

UNIVERSITAT POLITÈCNICA DE VALÈNCIA

Departamento de Ingeniería Mecánica y de Materiales



TESIS DOCTORAL

**EFFECTOS DE LA ESTRUCTURA CELULAR
SOBRE EL COMPORTAMIENTO MECÁNICO
DE ESPUMAS DE ALUMINIO DE PORO
CERRADO OBTENIDAS POR FUSIÓN.
APLICACIÓN EN ABSORBEDORES DE
ENERGÍA**

Autor: Bernabé Cárcel González

Director: Dr. Alfonso C. Cárcel González

Valencia, Noviembre de 2015

Universitat Politècnica de València

Tesis Doctoral ID nº 6876

Fecha de depósito: 27 de noviembre de 2015

Programa de Doctorado en Ingeniería Mecánica y de Materiales

Departamento de Ingeniería Mecánica y de Materiales

A mis padres

Agradecimientos

Quisiera expresar mi agradecimiento a todos aquellos que han hecho posible con su ayuda culminar con éxito este trabajo.

En primer lugar a mi director de tesis, el Dr. Alfonso C. Cárcel González, por su dedicación, orientación y sabios consejos durante todos estos años.

Al personal del Departamento de Ingeniería Mecánica y de Materiales de la UPV, profesores, técnicos de laboratorio y personal de administración, por el apoyo prestado durante la gestación y desarrollo de la tesis.

A todos mis amigos y compañeros de doctorado con los que durante estos años he compartido dedicación y esfuerzo además de buenos momentos.

Al Ministerio de Ciencia y Tecnología, por la financiación del proyecto “Obtención y caracterización de espumas de aluminio” (MAT2003-08873-C03-03), en el marco del cual se inició la investigación que ha permitido llevar a cabo esta tesis.

Al instituto AIDO por permitirme dedicar en los últimos años parte de mi tiempo de trabajo a la realización de la tesis

Deseo también expresar mi agradecimiento a toda mi familia por su apoyo constante, y muy especialmente a mi mujer y a mi hija, por todo el tiempo que no les he podido dedicar.

RESUMEN

Esta tesis tiene como principal objetivo mejorar y ampliar el conocimiento existente sobre las relaciones entre la estructura de las espumas de aluminio de poro cerrado obtenidas por fusión y las propiedades mecánicas bajo cargas de compresión uniaxial.

Las espumas de aluminio, como otros materiales celulares, presentan elevadas propiedades específicas de rigidez y resistencia mecánica, así como una elevada absorción de energía bajo cargas de compresión. Presentan mayor resistencia al fuego que las espumas poliméricas y un comportamiento más isotrópico que las estructuras de tipo panal. Estas características justifican el reciente interés industrial y científico sobre tecnologías de obtención y sobre aplicaciones en sistemas de protección contra impacto en vehículos o en construcciones modulares ligeras. A pesar de sus ventajas potenciales, las espumas disponibles presentan todavía limitaciones frente a otros materiales celulares debido al alto coste de obtención, a la dificultad de obtener propiedades mecánicas más elevadas y reproducibles, y a las limitaciones del conocimiento existente sobre los mecanismos de estabilización y sobre el control de la estructura.

El trabajo experimental se ha llevado a cabo sobre espumas de aluminio obtenidas por fusión, estabilizadas mediante adición de calcio y espumadas internamente mediante TiH_2 . Frente a otros trabajos, en esta Tesis el alcance de la caracterización estructural se ha extendido desde la microestructura a la macro-estructura global de la espuma, aportando una visión más completa de los fenómenos que controlan la estructura y las propiedades.

La estructura celular ha sido analizada mediante técnicas originales de análisis de imagen, determinando los parámetros significativos: espesores, distribución del material, tamaños de celda y orientaciones preferentes. El análisis macroestructural ha permitido determinar la existencia de un gradiente sistemático y reproducible de densidad en sentido vertical, asociado al incremento de los espesores de bordes que genera el drenaje gravitacional.

Se ha analizado y caracterizado la aleación Al-Ca-Ti que forma la espuma, identificando los intermetálicos que actúan como estabilizadores, y con carácter original, se han llevado a cabo ensayos de tracción del material sólido.

La resistencia y la absorción de energía se han evaluado mediante ensayos de compresión a temperatura ambiente y a alta temperatura. La anisotropía estructural y los gradientes de densidad han permitido cuantificar y justificar las desviaciones en los valores de resistencia observados para muestras de similar densidad, que en otros trabajos se atribuyen a efectos aleatorios. La existencia de gradientes de densidad en los paneles afecta además a la pendiente de la curva tensión-deformación en la zona plástica y a la eficiencia en la absorción de energía, generando un efecto de escala que resulta predecible y cuantificable.

Los valores de resistencia medidos experimentalmente se han contrastado frente a los modelos dimensionales clásicos propuestos por Gibson y Ashby, concluyendo que dichos modelos no predicen correctamente el comportamiento de las espumas de aluminio de poro cerrado. Como alternativa se proponen modelos optimizados que incorporan los efectos de la fracción de material en bordes sobre la densidad, y que permiten predecir correctamente tanto los niveles de resistencia como los efectos potenciales de la densidad relativa.

Con carácter original, para el análisis de las propiedades de absorción de energía se propone el uso de “diagramas de absorción de energía específica por unidad de tensión”, que permiten determinar el punto óptimo de utilización de las espumas de modo más rápido y eficiente que otros procedimientos ya disponibles.

Finalmente, se ha llevado a cabo mediante simulación MEF un análisis de los efectos que la dispersión de espesores de paredes y la anisotropía tienen sobre las tensiones de colapso.

RESUM

Aquesta Tesi té com a principal objectiu millorar i ampliar el coneixement existent sobre les relacions entre l'estructura de les escumes d'alumini de porus tancat obtingudes per fusió i les propietats mecàniques sota càrregues de compressió uniaxial.

Les escumes d'alumini, com altres materials cel·lulars, presenten elevades propietats específiques de rigidesa i resistència mecànica, així com una elevada absorció d'energia sota càrregues de compressió. Presenten major resistència al foc que les escumes polimèriques i un comportament més isòtrop que les estructures de niu d'abella. Aquestes característiques justifiquen el recent interès industrial i científic sobre tecnologies d'obtenció i sobre aplicacions en sistemes de protecció contra impacte en vehicles o en construccions modulars lleugeres. Malgrat els seus avantatges potencials, les escumes disponibles presenten encara limitacions enfront d'altres materials cel·lulars a causa de l'alt cost d'obtenció, a la dificultat d'obtenir propietats mecàniques més elevades i reproduïbles, i a les limitacions del coneixement existent sobre els mecanismes d'estabilització i sobre el control de l'estructura.

El treball experimental s'ha dut a terme sobre escumes d'alumini obtingudes per fusió, estabilitzades mitjançant addició de calci i escumejades internament mitjançant TiH_2 . Enfront d'altres treballs, en aquesta Tesi l'abast de la caracterització estructural s'ha estès des de la microestructura a la macroestructura global de l'escuma, aportant una visió més completa dels fenòmens que controlen l'estructura i les propietats.

L'estructura cel·lular ha sigut analitzada mitjançant tècniques originals d'anàlisi d'imatge, determinant els paràmetres significatius: espessors, distribució del material, grandàries de cel·la i orientacions preferents. L'anàlisi macro-estructural ha permès determinar l'existència d'un gradient sistemàtic i reproduïble de densitat en sentit vertical, associat a l'increment dels espessors de vores que genera el drenatge gravitacional.

S'ha analitzat i caracteritzat l'aliatge Al-Ca-Ti que forma l'escuma, identificant els intermetàl·lics que actuen com a estabilitzadors, i amb caràcter original, s'han dut a terme assajos de tracció del material sòlid.

La resistència i l'absorció d'energia s'han avaluat mitjançant assajos de compressió a temperatura ambient i a alta temperatura. L'anisotropia estructural i els gradients de densitat han permès quantificar i justificar les desviacions en els valors de resistència observats per a mostres de similar densitat, que en altres treballs s'atribueixen a efectes aleatoris. L'existència de gradients de densitat en els panells afecta a més al pendent de la corba tensió-deformació en la zona plàstica i a l'eficiència en l'absorció d'energia, generant un efecte d'escala que resulta previsible i quantificable.

Els valors de resistència mesurats experimentalment s'han contrastat enfront dels models dimensionals clàssics proposats per Gibson i Ashby, conclouent que aquests models no prediuen correctament el comportament de les escumes d'alumini de porus tancat. Com a alternativa es proposen models optimitzats que incorporen els efectes de la fracció de material en vores sobre la densitat, i que permeten predir correctament tant els nivells de resistència com els efectes potencials de la densitat relativa.

Amb caràcter original, per a l'anàlisi de les propietats d'absorció d'energia es proposa l'ús de "diagrames d'absorció d'energia específica per unitat de tensió", que permeten determinar el punt òptim d'utilització de les escumes de manera més ràpida i eficient que altres procediments ja disponibles.

Finalment, s'han dut a terme mitjançant simulació MEF anàlisis dels efectes que la dispersió d'espessors de parets i l'anisotropia tenen sobre les tensions de col·lapse.

ABSTRACT

This PhD Thesis is aimed at widening and improving the existing knowledge on the relationship between structure and uniaxial compression mechanical properties of aluminium foams obtained by the melting route.

Aluminium foams, like other cellular materials, show high specific stiffness and mechanical strength, and are able to absorb energy under compression loads by plastic collapse. They are fire resistant and more isotropic than honeycomb structures. These characteristics justify recent industrial and scientific interest on manufacture and applications of metal foams in crash protection systems for vehicles or in lightweight modular structures. Despite their potential advantages, existing foams still show limitations compared to other cellular materials due to high manufacturing costs, the difficulty to obtain higher and more reproducible mechanical properties and the limited knowledge on the stabilization mechanisms and on the control of the structure.

Experimental work has been carried out on aluminium foams obtained by the melting route, stabilized with calcium and foamed by addition of TiH_2 . In contrast with other studies, the extent of the structural characterization has spread from microstructure to the global macro-structure of the foam, providing a more complete picture of the phenomena that control the structure and properties.

Cellular structure has been analysed by original image analysis techniques, determining the main parameters of the foam: thicknesses, material distribution, cell sizes and preferential orientations. Macrostructural analysis allowed determining the existence of a systematic and reproducible density gradient in the vertical direction, associated with the increase of cell edge thickness due to gravitational drainage.

The foam Al-Ca-Ti alloy has been analysed and characterized, identifying the intermetallics that play the role of stabilising agents during foaming. As original contribution, tensile mechanical testing of the solid material has been performed.

Mechanical strength and energy absorption have been evaluated by compression testing at room and high temperature.

Structural anisotropy and density gradients allowed quantifying and justifying deviations in mechanical properties for samples with similar density, allocated in previous studies to random effects. Density gradients in foam panels influence as well the slope of the stress-strain curve in the plastic zone and as a consequence, the efficiency in energy absorption, generating a predictable and measurable scale effect.

Strength values measured experimentally have been checked against Gibson and Ashby classic dimensional models, concluding that these cannot predict correctly the mechanical behaviour of closed cell aluminium foams. As an alternative, optimized models incorporating the effect of material ratio in cell edges as a function of relative density have been proposed, allowing the correct prediction of strength and the potential effects of the foam relative density.

As an original contribution for the analysis of the energy absorption properties, the use of “diagrams of energy absorption per unit of stress” is suggested, allowing the determination of the optimum design strength and strain values for impact protection in a quicker and easier way than previously existing procedures.

Finally, FEM simulation has been carried out for the analysis of the effects of wall thickness dispersion and structural anisotropy on collapse stresses.

INDICE

1.	INTRODUCCIÓN.....	1
1.1.	Espumas, esponjas y materiales celulares.....	1
1.2.	Estructura celular de las espumas	6
1.2.1.	Geometría de las celdas.....	6
1.2.2.	Densidad relativa de las espumas.....	9
1.2.3.	Anisotropía estructural	9
1.2.4.	Relaciones dimensionales estructura-densidad	10
1.3.	Formación y estabilización de las espumas metálicas	11
1.3.1.	Formación de poros.....	11
1.3.2.	Drenaje y rotura de paredes en la espuma líquida.....	12
1.3.3.	Estabilización mediante partículas	14
1.3.4.	Efectos de la viscosidad	15
1.3.5.	Estabilización de las espumas de aluminio.	15
1.4.	Técnicas de fabricación.....	19
1.4.1.	Producción de espumas de primera generación: 1925-1970 ..	20
1.4.2.	Espumas metálicas de segunda generación: 1990-2015.....	22
1.5.	Comportamiento mecánico y absorción de energía	27
1.5.1.	Respuesta tensión-deformación de espumas bajo cargas de compresión	27
1.5.2.	Efectos de escala	32
1.5.3.	Efectos de la velocidad de deformación.....	32
1.5.4.	Modelización del comportamiento mecánico.....	36
1.5.5.	Limitaciones de los modelos dimensionales	40
1.5.6.	Limitaciones de las técnicas de caracterización	42
1.6.	Aplicaciones de las espumas de aluminio.....	43
1.6.1.	Aplicaciones estructurales.....	43
1.6.2.	Ventajas de las espumas frente a estructuras huecas cargadas axialmente	45
1.6.3.	Estructuras colapsables mixtas.....	46
2.	OBJETIVOS DE LA TESIS.....	49
2.1.	Objetivo general.....	49
2.2.	Aspectos de interés en relación con la estructura.....	49
2.3.	Alcance de las tareas de caracterización	50
2.3.1.	Macroestructura.....	50
2.3.2.	Estructura celular.....	50
2.3.3.	Microestructura	51
2.3.4.	Comportamiento a alta temperatura	51

2.4.	Espumas analizadas.....	52
2.5.	Objetivos específicos	53
3.	METODOLOGÍA EXPERIMENTAL	55
3.1.	Análisis estructural y morfológico.....	55
3.2.	Microscopía (MO, SEM).....	60
3.3.	Microanálisis EDX.....	61
3.4.	Medidas de microdureza.....	61
3.5.	Medidas de nanoindentación.....	61
3.6.	Ensayo de tracción en el material sólido.....	62
3.7.	Ensayos de compresión de las espumas.....	62
3.7.1.	Tamaño de las muestras	62
3.7.2.	Obtención de las muestras para ensayo.....	64
3.7.3.	Ensayos de compresión uniaxial	66
4.	ESTRUCTURA DE LAS ESPUMAS.....	69
4.1.	Densidad.....	69
4.2.	Morfología de la espuma.....	73
4.3.	Relación estructura celular - densidad	103
5.	CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL Al-Ca-Ti.....	107
5.1.	Caracterización microestructural.....	107
5.2.	Microdureza	115
5.3.	Nanoindentación	117
5.4.	Ensayos de tracción del material sólido.....	119
5.5.	Fractura	120
6.	COMPORTAMIENTO A COMPRESIÓN	125
6.1.	Ensayos preliminares	126
6.2.	Efecto de la densidad en la tensión de plateau.....	127
6.3.	Efectos de la macroestructura	129
6.4.	Efecto de la densidad en la pendiente del plateau.....	134
6.5.	Efecto de la temperatura de ensayo en la tensión de plateau	141
6.6.	Modelización de la tensión de plateau	144
7.	ABSORCIÓN DE ENERGÍA	153
7.1.	Metodología de caracterización de la absorción de energía.....	156
7.2.	Diagramas de densificación óptima	158
7.3.	Efectos de la macroestructura.....	162
7.4.	Efecto de la densidad en la deformación de densificación.....	164
7.5.	Efecto de la densidad en la energía absorbida	167
7.6.	Efecto de la densidad en la eficiencia	169
7.7.	Efecto de la temperatura en la absorción de energía.....	172
7.8.	Efectos de la homogeneidad en la absorción de energía.....	174

8.	SIMULACIÓN MEF	179
8.1.	Introducción	179
8.2.	Generación de modelos estructurales.....	181
8.3.	Modelado y condiciones de contorno	184
8.4.	Análisis del efecto de la anisotropía estructural en la resistencia a compresión	187
8.4.1.	Metodología.	187
8.4.2.	Resultados	188
8.5.	Análisis del efecto de la heterogeneidad en los espesores de pared sobre la resistencia a compresión	192
8.5.1.	Metodología.	192
8.5.2.	Resultados	193
9	CONCLUSIONES	197
9.1	Estructura de las espumas	197
9.2	Composición y microestructura del material Al-Ca-Ti.....	199
9.3	Propiedades mecánicas de la aleación.....	199
9.4	Comportamiento de la espuma en ensayos de compresión	200
9.5	Modelización del comportamiento a compresión	200
9.6	Caracterización de la absorción de energía. Diagramas.....	201
9.7	Caracterización de la absorción de energía. Resultados	202
9.8	Simulación MEF: Influencia de los defectos	203
9.9	Tareas adicionales	204
	REFERENCIAS	207
	LISTADO DE FIGURAS	219
	DIFUSION DE RESULTADOS	227

1. INTRODUCCIÓN

1.1. Espumas, esponjas y materiales celulares

Las estructuras sólidas de tipo espumas se encuentran de modo natural en materiales como la madera, el corcho y los huesos o en productos elaborados históricamente por el hombre, como el pan. En aplicaciones de ingeniería, se emplea la denominación de “espumas” para un tipo especial de materiales que, a diferencia de los sólidos masivos, se obtienen específicamente con esta estructura “celular”. A lo largo del siglo pasado se han desarrollado numerosas técnicas para la obtención de espumas mediante procesos industriales, especialmente a partir de materiales poliméricos como las espumas de poliuretano o de poliestireno, que han encontrado un extenso campo de aplicaciones. Con menor volumen de producción, también se dispone de técnicas para la obtención de espumas de cerámicos y de metales. La presente Tesis doctoral está precisamente orientada al estudio de las espumas metálicas de aluminio, que en los años recientes han despertado un amplio interés científico.

