] K. Uhl, B. Lucht, and H. Jeong, “Mechanical strength degradation of graphite fiber reinforced thermoset composites due to porosity,” in *Review of progress in quantitative nondestructive evaluation*, MA Sprinige., Boston, 1988, pp. 1075–1082.
- [257] H. Yoshida, T. Ogasa, and R. Hayashi, “Statistical approach to the relationship between ILSS and void content of CFRP,” *Compos. Sci. Technol.*, vol. 25, pp. 3–18, 1986.
- [258] T. Chang, L. Zhan, W. Tan, and S. Li, “Effect of autoclave pressure on interfacial properties at micro- and macro- level in polymer-matrix composite laminates,” *Fibers Polym.*, vol. 18, no. 8, pp. 1614–1622, 2017, doi: 10.1007/s12221-017-7384-4.
- [259] P. Hubert and A. Porusartip, “A method for the direct measurement of the fibre bed compaction curve of composite prepregs.” *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 32, pp. 179–187, 2001.
- [260] M. I. Naji and S. V. Hoa, “Curing of thick angle-bend thermoset composite part: curing process modification for uniform thickness and uniform fiber volume fraction distribution,” *J. Compos. Mater.*, vol. 34, no. 20, pp. 1710–1755, 2000, doi: 10.1106/F97F-U8RD-QYN8-Q8JU.
- [261] A. Levy, J. Stadlin, and P. Hubert, “Corner consolidation in vacuum bag only processing of out-of-autoclave composite prepregs laminates,” *Int. SAMPE Tech. Conf.*, no. June, 2014.
- [262] N. Krumenacker and P. Hubert, “Effect of processing deficiencies on vacuum-bag-only complex-shape prepreg laminate consolidation and interlaminar tensile behaviour,” *ICCM Int. Conf.*

Compos. Mater., vol. 2015-July, no. July, pp. 19–24, 2015.

- [263] Y. Ma, T. Centea, and S. R. Nutt, "Defect reduction strategies for the manufacture of contoured laminates using vacuum BAG-only prepregs," *Polym. Compos.*, vol. 38, no. 9, pp. 2016–2025, 2017, doi: 10.1002/pc.23773.
- [264] Y. Mujahid, N. Sallih, M. Mustapha, M. Z. Abdullah, and F. Mustapha, "Effects of processing parameters for vacuum-bagging-only method on shape conformation of laminated composites," *Processes*, vol. 8, no. 9, 2020, doi: 10.3390/PR8091147.
- [265] Y. Ma, T. Centea, G. Nilakantan, and S. R. Nutt, "Vacuum Bag Only Processing of Complex Shapes : Effect of Corner Angle , Material Properties and Processing Conditions Paper Number : 242 Title : Vacuum Bag Only Processing of Complex Shapes : Effect of Corner Angle , Material Properties and Processing Con," *Proc. Am. Soc. Compos. - 29th Tech. Conf.*, no. September, 2014.
- [266] M. H. Hassan, "A mini review on manufacturing defects and performance assessments of complex shape prepreg-based composites," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 115, no. 11–12, pp. 3393–3408, 2021, doi: 10.1007/s00170-021-07421-8.
- [267] M. Brilliant, "Out-of-autoclave manufacturing of complex shape composite laminates," McGill University, 2010.
- [268] D. C. Park and Y. H. Kim, "A void behavior in a complex-shaped composite structure," *Mod. Phys. Lett. B*, vol. 33, no. 14–15, pp. 1–5, 2019, doi: 10.1142/S0217984919400281.
- [269] M. Ariño, J. Costa, C. Builes, M. Bermúdez, and M. Rodríguez, "Vacuum infusion system and method for vacuum infusing a fibre reinforcement with a resin". European patent No. 21383057.3, 2021.
- [270] D. Bender, J. Schuster, and D. Heider, "Flow rate control during vacuum-assisted resin transfer molding (VARTM) processing," *Compos. Sci. Technol.*, vol. 66, no. 13, pp. 2265–2271, Oct. 2006, doi: 10.1016/j.compscitech.2005.12.008.
- [271] N. Kuentzer, P. Simacek, S. G. Advani, and S. Walsh, "Correlation of void distribution to VARTM manufacturing techniques," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 38, no. 3, pp. 802–813, 2007, doi: 10.1016/j.compositesa.2006.08.005.
- [272] S. Kazmi, Q. Govignon, and S. Bickerton, "Control of laminate quality for parts manufactured using the resin infusion process," *J. Compos. Mater.*, vol. 53, no. 3, pp. 327–343, Feb. 2019, doi: 10.1177/0021998318783308.
- [273] M. H. Hassan and A. R. Othman, "Contribution of processing parameters on void content in the vacuum bagging configurations of L-shaped composite laminates," *Int. J. Adv. Manuf. Technol.*, vol. 93, no. 1–4, pp. 1333–1345, 2017, doi: 10.1007/s00170-017-0585-6.
- [274] W. Li *et al.*, "Process and Performance Evaluation of the Vacuum-Assisted Process," *J. Compos. Mater.*, vol. 38, no. 20, pp. 1803–1814, Oct. 2004, doi: 10.1177/0021998304044769.
- [275] D. Chen, K. Arakawa, and M. Uchino, "Effects of the addition of a cover mold on resin flow and the quality of the finished product in vacuum-assisted resin transfer molding," *Polym. Compos.*, vol. 37, no. 5, pp. 1435–1442, May 2016, doi: 10.1002/pc.23312.
- [276] J. B. Alms, J. L. Glancey, and S. G. Advani, "Mechanical properties of composite structures fabricated with the vacuum induced preform relaxation process," *Compos. Struct.*, vol. 92, no. 12, pp. 2811–2816, Nov. 2010, doi: 10.1016/j.compstruct.2010.04.007.
- [277] M. A. Yalcinkaya, E. M. Sozer, and M. C. Altan, "Fabrication of high quality composite laminates by pressurized and heated-VARTM," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 102, pp. 336–346, 2017,

doi: 10.1016/j.compositesa.2017.08.017.

- [278] M. Akif Yalcinkaya, G. E. Guloglu, M. Pishvar, M. Amirkhosravi, E. Murat Sozer, and M. Cengiz Altan, "Pressurized Infusion: A New and Improved Liquid Composite Molding Process," *J. Manuf. Sci. Eng. Trans. ASME*, vol. 141, no. 1, Jan. 2019, doi: 10.1115/1.4041569.
- [279] ISO/TC 213 Dimensional and geometrical product specifications and verification, "ISO 2768-1:1989, General tolerances — Part 1: Tolerances for linear and angular dimensions without individual tolerance indications." pp. 1–3, 1989.
- [280] K. Çinar, U. E. Öztürk, N. Ersoy, and M. R. Wisnom, "Modelling manufacturing deformations in corner sections made of composite materials," *J. Compos. Mater.*, vol. 48, no. 7, pp. 799–813, 2014, doi: 10.1177/0021998313477896.
- [281] B. Wucher, P. Martiny, F. Lani, T. Pardoën, C. Bailly, and D. Dumas, "Simulation-driven mold compensation strategy for composites: Experimental validation on a doubly-curved part," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 102, no. October, pp. 96–107, 2017, doi: 10.1016/j.compositesa.2017.07.029.
- [282] E. Kappel, D. Stefaniak, and C. Hühne, "Semi-analytical spring-in analysis to counteract CFRP manufacturing deformations by tool compensation," *28th Congr. Int. Council. Aeronaut. Sci. 2012, ICAS 2012*, vol. 3, pp. 2124–2133, 2012.
- [283] G. Fernlund and A. Floyd, "Process Analysis and Tool Compensation for Curved Composite L-Angles," *Composites*, no. January 2007, pp. 1–11, 2007.
- [284] H. Kugler, R. Stacer, and C. Steimlle, "Direct Measurement of Poisson's Ratio in Elastomers," *Rubber Chem. Technol.*, vol. 63, no. 4, pp. 476–487, 1990.
- [285] C. Robertson, R. Bogoslovov, and C. Roland, "Effect of structural arrest on Poisson's ratio in nanoreinforced elastomers," *Phys. Rev. E*, vol. 75, no. 5, p. 051403, 2007.
- [286] R. Bouaziz *et al.*, "Elastic properties of polychloroprene rubbers in tension and compression during ageing," *Polymers (Basel)*, vol. 12, no. 10, pp. 1–14, 2020, doi: 10.3390/polym12102354.
- [287] B. A. Gama, H. Li, W. Li, A. Paesano, D. Heider, and J. W. Gillespie, "Improvement of dimensional tolerances during VARTM processing," *Int. SAMPE Tech. Conf.*, vol. 33, no. November, pp. 1415–1427, 2001.
- [288] T. Centea and S. R. Nutt, "Manufacturing cost relationships for vacuum bag-only prepreg processing," *J. Compos. Mater.*, vol. 50, no. 17, pp. 2305–2321, 2016, doi: 10.1177/0021998315602949.
- [289] A. Vita, V. Castorani, M. Germani, and M. Marconi, "Comparative life cycle assessment of low-pressure RTM, compression RTM and high-pressure RTM manufacturing processes to produce CFRP car hoods," *Procedia CIRP*, vol. 80, pp. 352–357, 2019, doi: 10.1016/j.procir.2019.01.109.
- [290] J. R. C. Dizon, A. D. Valino, L. R. Souza, A. H. Espera, Q. Chen, and R. C. Advincola, "Three-dimensional-printed molds and materials for injection molding and rapid tooling applications," *MRS Commun.*, vol. 9, no. 4, pp. 1267–1283, 2019, doi: 10.1557/mrc.2019.147.
- [291] C. Dong and T. C. Tsai, "Formation of resin-rich zones in composites processing," *Adv. Mater. Res.*, vol. 123–125, pp. 543–546, 2010, doi: 10.4028/www.scientific.net/AMR.123-125.543.
- [292] J. Holmberg and L. Berglund, "Manufacturing and performance of RTM U-beams," *Compos. - Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 28A, pp. 513–521, 1997.
- [293] C. . Xin, Y. . Gu, M. Li, J. Luo, .X Li, Y, and Z. Zhang, "Experimental and numerical study on the