Para diferenciarlos de los materiales simplemente porosos, el concepto de espumas se aplica a materiales con densidades relativas respecto a la del sólido masivo del que están constituidas inferiores al 40% y que presentan además una bien definida estructura de celdas. En el caso de las espumas metálicas, los valores típicos de densidad relativa se sitúan en el rango $0,02 < (\delta/\delta_s) < 0,35$. La estructura “celular” puede estar constituida por celdas o poros abiertos conectados entre sí, similares a la estructura de una esponja, nombre con el que también se las define para diferenciarlas de las espumas de poros cerrados. La estructura básica de las celdas suele adoptar una morfología sensiblemente regular, con formas geométricas de poliedros o combinaciones de poliedros que ocupan todo el espacio disponible. La figura 1.1. siguiente presente una imagen ilustrativa de la estructura de una espuma de poros cerrados.

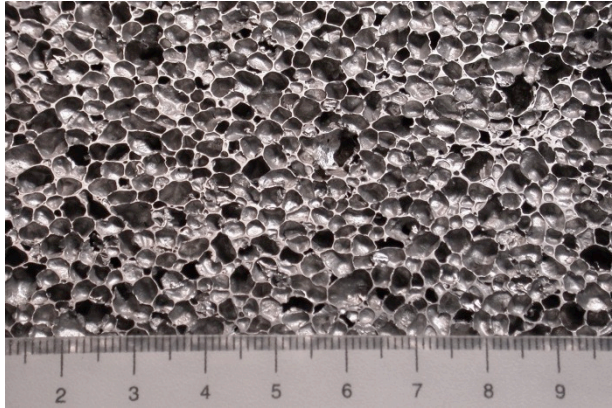


Figura 1.1. Estructura de una espuma de aluminio de poro cerrado con densidad relativa 0.09.

En el caso de las espumas de poro abierto o esponjas, la estructura consiste exclusivamente en una red de bordes (similares a vigas), que son las aristas del poliedro que define la forma de cada celda, y que se conectan en nodos o vértices. Las espumas de poro cerrado presentan una estructura similar, pero existen además las caras o paredes que conectadas a los bordes, separan completamente cada poro de su vecino inmediato.

Las espumas de aluminio de poro cerrado se obtienen a partir del metal fundido, en el que se expande un gas que genera los poros o huecos. Idealmente, la estructura de la espuma final en estado sólido es similar a la estructura de la espuma líquida antes de la solidificación, asumiendo que en el proceso de solidificación no se producen modificaciones adicionales por colapso. Las técnicas principales de obtención de espumas de aluminio de poro cerrado incluyen dos vías: la obtención de espumas a partir de metal fundido, en el que se generan burbujas por inyección de gas o por descomposición de un agente espumante, conocida como “ruta de fusión”, y la técnica conocida como ruta pulvimetalúrgica (PM) o de precursor sólido, en la cual la espuma se obtiene por fusión de un precursor sólido obtenido por mezcla y compactación de polvos de la aleación de aluminio y de un agente que, por descomposición, libera gas. Esta ruta de obtención presenta muchos aspectos en común con la ruta de fusión, como la utilización de agentes espumantes y el hecho de que, finalmente, se requiere siempre el paso por el estado líquido para obtener la espuma.

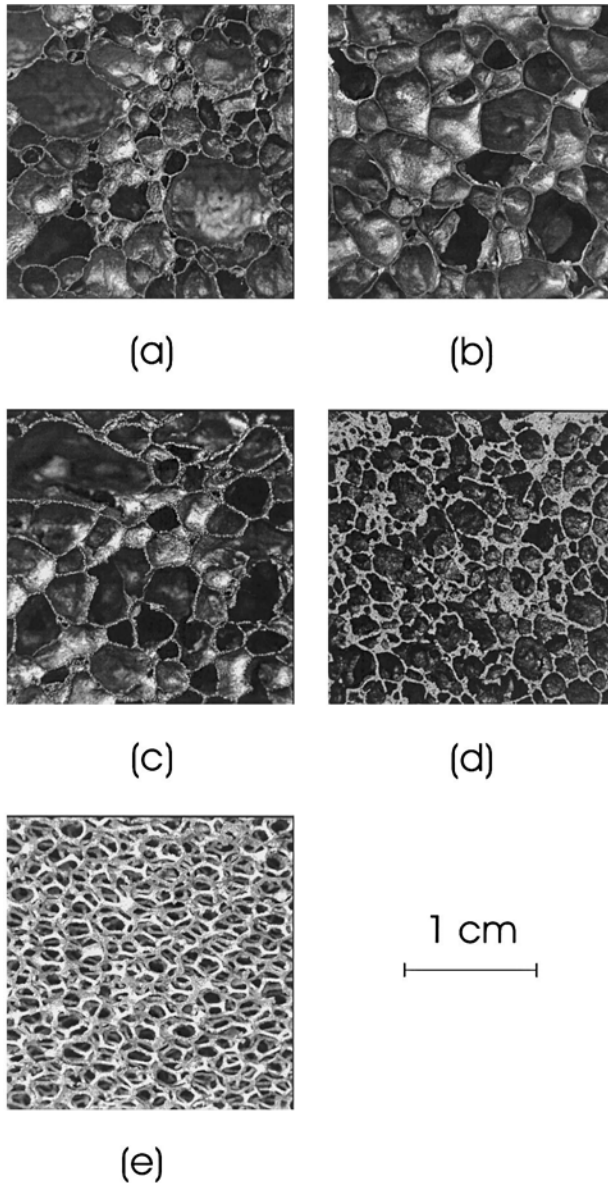


Figura 1.2 Estructura de espumas de aluminio (a) Alcan-Cymat, (b) Alporas, (c) Alulight, (d) IFAM y (e) ERG de poro abierto. (Andrews et al. 1999)

Por el contrario, las espumas de poro abierto suelen obtenerse a partir de un patrón sobre el que se deposita el metal, bien por colada o por otras técnicas, como electrodeposición. La figura 1.2 muestra diferentes tipos de estructuras de espumas de aluminio, incluyendo una espuma de poro abierto.

El alcance de esta tesis se centra específicamente en las espumas de aluminio de poro cerrado obtenidas por fusión, aunque ocasionalmente se citarán aspectos que están relacionados con las espumas obtenidas por la ruta PM o con las esponjas de poro abierto.

En la categoría de estructuras o materiales de tipo celular se incluyen también a otros tipos de materiales de ingeniería, que se caracterizan por la repetición periódica de una estructura elemental controlada, regular y reproducible, como son las estructuras de tipo *honeycomb* o panel, que adoptan normalmente una morfología bidimensional de celdas hexagonales.

Los materiales celulares destacan por presentar bajos valores de densidad y elevados valores de rigidez y resistencia específica. Las espumas de poro cerrado suelen presentar también una conductividad térmica muy inferior a la del material sólido. No es sorprendente, por ello, que las espumas de diferentes materiales y otros materiales celulares compitan en el mercado para aplicaciones estructurales similares, entre las que destacan el uso como núcleos de estructuras sándwich y en aplicaciones de absorción de energía frente a impactos, bien como atenuadores integrales o formando parte de estructuras colapsables.

La similitud estructural entre los diferentes tipos de materiales celulares hace también que los principios que gobiernan su comportamiento y sus propiedades, así como las técnicas de caracterización y modelización, sean similares y aplicables tanto a espumas como a esponjas y estructuras periódicas de tipo panel.

En el campo científico orientado al estudio de este tipo de materiales celulares, es imprescindible destacar el trabajo de Michael F. Ashby (Ashby 1983) sobre propiedades mecánicas de los sólidos celulares, y el texto “Cellular Metals, Structure and properties” del propio Ashby junto con Lorna Gibson (Gibson y Ashby 1997), que recoge una visión detallada y extensa sobre los efectos de la estructura celular en estructuras de panel y en espumas, incluyendo un capítulo dedicado específicamente a las prestaciones de estos materiales en aplicaciones relacionadas con la protección frente a impactos, aunque con muy limitadas referencias a las espumas metálicas, escasamente desarrolladas en la fecha de la primera edición (1988).. El citado libro es reconocido internacionalmente como texto de referencia sobre caracterización, propiedades y aplicaciones de los materiales celulares, lo cual se atestigua con las más de 9500 citas al mismo en artículos científicos.

Entre los textos de referencia habitual publicados como libros y que recogen parte relevante del conocimiento disponible sobre espumas metálicas deben incluirse también el texto de Degisher y Kriszt “Handbook of celular metals: Production, Processing, Applications” orientado a los procesos de producción (Degisher 2002) , y el texto “Metal Foams: A design guide”, en el que participan como coautores varios investigadores del MIT, Harvard, Virginia Tech y la universidad de Cambridge, y que se enfoca específicamente a aspectos de diseño relacionados con las propiedades y aplicaciones de las espumas metálicas, con capítulos específicos dedicados a aplicaciones en paneles sándwich y en sistemas de protección contra impactos. (Ashby et al. 2000).

Como textos de amplia referencia sobre materiales celulares cerámicos cabe citar el libro “Cellular Ceramics. Structure, Manufacturing, Properties and Applications” (Scheffler 2005) y en relación con las propiedades térmicas, el texto “Cellular and Porous Materials: Thermal Properties Simulation and Prediction” (Ochsner 2008).

En los últimos años, el interés por los materiales celulares se ha extendido también a las aplicaciones biomédicas. Las espumas metálicas de materiales biocompatibles son habitualmente de tipo “poro abierto” o espumas, y se utilizan en aplicaciones ortopédicas como sustitutos de hueso. Otros tejidos porosos se utilizan como *scaffolds* para regeneración tisular. (Levine 2008), (Gibson 2010) (Banhart 2013).

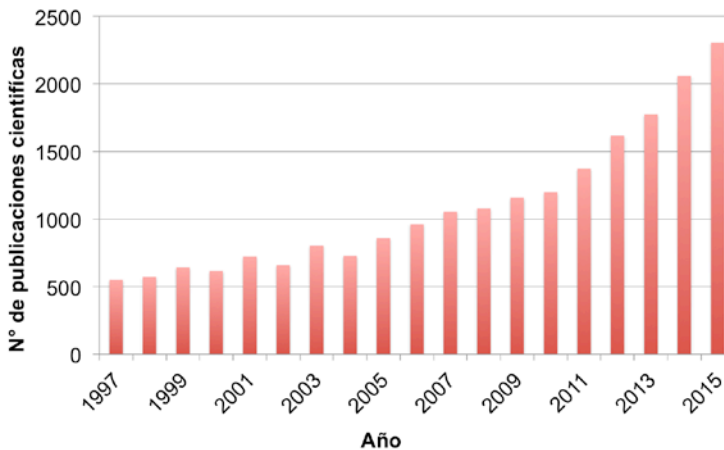


Figura 1.3 Evolución del número de publicaciones en el campo de espumas de aluminio. Fuente www.sciencedirect.com; Búsqueda: “aluminium foams”, fecha de búsqueda Octubre 2015.

El interés que las espumas de aluminio suscitan dentro de la comunidad científica a día de hoy, puede comprobarse por la evolución en el número de publicaciones en dicho campo, que han crecido de forma sistemática en los últimos 20 años, con un incremento especialmente significativo en los últimos 5 años en los que el número de publicaciones se ha visto duplicado, como se muestra en la figura 1.3.

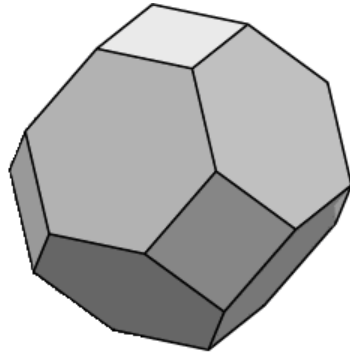
1.2. Estructura celular de las espumas

1.2.1. Geometría de las celdas

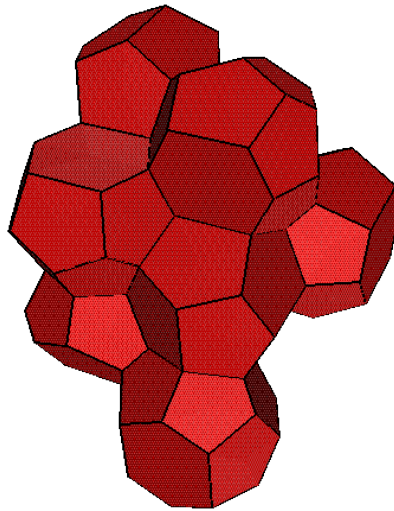
Todas las espumas de poro cerrado obtenidas por fusión comparten, al nivel de la estructura celular, unos modos de ordenación que siguen reglas comunes, independientes del tipo de material que se espuma.

La estructura de los poliedros elementales que definen la forma de cada celda en una espuma debe cumplir la condición de que, por repetición, sea capaz de ocupar todo el espacio disponible, y esta condición se cumple para un limitado número de geometrías. (Gibson y Ashby 1997). Plateau identificó en su tratado de geometría sólida (Plateau 1873) la forma de las celdas en las espumas como un dodecaedro rómbico. Esta conformación es capaz de rellenar todo el espacio, pero no es la forma más eficiente ya que no hace mínima la energía superficial. Kelvin propuso en 1887 el tetracaidecaedro como la celda unidad con una menor área superficial por unidad de volumen (Kelvin 1887). Las observaciones experimentales sobre numerosos tipos de espumas indican que la estructura real es normalmente una combinación de diferentes poliedros no regulares. Mediante simulación, Weaire y Phelan han identificado una estructura compleja que es más eficiente que la propuesta por Kelvin y que se muestra en la figura 1.4 (Weaire y Phelan 1994).

A pesar de las evidencias experimentales, en la mayoría de trabajos actuales de simulación sigue utilizándose como modelo de la celda unidad el tetracaidecaedro o el dodecaedro pentagonal, dado que son mucho más simples que la estructura propuesta por Weaire-Phelan y que su eficiencia es prácticamente la misma.



a)



b)

Figura 1.4. a) *Tetracaidecaedro de Kelvin. Consiste en un poliedro de 14 caras: 8 hexágonos y 6 cuadrados.* b) *Celda de Weaire-Phelan. Consiste en 6 poliedros de 14 caras y 2 poliedros de 12 caras.*

Las reglas que definen la estructura de las espumas en estado líquido están gobernadas por los efectos de la tensión superficial, y fueron desarrolladas inicialmente por Plateau. Estos principios se cumplen también en todas las espumas metálicas obtenidas por fusión. Sólo tres paredes que separan los poros se unen en un borde o en una línea (denominado en ocasiones borde de Plateau), y solo cuatro de estas líneas o bordes pueden encontrarse en un punto o vértice. Según la teoría de Plateau, las paredes se juntan formando un ángulo de 120° en un canal de forma cuasi triangular, y los bordes se unen en un ángulo de 109.6° en un vértice.

La estructura descrita por Plateau es común para muchas espumas líquidas, y también para algunas espumas sólidas resultantes de la solidificación de aquellas. Este es el caso de la mayoría de las espumas metálicas. Desde un punto de vista geométrico, la estructura celular elemental consta de vértices donde se unen los bordes, que rodean paredes, que encierran celdas. El número de bordes que se unen en un vértice es la conectividad de bordes, Z_e (normalmente 4 en las espumas metálicas) y el número de paredes que se unen en un borde es la conectividad de paredes Z_f (normalmente 3 en las espumas metálicas). El número de vértices V , bordes B , paredes P y celdas C está relacionado por la ley de Euler (Euler 1746), que para un número importante de celdas establece que:

$$-C+P-B+V=1 \quad (1.1)$$

Esta ley se cumple en todas las espumas y representa un patrón para este tipo de estructuras.

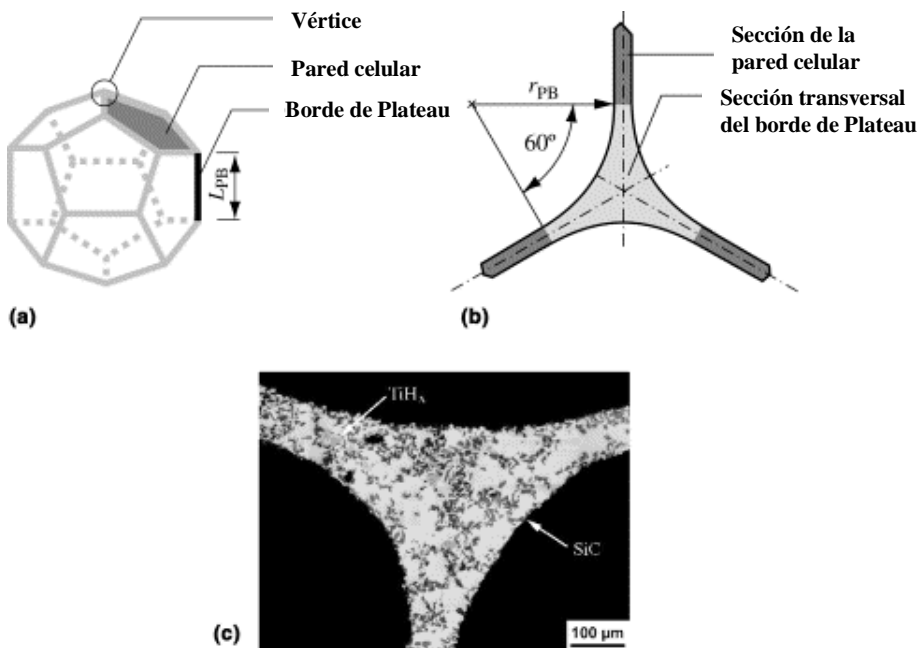


Figura 1.5. Elementos de la estructura celular en una espuma metálica de aluminio de poro cerrado. a) Celda elemental b) Conexión de bordes y paredes c) Micrografía de la conexión bordes-paredes en la que se identifica la naturaleza de las partículas. Adaptado de (Gergely y Clyne 2004).

En las espumas de poro cerrado, un parámetro adicional de interés es el modo en el que se distribuye el material entre bordes y paredes de celda. La fracción en volumen de material presente en los bordes se define por el valor ϕ , de modo que el resto del material en las paredes de las celdas sea $(1-\phi)$. La figura 1.5 muestra detalles de la estructura celular típica de una espuma metálica de poro cerrado obtenida por fusión.

1.2.2. Densidad relativa de las espumas

El parámetro físico más importante que se emplea en la práctica para definir las propiedades mecánicas, térmicas o eléctricas de una espuma metálica en relación con las propiedades del sólido es su densidad relativa, ρ/ρ_s (densidad de la espuma dividida por la densidad del material sólido). La fracción de poros o porosidad resulta entonces igual a $(1- \rho/\rho_s)$. Las espumas metálicas tienen una densidad relativa de entre 0,02 y 0,35- 0.40 (Gibson y Ashby 1997). Cuando la porosidad es menor, el material se trata como un material poroso, en el que los poros presentan posiciones aleatorias y generan efectos de reducción de la sección neta y efectos de concentración de tensiones. La diferenciación es relevante ya los modelos que relacionan densidad con estructura y con las propiedades globales de las espumas únicamente son válidos para densidades relativas bajas, que se corresponden con materiales celulares con una mesoestructura o estructura celular bien definida, en la que existen bordes y paredes.

1.2.3. Anisotropía estructural

Las espumas metálicas de aluminio actualmente disponibles presentan tamaños de poro variables en el rango desde 1mm a unos 10 mm (Gibson y Ashby 1997). El tamaño de poro por sí mismo resulta por lo general poco importante para la mayoría de las propiedades mecánicas, térmicas o eléctricas de la espuma. Sin embargo, la forma de las celdas es fundamental. Celdas equiaxiales imponen propiedades isotrópicas, mientras que cuando las celdas están alargadas en una dirección preferente (algo que suele ocurrir en espumas poliméricas y también en las espumas metálicas) las propiedades varían de forma muy importante según la orientación de la espuma en la que se midan. La existencia de dimensiones diferentes en diferentes direcciones se define como anisotropía estructural R , y su determinación, para unos ejes de referencia genéricos 1 y 2, se determina por la relación simple $R_{12} = L_1/L_2$, donde L_1 y L_2 son las dimensiones de poro en las direcciones 1 y 2.

1.2.4. Relaciones dimensionales estructura-densidad

Para una geometría de celda dada, el conocimiento del tamaño de poro o de las longitudes características de las aristas l , y de las dimensiones elementales, tales como el espesor de paredes t_f , el espesor de bordes t_e , permite predecir de manera bastante precisa el valor de la densidad relativa de la espuma (Gibson y Ashby 1997).

No resulta práctico, sin embargo, salvo que se aborden estudios de modelización por ordenador, utilizar con fines de diseño en ingeniería modelos constitutivos que relacionen propiedades mecánicas o de otro tipo con la estructura de la espuma (espesor de bordes y paredes, tamaño de celda, etc.) ya que dichos parámetros resultan difíciles de medir. Por el contrario, la densidad relativa es un parámetro de fácil medición, y está directamente relacionado con la estructura de la espuma. Siempre y cuando el tamaño de poro sea muy superior al espesor de pared (densidad relativa baja $<0,4$) se cumple que la densidad relativa es directamente proporcional a la relación t/l para espumas de poro cerrado, mientras que para las de poro abierto, es directamente proporcional al cuadrado de t/l :

para espumas de poro abierto, se cumple la expresión:

$$\frac{\rho}{\rho_s} = C_1 \left(\frac{t_e}{l} \right)^2 \quad (1.2)$$

mientras que para las espumas ideales de poro cerrado se observa que

$$\frac{\rho}{\rho_s} = C_2 \frac{t_f}{l} \quad (1.3)$$

donde t_e y t_f son respectivamente el espesor de borde (espumas de poro abierto) y de pared (espumas de poro cerrado), l es el tamaño característico de poro, y las constantes C_1 y C_2 son características de la geometría de las celdas.

1.3. Formación y estabilización de las espumas metálicas

La tecnología para espumar metales todavía tiene muchas deficiencias en comparación con la tecnología establecida desde hace años para los polímeros, de modo que, incluso hoy día, un importante problema técnico que limita la obtención de espumas metálicas con estructuras homogéneas y controladas, y por tanto con propiedades predecibles y reproducibles, sigue estando asociado al incompleto control de los fenómenos físicos que ocurren durante el espumado. (Duarte 2000).

Los estudios desarrollados en los años recientes han proporcionado una comprensión bastante precisa de los diferentes mecanismos que intervienen en el proceso de formación de las espumas metálicas (Banhart 2006). Mediante técnicas de rayos X ha sido posible también llevar a cabo una completa caracterización y seguimiento de los procesos de espumado (Stanzick 2000). Sin embargo, sigue existiendo la dificultad de un control adecuado de todos los fenómenos, siendo este aspecto un punto débil de la tecnología actualmente disponible, en comparación con la tecnología similar de espumado de polímeros.

1.3.1. Formación de poros

La etapa inicial para generar una espuma requiere la generación de poros de gas en el seno del material líquido. Este es el aspecto del proceso que resulta menos crítico para el resultado final. El origen del gas que genera las burbujas puede ser de una fuente interna o externa.

Todos los procesos de obtención de espumas que incluyen la presencia de un agente espumante, cuya descomposición genera un gas en cantidad suficiente como para formar poros son procesos internos, puesto que el gas se genera en el interior del metal. También son procesos internos los que conllevan reacciones químicas in situ o la nucleación heterogénea de gas disuelto.

El proceso de generación de burbujas se denomina “externo” en aquellos procesos en los que el gas es directamente inyectado desde el exterior en una zona concreta del baño de fusión, generándose burbujas que se van expandiendo por el volumen.

La tendencia natural de las burbujas, dada su menor densidad, es desplazarse verticalmente por flotación. Una vez introducidos los poros, interesa que no suban tan rápido como para eliminarse en la parte superior del baño. La distribución de las burbujas depende de las propiedades reológicas del baño, y por lo tanto el proceso de introducción del gas es un aspecto importante. Por lo general las espumas con una generación de gas interior presentan una mayor estabilidad.

1.3.2. Drenaje y rotura de paredes en la espuma líquida

Una vez formados los poros, el problema de la física de espumas va asociado a la existencia de varios efectos que suceden de forma simultánea y que son complejos de estudiar de forma independiente, por lo que su análisis preciso requiere utilizar herramientas de simulación (Gergely y Clyne 2004). Estos fenómenos incluyen el drenaje, el engrosamiento de poros, el flujo o movimiento de poros y la rotura de paredes o membranas. Como se muestra en la figura 1.6. por las flechas, estos efectos no son independientes, sino que interactúan entre sí. El flujo de burbujas durante la espumación puede provocar la ruptura de algunas celdas. El drenaje debido a efectos capilares, que provoca un desplazamiento del líquido desde las paredes a los bordes, por otra parte, puede también conducir a unas paredes de celda tan finas que se rompan. Algunos autores distinguen estos dos efectos como ruptura de paredes por crecimiento y ruptura por drenaje (Körner 2005). En el caso de las espumas metálicas, y debido a la elevada densidad y baja viscosidad de los metales líquidos en comparación con las espumas acuosas o las poliméricas, resultan determinantes para la estabilidad de la espuma los efectos debidos al drenaje y la ruptura de paredes.

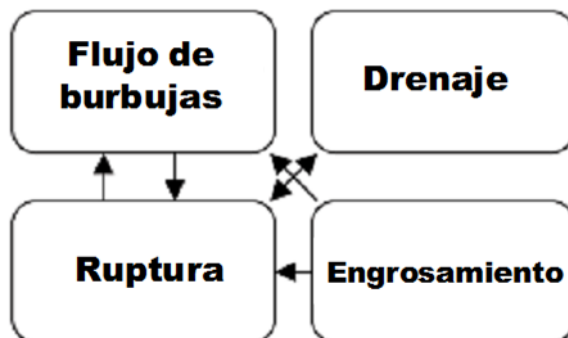


Figura 1.6. Efectos que limitan la estabilidad de las espumas metálicas (Adaptado de Banhart, 2000).

En las espumas de poro cerrado, la fase metálica se encuentra localizada en las paredes y bordes de celda. Tres caras se unen en un borde y cuatro bordes se juntan en un vértice. Toda esta estructura crea una red de canales a lo largo de la espuma. La fuerza de la gravedad y la capilaridad generan un flujo de metal líquido dentro de la espuma que se conoce como drenaje. Este drenaje es finalmente el responsable de la heterogeneidad en la distribución de densidades en la dirección vertical (Gergely y Clyne 2004) que se observa en muchas espumas metálicas. Como ya se ha indicado, además del problema de la heterogeneidad, el drenaje desde las paredes a los bordes por capilaridad provoca, si las paredes reducen excesivamente su espesor, la rotura de las mismas.

La figura 1.7 muestra los efectos del drenaje en la macroestructura de una espuma que ha sido obtenida con una aleación que no ha sido adecuadamente estabilizada.

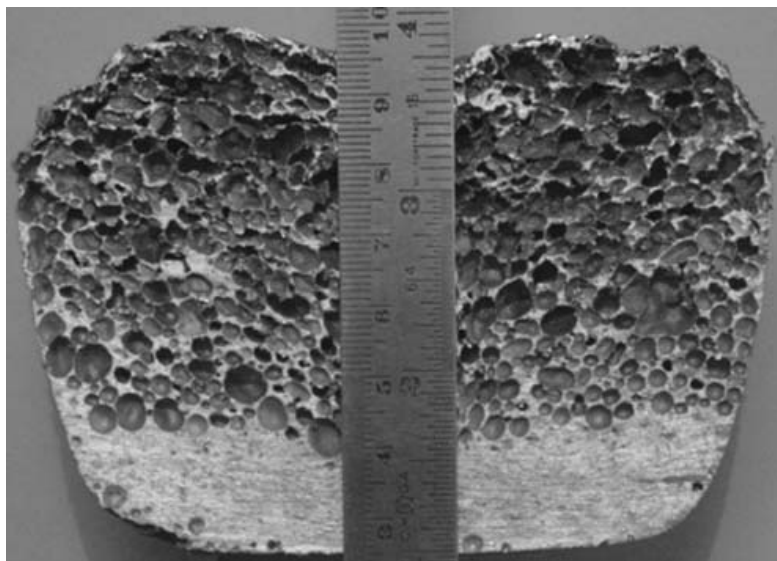


Figura 1.7. Macroestructura de una espuma de aluminio Al-4%Cu-0.7%Si-1.1%Fe, de densidad relativa media 0.22, en la que se aprecia la estructura global heterogénea generada por los efectos del drenaje. (Raj y Daniel 2008).

1.3.3. Estabilización mediante partículas

Las espumas metálicas en estado líquido carecen de los mecanismos de estabilidad de las paredes de celda de las espumas acuosas (Weaire 2000). Las membranas acuosas deben su estabilidad a la presencia de componentes que previenen su ruptura. Los surfactantes, por ejemplo, forman capas de moléculas cargadas (carga iónica) en las dos caras de las membranas que interactúan entre sí siempre que la membrana sea suficientemente fina (del orden de unas micras o inferior). La estabilidad se atribuye al equilibrio entre una fuerza atractiva de Van der Waals y una fuerza repulsiva (“*disjoining pressure*”) creada por las capas de moléculas surfactantes. En equilibrio, se alcanza un espesor mínimo de pared o membrana que resulta estable.

En ausencia de este tipo de mecanismos, como es el caso de las espumas metálicas, las paredes de las espumas en estado líquido requieren de mecanismos de estabilización debidos a la presencia de partículas. El efecto estabilizador de partículas ha sido también observado en espumas acuosas. A partir de consideraciones fundamentales, una condición necesaria para que las partículas generen un efecto estabilizador es que la partícula sea mojada por el metal líquido (Binks 2005).

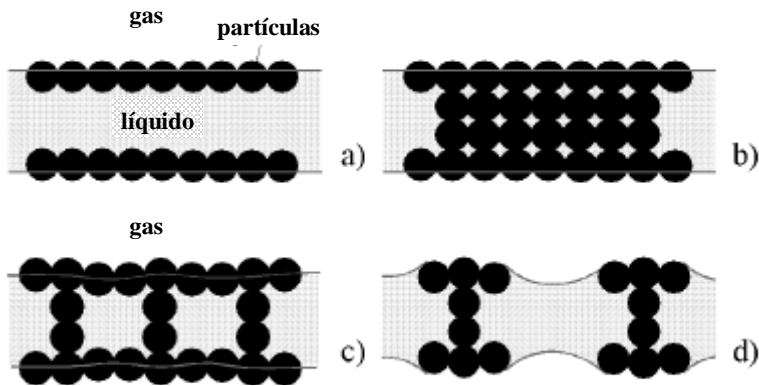


Figura 1.8. Estabilización de espumas según distintas distribuciones de partículas. Adaptado de (Kaptai 2004).

La disposición de las partículas dentro de la membrana de la pared puede adoptar diferentes configuraciones y contribuir a la estabilidad de la espuma (Kaptai 2004). Algunas configuraciones pueden verse en la figura 1.8. La configuración a) es característica de espumas metálicas que se estabilizan por la

presencia de una capa exterior sólida de óxidos. La configuración d) no requiere que las partículas cubran completamente la superficie exterior, y permitiría estabilizar contra la ruptura espumas con una fracción volumétrica de partículas sólidas similar a la que presentan muchas de las espumas metálicas reales ($\approx 10-15\%$).

1.3.4. Efectos de la viscosidad

En la fase inicial, previamente a la formación de la estructura celular en estado líquido, un incremento en la viscosidad puede prevenir que las burbujas floten y se sitúen en la parte alta de la espuma de forma precipitada. Pero una vez generada la estructura de poros, no está claro que la viscosidad por sí misma sea un mecanismo de estabilización de las espumas metálicas, sino más bien la consecuencia de la existencia de partículas sólidas en el baño fundido.