- effect of rubber mould configuration on the compaction of composite angle laminates during autoclave processing," *Compos. - Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 42, pp. 1353–1360, 2011.
- [294] Y. Li, M. Li, Y. Gu, and Z. Zhang, "Numerical and experimental study on the effect of lay-up type and structural elements on thickness uniformity of L-shaped laminates," *Appl. Compos. Mater.*, vol. 16, no. 2, pp. 101–115, 2009, doi: 10.1007/s10443-009-9080-z.
- [295] P. Simacek, D. Heider, J. W. Gillespie, and S. Advani, "Post-filling flow in vacuum assisted resin transfer molding processes: Theoretical analysis," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 40, no. 6–7, pp. 913–924, 2009, doi: 10.1016/j.compositesa.2009.04.018.
- [296] D. Chen, K. Arakawa, and C. Xu, "Reduction of void content of vacuum-assisted resin transfer molded composites by infusion pressure control," *Polym. Compos.*, vol. 37, no. 9, pp. 915–924, Sep. 2015, doi: 10.1002/pc.
- [297] Labordus M, "Voids and Bubbles during Vacuum Infusion," in *Society of Manufacturing Engineers. Collected Papers and Technical Papers Presented at Southeastern Engineering and Tool Exposition*, 2001, pp. 1–9.
- [298] C. Pupin, A. Ross, C. Dubois, J. C. Rietsch, N. Vernet, and E. Ruiz, "Formation and suppression of volatile-induced porosities in an RTM epoxy resin," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 94, pp. 146–157, 2017, doi: 10.1016/j.compositesa.2016.12.006.
- [299] S. Amico and C. Lekakou, "An experimental study of the permeability and capillary pressure in resin-transfer moulding," vol. 61, pp. 1945–1959, 2001.
- [300] S. Ghose *et al.*, "High temperature VARTM of phenylethynyl terminated imides," 2009.
- [301] J. E. Little, X. W. Yuan, and M. I. Jones, "Voids characterisation in carbon fibre/epoxy composite laminates," *ICCM Int. Conf. Compos. Mater.*, 2011.
- [302] J. E. Little, X. Yuan, and M. I. Jones, "Characterisation of voids in fibre reinforced composite materials," *NDT E Int.*, vol. 46, no. 1, pp. 122–127, 2012, doi: 10.1016/j.ndteint.2011.11.011.
- [303] C. Alabau Perich, "RTM mould design and construction for DN 50 PN 16 flansch," 2007.
- [304] J. O. Flynn, "Design for manufacturability of a composite helicopter structure made by resin transfer moulding," 2007.
- [305] J. M. Svanberg and J. A. Holmberg, "Prediction of shape distortions Part I. FE-implementation of a path dependent constitutive model," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 35, no. 6, pp. 711–721, 2004, doi: 10.1016/j.compositesa.2004.02.005.
- [306] "Abaqus Analysis User's Manual." 2012.
- [307] D. W. Radford and R. J. Diefendorf, "Shape Instabilities in Composites Resulting from Laminate Anisotropy," *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 12, no. 1, pp. 58–75, 1993, doi: 10.1177/073168449301200104.
- [308] R. G. Budynas and J. K. Nisbett, *Diseño en ingeniería mecánica de Shigley*, 10th ed. M. 2014.
- [309] "ITAINNOVA, Instituto Tecnológico de Aragón," [Online], 2022. <https://www.itainnova.es/tech/en/>.
- [310] ESI Group Company, "Software PAM-RTM." <https://www.esi-group.com/products/composites>.
- [311] [Online], "Epidor Seals and Rubber Technology," 2018. <https://epidor.com/descargas/Epidor-SRT-Catalogo-juntas-toricas.pdf>.

- [312] [Online], "Stäubli," 2021. <https://www.staubli.com/es-es/>.
- [313] Ansys, "ANSYS Workbench," 2022. <https://www.ansys.com/products/ansys-workbench>.
- [314] Synthesites, "Synthesites sensors," 2022. <https://www.synthesites.com/>.
- [315] X. Wang, Z. Zhang, F. Xie, M. Li, D. Dai, and F. Wang, "Correlated rules between complex structure of composite components and manufacturing defects in autoclave molding technology," *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 28, no. 22, pp. 2791–2803, 2009, doi: 10.1177/0731684408093876.
- [316] TC. Truong, "The mechanical performance and damage of multiaxial multi-ply carbon fabric reinforced composites," Katholieke Universiteit Leuven, Department of metallurgy and applied materials science, Faculty of Engineering Sciences, 2005, Leuven, Belgium.
- [317] E. Ruiz and V. Achim, "RTM process Analysis and On-line Characterization". International Conference on Composite Materials, 2019.
- [318] J. S. Leclerc and E. Ruiz, "Porosity reduction using optimized flow velocity in Resin Transfer Molding," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 39, no. 12, pp. 1859–1868, 2008, doi: 10.1016/j.compositesa.2008.09.008.
- [319] B. Blackmore, D. Li, and J. Gao, "Detachment of Bubbles in Slit Microchannels by Shearing Flow," *J. Colloid Interface Sci.*, vol. 241, no. 2, pp. 514–520, 2001.
- [320] University of Delaware, "Software LIMS." <https://sites.udel.edu/lims/>.
- [321] Q. Govignon, S. Bickerton, and P. . Kelly, "Simulation of the reinforcement compaction and resin flow during the complete resin infusion process," *Compos. Part A Appl. Sci. Manuf.*, vol. 41, pp. 45–57, 2010.
- [322] B. Yenilmez and E. M. Sozer, "Compaction of e-glass fabric preforms in the vacuum infusion process: (a) use of characterization database in a model and (b) experiments," *J. Compos. Mater.*, vol. 47, no. 16, pp. 1959–1975, 2013.
- [323] K. . Kar, S. . Sharma, S. . Behera, and P. Kumar, "Development of Rubber Pressure Molding Technique using Silicone Rubber to Fabricate Fiber-reinforced Plastic Components Based on Glass Fiber and Epoxy Resin," *J. Elastomers Plast.*, vol. 39, no. 2, pp. 117–131, 2007, doi: <https://doi.org/10.1177/0095244306067425>.
- [324] G. Kim, J. Choi, and J. Kweon, "Manufacture and performance evaluation of the composite hat-stiffened panel," *Compos. Struct.*, vol. 92, no. 9, pp. 2276–2284, 2010.
- [325] K. K. Kar, S. D. Sharma, T. K. Sah, and P. Kumar, "Development of rubber pressure molding technique using butyl rubber to fabricate fiber reinforced plastic components based on glass fiber and polyester resin," *J. Reinf. Plast. Compos.*, vol. 26, no. 3, pp. 269–283, 2007, doi: 10.1177/0731684407070047.
- [326] M. A. Yalcinkaya, E. M. Sozer, and M. C. Altan, "Dynamic pressure control in VARTM: Rapid fabrication of laminates with high fiber volume fraction and improved dimensional uniformity," *Polym. Compos.*, vol. 40, no. 6, pp. 2482–2494, 2019, doi: 10.1002/pc.25130.

Anexo I

I. Metodología estadística para estudiar la influencia de la vía rápida sobre el espesor del laminado

Este anexo introduce la metodología complementaria aplicada en este estudio para analizar el ajuste de la distribución del espesor en función de la longitud de los canales I y II de vía rápida.

Comprobación de la distribución del espesor en función de la longitud de la vía rápida

Definimos una distribución de espesor normal para el laminado M00 (sin canales de vía rápida). Para ello, aplicamos estadística descriptiva, un gráfico de diagrama de cajas y bigotes y un gráfico de histogramas. Además, en la metodología estadístico también incluimos el análisis de asimetría y curtosis y el análisis mediante las gráficas de probabilidad (P-P).

Las medidas de distribución de asimetría y curtosis pueden observarse en la Tab. I-1.

Tab. I-1: Análisis de asimetría y curtosis para la medición de la distribución de espesor.

Longitud vía rápida (%)	0	25	50	75	100
Curtosis	0,27	2,61	1,75	1,09	2,04
Asimetría	0,22	0,92	0,85	0,34	0,93

La curtosis indica el grado de concentración de los valores en la región central de la distribución (media aritmética). Asumimos una distribución normal, cuando su valor está cerca de 0. La asimetría permite identificar si los datos se distribuyen de forma uniforme alrededor del punto central. Cuando cumple con la normal, cuando el valor también tiende a 0. Los parámetros de 0,22 de asimetría y 0,27 de curtosis indican que los valores de espesor siguen una distribución normal.

Además, verificamos este resultado con el gráfico de probabilidad de la Fig. I-1. El gráfico P-P compara la distribución del conjunto de datos del espesor con la normal. Se construye a través de los cuantiles de la normal estándar, de forma que aceptamos la hipótesis de normalidad de los datos siempre que los puntos tengan un comportamiento rectilíneo, cumpliendo con el intervalo de confianza del 95%. En el laminado M00, los puntos se ajustan notablemente a un modelo Gaussiano. Tienen un comportamiento rectilíneo dentro del intervalo de confianza de 95% (líneas rojas superior e inferior). Únicamente tres puntos son los que no están dentro de dicho intervalo (1,85; 2,23; 2,30). Consideramos estos valores atípicos y situados en los extremos de la placa en el análisis de diagrama de caja y bigotes.

No ocurre lo mismo con el resto de muestras. El canal de 25% presenta una asimetría de 0,92 y una curtosis superior a 1 (2,61), lo que indica que los datos están más agrupados que la normal

(distribución leptocúrtica). La longitud de 50 y 100% siguen el mismo patrón. La asimetría y la curtosis del canal de 75% es prácticamente 0 y 1 (0,34 y 1,09), por lo que podría asumirse normal. No obstante, si observamos el gráfico P-P con ajuste a una distribución normal, sigue tendencia rectilínea, excepto la parte superior de los datos que no cumplen con el intervalo del 95%. El resto de laminados siguen una tendencia cóncava con gran parte de los datos de los extremos fuera del intervalo. Esto indica sesgo positivo o un desplazamiento hacia la derecha respecto la normal (Fig. I-1).

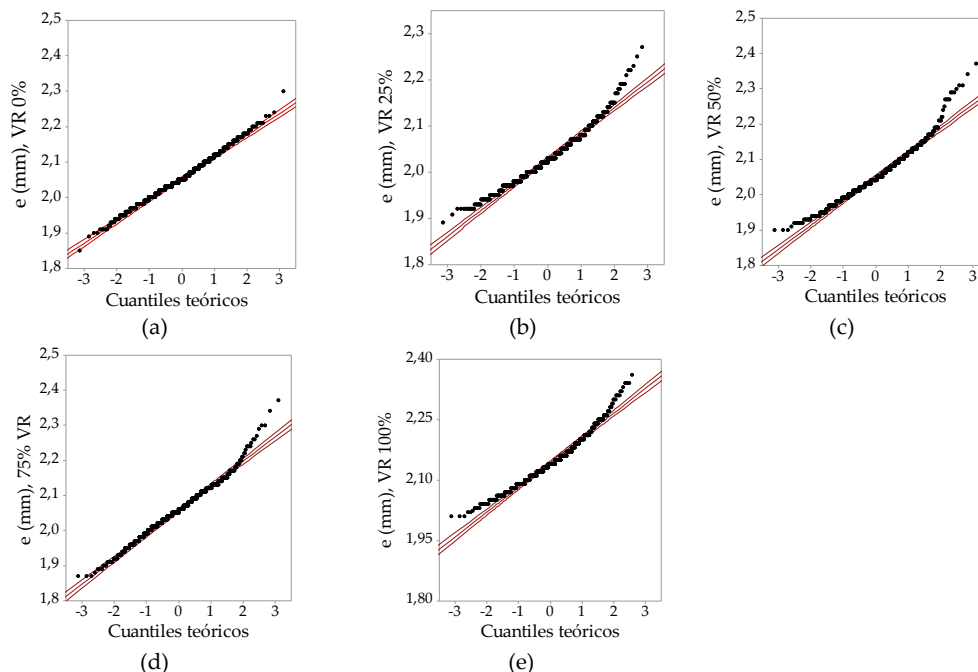


Fig. I-1: Gráfico P-P de los datos de espesor en función de la longitud de vía rápida con ajuste a una distribución normal: (a) laminado sin canales de vía rápida, (b) laminado con canal I y II de longitud 25%, (c) laminado con canal I y II de longitud 50%, (d) laminado con canal I y II de longitud 75% y (e) laminado con canal I y II de longitud 100%.

Para definir la distribución de los laminados con vía rápida, realizamos un ajuste mediante la función de densidad, con 2 y 3 parámetros. La Fig. I-2 ofrece el análisis de la función de densidad para los laminados con canales de 25% y 50% de longitud.