En cualquier caso, se ha observado que la viscosidad del metal fundido influye en la estructura de las espumas metálicas, en su uniformidad, porosidad, distribución de poros, diámetro de poros, etc. Conforme aumenta la viscosidad la espuma se hace más estable (por inhibición del drenaje) y el diámetro de los poros se hace más pequeño. Sin embargo, en los procesos de fusión, una viscosidad inicial demasiado alta puede impedir que el polvo de agente espumante se disperse homogéneamente en el baño.

En el caso de procesos a partir de precursores, la expansión máxima que puede alcanzarse durante el proceso de espumado depende también de la viscosidad. La velocidad de expansión es menor conforme aumenta la viscosidad, ya que altas viscosidades dificultan el desprendimiento de gas desde el agente espumante y el crecimiento de las burbujas. El punto de máxima expansión se encuentra para una viscosidad media, que sea lo suficientemente alta como para evitar la inestabilidad y el colapso precipitado de las espumas de baja viscosidad pero no tan alta como para impedir el crecimiento de las burbujas y el desprendimiento de gas en la descomposición del agente espumante. En la fase de colapso la velocidad de colapso se reduce cuando aumenta la viscosidad, siendo de ésta forma mucho más estables las espumas con una viscosidad mayor (Song 2000).

1.3.5. Estabilización de las espumas de aluminio.

Los mecanismos de estabilización de las espumas de aluminio se sustentan en el uso de partículas, y en los incrementos de viscosidad que su presencia

provoca en el baño fundido. El origen y tipo de partículas depende de la tecnología de fabricación utilizada.

Como ya se ha citado, en las espumas de aluminio obtenidas a partir del baño fundido, el gas que forma la espuma puede ser inyectado, o bien puede generarse por descomposición de un agente espumante, que normalmente es TiH_2 .

1.3.5.1. Procesos de inyección de gas

En los procesos por soplado de gas en el baño, el tamaño de partícula añadida y su fracción volumétrica juegan un papel muy importante. También tiene efecto la composición de la aleación. Así, las espumas de Al-Si y sobre todo Al-Mg suelen presentar un espesor de pared crítico menor que el del aluminio puro (Jin 1992). La espumación óptima se obtiene con partículas de SiC con tamaños aproximados de $5 \mu m$ y en una proporción del 8-10% (Ip 1999). También influye la profundidad dentro del baño fundido a la que se inyecta el gas. Las burbujas deben atrapar una cantidad suficiente de partículas para ser estables una vez alcanzan la superficie del baño, de esta forma la relación entre la distancia que recorren las burbujas hasta llegar a la superficie y la fracción volumétrica de las partículas de SiC determinan la espumabilidad obtenida. La influencia de estos efectos se observa en las figuras 1.9 y 1.10.

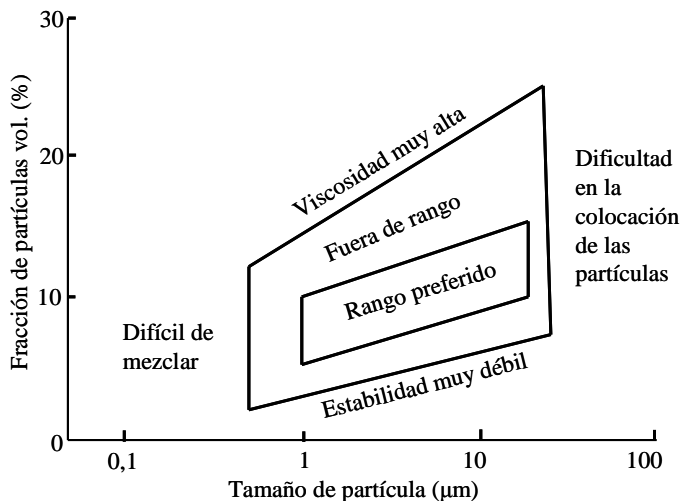


Figura 1.9. Ventana de formación óptima de espumas en el método de soplado de gas. Adaptada de (Jin 1992)

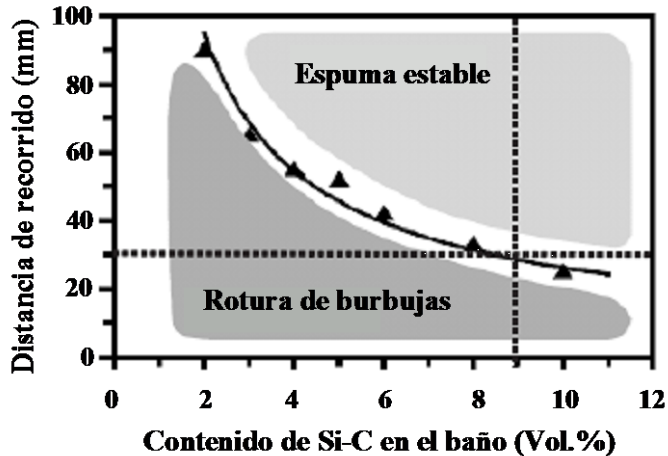


Figura 1.10. Criterio para obtener espumas estables de aluminio (A353, $T=727^{\circ}\text{C}$), a partir de la altura que deben recorrer las burbujas hasta llegar a la superficie. Adaptada de (Jin 1992)

Finalmente, otra variable de control es la naturaleza del gas inyectado, que influye de forma muy importante en la estabilidad de las espumas de aluminio obtenidas por inyección de gas. Las espumas producidas con aire u oxígeno presentan una mayor estabilidad que las obtenidas mediante la inyección de nitrógeno. El efecto se atribuye a la formación de una fina capa de óxido de bajo espesor (30nm) (Leitlmeier 2002) en la superficie de las burbujas.

1.3.5.2. Procesos de generación interna del gas

La tecnología más extendida para obtener espumas a partir del baño fundido mediante descomposición de partículas espumantes utiliza TiH_2 y fue desarrollada inicialmente por Shinko Wire en Japón. Con este proceso se obtienen las espumas de tipo Alporas®. La estabilidad de estas espumas es la más elevada entre las espumas de aluminio actualmente obtenidas por fusión, y se atribuye en la patente original (Akiyama 1986) y en otros estudios posteriores (Miyoshi 2000, Song 2000), a la elevada viscosidad del baño provocado por la adición de calcio, previo a la adición del agente espumante.

Según el fabricante, tras un periodo de agitación al aire, se añade al baño fundido el calcio, que actúa como espesante incrementando la viscosidad del líquido gracias a la formación de partículas sólidas, favoreciendo con ello la estabilidad de la espuma en estado líquido durante el proceso de expansión. Además, se indica que durante el proceso de agitación también es factible la formación de óxidos de aluminio-calcio. Aunque se ha encontrado una relación clara entre la espumabilidad y la viscosidad del baño, en la patente no se aporta ninguna explicación precisa de los posibles mecanismos o tipos de precipitados responsables de la estabilización. Existe la posibilidad de que la viscosidad sea únicamente un indicador de la presencia de partículas, y que sean estas las que aporten la estabilidad a la espuma.

En un reciente trabajo se ha identificado por difracción XRD la presencia de varios intermetálicos en las espumas Alporas: Al_4Ca , $\text{Al}_{20}\text{CaTi}_2$, y otros compuestos no identificados Al-Ca-Fe and Al-Ca-Ti-Fe (Nosko 2011), a los que se atribuye la estabilidad de la espuma, pero no se han identificado la presencia de óxidos de tipo CaO o mixtos, con lo que sigue existiendo cierta incertidumbre sobre los mecanismos de estabilización de las espumas Al-Ca-Ti . La presencia de intermetálicos Al_4Ca y ternarios Al-Ca-Ti , y la ausencia aparente de óxidos como agente estabilizante ha sido también observada en otro trabajo reciente, dedicado a evaluar los efectos de la estructura de la espuma Alporas sobre los mecanismos de fractura en condiciones estáticas y de fatiga (Amsterdam 2006).

Muchas de las espumas obtenidas a partir de precursores sólidos utilizan también TiH_2 como agente espumante. La formación de dicha espumas incluye aspectos propios, como la fusión simultánea a la descomposición del agente espumante, que incrementan el grado de complejidad y las dificultades del control de la estabilidad de las espumas. Un elemento importante de estabilización en estas espumas es la presencia de los óxidos que ya están presentes en la parte exterior de los polvos metálicos utilizados para obtener por vía PM los precursores sólidos que posteriormente se funden y espuman. (Banhart 2006). Pueden consultarse detalles sobre los aspectos particulares de la tecnología de obtención de espumas a partir de precursores sólidos en revisiones de Banhart (Banhart 2001, Banhart 2013) y en numerosos trabajos de autores vinculados al Fraunhofer Institute IFAM de Alemania, donde la tecnología se ha adaptado a la producción de espumas de aluminio y otras aleaciones. (Baumeister 1991, Baumeister et al.1992, Banhart et al. 1995, Baumeister et al. 1996,).

Una alternativa de menor coste frente al TiH_2 como espumante es el uso de CaCO_3 . La descomposición desprende CO_2 que forma las burbujas para crear la

espuma. La investigación de la espumación a partir de este agente ha sido mucho menor que para el TiH_2 . Las espumas obtenidas con $CaCO_3$ presentan un tamaño de poro menor que el de las espumas de TiH_2 . Esto se atribuye a la menor movilidad (debido al aumento de la viscosidad) que presenta el baño fundido (Arnold 2003). La estabilización de estas espumas se atribuye a la existencia de una fina capa sólida que se crea en la intercara entre el gas y el metal líquido, compuesta por alúmina, magnesia, espinela y otros compuestos (Gergely, Curran, Clyne 2003).

En los apartados siguientes de esta Tesis dedicados a describir las técnicas de producción se incluyen detalles adicionales sobre las diferentes partículas y mecanismos que permiten estabilizar las espumas de aluminio de poro cerrado.

1.4. Técnicas de fabricación

En la actualidad existen numerosos métodos para la fabricación de espumas metálicas. Algunos son similares a las técnicas que se utilizan para la espumación de líquidos acuosos o poliméricos, mientras que otros han sido desarrollados exclusivamente para los metales, aprovechando su capacidad de sinterización o el hecho de que pueden ser depositados electrofóticamente. Desde el punto de vista del estado en el que se encuentra el metal cuando se genera la espuma, las técnicas pueden agruparse en cuatro grupos, como se muestra en la figura 1.11: metal líquido, metal sólido en forma de polvo, metal en estado vapor y metal en forma de solución de iones (Banhart 2001).

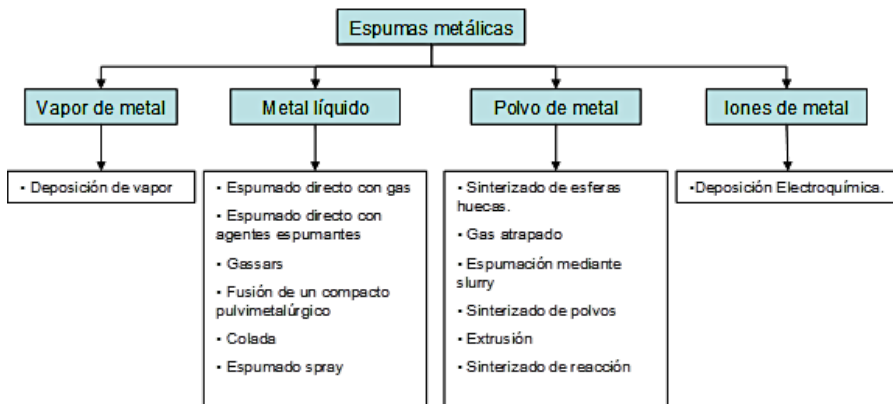


Figura 1.11. Clasificación de métodos de producción de espumas metálicas. Adaptado de (Banhart 2001)

Una descripción detallada de todas las diferentes técnicas de fabricación cae fuera del alcance de esta tesis. En los apartados siguientes se describen únicamente los procesos directamente relacionados con la obtención de espumas de aluminio de poro cerrado que implican la formación de la espuma en estado líquido.

Pueden encontrarse detalles sobre otras tecnologías de obtención de espumas, sus principales propiedades y sobre diferentes aplicaciones de las mismas en diversos trabajos de revisión, que ofrecen en conjunto una excelente visión de la evolución de las espumas metálicas y de las técnicas de producción. (Davies 1983), (Banhart 2001, Lefebvre 2006, Gutiérrez-Vázquez 2008). En un reciente trabajo de revisión, Banhart recopila una amplia bibliografía, con 367 referencias, y aporta numerosos detalles no publicados anteriormente sobre las espumas (Banhart 2013).

En el desarrollo de las espumas de aluminio obtenidas por expansión de gas en el metal fundido cabe distinguir dos etapas claramente separadas en el tiempo. Un primer periodo abarca desde los años 40 a los años 70 del pasado siglo. Tras un periodo de estancamiento, a partir de mediados de los años 80 hay un resurgimiento del interés por las espumas metálicas, que llega hasta nuestros días, en el que se optimizan las técnicas disponibles de obtención a partir de metal fundido y en el que aparecen nuevas tecnologías de producción, destacando la obtención de espumas a partir de precursores sólidos obtenidos por vía pulvimetalúrgica. Esta segunda etapa ha estado acompañada de un extenso interés por parte de la comunidad científica.

1.4.1. Producción de espumas de primera generación: 1925-1970

Aunque las espumas metálicas son un activo campo de investigación actual, y suelen calificarse como “materiales avanzados”, los estudios sobre su obtención y aplicaciones se remontan a la primera mitad del siglo pasado. De hecho, la primera patente que ya contemplaba la obtención de espumas de aluminio tiene origen francés y data de 1925 (De Meller 1925), pero no existe constancia de que llegase a implementarse a escala industrial.

A partir de los años 40, la producción de espumas metálicas, y en especial de las espumas de aluminio con potenciales aplicaciones en aeronáutica, en automoción y en el sector naval, fue objeto de varias patentes en USA hasta 1970, por parte de investigadores de las compañías Bjorksten Research Laboratories (BRL) y posteriormente Ethyl Corporation, empleando técnicas

de espumado a partir de aluminio previamente fundido. El desarrollo de esta primera generación de espumas se caracterizó por su carácter comercial y estratégico, al servicio de empresas y/o agencias estatales y en el marco de programas oficiales de carácter militar, por lo que la información disponible de dicho periodo se limita a la publicada en las patentes.

Benjamin Sosnick experimentó la espumación de aluminio con mercurio como agente espumante. Una mezcla de 90% de Al y 10% de Hg, se funde en una cámara de alta presión. Una vez fundida, se elimina la presión permitiendo la vaporización del mercurio en el interior del aluminio fundido y creando de esta forma una espuma (Sosnick 1943). En otra patente posterior (Sosnick 1947) se explican, además del proceso de fabricación de espumas de aluminio, otras mezclas para conseguir espumas de hierro.

Entre los años 50 y 60 se desarrollaron métodos menos peligrosos, proponiendo por primera vez el uso de agentes espumantes como TiH_2 , ZrH_2 o CO_3Ca que generan internamente gas al descomponerse en el baño líquido (Elliott 1951, Elliot 1959, Elliot 1960). Para la obtención de espumas de aluminio, la técnica requería adiciones de hasta un 10% de hidruros, y la aplicación de enfriamientos rápidos con el fin de evitar el colapso de las espumas.

Las ventajas de aportar partículas estabilizantes sólidas al baño líquido con el fin de mejorar la estabilidad y la calidad de las espumas fue inicialmente propuesta por Ridgway (Ridgway 1965). En otra patente de la misma época (Graper 1965) se propone por primera vez la conveniencia de agitar energicamente el baño durante la adición del agente espumante, con el fin de formar óxido de aluminio que ayuda a la estabilización de la espuma, o bien añadir óxido de manganeso. Se constata que, en ausencia de oxidación, la espumación resulta imposible y que, por el contrario, la presencia de los óxidos hace más estables las espumas y se requiere una menor cantidad de agente espumante, que en patentes anteriores era de hasta un 10% de TiH_2 .

En esta primera época quedan definidos los dos métodos de espumado que todavía se utilizan hoy en día. Una opción es inyectar un gas de forma continua en el metal fundido para crear la espuma. La otra opción es el uso de agentes espumantes, al igual que en las espumas poliméricas. También se detectaron en esta etapa, aunque de forma meramente empírica, los efectos favorables de la presencia de partículas sólidas en el baño, bien obtenidas por oxidación o añadidas de modo intencionado.

La literatura científica sobre las espumas metálicas es prácticamente inexistente con anterioridad a los años 90. Los primeros artículos publicados en revistas

científicas se deben a ingenieros de Ford Motor Company, y se dedican a la evaluación de las espumas en atenuadores de impacto para automóviles, publicando estudios comparativos de las prestaciones de las espumas de aluminio y de cinc producidas por la empresa Ethyl Corp. (Thornton 1975, Thornton y McGee 1975, McGee 1978).

En su reciente revisión (Banhart 2013), Banhart cita un trabajo de 1965 en el que se evalúan experimentalmente y comparan de forma crítica las propiedades de las espumas metálicas disponibles en las patentes de la época, concluyendo que las propiedades eran inferiores a las publicadas en las patentes, que las prestaciones eran inferiores a las estructuras de panal en usos aeronáuticos y que el coste era demasiado elevado para usos en construcción (Seeliger 1965).

1.4.2. Espumas metálicas de segunda generación: 1990-2015

A partir de 1986 hay un nuevo impulso a la producción y a la investigación sobre espumas de aluminio de poro cerrado.

En el campo científico, hay un impulso de tipo institucional que favorece la investigación sobre espumas tanto en consorcios USA-UK como en Alemania, por parte del IFAM. En 1990 se crea entre EEUU y U.K un consorcio en el que participan las universidades MIT, Harvard y Virginia Tech. junto con la Universidad de Cambridge, que lleva a cabo una gran cantidad de investigación sistemática sobre las propiedades de las espumas metálicas. Los investigadores principales publican los resultados en un libro. (Ashby et al. 2000) y un compendio de las propiedades de las espumas se incluye en las bases de datos de CES Edupack 1999.

A finales de los años 80 aparecen también varias iniciativas por parte de compañías que producen espumas de aluminio de poro cerrado a nivel industrial. Aunque se han propuesto muchas otras técnicas de obtención de espumas de aluminio, las tres tecnologías de mayor éxito incluyen métodos optimizados, pero ya explorados en la primera etapa: dos de las técnicas de obtención son por espumado directo en el baño fundido, una de ellas mediante inyección de gas y la otra mediante adición de agentes espumantes. La tercera vía es la ruta de espumado a partir de precursores sólidos, también denominada ruta indirecta o ruta PM. En los apartados siguientes se describen los aspectos fundamentales de cada una de ellas.

1.4.2.1. Proceso Hydro-Alcan-Cymat

La compañía Norsk Hydro en Noruega y Alcan Corp. en Canadá de forma independiente desarrollaron y patentaron en 1989 y 1990 un proceso similar de espumado continuo mediante inyección de gases (aire, nitrógeno, CO_2) a baños de aleaciones de aluminio en los que previamente se han añadido partículas estabilizadoras, tales como Al_2O_3 o SiC. (Jin et al. 1989, Ruch 1990). Otras patentes posteriores de las citadas compañías se orientaron a la protección de aspectos complementarios, como los sistemas para inyectar gases o métodos para extraer de forma continua la espuma desde el baño fundido (Sang 1992). En la actualidad, el proceso se explota por por Hydro Aluminium en Noruega y Cymat Aluminium en Canadá (utilizando esta última las patentes y métodos desarrollados originalmente por Alcan), por lo que las espumas comerciales obtenidas mediante esta tecnología suelen denominarse espumas de tipo Alcan o Cymat.

La espuma es extraída de la zona superior del baño mediante una cinta transportadora, donde la espuma se enfría y solidifica, como se muestra en la figura 1.12. La espuma obtenida tiene la longitud que se desee, puesto que se trata de un proceso continuo, con un espesor de la espuma que está limitado a una altura aproximada de 10 cm.

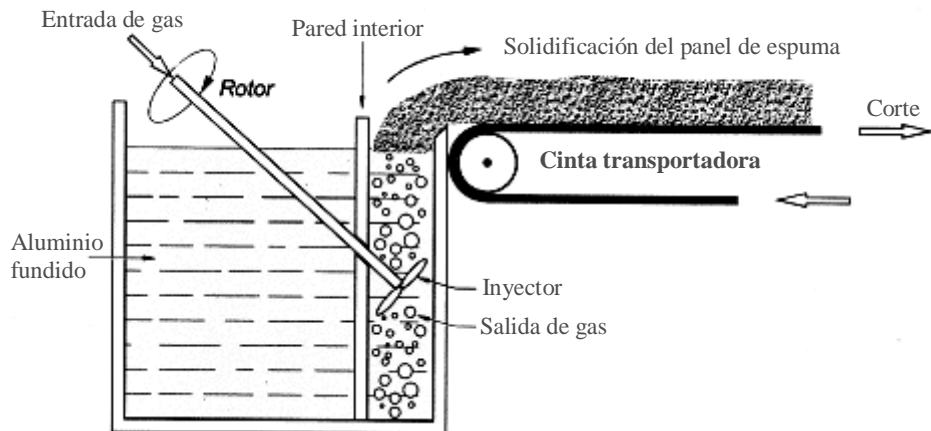


Figura 1.12. *Fabricación de espuma de aluminio por inyección de gas Cymat-Alcan.* (Adaptado de Banhart 2001)

Se obtienen de modo continuo paneles que presentan a simple vista una elevada heterogeneidad en los tamaños de poro y densidades en sentido vertical (debido

al drenaje gravitacional). Además, las fuerzas cortantes de la cinta transportadora generan una orientación diagonal de las celdas. Todas estas heterogeneidades influyen negativamente en las propiedades finales de la espuma (Simone y Gibson 1998).

Los niveles de heterogeneidad estructural de estas espumas son muy superiores a los de las espumas obtenidas por la ruta Alporas, si bien presentan un coste de obtención inferior ya que no se requiere adicionar TiH_2 . (Banhart 2013)

La porosidad de este tipo de espumas está en el rango de 80 a 98%, que corresponde a densidades desde 0.069 a 0.54 g/cm^3 , con un tamaño medio de poro desde 3 a 25 mm, y un espesor de pared de 50 a 85 μm (Wood 1998).

1.4.2.2. Proceso Alporas

En Japón, la compañía Shinko Wire Co. desarrolló y patentó en 1986 el proceso de obtención de espumas a partir de un baño fundido de aluminio de pureza comercial al que se adiciona calcio, con el fin de incrementar la viscosidad, y a continuación se añade TiH_2 como agente espumante. Las espumas obtenidas por este método son de poro cerrado y se designan habitualmente en la literatura científica por su nombre comercial como espumas de tipo Alporas®.

La comercialización de dichas espumas por Shinko Wire comenzó en 1990 y se ha prolongado hasta 2011. Actualmente, la misma tecnología basada en la adición de calcio y agentes espumantes se explota por otras compañías en Korea y China (Banhart 2013). Una alternativa a la tecnología original ha sido desarrollada posteriormente por la compañía Alcoa, consistente en la adición de CaCO_3 al baño fundido, con lo que se obtiene, además de CO_2 que actúa como gas espumante, una mezcla de compuestos y óxidos que ayudan a estabilizar la espuma sin necesidad de añadir hidruros (Bryant 2005), estimándose que el procedimiento a escala industrial permitirá reducir significativamente los costes de fabricación.

En detalle, el proceso Alporas requiere añadir calcio en una proporción de 0.2–8% según la patente (Akiyama 1986), o de 1.5%-3% Ca según otras publicaciones posteriores (Miyoshi 1998A) a un baño de aluminio de pureza comercial a temperaturas de 680°C (o 720°C según la patente) La mezcla es agitada durante varios minutos, tiempo en el cual la viscosidad va aumentando debido a la formación de óxido de calcio (CaO), óxido de calcio-aluminio (CaAl_2O_4) o incluso intermetálicos Al_4Ca , que aumentan la viscosidad del

baño. Cuando el baño ha alcanzado la viscosidad deseada, se añade el TiH_2 ($\approx 1.5\%$), que se descompone desprendiendo hidrógeno. La patente señala que una vez alcanzada la máxima expansión, los venteos del molde se cierran para provocar un incremento interno de presión, necesario para obtener una distribución uniforme de tamaños de poro, especialmente en la parte superior del molde. Este aspecto del proceso no se cita en otros trabajos. El proceso completo de espumado dura aproximadamente 15 minutos, tras lo cual el molde se enfría externamente para que el metal solidifique.

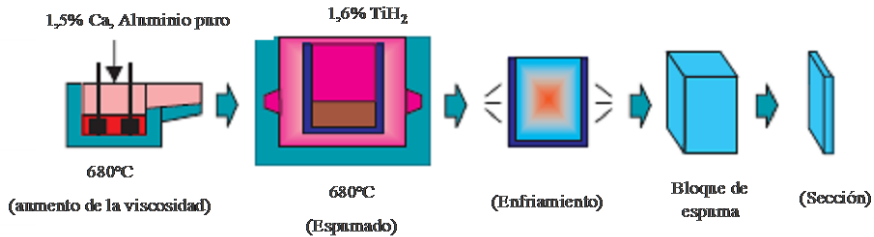


Figura 1.13. Proceso de fabricación espuma de aluminio Alporas. (Adaptado de Miyoshi 1999)

Los bloques de espuma producidos tienen unas dimensiones de $2050 \times 650 \times 450$ mm. El peso de un bloque es de aprox. 160 kg, lo que corresponde a una densidad promedio total, incluyendo la piel exterior, de 0.27 g/cm^3 . Las densidades típicas después de eliminar las paredes laterales del bloque son de $0.16\text{-}0.33 \text{ g/cm}^3$, con un tamaño medio de poro de 2 a 10 mm. Miyoshi indica que la densidad presenta un gradiente en la dirección horizontal, en la proximidad de los bordes de contacto con el molde. Ni en la patente ni en otros trabajos publicados por la empresa se hace referencia a la posible existencia de un gradiente vertical de densidades, que por otra parte sería previsible debido a los efectos de drenaje.

Las espumas obtenidas por fusión mediante inyección directa de gas (Cymat) presentan unas propiedades mecánicas (módulo y resistencia) que son habitualmente inferiores a las de espumas Alporas de similar densidad, y también inferiores a las predicciones teóricas. La variabilidad en los tamaños de poro y la escasa reproducibilidad de las espumas tipo Cymat es una de las razones por las que resulta preferible para muchos autores utilizar espumas Alporas para llevar a cabo estudios sobre las relaciones estructura-propiedades (Banhart 2013)

1.4.2.3. Proceso PM IFAM

En 1990 se patenta por J. Baumeister en el Fraunhofer Institute (IFAM) de Bremen una técnica de obtención de espumas de aluminio a partir de precursores sólidos obtenidos por vía pulvimetalúrgica (Baumeister 1990), adaptando y mejorando una tecnología que ya había sido inicialmente descrita por B. Allen de la United Aircraft Corporation en Delaware (Allen 1959) y que consiste en la obtención de espumas por calentamiento hasta fusión de precursores sólidos compactos obtenidos previamente mediante técnicas pulvimetalúrgicas, mezclando polvos de la aleación y polvos de un agente espumante (normalmente TiH_2 , ZrH_2 o CO_3Ca), de modo que la descomposición del agente espumante tiene lugar al tiempo que se produce la fusión de la aleación. La técnica ha sido adaptada a otras aleaciones y licenciada para su explotación comercial. Las espumas comerciales de este tipo más extendidas se producen por la compañía Alulight International en Austria y se conocen con el nombre de espumas Alulight®. La forma más habitual de suministro es en forma de paneles con núcleo de espuma y pieles cuasi-sólidas, obtenidas simultáneamente en el proceso de espumado en moldes cerrados. La tecnología de obtención de espumas a partir de precursores PM se adapta bien para la obtención de componentes de tamaño medio y forma compleja, espumando en moldes cerrados. La figura 1.14 presenta un esquema del proceso.

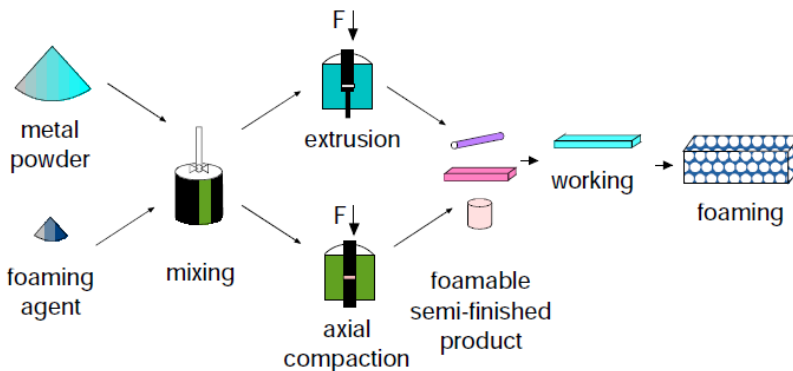


Figura 1.14. Fabricación de espumas por el método pulvimetalúrgico IFAM. (Kammer 2000).

Entre las variantes de esta técnica, que normalmente utiliza TiH_2 como agente espumante, se ha propuesto por varios autores el uso de $CaCO_3$, que tiene la ventaja obvia de su menor coste, especialmente si se emplean materias primas

naturales como el mármol. Adicionalmente, las espumas obtenidas por descomposición de CO_3Ca se caracterizan por un menor tamaño de poro y estructuras más uniformes. La descomposición del carbonato genera CO_2 como agente espumante, y óxido CaO que, por reacción con la aleación, suele dar adicionalmente otros compuestos. La presencia de estos óxidos contribuye a la nucleación de poros y limita los efectos de drenaje debido a la mayor viscosidad del metal fundido. (Arnold 2003, Gergely 2003, Cambroneró 2003 y 2009).

1.5. Comportamiento mecánico y absorción de energía

El comportamiento mecánico de las espumas de aluminio ha sido estudiado en profundidad para diferentes condiciones de carga: tensión uniaxial, compresión uniaxial, estados triaxiales, indentación, flexión, cizalladura, fatiga, etc. en numerosos trabajos. En (Ashby et al. 2000) puede encontrarse una amplia descripción de las técnicas de ensayo y de los mecanismos que afectan al comportamiento de las espumas, así como referencias a trabajos relevantes de otros autores. En el contexto de esta Tesis Doctoral, se prestará atención al comportamiento bajo cargas uniaxiales de compresión, que es la condición de servicio característica en aplicaciones donde se aprovecha la gran capacidad de absorber energía por deformación plástica que presentan las espumas y otros materiales celulares.

1.5.1. Respuesta tensión-deformación de espumas bajo cargas de compresión

En la figura 1.15 se presenta una curva típica de tensión -deformación para una espuma metálica bajo cargas uniaxiales de compresión.

La zona de elasticidad lineal inicial es seguida por un periodo de tensión cuasi constante que se conoce como “plateau” o meseta, y que se extiende hasta deformaciones muy elevadas, seguido de un ascenso brusco en la tensión en la zona denominada de “densificación” de la espuma.

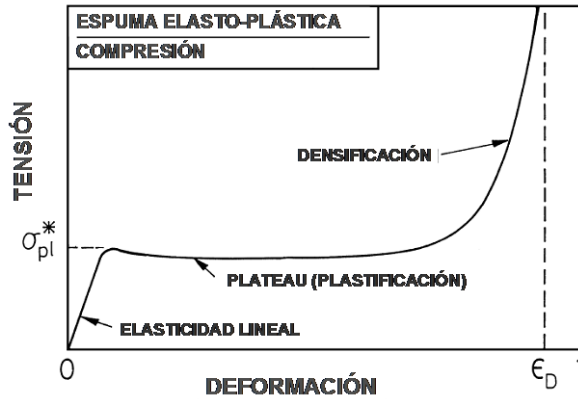


Figura 1.15. Representación esquemática de una curva tensión-deformación en compresión de una espuma metálica.

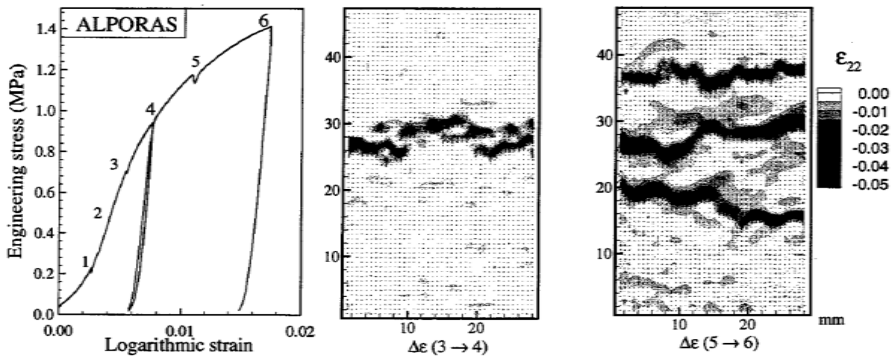


Figura 1.16. Mapa superficial de la deformación con la formación de bandas. También se muestra la zona elástica de la curva tensión deformación. (Adaptado de Bart-Smith 1998)

1.5.1.1. Comportamiento no lineal en la zona elástica y mecanismos de deformación.

La respuesta elástica lineal se atribuye a la flexión elástica de bordes en las espumas de poro abierto y a la flexión elástica de los bordes y estirado de las paredes celulares para las espumas de poro cerrado (Gibson y Ashby 1997).