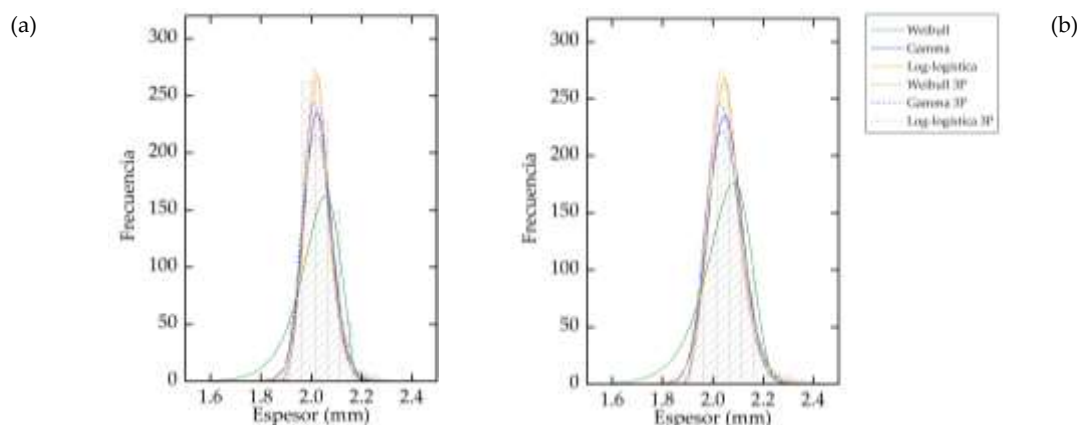


Fig. I-2: Función de densidad para la distribución Weibull, Gamma, Loglogística, Weibull (3 parámetros), Gamma (3 parámetros) y Loglogística (3 parámetros) aplicables a los datos de espesor del laminado con canales de longitud del: (a) 25% y (b) 50%.

La Fig. I-3 muestra la función de densidad para las seis distribuciones de los laminados con canales de vía rápida de longitud del 75% y 100%.

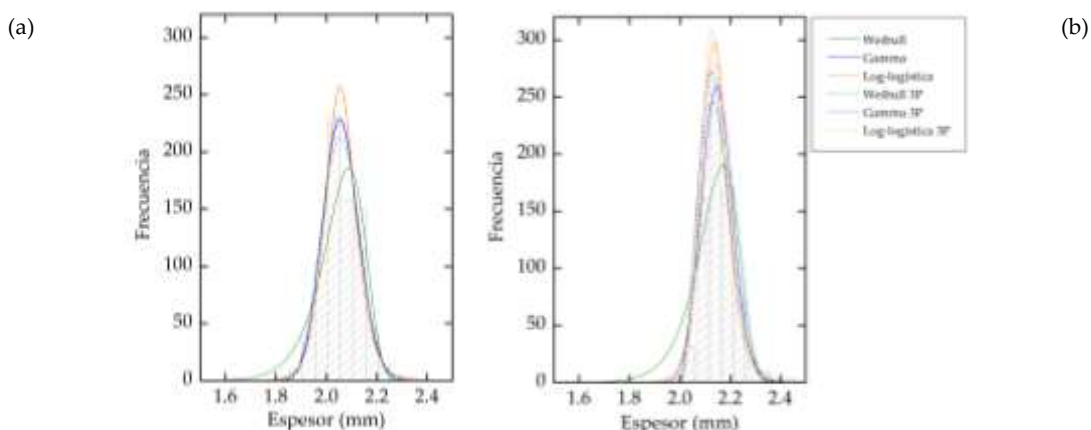


Fig. I-3 Función de densidad para la distribución Weibull, Gamma, Loglogística, Weibull (3 parámetros), Gamma (3 parámetros) y Loglogística (3 parámetros) aplicables a los datos de espesor de laminado con canales de longitud del: (a) 75% y (b) 100%.

Los gráficos P-P de la Fig. I-4 a la Fig. I-7 complementan el análisis Anderson-Darling (Capítulo 4, Apartado 4.4.1) para definir cual es la distribución que mejor se ajusta a los datos de espesor para cada uno de los laminados.

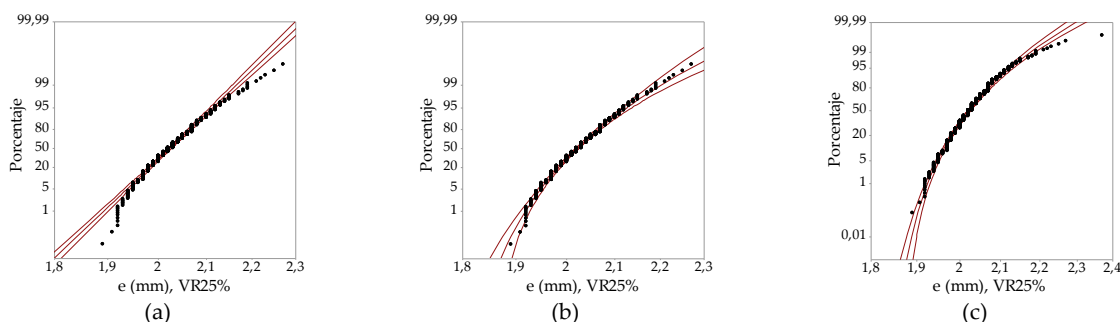


Fig. I-4: Gráfico de probabilidad para el laminado con canales de longitud 25%: (a) Loglogística (b) Loglogística (3 parámetros) (c) Gamma 3 parámetros.

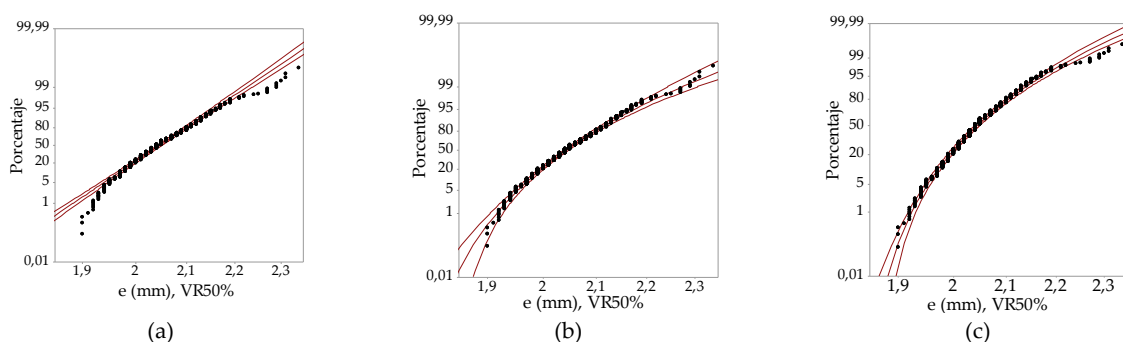


Fig. I-5: Gráfico de probabilidad para el laminado con canales de longitud 50%: (a) Loglogística (b) Loglogística (3 parámetros) (c) Gamma 3 parámetros.

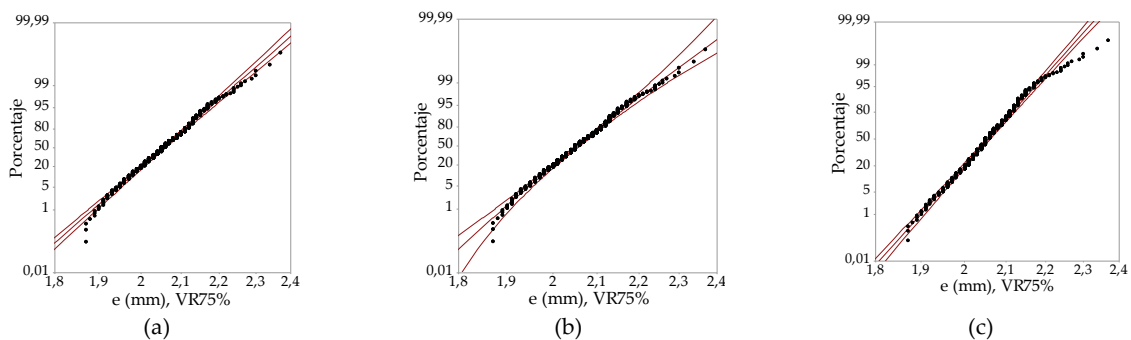


Fig. I-6: Gráfico de probabilidad para el laminado con canales de longitud 75%: (a) Loglogística (b) Loglogística (3 parámetros) (c) Gamma.

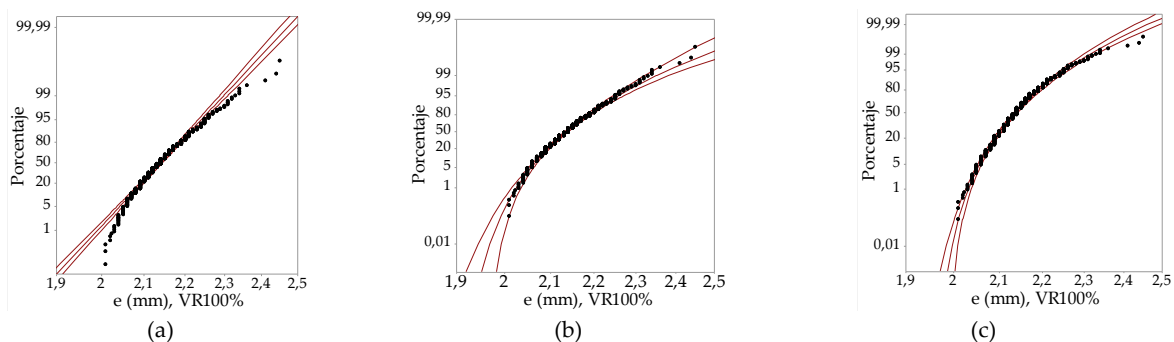


Fig. I-7: Gráfico de probabilidad para para el laminado con canales de longitud 100%: (a) Loglogística (b) Loglogística (3 parámetros) (c) Gamma (3 parámetros).

Anexo II

II. Gráficas del ensayo de resistencia interlaminar (ILSS)

A continuación, mostramos las curvas esfuerzo versus desplazamiento del ensayo de resistencia interlaminar (ILSS, *Interlaminar Shear Strength*) para los laminados de placa plana estudiados en el Capítulo 4.

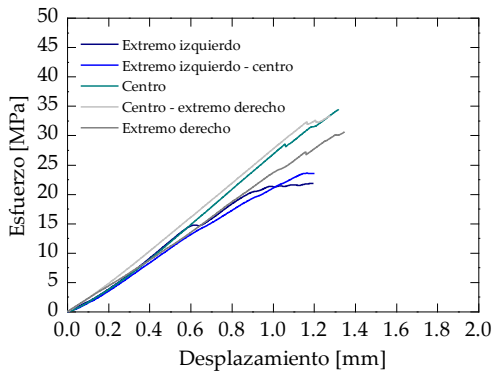


Fig. II-1: Curva esfuerzo-desplazamiento: laminado M00.

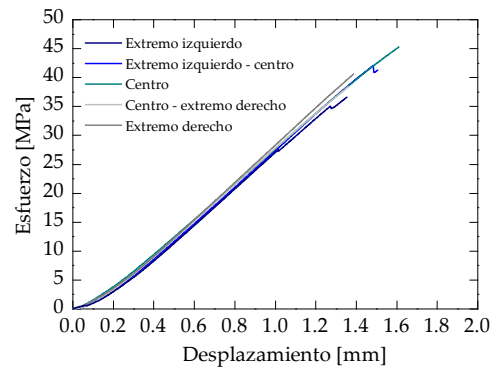


Fig. II-2: Curva esfuerzo-desplazamiento: laminado M01.

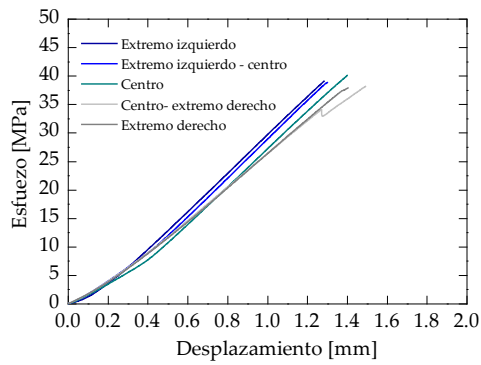


Fig. II-3: Curva esfuerzo-desplazamiento: laminado M02.