Las observaciones experimentales del comportamiento de espumas de aluminio demuestran, sin embargo, que el comportamiento de las espumas de aluminio en la zona idealmente elástica no es perfectamente lineal prácticamente desde el inicio de la fase de carga, apareciendo fenómenos de plastificación antes de alcanzar la tensión ideal de colapso.

El módulo de Young E medido mediante técnicas extensométricas es inferior si se mide en la curva de tensiones crecientes que en la curva de descarga (Bart-Smith 1998, Bastawros y Evans 1999). Las medidas experimentales del módulo elástico E suelen por tanto llevarse a cabo a partir de la pendiente de descarga, un detalle también recogido en la reciente norma ISO 13314, desde tensiones próximas al inicio de la plastificación, o bien por otros métodos como vibraciones en flexión o ultrasonidos (Weber 1994). Las pequeñas deformaciones plásticas son también responsables de la elevada capacidad de amortiguamiento que presentan las espumas de aluminio, unas diez veces superior al de los correspondientes materiales sólidos (Banhart 1996).

En los trabajos de Bart-Smith y Bastawros se analizan también los diferentes mecanismos que contribuyen a la plastificación. Durante la inicial fase de carga, el primer efecto plástico se observa en los nodos o bordes, y va seguido de plegado de caras y distorsión. A continuación, un mecanismo similar comienza a afectar a un elevado número de celdas próximas, provocando distorsión plástica irreversible, rotación y cizalladura en una banda de la espuma que se sitúa en un plano perpendicular al sentido de la carga, según se muestra en la figura 1.16. Si la tensión aumenta, se produce finalmente el colapso total de una banda, que no necesariamente debe situarse en el mismo plano. Este punto se corresponde con el valor de la tensión de colapso inicial.

1.5.1.2. Comportamiento plástico: plateau o meseta

A partir del punto en el que se produce el colapso total de una banda, se entra en zona plástica o de plateau. La espuma sigue colapsando en otras bandas, no necesariamente inmediatas a la anterior, con un nivel de tensiones que, para espumas con estructuras altamente regulares, crece lentamente o incluso se mantiene prácticamente constante. Los colapsos sucesivos requieren de la existencia de plastificación por flexión de bordes y el estiramiento de paredes de la celda.

Una vez que todas las celdas han colapsado, un incremento en la deformación supone presionar las paredes celulares entre sí, lo cual aumenta la tensión de forma brusca. A esta última etapa se la conoce como densificación.

1.5.1.3. Tensión inicial de colapso y tensión de plateau

Para caracterizar la resistencia a la deformación plástica puede utilizarse el valor de colapso inicial o un valor de tensión dentro de la zona plástica. Los valores iniciales se corresponden con el colapso completo de la banda más débil en la muestra, y pueden no resultar representativos si existen defectos locales como poros grandes. Para obtener valores más representativos, se suele determinar la tensión de plateau σ_{pl} como el valor medio de las tensiones para deformaciones plásticas entre 20% y 30% (ISO 13314) o entre 20% y 40%, que en el primer caso es prácticamente equivalente al valor de la tensión de plateau para una deformación del 25%, denominándose a dicho valor $\sigma_{0,25}$. Este valor es ampliamente utilizado como referencia para el análisis de absorción de energía (Ashby et al. 2000).

1.5.1.4. Deformación de densificación

El valor de la deformación ε_D para el que se observa la densificación no está claramente definido en la curva tensión-deformación, ya que no se produce una transición brusca. La norma ISO 13314 indica como opción que su valor se determine como la deformación para la cual la tensión alcanza un valor 1.3 veces la tensión de plateau σ_{pl} o $\sigma_{0,25}$.

Algunos autores determinan el valor de ε_D por la intersección de dos rectas, una ajustada a la zona del plateau y otra a la zona de tensiones creciente. (Paul y Ramamurti 2000). Otros, en cambio, utilizan como criterio para definir ε_D el valor de la deformación para el cual la eficiencia en la absorción de energía alcanza un máximo. Este criterio para la determinación de la deformación de densificación es de uso habitual en numerosos trabajos recientes (Tan et al. 2005, Li et al. 2006, Idris 2009).

1.5.1.5. Energía absorbida y eficiencia

El aspecto más relevante del comportamiento de las espumas en compresión es su elevada capacidad de absorción de energía por unidad de volumen W_v , que se determina directamente a partir del área encerrada bajo la curva. El área crece en función de la deformación ε . En aplicaciones de las espumas para absorción de energía, y con el fin de evitar daños a la estructura u objeto a proteger, los valores de tensión transmitida deben limitarse, evitando entrar en la zona de densificación. La capacidad de absorción de energía útil se determina entonces como la energía bajo la curva hasta el valor de deformación de densificación ε_D . La energía puede calcularse por integración numérica de los datos de ensayos tensión-deformación y obedece a la expresión:

$$W_v = \int_0^{\varepsilon_D} \sigma(\varepsilon) d\varepsilon \quad (1.4)$$

Teniendo en cuenta que la fase plástica del plateau presenta una evolución cuasi-lineal de los valores de tensión, los valores de W_v pueden estimarse de manera aproximada con fines de diseño (Ashby et al. 2000) por el producto de la tensión de plateau para una deformación del 25%, denominada $\sigma_{0.25}$ y la deformación de densificación ε_D :

$$W_v \approx \sigma_{0.25} \varepsilon_D \quad (1.5)$$

El concepto de eficiencia es un parámetro de interés para valorar el comportamiento de un material como absorbedor de energía, y por ello se utiliza de modo habitual para la caracterización de materiales o atenuadores. El parámetro relaciona el valor de energía realmente absorbida a un nivel de deformación frente a la energía absorbida por un absorbedor ideal. La eficiencia μ se define por la expresión:

$$\mu(\varepsilon) = \frac{1}{\sigma^* \varepsilon} \int_0^{\varepsilon} \sigma d\varepsilon \quad (1.6)$$

Empleando el criterio de la eficiencia máxima para determinar el valor de la densidad de densificación, la deformación de densificación se define en este caso por el valor de ε para el que se verifica:

$$\frac{d\mu(\varepsilon)}{d\varepsilon} = 0 \quad (1.7)$$

1.5.2. Efectos de escala

Las dimensiones de la muestra utilizada en ensayos de compresión pueden afectar a los resultados de los ensayos mecánicos de las espumas. El efecto ha sido observado por varios autores y fue analizado inicialmente por Bastawros y Evans, (Bastawros y Evans 1999) en estudios de la respuesta plástica de espumas de poro abierto de tipo Duocel con densidad relativa 0.08 y espumas de poro cerrado de tipo Alporas de densidad relativa 0.07 mediante medidas de deformación superficial (*Surface Displacement Analysis*), determinando los mecanismos de deformación que gobiernan la respuesta plástica del material bajo tensiones axiales de tracción y compresión. En el caso de los ensayos de compresión, el estudio mostró que, en una banda de deformación, existe una interacción entre las celdas individuales y sus vecinas de modo que cada banda afecta simultáneamente a un conjunto de, al menos, unas 3-4 celdas vecinas y que la longitud característica y/o el mínimo volumen representativo de las muestras utilizadas para evaluar el comportamiento mecánico de una espuma de aluminio no debería por tanto ser inferior.

A raíz de dichas observaciones, los estudios del comportamiento mecánico de las espumas suelen contemplar la necesidad de utilizar como referencia muestras de un tamaño suficiente, de modo que la dimensión característica que define la sección transversal de la muestra incluya al menos unos 7 poros (Ashby et al. 2000). Con muestras de menor tamaño se tiene el riesgo de obtener o medir propiedades mecánicas más bajas. La reciente norma ISO 13314 Mechanical testing of metals- Ductility testing- Compression test for porous and cellular metals. (ISO 2011) define los detalles de los ensayos mecánicos de compresión de materiales celulares, y recomienda que la dimensión característica de las muestras incluya al menos 10 poros individuales.

1.5.3. Efectos de la velocidad de deformación

Dado el potencial efecto que pueden tener las velocidades de impacto en la respuesta de un atenuador de energía, el efecto de las velocidades de deformación sobre la respuesta en compresión de los atenuadores colapsables ha sido también objeto de investigación por diversos autores.

Los resultados respecto a los efectos de la velocidad de impacto V_i o, alternativamente, de la velocidad de deformación nominal, determinada por la

expresión siguiente para muestras de longitud inicial l_0 , son a menudo contradictorios.

$$\dot{\varepsilon} = \frac{V_i}{l_0} \quad (1.8)$$

En ensayos sobre muestras de espumas de aluminio obtenidas por fusión mediante el método Alcan, (Kenny 1996) se encontró que la respuesta en compresión no se ve afectada para velocidades de deformación desde 10^{-3} s^{-1} a 10^3 s^{-1} . Resultados similares fueron observados en otro estudio (Lankford et al 1998) en espumas de aluminio de poro abierto Duocel con velocidades de deformación de hasta 1200 s^{-1} . Un trabajo posterior realizado (Deshpande y Fleck 2000A) en espumas Alulight y Duocel, utilizando ensayos cuasiestáticos, ensayos de impacto split Hopkinson pressure bar (SHPB) y ensayos de impacto directo, mostró también que los valores de σ_{pl} se mantienen significativamente estables hasta velocidades de deformación de $5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$, que en sus muestras equivale a una velocidad de impacto de 50m/s. Tampoco se encontraron efectos de la velocidad de deformación en ensayos de impacto sobre paneles rellenos con espumas de tipo Alulight Al-Si12 para velocidades de impacto en el rango $2 \cdot 10^{-5} \text{ m/s}$ a 2.75 m/s , equivalentes a un rango de velocidades de deformación entre 0.001 s^{-1} y 120 s^{-1} (Markaki y Clyne 1999).

Estudios similares realizados por otros autores sobre muestras de espumas Alporas sugieren, en cambio, que sí que existe un efecto de incremento de la resistencia al colapso plástico al incrementar la velocidad de deformación, observando incrementos del 50 % de la tensión de plateau para velocidades de deformación por encima de 10^3 s^{-1} (Mukai et al. 1999). En otras publicaciones de los mismos autores sobre similares tipos de espumas, con muestras de tamaño $9 \times 9 \times 6 \text{ mm}^3$, se citan incrementos promedio de la energía absorbida desde 1.0 MJ/m^3 a 1.5 MJ/m^3 cuando se pasa de ensayos cuasi-estáticos a ensayos de tipos SHPB con velocidad de deformación de $2.5 \cdot 10^3 \text{ s}^{-1}$ para una velocidad de impacto de 6 m/s. (Mukai et al. 1999, Miyoshi 1999).

Paul y Ramamurti (2000) llevaron también a cabo estudios sobre los efectos de la velocidad de deformación de espumas Alporas, pero solo en el rango cuasi-estático desde de $10^{-5} - 10^{-1} \text{ s}^{-1}$, encontrando un incremento de la tensión de colapso con la velocidad de deformación que se atribuye a los efectos en el comportamiento del aluminio sólido.

Un estudio posterior (Tan et al. 2005) aborda con detalle un completo análisis crítico de los resultados previamente disponibles sobre espumas tanto de poro abierto como de poro cerrado y de los efectos que sobre tales resultados tienen las condiciones experimentales utilizadas en los ensayos de impacto de las

espumas, especialmente en los ensayos SHPB, desarrollados originalmente por Kolski (Kolski 1949), concluyendo que los efectos observados por otros autores se deben a errores experimentales o a la velocidad de impacto, pero no a la velocidad de deformación. En su trabajo experimental, llevado a cabo sobre muestras de espumas Cymat-Hydro obtenidas por fusión, Tan encuentra que la tensión inicial de colapso se incrementa ligeramente en el rango de velocidades de impacto desde 10 a 210 m/s, pero la tensión de plateau en la zona plástica es insensible a la velocidad para valores por debajo de una cierta velocidad crítica entre 50-80 m/s, que depende del tamaño de los poros de la espuma. Los mecanismos de colapso secuencial en bandas, típicos de la respuesta plástica a baja velocidad, se mantienen hasta velocidades del orden de 42-80m/s.

La existencia de una velocidad crítica por debajo de la cual no se observan efectos de incremento de la tensión de plateau en espumas de tipo Alporas ha sido también observada en un trabajo académico reciente (Irausquin 2012) en ensayos SHPB, con velocidades de deformación hasta 900s^{-1} , encontrando que las tensiones de plateau son insensibles a la velocidad de deformación por debajo de unos 500 s^{-1} y velocidades de impacto por debajo de unos 10-12 m/s.

Por encima de la velocidad crítica, Tan observa que el modo de colapso de bandas sucesivas en las espumas de poro cerrado pasa a ser secuencial, avanzando de manera continua el frente de colapso debido a un efecto de onda de choque. En tales condiciones, la tensión de plateau dinámica σ_{plD} puede estimarse a partir del modelo propuesto por Reid y Peng (1997)

$$\sigma_{plD} = \sigma_{pl} + \rho \cdot (V^2 / \varepsilon_D) \quad (1.9)$$

La aplicación de la ecuación anterior a las propiedades típicas de las espumas de aluminio estudiadas en esta tesis: densidad media 240 kg/m^3 , tensión de plateau 1.65 MPa y deformación de densificación $\varepsilon_D = 0.60$ permite estimar que el valor de velocidad crítica de impacto V_i a partir del cual cabe esperar un incremento significativo (>15%) de los valores de la tensión de colapso o de plateau es del orden de $V_i \approx 25\text{ m/s}$, que equivale a una velocidad de impacto $V_i = 90\text{ km/h}$.

$$V_i = \sqrt{\frac{0.15\sigma_{pl}\varepsilon_D}{\rho}} = 24.8\text{ m/s} \quad (1.10)$$

Prácticamente todas las aplicaciones de las espumas como absorbedor de impacto en transporte terrestre contemplan valores límite de velocidad de impacto inferiores a este valor para el diseño de los sistemas de protección pasiva. En el diseño de atenuadores para vehículos de competición de tipo Formula SAE, los atenuadores se diseñan para velocidades de impacto de 7 m/s, limitando las aceleraciones de impacto a valores máximos de 40g y valores medios de 20g. (FSAE 2014). En el sector de vehículos comerciales se contemplan sistemas de protección para impactos entre 9 y 15.6 km/h (Fuganti et al. 2000, Ashby et al. 2000).

Otro interesante resultado del estudio de Tan es la determinación de un efecto de escala, según el cual los efectos de la velocidad de deformación son sensibles al tamaño de la muestra utilizada en los ensayos. De modo similar a los efectos encontrados en ensayos cuasiestáticos, se determina en este estudio que los ensayos dinámicos deben ser realizados sobre muestras con secciones definidas por una longitud de tamaño mayor que unos 5 tamaños de celda. Para muestras de tamaño inferior, habitualmente empleadas en ensayos de impacto split Hopkinson, se encuentra efectivamente un efecto aparente de incremento de la tensión de colapso en función de la velocidad de deformación, mayor cuanto menor es el tamaño de la muestra utilizada en los ensayos dinámicos, lo que justifica los efectos observados en los estudios de las espumas Alporas (Mukai1999), pero este efecto desaparece si se ensayan muestras representativas de suficiente tamaño.

Las observaciones anteriores permiten concluir que, a efectos de la evaluación en aplicaciones de absorción de energía de espumas de aluminio, los efectos de la velocidad de aplicación de carga pueden considerarse despreciables en el rango de velocidades de impacto típicas para diseño de atenuadores. Los resultados obtenidos en ensayos cuasi-estáticos con velocidades de deformación en el rango 10^{-3} a 10^{-2} s⁻¹, que son los valores de ensayo recomendados en la norma ISO 13314 pueden considerarse aceptables y representativos de las prestaciones de las espumas de aluminio si se llevan a cabo sobre muestras de tamaño suficiente, a efectos de diseño en aplicaciones de absorción de energía.

Globalmente, los estudios sobre el efecto de la velocidad de deformación en la respuesta plástica de las espumas de aluminio indican que el efecto de la velocidad de deformación es despreciable hasta valores de la velocidad de impacto elevados. En todo caso, debería contemplarse que el incremento de la velocidad de deformación provoca un ligero incremento de la tensión de meseta o de plateau y simultáneamente, una ligera reducción de los valores de la deformación de densificación, dando como resultado un ligero incremento en

los valores de energía absorbida. Desde el punto de vista de la utilización de espumas en aplicaciones de absorción o de atenuación de impactos en transporte terrestre, este efecto de incremento en la capacidad de absorción de energía por unidad de volumen debe considerarse favorable, siempre que se tomen en consideración en la fase de diseño los valores efectivos máximos de tensión de colapso correspondientes a la deformación de densificación ε_D .