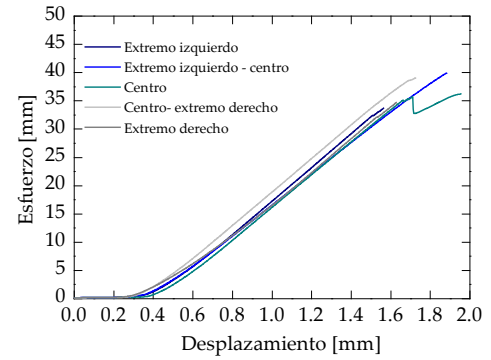


Fig. II-4: Curva esfuerzo-desplazamiento: laminado M03.

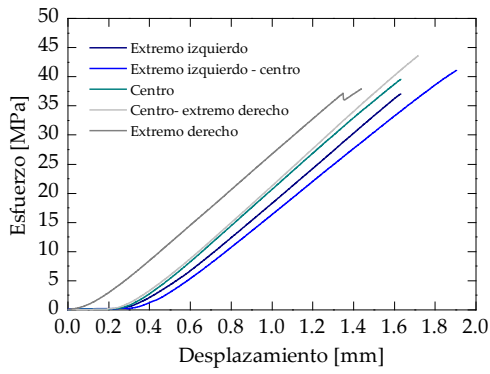


Fig. II-5: Curva esfuerzo-desplazamiento: laminado M04.

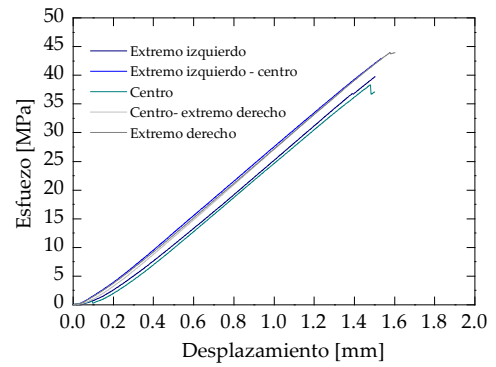


Fig. II-6: Curva esfuerzo-desplazamiento: laminado M05.

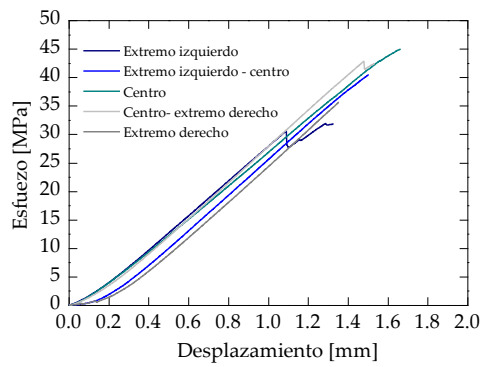


Fig. II-7: Curva esfuerzo-desplazamiento: laminado M06.

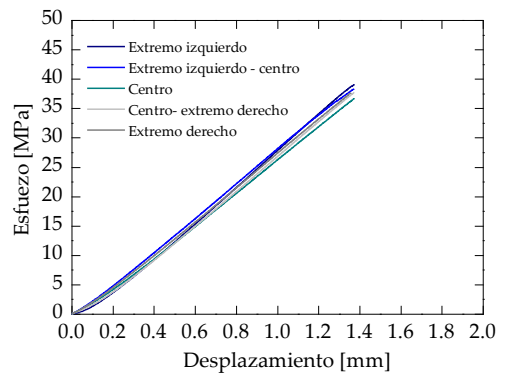


Fig. II-8: Curva esfuerzo-desplazamiento: laminado M07.

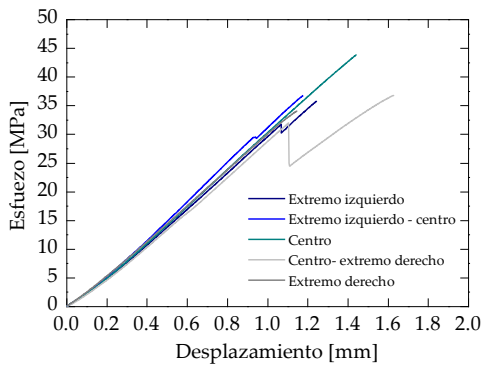


Fig. II-9: Curva esfuerzo-desplazamiento: laminado M08.

Anexo III

III. Estudio micrográfico de la cuaderna

A continuación, mostramos parte de las micrografías empleadas para calcular la porosidad en las diferentes cuadernas en U. Exponemos las imágenes de la zona curva L. No obstante, también analizamos la zona curva C y la zona plana (zona del alma de la "U").

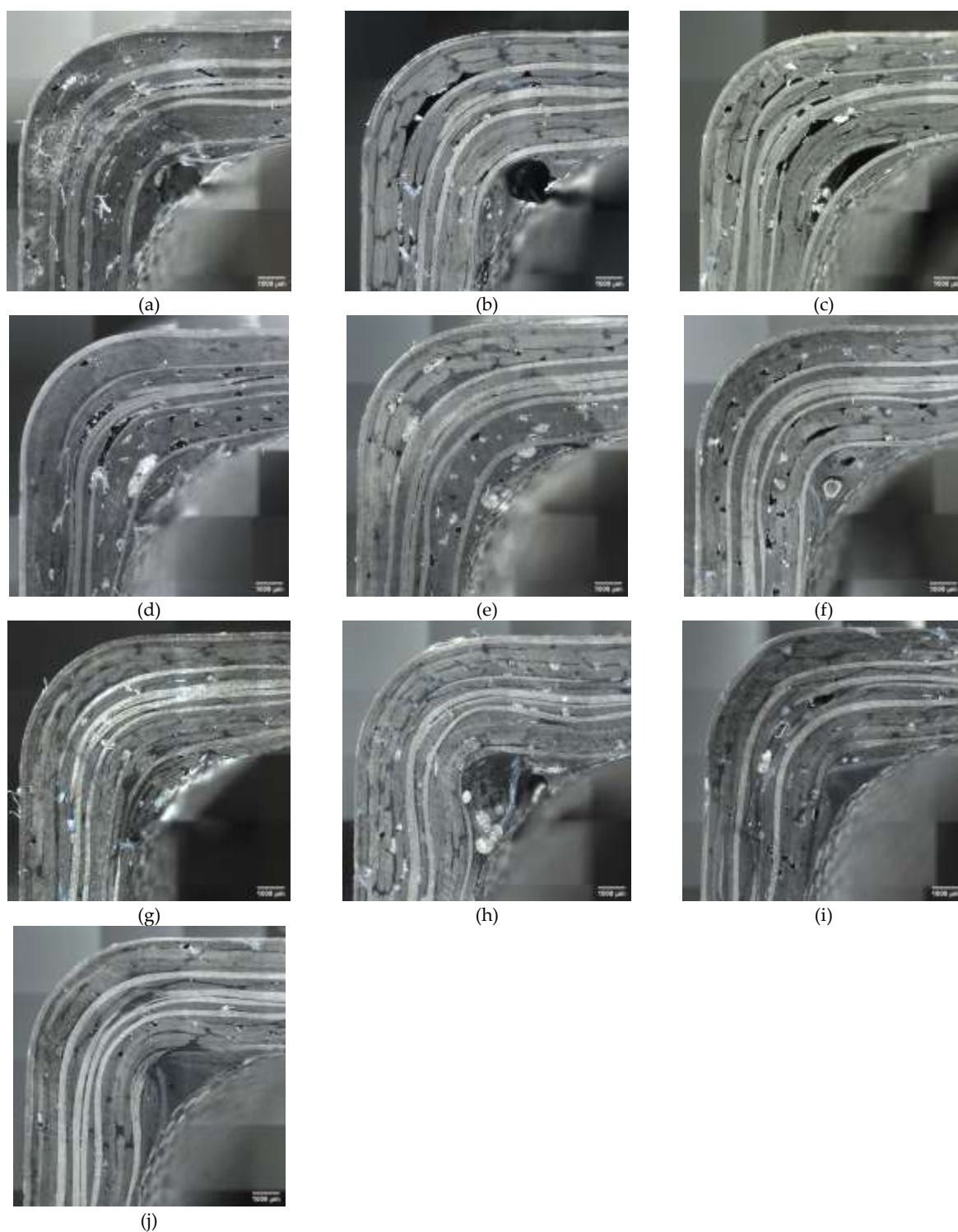


Fig. III-1: Micrografías de la zona curva L de la sección transversal en U fabricada por infusión por vacío a una distancia del punto de inyección de: (a) 100 mm, (b) 150 mm, (c) 200 mm, (d) 250 mm, (e) 300 mm, (f) 350 mm, (g) 400 mm, (h) 450 mm, (i) 500 mm y (j) 550 mm.

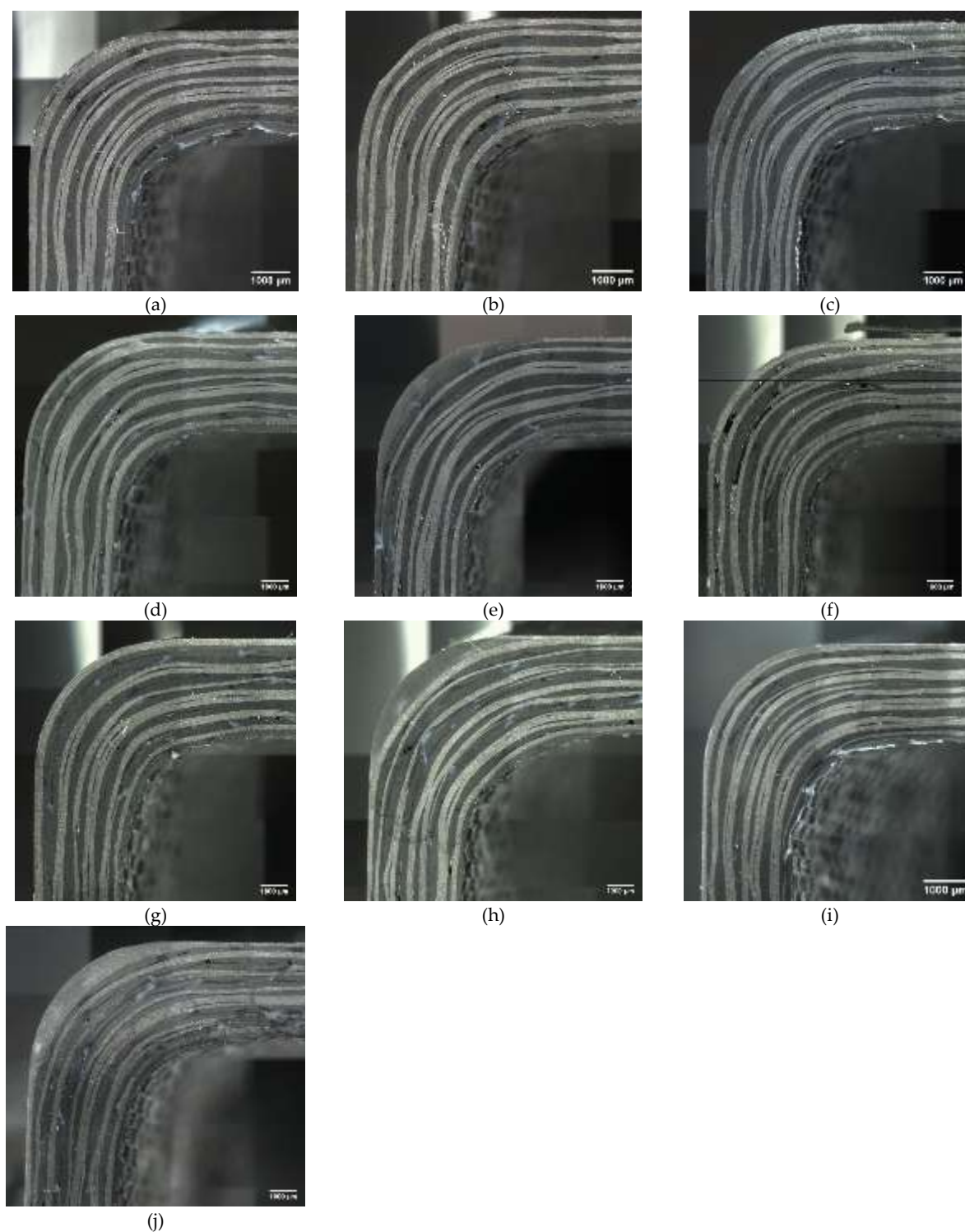


Fig. III-2: Micrografías de la zona curva de la sección transversal en U fabricada por infusión con contramolde sólido flexible (ISCI): SIL55/CA a una distancia del punto de inyección de: (a) 100 mm, (b) 150 mm, (c) 200 mm, (d) 250 mm, (e) 300 mm, (f) 350 mm, (g) 400 mm, (h) 450 mm, (i) 500 mm y (j) 550 mm.

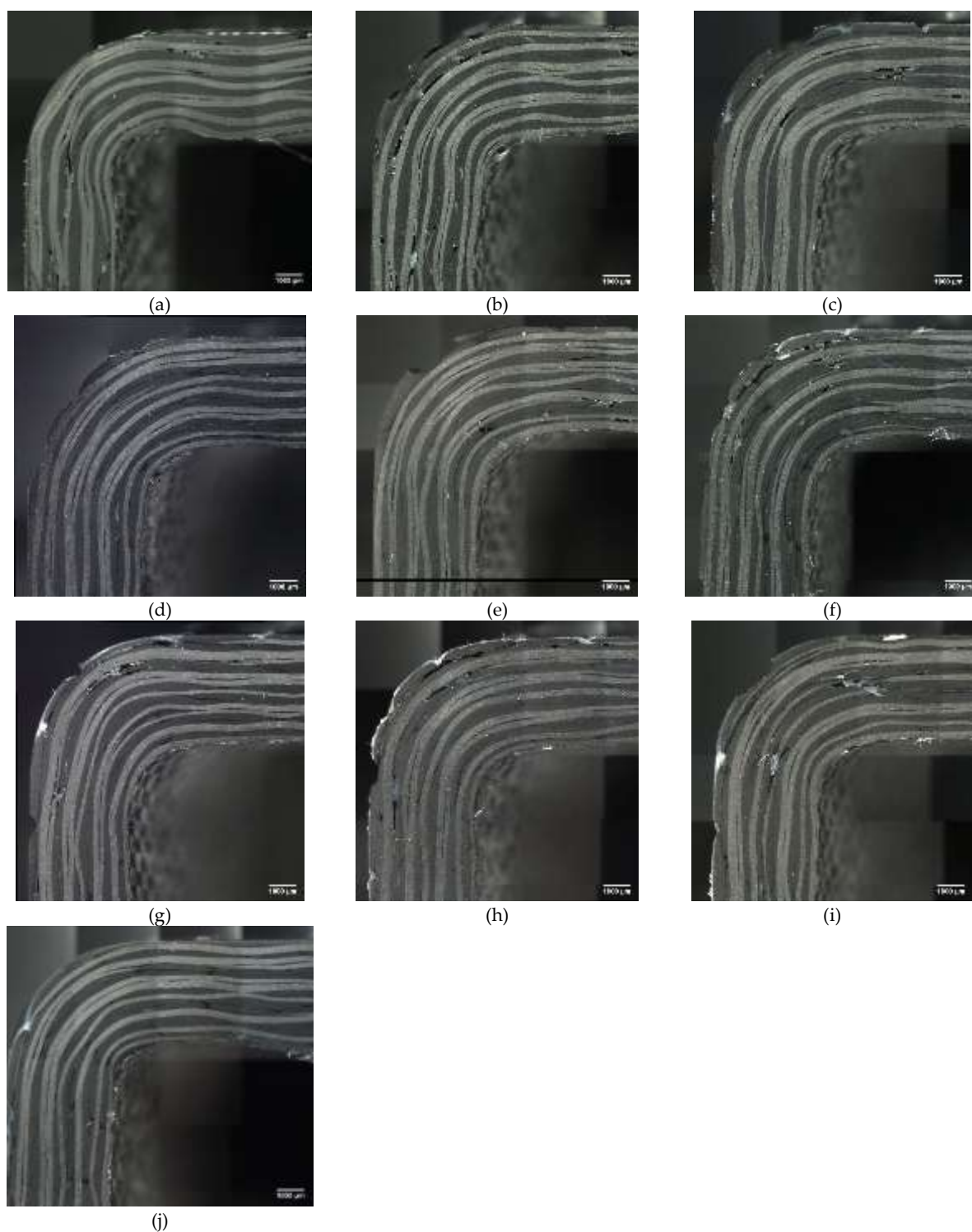


Fig. III-3: Micrografías de la zona curva de la sección transversal en U fabricada por infusión con contramolde sólido flexible (ISCI): SIL18 a una distancia del punto de inyección de: (a) 100 mm, (b) 150 mm, (c) 200 mm, (d) 250 mm, (e) 300 mm, (f) 350 mm, (g) 400 mm, (h) 450 mm, (i) 500 mm y (j) 550 mm.

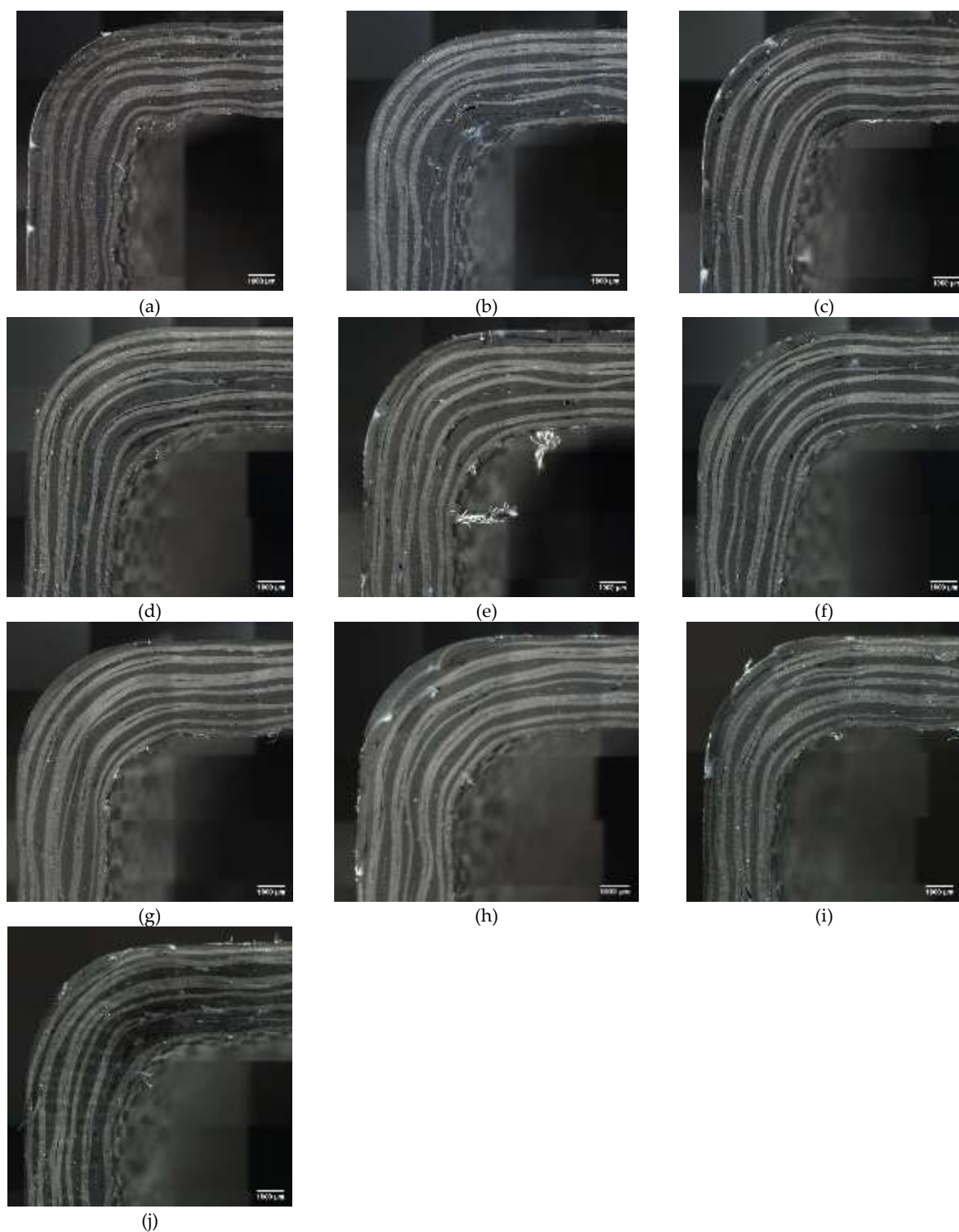


Fig. III-4: Micrografías de la zona curva de la sección transversal en U fabricada por infusión con contramolde sólido flexible (ISCI) SIL70 a una distancia del punto de inyección de: (a) 100 mm, (b) 150 mm, (c) 200 mm, (d) 250 mm, (e) 300 mm, (f) 350 mm, (g) 400 mm, (h) 450 mm, (i) 500 mm y (j) 550 mm.