1.5.4. Modelización y caracterización del comportamiento mecánico

La compleja geometría celular de las espumas es difícil de modelar con exactitud. Por ello, las estimaciones del comportamiento de las espumas a partir de modelos resultan complejas y en muchas ocasiones proporcionan una precisión limitada.

1.5.4.1. Modelos dimensionales

En la práctica se utilizan diferentes estrategias de modelización y caracterización del comportamiento mecánico de las espumas. La técnica más ampliamente extendida y utilizada en la literatura científica sobre el comportamiento mecánico de las espumas consiste en la utilización de modelos basados en argumentos dimensionales, desarrollados inicialmente por Ashby. (Gibson y Ashby 1997) para estimar el valor de propiedades elásticas (Módulo elástico de las espumas) y la resistencia al colapso plástico en compresión. Con una metodología similar se han propuesto también modelos para evaluar el comportamiento en otras condiciones de esfuerzos: flexión, indentación, cortadura, fatiga, fractura o fluencia a alta temperatura (Ashby et al. 2000)

Los modelos de tipo dimensional que relacionan la densidad con propiedades mecánicas estáticas en carga uniaxial se generan a partir de la estructura de una celda cúbica ideal cargada axialmente. Los esfuerzos y momentos generados se relacionan con las tensiones y con las dimensiones de longitud y espesor de bordes y paredes, y estas dimensiones, a su vez, se relacionan con los valores de densidad relativa. El procedimiento permite así generar modelos analíticos que muestran la dependencia de las propiedades mecánicas de las espumas con la densidad relativa y con las propiedades del material del que está constituida la espuma.

Las constantes de los modelos están relacionadas con la geometría celular de cada tipo de espuma, y se definen ajustando las ecuaciones del modelo con los resultados experimentales, o bien con resultados obtenidos por simulación.

1.5.4.2. Simulación MEF

La alternativa a los modelos de tipo dimensional requiere habitualmente del uso de procedimientos de simulación MEF. El análisis puede abordar el cálculo a partir de un modelo geométrico idealizado de la unidad celular que se repite, utilizando modelos poligonales o poliedros capaces de rellenar todo el espacio (estructuras cúbicas, dodecaédricas, tetracaidecaédricas etc.), o menos frecuentemente utilizando principios analíticos de mecánica estructural en el caso de estructuras ideales. (Warren y Kraynik 1988 y 1997, Zhu 1997, Mills 1999). Estas simulaciones permiten estimar la dependencia de las propiedades mecánicas con la geometría celular; y además de predecir comportamientos globales, suelen emplearse para estimar constantes geométricas o de ajuste para los parámetros de los modelos dimensionales que dependen de la microestructura de la espuma.

Una alternativa a la simulación de celdas idealizadas es la simulación a partir de modelos de la estructura real del material, bien obtenidos a partir de imágenes 2D de secciones de las espumas o a partir de imágenes 3D obtenidas por tomografía de rayos X o sincrotrón. (Jang 2010, Babcsan 2007, Zhang 2013). Cuando se simulan un gran número de celdas, suele también utilizarse un modelado de estructuras periódicas compuestas por múltiples celdas generadas por algoritmos de Voronoi (Voronoi 1908) y distribuidas al azar, utilizando simulación MEF (Weber 1998). La ventaja de este método es que proporciona una adecuada representación de la geometría celular aleatoria de las espumas a una escala que incluya un gran número de celdas, aunque requiere de mucho tiempo de cálculo computacional.

1.5.4.3. Modelos dimensionales para espumas de poro abierto

A continuación se revisa de modo resumido el uso de argumentos dimensionales propuesto por Gibson y Ashby, que es el tipo de modelización más difundido y que, como se ha descrito anteriormente, muestra la dependencia de las propiedades mecánicas con la densidad relativa de la espuma y con las propiedades del material.

En las espumas de poro abierto, se asume que los bordes celulares se deforman inicialmente por flexión. El módulo de Young de la espuma puede calcularse a partir de un análisis dimensional de la deflexión de los bordes. Como resultado, se obtiene que el módulo relativo (que relaciona el módulo de la espuma con el del sólido, E/E_s) es proporcional a la densidad relativa al cuadrado:

$$\frac{E}{E_s} = C_3 \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^2 \quad (1.11)$$

donde C_3 es una constante relacionada con la geometría de la celda. De los análisis realizados sobre la celda unidad tetracaidecaédrica a través de la sección definida por los bordes resulta un valor para la constante $C_3=0,98$ (Zhu 1997) (Warren 1997), que es un valor muy similar al que se desprende de los datos experimentales obtenidos para una gran variedad de espumas poliméricas de poro abierto que dan un $C_3 \approx 1$.

El modelo de argumentos dimensionales permite también estimar que la tensión plástica de colapso o tensión de plateau, σ_{pl} , en relación con el límite elástico del metal sólido que forma los bordes celulares, σ_{ys} , obedece a una expresión potencial con exponente $n=1.5$:

$$\frac{\sigma_{pl}}{\sigma_{ys}} = C_4 \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^{3/2} \quad (1.12)$$

donde la constante C_4 está relacionada con la geometría celular. A partir del ajuste del modelo a los datos experimentales de un amplio rango de espumas poliméricas, Gibson y Ashby proponen que el valor del coeficiente de ajuste presenta un valor $C_4 \approx 0,3$. (Gibson y Ashby 1997). En un trabajo posterior, se indica que puede estar en el rango $C_4 \approx 0,25-0,35$ (Ashby et al. 2000)

1.5.4.4. Modelos dimensionales para espumas de poro cerrado

Las espumas de poro cerrado requieren un tratamiento más complejo. Cuando una espuma es sometida a una carga, además de flexión en los bordes se puede producir tensión axial o biaxial en las paredes celulares planas, añadiendo un efecto de dependencia lineal con la densidad relativa a la fórmula obtenida para las espumas de poro abierto (Gibson y Ashby 1997). Teniendo en cuenta que la fracción de volumen de material en los bordes se define por el valor ϕ , se tiene para el módulo elástico E la expresión:

$$\frac{E}{E_s} = C_5 \phi^2 \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^2 + C'_5 (1-\phi) \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right) \quad (1.13)$$

Un análisis por elementos finitos de la celda tetracaidecaédrica cerrada y también para estructuras con celdas Voronoi aleatorias cerradas (Kraynik 1999) sugiere que el mejor ajuste se obtiene para la expresión:

$$\frac{E}{E_s} = 0.32 \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^2 + 0.32 \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right) \quad (1.14)$$

De manera análoga, la tensión de plateau para espumas de poro cerrado en las que existe una fracción ϕ de material en los bordes viene dada por la expresión:

$$\frac{\sigma_{pl}}{\sigma_{ys}} = C_6 \left(\phi \frac{\rho}{\rho_s} \right)^{3/2} + C'_6 (1-\phi) \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right) \quad (1.15)$$

En el caso extremo de que todo el material esté en bordes, $\phi=1$, la espuma es de poro abierto, por lo que, de la ecuación 1.12, se deduce que $C_6 = 0.3$. Por otro lado, y a partir de los resultados obtenidos en análisis por elementos finitos de una celda unitaria tetracaidecaédrica con paredes planas, (Simone y Gibson 1998), se obtiene para el caso en el que $\phi \approx 0$, el valor de $C'_6 = 0.44$.

1.5.5. Limitaciones de los modelos dimensionales

La aplicación de los modelos dimensionales propuestos por Gibson y Ashby para valorar el comportamiento plástico de espumas de aluminio ha dado lugar a resultados contradictorios y confusos. La concordancia con los modelos se considera aceptable en el caso de espumas de poro abierto (Andrews 1999). En el caso de espumas de poro cerrado, sin embargo, los modelos dimensionales hasta ahora propuestos presentan importantes limitaciones y pueden dar lugar a interpretaciones erróneas sobre las prestaciones estructurales de las espumas de poro cerrado.

En ensayos de compresión de espumas de aluminio $AlSi_6Cu_4$ y $ZnCu_4$ obtenidas por métodos PM, Banhart y Baumeister observaron que la relación entre tensiones de colapso y densidad sigue efectivamente una ley potencial, pero con valores del exponente siempre superiores a 1.5, entre 1.67 y 1.89, que incluso llegan a 2 con las espumas de aleaciones de cinc (Banhart y Baumeister 1998). Los valores de exponentes mayores que $n=1,5$ son similares a los observados en otros trabajos con similares aleaciones (Weber 1994). La gran dispersión de resultados experimentales para similar densidad se atribuye al pequeño tamaño de las muestras utilizadas en los ensayos y a la variabilidad estadística propia de las espumas.

En otro trabajo con espumas de aleación $Al-Si_{12}$, los mismos autores observan una dependencia de la tensión de plateau con densidad relativa $n= 1.78$ y de nuevo $n= 2$ para aleaciones Zn_4Cu (Banhart et al. 1999).

Obviamente, ni el modelo dimensional para espumas de celda abierta previsto por la ecuación (1.12) ni el modelo para celda cerrada (1.15) son capaces de predecir estos exponentes tan elevados.

Adicionalmente, cuando los resultados experimentales obtenidos en espumas de aluminio de poro cerrado se contrastan frente al modelo para celdas cerradas (1.15), se observa que los resultados de resistencia son inferiores a los predichos por el modelo, y sin embargo, se parecen más a los previstos por el modelo para celdas de poro abierto. Este efecto ha sido observado para diferentes tipos de espumas de aluminio de poro cerrado de tipo Cymat, Alporas y Alulight o IFAM (Andrews 1999).

Esta observación se ha venido interpretando en otros trabajos sobre comportamiento mecánico de espumas de poro cerrado como una justificación para afirmar que, aunque son de poro cerrado, “las espumas metálicas de poro

cerrado se comportan mecánicamente como espumas de poro abierto”. La afirmación se ha visto además sustentada, cuando se hace sobre el comportamiento de espumas obtenidas por vía PM, en el hecho observado experimentalmente de que un elevado porcentaje de las paredes presentan roturas o grietas (Solorzano 2008), algo que no es habitual en las espumas obtenidas por la ruta directa de fusión.

También se ha utilizado esta argumentación para atribuir a las desviaciones estructurales existentes en las espumas reales, tales como curvaturas de pared, arrugas, ausencia de paredes, etc. las desviaciones de comportamiento mecánico observado en las espumas respecto del comportamiento considerado ideal. Es importante destacar que, en muchos de los trabajos experimentales, el ajuste final a los modelos se hace tomando valores del límite elástico para el material que, a nuestro juicio, suelen ser muy elevados teniendo en cuenta que se trata de aleaciones de aluminio obtenidas por fusión, que no pueden aprovechar los efectos de endurecimiento habituales en aleaciones metálicas como el endurecimiento por acritud o deformación plástica y/o tratamientos térmicos de precipitación.

(McCullough 1999) indica que sus resultados de resistencia en compresión se ajustan al modelo de celdas abiertas con espumas Alulight de la aleación AlMg1Si0.6, pero utilizando valores muy elevados de $\sigma_{ys} = 250$ Mpa, estimados a partir de valores de dureza HV = 75 HVN, y valores aún más altos de $\sigma_{ys} = 350$ MPa para la aleación AlMg1Si10, y considerando fracciones de material en bordes tan elevados como $\phi = 0.94$ cuando las observaciones metalográficas realizadas sugieren un valor aproximado $\phi = 0.75$. También indica que la estructura de las espumas Alulight es marcadamente irregular.

Las limitaciones del modelo de celda abierta para representar el comportamiento de las espumas de celda cerrada fue también puesta inicialmente de manifiesto por Banhart. (Banhart et al. 1999). Además de las desviaciones en los valores del exponente n, verifican que el uso del coeficiente $C = 0.3$ en el modelo (1.12) exigiría que los valores de límite elástico del material alcanzasen valores irrealmente elevados, $\sigma_{ys} = 660$ Mpa para la aleación AlSi12 y $\sigma_{ys} = 990$ Mpa para la aleación ZnCu4. Concluyen que el modelo predice tendencias, pero que no resulta de precisión para estimar la resistencia de las espumas reales.

Posiblemente a raíz de estas observaciones, en el tratado posterior “Metal Foams: A Design Guide” (Ashby et al. 2000), sin citar referencias expresas, se propone un modelo dimensional similar al de la ecuación (1.12) tanto para

espumas abiertas como cerradas, con potencia $n =$ desde 1.5 a 2 y con constante de ajuste entre 0.25-0.35.

En un estudio posterior (Idris 2009) se observa una dependencia cuasi-lineal de la resistencia con la densidad para espumas Alporas, pero utilizando un limitado número de muestras y valores estimados del límite elástico de la aleación $\sigma_{ys} = 98$ MPa . Los valores observados en los ensayos varían desde 1.25 a 2.05MPa para el colapso de las espumas Alporas, que son similares a los observados por otros autores, pero el modelo utilizado en este caso sobreestima la resistencia con un factor de 3 en las espumas Alporas y en 4.6 veces en el caso de las espumas Alulight.

1.5.6. Limitaciones de las técnicas de caracterización

En el apartado anterior se han puesto de manifiesto las limitaciones actuales en relación con la modelización del comportamiento mecánico. Un aspecto adicional que limita la validez de muchos de los trabajos ya publicados radica en la baja precisión y en la gran dispersión de los valores de resistencia que se asignan al material sólido. Los valores de límite elástico σ_{ys} estimados por diferentes autores para la misma aleación de las espumas Alporas varían significativamente desde valores de unos 54 MPa a 172 MPa, como se indica en la Tabla 1.1. Una razón probable de tan elevada dispersión es que, habitualmente, el valor de $Rp_{0.2}$ o σ_{ys} del material sólido suele estimarse a partir de valores de dureza, determinado mediante ensayos en microdurómetro o mediante nanoindentación, directamente sobre secciones de paredes o bordes de las espumas. Los resultados de tales ensayos son sensibles a las condiciones de carga y tamaño de las huellas (Nix 1998). La conversión de valores de dureza a valores de límite elástico se lleva a cabo en todos los casos mediante modelos simplificados según la ecuación: $Hv \approx 3 \sigma_y$.

La Tabla 1.1 muestra un resumen de los valores estimados en diferentes trabajos previos. Aun siendo del mismo orden, las diferencias son bastante significativas, especialmente si se tiene en cuenta que los valores de σ_{ys} del material sólido son utilizados como referencia en todos los modelos de comportamiento plástico para valorar las prestaciones estructurales de la espuma.

Tabla 1.1. Valores de límite elástico σ_{ys} asignados a la aleación Al-Ca-Ti utilizada para la obtención de las espumas Alporas

<i>Referencia</i>	<i>Método experimental</i>	<i>Rp_{0.2} (MPa)</i>
Sugimura (1997)	Microdureza HV	130
Simone (1998)	Microdureza HV	172
Andrews (1999)	Nanoindentación	120
Olurin (2000)	Microdureza HV	160
Papadopoulos (2004)	No descrito	54
Idris (2009)	Microdureza HV	99.7±9.15

Por ello, se considera de interés que su determinación sea lo más fiable posible. En la presente Tesis doctoral se propone realizar estudios de dichas propiedades por métodos de nanoindentación, y microdureza, de modo similar al utilizado por otros autores. Adicionalmente, se plantea la medición directa mediante ensayos de tracción en microprobetas de material Al-Ca-Ti previamente fundido. Esta última opción resulta de interés ya que no existen datos publicados de la respuesta mecánica del material sólido en ensayos convencionales de tracción por parte del fabricante u otros autores, ni se dispone tampoco de valores de referencia fiables en normas, ya que la aleación utilizada en la obtención de las espumas Alporas no presenta una composición estandarizada.

1.6. Aplicaciones de las espumas de aluminio

En las revisiones citadas sobre aplicaciones (Banhart 2013, Banhart 2001, Lefebvre 2006, Gutiérrez-Vazquez 2008) y en otros trabajos académicos recientes (Solorzano 2008) se describen múltiples y diversos usos de las espumas de aluminio de carácter estructural en la industria del automóvil, del ferrocarril y del transporte en general, así como en la fabricación de construcciones modulares, puentes transportables y en otras áreas de la ingeniería mecánica.

1.6.1. Aplicaciones estructurales

Entre los usos ya explorados a escala real de las espumas de aluminio, se emplean como rellenos o núcleos rigidizadores de paneles sándwich, en sustitución de estructuras de panel de abeja o de espumas poliméricas. Se han empleado como rellenos de estructuras de máquinas, con el fin de incrementar

la rigidez y reducir vibraciones. En el sector del automóvil se han hecho experiencias como rellenos de la estructura de la carrocería (pilares y barras frontales, paragolpes) por Audi y Ferrari, con el fin de incrementar la rigidez a flexión y torsión y de mejorar la resistencia frente a impactos (seguridad pasiva). También se cita (Banhart 2001) la utilización en Japón de espumas de tipo Alporas como alternativa frente a otros dispositivos de absorción de energía frente a impactos en los “crash box” o atenuadores frontales de vehículos ferroviarios.