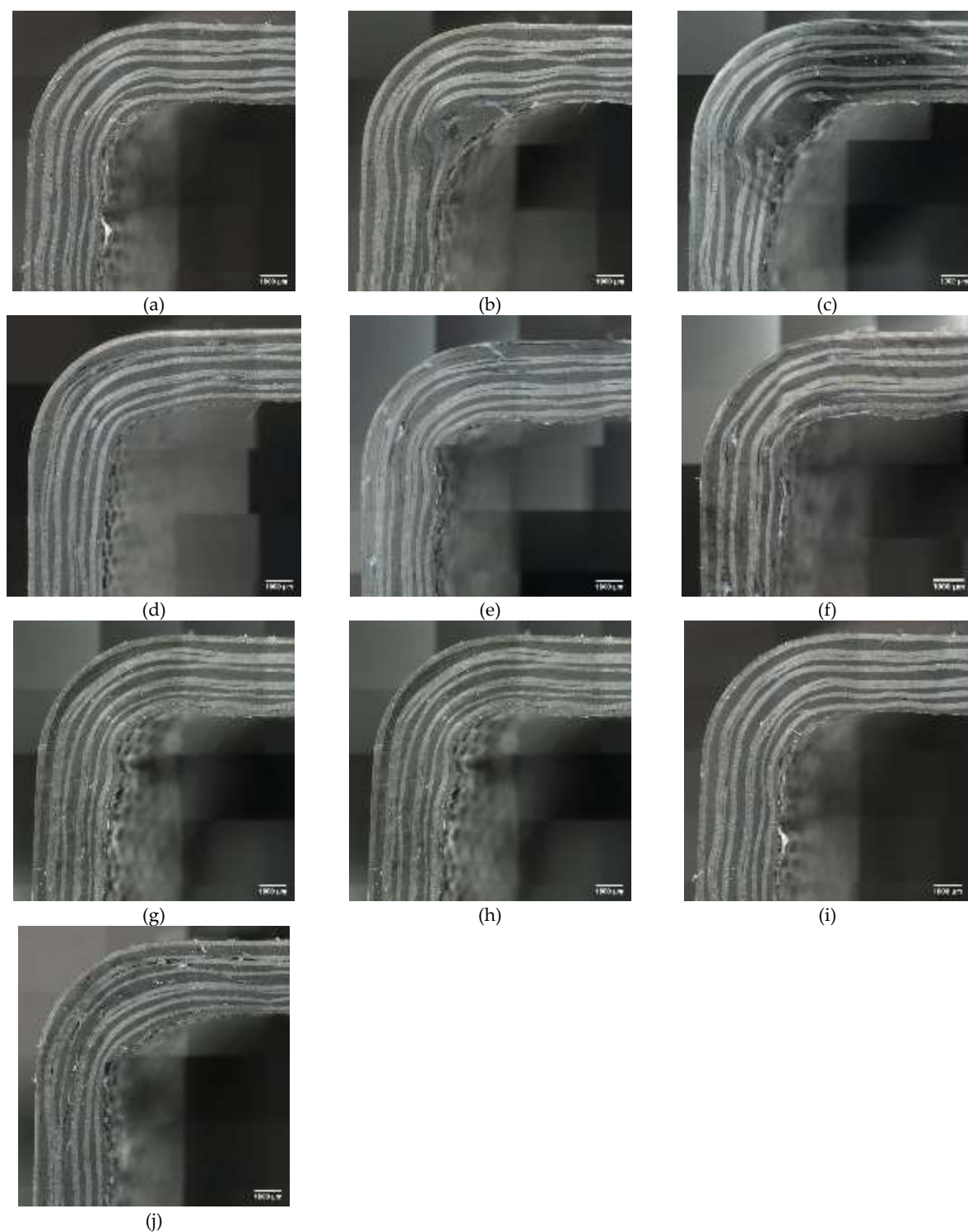


Fig. III-5: Micrografías de la zona curva de la sección transversal en U fabricada por infusión con contramolde sólido flexible (ISCI): SIL70/PU a una distancia del punto de inyección de: (a) 100 mm, (b) 150 mm, (c) 200 mm, (d) 250 mm, (e) 300 mm, (f) 350 mm, (g) 400 mm, (h) 450 mm, (i) 500 mm y (j) 550 mm.

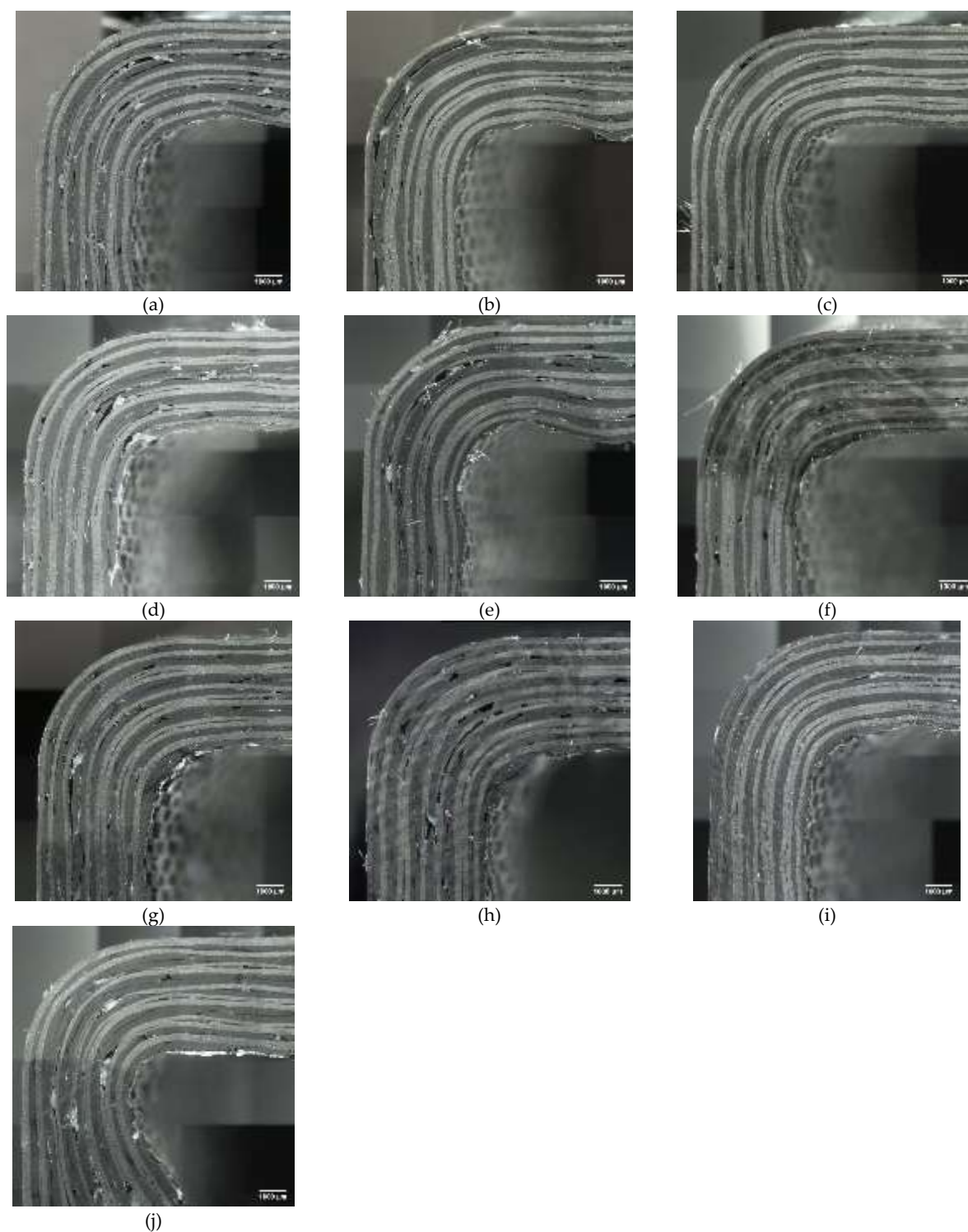


Fig. III-6: Micrografías de la zona curva de la sección transversal en U fabricada por infusión con contramolde sólido flexible (ISCI): SIL55/3D a una distancia del punto de inyección de: (a) 100 mm, (b) 150 mm, (c) 200 mm, (d) 250 mm, (e) 300 mm, (f) 350 mm, (g) 400 mm, (h) 450 mm, (i) 500 mm y (j) 550 mm.

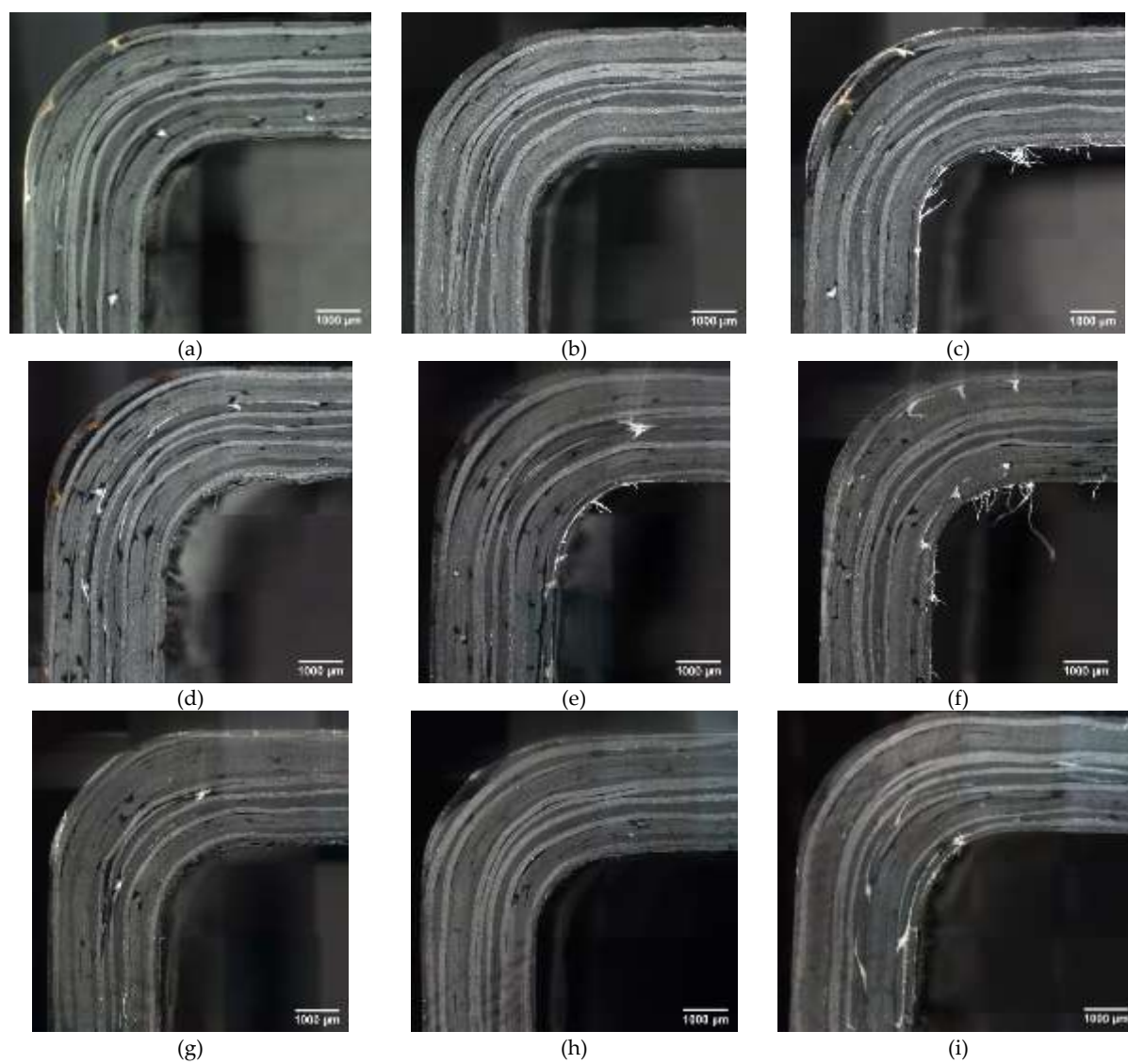


Fig. III-7: Micrograffías de la zona curva de la sección transversal en U fabricada por RTM a una distancia del punto de inyección de: (a) 150 mm, (b) 200 mm, (c) 250 mm, (d) 300 mm, (e) 350 mm, (f) 400 mm, (g) 450 mm, (h) 500 mm y (i) 550 mm.

Anexo IV

IV. División de las micrográficas en imágenes pequeñas rectangulares

Diseñamos el siguiente código en *Matlab* para dividir las micrografías de la zona curva de la cuaderna en imágenes pequeñas rectangulares y calcular la porosidad en cada una de ellas.

```
%Código de recorte de rectángulos para análisis de contenido en voids
%MAP

%Guardar el archivo en la misma carpeta de las imágenes

clear all;           %Limpiar comandos usados
close all;          %cerrar todas las ventanas abiertas
clc;                %Limpiar ventana de comandos

%El siguiente comando abre todas las imágenes contenidas en la carpeta en
%donde se almacena el archivo. Las guarda en un vector con formato tipo
%celda (cell). usar ctrl para seleccionar varias imágenes

%Nota: el sistema de coordenadas de la imagen parte de la esquina superior
%izquierda

[archivos,ruta]=uigetfile('*.','seleccione los archivos','multiselect','on');
long=length(archivos); %Calcula la cantidad de archivos abiertos
ruta_original=cd;      %Guarda la ruta en donde está el código

%Creación de un loop que trabaja cada imagen seleccionada, una por una a la
%vez. Correrá tantas veces como imágenes hayan sido seleccionadas
for i=1:long
    imagen=imread(archivos(i));           %lee la imagen guardada en la posición asignada del vector
    mkdir ([ 'imagen' num2str(i) ]);      %Crea una carpeta para guardar los rectángulos de la imagen asignada

    %Creación de rectángulos por coordenadas

    %Rectángulos verticales
    rect_A=imcrop(imagen,[5197,1,78,1517]); %recorte de triángulos por coordenadas (Ancho de rectángulo: 400 pixeles)
    rect_B=imcrop(imagen,[2549,5,78,2269]); %tipo coordenadas = [x min, y min, ancho, alto]
    rect_C=imcrop(imagen,[2471,3,78,2407]);
    rect_D=imcrop(imagen,[2391,3,80,2364]);
    rect_E=imcrop(imagen,[2313,3,78,2292]);
    rect_F=imcrop(imagen,[2235,4,78,2215]);
    rect_G=imcrop(imagen,[2157,5,78,2139]);
    rect_H=imcrop(imagen,[2079,8,78,2058]);
    rect_I=imcrop(imagen,[2001,8,78,1953]);
    rect_J=imcrop(imagen,[1845,18,78,1837]);
    rect_K=imcrop(imagen,[1923,18,78,1898]);
    rect_L=imcrop(imagen,[1767,16,78,1753]);
    rect_M=imcrop(imagen,[1689,27,78,1651]);
    rect_N=imcrop(imagen,[2627,6,78,2154]);
    rect_NN=imcrop(imagen,[2705,8,78,2091]);
    rect_O=imcrop(imagen,[2783,4,78,2023]);
    rect_P=imcrop(imagen,[2861,2,78,1974]);
    rect_Q=imcrop(imagen,[2939,9,78,1918]);
    rect_R=imcrop(imagen,[3017,0,78,1896]);
    rect_S=imcrop(imagen,[3095,8,78,1872]);
    rect_T=imcrop(imagen,[3173,1,78,1840]);
    rect_U=imcrop(imagen,[3251,12,78,1816]);
    rect_V=imcrop(imagen,[3329,0,78,1788]);
    rect_W=imcrop(imagen,[3407,8,78,1748]);
    rect_X=imcrop(imagen,[3485,8,78,1724]);
    rect_Y=imcrop(imagen,[3563,10,78,1704]);
    rect_Z=imcrop(imagen,[3641,9,78,1664]);
    rect_A1=imcrop(imagen,[3719,5,78,1644]);
    rect_B1=imcrop(imagen,[3797,5,78,1648]);
    rect_C1=imcrop(imagen,[3875,4,78,1620]);
    rect_D1=imcrop(imagen,[3953,6,78,1594]);
    rect_E1=imcrop(imagen,[4031,1,78,1584]);
    rect_F1=imcrop(imagen,[4109,6,78,1569]);
    rect_G1=imcrop(imagen,[4187,0,78,1576]);
    rect_H1=imcrop(imagen,[4265,0,78,1567]);
    rect_I1=imcrop(imagen,[4343,0,78,1564]);
    rect_J1=imcrop(imagen,[4421,0,78,1562]);
    rect_K1=imcrop(imagen,[4499,0,78,1559]);
    rect_L1=imcrop(imagen,[4577,1,78,1552]);
    rect_M1=imcrop(imagen,[4655,1,78,1547]);
    rect_N1=imcrop(imagen,[4733,0,78,1541]);
```

```

rect_NN1=imcrop(imagen,[4810,1,78,1536]);
rect_O1=imcrop(imagen,[4888,2,78,1530]);
rect_P1=imcrop(imagen,[4966,0,78,1518]);
rect_Q1=imcrop(imagen,[5043,4,78,1515]);
rect_R1=imcrop(imagen,[5121,4,78,1511]);
rect_S1=imcrop(imagen,[825,325,77,501]);
rect_T1=imcrop(imagen,[902,272,78,615]);
rect_U1=imcrop(imagen,[980,245,78,731]);
rect_V1=imcrop(imagen,[1057,194,77,848]);
rect_W1=imcrop(imagen,[760,377,65,376]);
rect_X1=imcrop(imagen,[694,421,66,271]);
rect_Y1=imcrop(imagen,[640,465,54,164]);
rect_Z1=imcrop(imagen,[564,511,76,46]);
rect_A2=imcrop(imagen,[1134,163,81,959]);
rect_B2=imcrop(imagen,[1215,137,78,1069]);
rect_C2=imcrop(imagen,[1293,111,76,1177]);
rect_D2=imcrop(imagen,[1369,103,78,1258]);
rect_E2=imcrop(imagen,[1447,76,78,1362]);
rect_F2=imcrop(imagen,[1524,59,78,1455]);
rect_G2=imcrop(imagen,[1601,44,89,1545]);

%Rectángulos horizontales
rect_1=imcrop(imagen,[0,6220,1472,76]);
rect_2=imcrop(imagen,[0,6144,1467,76]);
rect_3=imcrop(imagen,[0,6068,1466,76]);
rect_4=imcrop(imagen,[0,5992,1446,76]);
rect_5=imcrop(imagen,[0,5916,1442,76]);
rect_6=imcrop(imagen,[0,5840,1441,76]);
rect_7=imcrop(imagen,[0,5764,1440,76]);
rect_8=imcrop(imagen,[4,5688,1436,76]);
rect_9=imcrop(imagen,[0,5612,1437,76]);
rect_10=imcrop(imagen,[0,5536,1428,76]);
rect_11=imcrop(imagen,[0,5460,1434,76]);
rect_12=imcrop(imagen,[0,5384,1422,76]);
rect_13=imcrop(imagen,[0,5308,1422,76]);
rect_14=imcrop(imagen,[0,5232,1423,76]);
rect_15=imcrop(imagen,[0,5156,1433,76]);
rect_16=imcrop(imagen,[0,5079,1463,76]);
rect_17=imcrop(imagen,[1,5003,1478,76]);
rect_18=imcrop(imagen,[0,4927,1487,76]);
rect_19=imcrop(imagen,[1,4851,1486,76]);
rect_20=imcrop(imagen,[0,4775,1495,76]);
rect_21=imcrop(imagen,[0,4699,1499,76]);
rect_22=imcrop(imagen,[0,4623,1505,76]);
rect_23=imcrop(imagen,[0,4547,1513,76]);
rect_24=imcrop(imagen,[0,4471,1513,76]);
rect_25=imcrop(imagen,[0,4395,1506,76]);
rect_26=imcrop(imagen,[0,4319,1520,76]);
rect_27=imcrop(imagen,[1,4243,1544,76]);
rect_28=imcrop(imagen,[1,4167,1559,76]);
rect_29=imcrop(imagen,[0,4091,1575,76]);
rect_30=imcrop(imagen,[1,4015,1613,76]);
rect_31=imcrop(imagen,[0,3939,1619,76]);
rect_32=imcrop(imagen,[0,3864,1631,76]);
rect_33=imcrop(imagen,[0,3789,1655,76]);
rect_34=imcrop(imagen,[0,3715,1671,76]);
rect_35=imcrop(imagen,[0,3639,1686,76]);
rect_36=imcrop(imagen,[0,3565,1698,76]);
rect_37=imcrop(imagen,[0,3489,1728,76]);
rect_38=imcrop(imagen,[0,3414,1737,76]);
rect_39=imcrop(imagen,[0,3339,1770,76]);
rect_40=imcrop(imagen,[0,3263,1800,76]);
rect_41=imcrop(imagen,[0,3187,1821,76]);
rect_42=imcrop(imagen,[0,3111,1842,76]);
rect_43=imcrop(imagen,[0,3035,1890,76]);
rect_44=imcrop(imagen,[0,2959,1935,76]);
rect_45=imcrop(imagen,[0,2884,1974,76]);
rect_46=imcrop(imagen,[1,2808,2018,76]);
rect_47=imcrop(imagen,[0,2732,2055,76]);
rect_48=imcrop(imagen,[0,2656,2112,76]);
rect_49=imcrop(imagen,[0,2579,2166,76]);
rect_50=imcrop(imagen,[0,2503,2259,76]);
rect_51=imcrop(imagen,[0,2427,2316,76]);
rect_52=imcrop(imagen,[0,2352,2331,76]);
rect_53=imcrop(imagen,[0,2276,2274,76]);
rect_54=imcrop(imagen,[0,2200,2205,76]);
rect_55=imcrop(imagen,[0,2124,2136,76]);
rect_56=imcrop(imagen,[0,2048,2049,76]);
rect_57=imcrop(imagen,[0,1972,1974,76]);
rect_58=imcrop(imagen,[1,1896,1901,76]);
rect_59=imcrop(imagen,[0,1820,1824,76]);
rect_60=imcrop(imagen,[0,1744,1746,76]);
rect_61=imcrop(imagen,[0,1668,1677,76]);
rect_62=imcrop(imagen,[0,1592,1596,76]);
rect_63=imcrop(imagen,[21,1516,1491,76]);
rect_64=imcrop(imagen,[31,1440,1422,76]);
rect_65=imcrop(imagen,[49,1364,1323,76]);
rect_66=imcrop(imagen,[81,1288,1224,76]);
rect_67=imcrop(imagen,[108,1212,1120,76]);
rect_68=imcrop(imagen,[146,1136,1020,76]);
rect_69=imcrop(imagen,[180,1060,880,76]);
rect_70=imcrop(imagen,[222,984,772,76]);
rect_71=imcrop(imagen,[256,908,660,76]);
rect_72=imcrop(imagen,[308,832,528,76]);
rect_73=imcrop(imagen,[368,756,386,76]);
rect_74=imcrop(imagen,[428,680,250,76]);
rect_75=imcrop(imagen,[494,604,114,76]);

%Escritura (guardado de rectángulos)
cd(['imagen' num2str(i)]); %Abre la carpeta creada para la imagen asignada

```

```

%Rectángulos horizontales
imwrite(rect_A,'rect_A.png');
imwrite(rect_B,'rect_B.png');
imwrite(rect_C,'rect_C.png');
imwrite(rect_D,'rect_D.png');
imwrite(rect_E,'rect_E.png');
imwrite(rect_F,'rect_F.png');
imwrite(rect_G,'rect_G.png');
imwrite(rect_H,'rect_H.png');
imwrite(rect_I,'rect_I.png');
imwrite(rect_J,'rect_J.png');
imwrite(rect_K,'rect_K.png');
imwrite(rect_L,'rect_L.png');
imwrite(rect_M,'rect_M.png');
imwrite(rect_N,'rect_N.png');
imwrite(rect_NN,'rect_N.png');
imwrite(rect_O,'rect_O.png');
imwrite(rect_P,'rect_P.png');
imwrite(rect_Q,'rect_Q.png');
imwrite(rect_R,'rect_R.png');
imwrite(rect_S,'rect_S.png');
imwrite(rect_T,'rect_T.png');
imwrite(rect_U,'rect_U.png');
imwrite(rect_V,'rect_V.png');
imwrite(rect_W,'rect_W.png');
imwrite(rect_X,'rect_X.png');
imwrite(rect_Y,'rect_Y.png');
imwrite(rect_Z,'rect_Z.png');
imwrite(rect_A1,'rect_A1.png');
imwrite(rect_B1,'rect_B1.png');
imwrite(rect_C1,'rect_C1.png');
imwrite(rect_D1,'rect_D1.png');
imwrite(rect_E1,'rect_E1.png');
imwrite(rect_F1,'rect_F1.png');
imwrite(rect_G1,'rect_G1.png');
imwrite(rect_H1,'rect_H1.png');
imwrite(rect_I1,'rect_I1.png');
imwrite(rect_J1,'rect_J1.png');
imwrite(rect_K1,'rect_K1.png');
imwrite(rect_L1,'rect_L1.png');
imwrite(rect_M1,'rect_M1.png');
imwrite(rect_N1,'rect_N1.png');
imwrite(rect_NN1,'rect_N1.png');
imwrite(rect_O1,'rect_O1.png');
imwrite(rect_P1,'rect_P1.png');
imwrite(rect_Q1,'rect_Q1.png');
imwrite(rect_R1,'rect_R1.png');
imwrite(rect_S1,'rect_S1.png');
imwrite(rect_T1,'rect_T1.png');
imwrite(rect_U1,'rect_U1.png');
imwrite(rect_V1,'rect_V1.png');
imwrite(rect_W1,'rect_W1.png');
imwrite(rect_X1,'rect_X1.png');
imwrite(rect_Y1,'rect_Y1.png');
imwrite(rect_Z1,'rect_Z1.png');
imwrite(rect_A2,'rect_A2.png');
imwrite(rect_B2,'rect_B2.png');
imwrite(rect_C2,'rect_C2.png');
imwrite(rect_D2,'rect_D2.png');
imwrite(rect_E2,'rect_E2.png');
imwrite(rect_F2,'rect_F2.png');
imwrite(rect_G2,'rect_G2.png');

%Rectángulos verticales
imwrite(rect_1,'rect_1.png');
imwrite(rect_2,'rect_2.png');
imwrite(rect_3,'rect_3.png');
imwrite(rect_4,'rect_4.png');
imwrite(rect_5,'rect_5.png');
imwrite(rect_6,'rect_6.png');
imwrite(rect_7,'rect_7.png');
imwrite(rect_8,'rect_8.png');
imwrite(rect_9,'rect_9.png');
imwrite(rect_10,'rect_10.png');
imwrite(rect_10,'rect_10.png');
imwrite(rect_11,'rect_11.png');
imwrite(rect_12,'rect_12.png');
imwrite(rect_13,'rect_13.png');
imwrite(rect_14,'rect_14.png');
imwrite(rect_15,'rect_15.png');
imwrite(rect_16,'rect_16.png');
imwrite(rect_17,'rect_17.png');
imwrite(rect_18,'rect_18.png');
imwrite(rect_19,'rect_19.png');
imwrite(rect_20,'rect_20.png');
imwrite(rect_21,'rect_21.png');
imwrite(rect_22,'rect_22.png');
imwrite(rect_23,'rect_23.png');
imwrite(rect_24,'rect_24.png');
imwrite(rect_25,'rect_25.png');
imwrite(rect_26,'rect_26.png');
imwrite(rect_27,'rect_27.png');
imwrite(rect_28,'rect_28.png');
imwrite(rect_29,'rect_29.png');
imwrite(rect_30,'rect_30.png');
imwrite(rect_31,'rect_31.png');
imwrite(rect_32,'rect_32.png');
imwrite(rect_33,'rect_33.png');
imwrite(rect_34,'rect_34.png');
imwrite(rect_35,'rect_35.png');

```

```

%Guarda el rectángulo en la carpeta de la imagen asignada

```

```
imwrite(rect_36,'rect_36.png');
imwrite(rect_37,'rect_37.png');
imwrite(rect_38,'rect_38.png');
imwrite(rect_39,'rect_39.png');
imwrite(rect_40,'rect_40.png');
imwrite(rect_41,'rect_41.png');
imwrite(rect_42,'rect_42.png');
imwrite(rect_43,'rect_43.png');
imwrite(rect_44,'rect_44.png');
imwrite(rect_45,'rect_45.png');
imwrite(rect_46,'rect_46.png');
imwrite(rect_47,'rect_47.png');
imwrite(rect_48,'rect_48.png');
imwrite(rect_49,'rect_49.png');
imwrite(rect_50,'rect_50.png');
imwrite(rect_51,'rect_51.png');
imwrite(rect_52,'rect_52.png');
imwrite(rect_53,'rect_53.png');
imwrite(rect_54,'rect_54.png');
imwrite(rect_55,'rect_55.png');
imwrite(rect_56,'rect_56.png');
imwrite(rect_57,'rect_57.png');
imwrite(rect_58,'rect_58.png');
imwrite(rect_59,'rect_59.png');
imwrite(rect_60,'rect_60.png');
imwrite(rect_61,'rect_61.png');
imwrite(rect_62,'rect_62.png');
imwrite(rect_63,'rect_63.png');
imwrite(rect_64,'rect_64.png');
imwrite(rect_65,'rect_65.png');
imwrite(rect_66,'rect_66.png');
imwrite(rect_67,'rect_67.png');
imwrite(rect_68,'rect_68.png');
imwrite(rect_69,'rect_69.png');
imwrite(rect_70,'rect_70.png');
imwrite(rect_71,'rect_71.png');
imwrite(rect_72,'rect_72.png');
imwrite(rect_73,'rect_73.png');
imwrite(rect_74,'rect_74.png');
imwrite(rect_75,'rect_75.png');

cd (ruta_original);                                %Regresa a la carpeta donde está el código para continuar con el loop
end
sprintf('el código ha finalizado')
```

Anexo V

V. Medición de la permeabilidad en plano

A continuación, describimos como determinamos el parámetro permeabilidad del tejido no-ondulado (NCF, *non crimp fabric*), el cual empleamos en la simulación de llenado con el software comercial PAM-RTM. Construimos la preforma apilando 8 capas de tejido NCF orientadas en la misma dirección. Le hicimos un orificio central para hacer una inyección radial (Fig. V-1).



Fig. V-1: Preparación de la preforma para la caracterización del parámetro permeabilidad.

Utilizamos un molde de placa plana con un espesor de 2,956 mm. La fracción volumétrica de fibra teórica (FVF, *fiber volumen fraction*) es 64,33%, la cual determinamos a partir del gramaje del tejido, el espesor y la densidad de la fibra de carbono.

$$\text{Fracción volumen fibra} = \frac{8 (\text{capas}) \cdot 0.416 (\text{kg/m}^2)}{2.956e^{-3} \cdot 1760 (\text{kg/m}^3)} = 0.6397$$

Para el desarrollo del ensayo, utilizamos un fluido cuya viscosidad a temperatura ambiente se ajuste a la de la resina RTM6 a 120°C; condición seleccionada para la simulación. Colocamos la preforma en el interior del molde, y tras el cierre del mismo, comprobamos su estanqueidad. Posteriormente, iniciamos la inyección. A medida que se llena la cavidad, los sensores detectan la llegada de la resina y se registra el tiempo del avance del frente de flujo. Cuando el fluido llena la cavidad, el ensayo se da por finalizado (Fig. V-2).

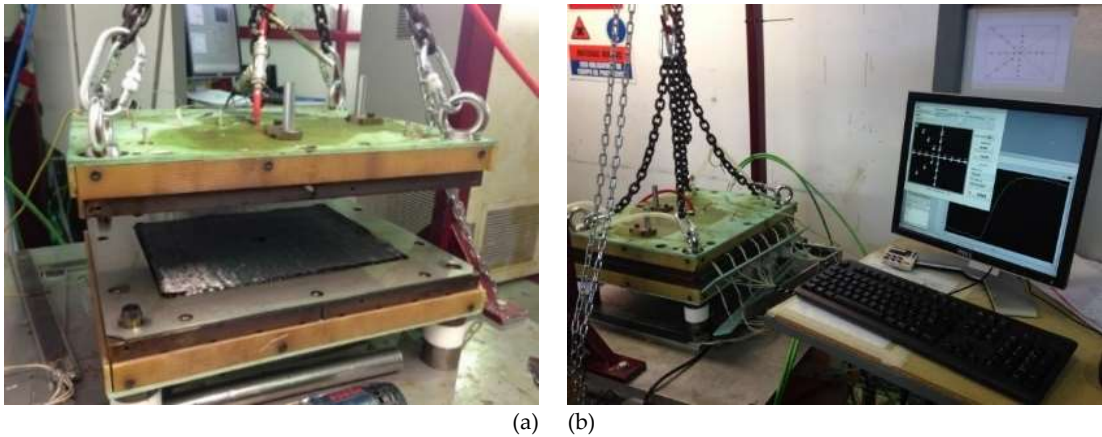


Fig. V-5: (a) Colocación de la preforma en el interior del molde. (b) Ejecución del ensayo.

A partir de los tiempos de llegada, estimamos la velocidad del frente de flujo (Fig. V-3) y determinamos las permeabilidades principales y sus direcciones respecto a la dirección de rollo. Realizamos un total de 6 repeticiones (Tab. V-1).

Tab. V-1: Valores de permeabilidad individuales, promedio y desviación típica.

	Rep. 1	Rep. 2	Rep. 3	Rep. 4	Rep. 5	Rep. 6	Promedio	Desv. estándar
K principal I [m2]	1.33e-11	1.21e-11	9.88e-11	1.38e-11	1.13e-11	1.39e-11	1.236e-11	1.568e-12
K principal II [m2]	5.10e-12	4.78e-12	6.24e-12	5.42e-12	4.98e-12	5.94e-12	5.408e-12	5.731e-13
Ángulo [°]	91.06	92.55	96.78	87.66	87.20	85.06	90.05	4.27

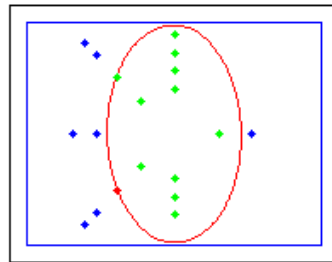


Fig. V-3: Determinación de permeabilidad: posición de los sensores para medir la velocidad del frente de flujo.

Empleamos los valores de permeabilidad promedio del tejido NCF para la determinación de las permeabilidades efectivas del laminado, de acuerdo a su apilado y orientación de capas: [0/90/45/-45/-45/45/0/90/90/0/90/0/0/90/-45/45/45/-45/90/0]. Calculamos las direcciones principales de permeabilidad para el laminado en el software PAM-RTM [310]. La permeabilidad K_1 es en la dirección radial y la K_2 en la longitudinal.

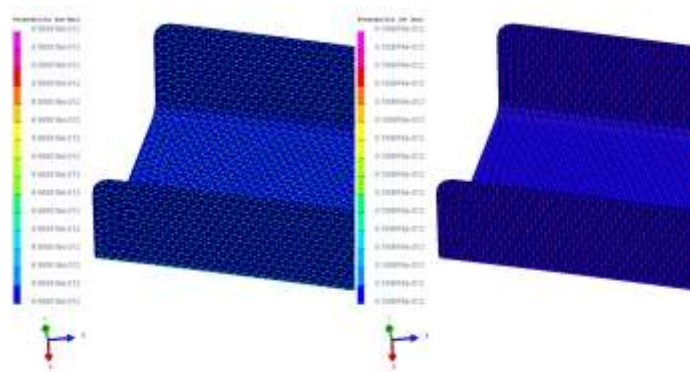


Fig. V-4: Orientación del laminado. Unidades en m^2 .

La Tab. I-3 muestra el resultado de la permeabilidad del laminado:

Tab. I-3: Permeabilidad en el plano del laminado.

Dirección	Permeabilidad
K ₁ [m ²]	8.189974 e-12
K ₂ [m ²]	9.580816 e-12