En la mayoría de aplicaciones potenciales como absorbedor de energía colapsable bajo cargas de compresión, las espumas metálicas tienen que competir con otros materiales celulares ya establecidos, como las espumas poliméricas o las estructuras *honeycomb*, que presentan respuestas tensión deformación adecuadas. La sustitución de estos materiales por espumas metálicas no puede a veces justificarse por una única propiedad, sino por la combinación de varias en las que las espumas metálicas sobresalen frente a otras soluciones. La figura 1.17 ilustra combinaciones de requisitos en aplicaciones estructurales donde las espumas de aluminio presentan ventajas frente a otros materiales.

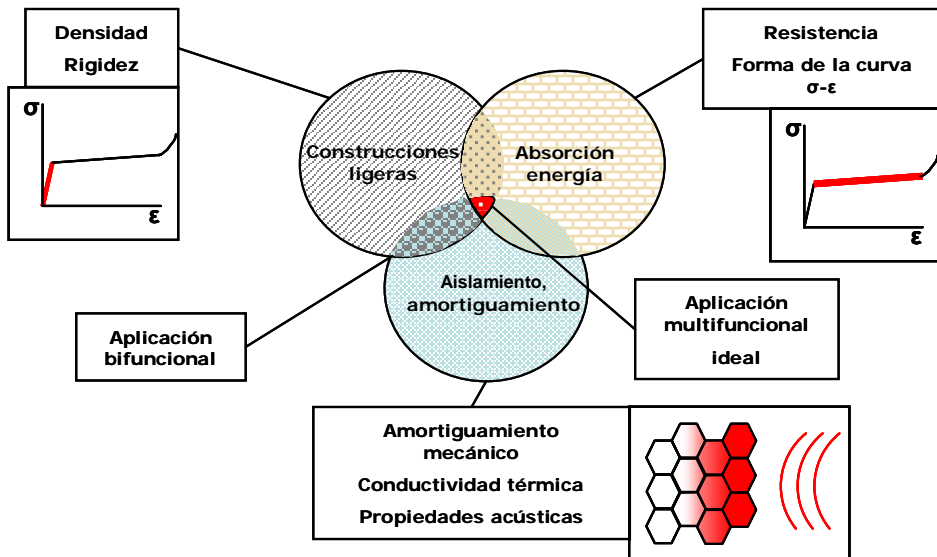


Figura 1.17. Esquema de aplicaciones y propiedades de las espumas de aluminio de poro cerrado

1.6.2. Ventajas de las espumas frente a estructuras huecas cargadas axialmente

Una opción ampliamente utilizada en la práctica para obtener respuestas idóneas de absorción de energía en compresión se obtiene mediante el uso de estructuras colapsables de tipo tubular o de tipo honeycomb, cargadas axialmente.

Los estudios existentes sobre el comportamiento plástico de este tipo de materiales celulares obtenidos intencionadamente mediante repetición de estructuras periódicas a base de tubos (Stronge 1988), o estructuras de tipo panal (Baker 1998, Wu 1997, Zhao 1998) muestran que la resistencia inicial de colapso en compresión presenta un pico inicial con valores por encima del 20% de los valores en la zona posterior del plateau, como se aprecia en la figura 1.18 para la respuesta de compresión axial de tubos, y el efecto se incrementa bajo condiciones dinámicas. Este comportamiento resulta normalmente inaceptable si el material se utiliza como atenuador de impactos, ya que, aunque instantáneos, se generan elevados picos de tensión al inicio de la fase de colapso, transmitiendo elevados esfuerzos al resto de la estructura que se pretende proteger.

En el caso de las estructuras de tipo panal hexagonal, Zhao indica que la respuesta en el plano XY es insensible a la velocidad de deformación, mientras que en el plano transversal Z se observan incrementos del 40% en la tensión de colapso al incrementar la velocidad de deformación. El efecto de incremento en los valores iniciales de colapso se atribuye a la existencia en la estructura de elementos cargados en compresión axialmente, cuyo colapso inicial requiere alcanzar una carga o tensión crítica, comportándose como estructuras de tipo I según el criterio definido por Calladine y English (Calladine 1984). Este tipo de estructuras se caracteriza por presentar curvas tensión-deformación con un elevado pico inicial de tensión, a partir del cual se tiene la larga meseta de deformación con menores valores de la tensión de colapso, hasta que finalmente se alcanza la densificación. En contraste con esta respuesta, las estructuras de tipo II responden de modo similar al observado en un tubo cargado en dirección radial, con ausencia de un elevado pico de tensión inicial, y el mecanismo inicial de deformación se produce por plastificación por flexión. La meseta suele presentar una respuesta de tensiones cuasi constantes o ligeramente crecientes, hasta alcanzar la plastificación, con un comportamiento similar al que muestran las espumas de aluminio.

Las espumas de aluminio presentan así un comportamiento más isótropo, y su respuesta no incluye el elevado pico de carga inicial. Ambos aspectos constituyen ventajas evidentes frente a los atenuadores basados en estructuras tubulares o honeycombs, lo que resulta de interés frente a impactos desde diferentes direcciones. Los valores de energía absorbida por unidad de volumen, para las espumas actualmente disponibles, son sin embargo ligeramente inferiores a las que se obtienen en estructuras tubulares de similar densidad.

Frente a los materiales celulares poliméricos alternativos, las espumas metálicas tienen capacidad para trabajar a alta temperatura, y una superior capacidad de absorción de energía por unidad de volumen.

1.6.3. Estructuras colapsables mixtas

En los sistemas de protección contra impacto en vehículos y estructuras, la espuma puede utilizarse como elemento principal o bloque atenuador de impacto. Alternativamente, puede emplearse formando parte de estructuras combinadas colapsables, como relleno de paneles sándwich o como relleno de estructuras tubulares, etc. Esta última opción permite incrementar sensiblemente los valores de energía absorbida por unidad de volumen, observándose un efecto sinérgico, ya que el uso de estructuras colapsables en combinación con espumas proporciona una capacidad de absorción de energía mayor que la suma de la absorbida por los materiales individuales. (Abramovich 1988, Ashby et al. 2000). La figura 1.19 ilustra este efecto sinérgico en ensayos de colapso de tubos circulares de aluminio combinados con espumas de aluminio de tipo Alporas con densidad 0.26 g/cm^3 .

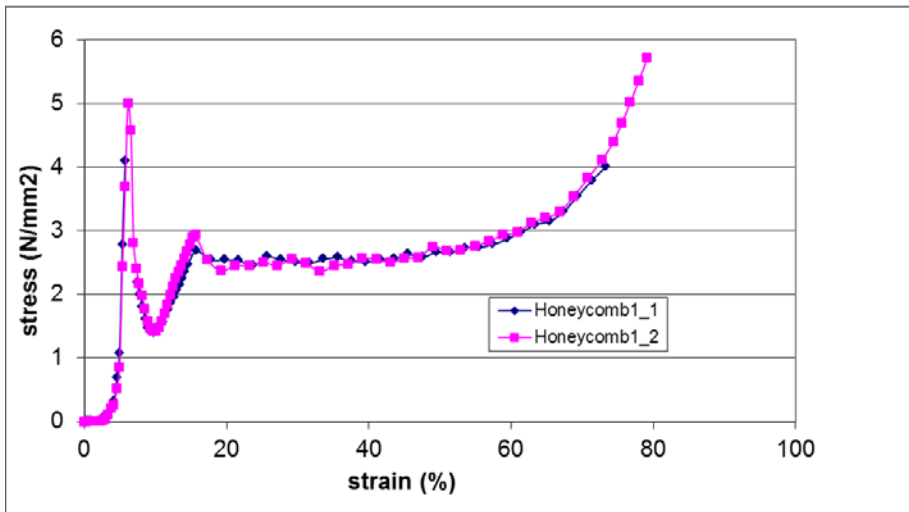


Figura 1.18. Respuesta en compresión uniaxial en dirección T de paneles honeycomb de aluminio AlMn1 (AA3003 H18) con densidad nominal 83kg/m^3 . (Elaboración propia)

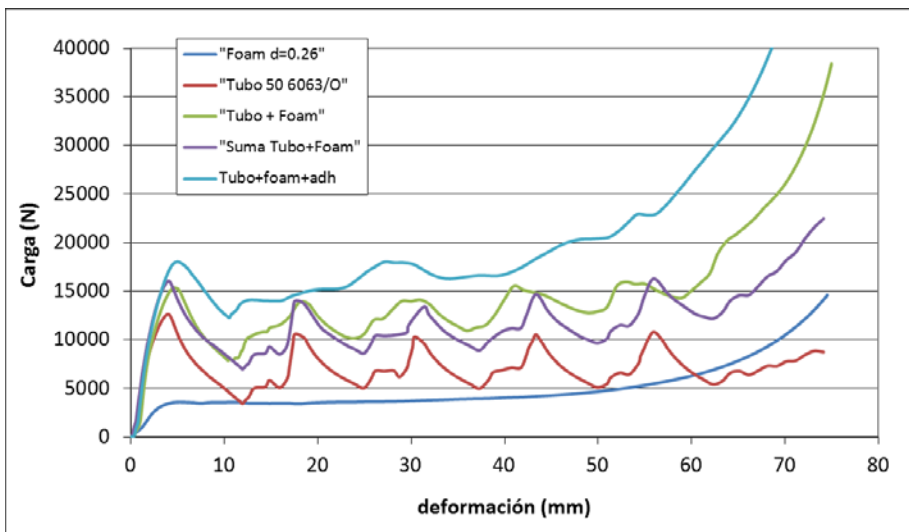


Figura 1.19. Resultados de ensayos de compresión para espumas, tubos y tubos rellenos de espumas de aluminio cargados axialmente. (Elaboración propia).

2. OBJETIVOS DE LA TESIS

2.1. Objetivo general

El trabajo de investigación que se ha desarrollado en esta Tesis Doctoral se orienta, específicamente, a la mejora del conocimiento existente sobre las relaciones entre la estructura de las espumas de aluminio obtenidas por fusión (tamaño y estructura de celdas, anisotropía, homogeneidad) y las propiedades mecánicas (resistencia de colapso, deformación de densificación, absorción de energía) bajo cargas de compresión uniaxial. Las espumas metálicas de aluminio de poro cerrado presentan un comportamiento en compresión que las hace especialmente adecuadas para aplicaciones que requieren una elevada absorción de energía por deformación plástica irreversible, como los atenuadores o sistemas de protección contra impactos en vehículos o estructuras, siendo este uno de sus usos potenciales de mayor interés.

2.2. Aspectos de interés en relación con la estructura

Como ocurre con otros tipos de materiales de ingeniería, las propiedades finales de las espumas o de cualquier material celular, dependen de su composición y de su estructura o microestructura interna, considerando además los efectos derivados de la existencia de posibles defectos o desviaciones respecto de la estructura ideal. Sin embargo, y a diferencia de los materiales sólidos, en las espumas el concepto de estructura es conveniente analizarlo en tres diferentes niveles o escalas:

- **Microestructura:** Afecta al material del que está hechos los bordes y paredes de la espuma. Los aspectos determinantes en esta escala incluyen la composición, estructura cristalina, precipitados, tamaño de grano, etc. que son determinantes para las propiedades mecánicas del material.
- **Mesoestructura o estructura celular:** En este nivel, la estructura viene determinada por la geometría y tamaño de los poros o celdas, al tamaño de los componentes de las celdas: paredes y bordes, su geometría, su carácter abierto o cerrado y al modo en el que se distribuye el material entre paredes y bordes. En este nivel son también determinantes los defectos o desviaciones de la estructura ideal: paredes rotas o curvadas, falta de uniformidad en el tamaño de poros, etc. Como se indica en el apartado 1.5.2 sobre los efectos de escala, la escala

característica representativa de la estructura celular o meso-estructura debe incluir un número suficiente de celdas, de modo que la longitud característica de la sección transversal incluya al menos unas 7 celdas, y con una altura adecuada que la norma ISO 13314 y otros autores recomiendan que mantenga una relación H/D entre 1 y 2. A efectos de establecer relaciones entre estructura y propiedades mecánicas, la escala a contemplar en este nivel no debería ser inferior al tamaño de las muestras utilizadas en los ensayos.

- **Macroestructura:** Contempla el modo en el que la estructura celular y/o la microestructura, así como la densidad, varía dentro de la pieza o bloque de espuma, tal como se obtiene en su proceso de fabricación.

2.3. Alcance de las tareas de caracterización

2.3.1. Macroestructura

Un factor clave que limita hoy día un mayor uso y utilización de las espumas de aluminio se debe a la gran dispersión existente en las propiedades finales de las espumas a nivel macroscópico. Como se ha indicado en el apartado 1.3. de la introducción, la obtención de espumas metálicas con un grado de homogeneidad y uniformidad aceptable resulta problemática, ya que la estructura debe generarse en estado líquido y debe mantenerse estable hasta la solidificación.

El problema se incrementa si se pretenden obtener espumas con las grandes dimensiones que se requieren para usos industriales, especialmente en relación con la altura máxima de la espuma durante la fabricación, que está limitada por la estabilidad de la espuma en estado líquido y por los efectos de drenaje gravitacional. En esta escala, el proceso de fabricación y los mecanismos de estabilización de la espuma líquida puede generar variaciones de la estructura celular, en la densidad y en las propiedades. La figura 1.7 de esta Tesis ilustra claramente la conveniencia de incluir una evaluación macroestructural en los estudios de caracterización, y no solo la estructura a nivel celular o meso estructura.

2.3.2. Estructura celular

La mayor parte de trabajos experimentales y de modelización disponibles sobre las espumas obtenidas por fusión se ha enfocado al estudio de las relaciones entre estructura y propiedades al nivel intermedio, relativo a la estructura celular. Lógicamente, también en la presente tesis se abordará la caracterización

estructural de las espumas al nivel de la estructura celular, y se contrastarán los resultados con la información y con los modelos disponibles.

Como se ha descrito en la introducción, existen abundantes trabajos relativos al comportamiento mecánico de las espumas de poro cerrado que atribuyen las desviaciones del comportamiento observado respecto al comportamiento ideal previsto por los modelos dimensionales de Gibson y Ashby a la existencia local de defectos, entendiendo como tales las desviaciones de la celda ideal: desviaciones en el tamaño de poros, ausencia de paredes o paredes rotas, etc. Un aspecto no contemplado en los estudios existentes es el relativo a los efectos de una distribución irregular de espesores de bordes o de paredes, o a los efectos de la anisotropía estructural. En el marco de los objetivos globales de la presente tesis, se considera de interés cuantificar sus posibles efectos y valorar su influencia en el comportamiento real observado en los ensayos experimentales.

2.3.3. Microestructura

Los estudios sobre la microestructura y sus efectos en las propiedades mecánicas del material constitutivo, aun siendo determinantes para el comportamiento de las espumas, son prácticamente inexistentes, salvo en aquellos aspectos relacionados con la naturaleza y distribución de las partículas estabilizadoras. Así, en el desarrollo de espumas de aluminio obtenidas por fusión, el factor primario determinante para utilizar una aleación dada ha venido determinado en primera instancia por su capacidad para obtener la espuma, más que por la capacidad para obtener unas elevadas propiedades mecánicas. Es relevante, respecto de la ausencia de estudios de propiedades del material de la espuma, la enorme dispersión de valores de límite elástico asignados a la misma aleación por diferentes autores.

En la presente Tesis doctoral se aborda la caracterización micro-estructural del material, y se llevarán a cabo estudios de las propiedades por métodos de nanoindentación, y microdureza, de modo similar al utilizado por otros autores. Adicionalmente, se plantea la medición directa mediante ensayos de tracción en microprobetas de material previamente fundido.

2.3.4. Comportamiento a alta temperatura

Una de las ventajas que se reclaman a las espumas de aluminio frente a las espumas de polímeros como las de poliuretano o las de poliestireno, con las que compiten en aplicaciones estructurales, es la capacidad de las espumas de

aluminio para trabajar a alta temperatura. Sin embargo, la caracterización del comportamiento a elevada temperatura y de la capacidad de absorción de energía a temperaturas elevadas no ha sido objeto de atención en la literatura. Se considera conveniente por ello incluir los ensayos mecánicos a alta temperatura como parte del trabajo de caracterización abordado en la Tesis.

2.4. Espumas analizadas

En una fase previa del trabajo de investigación desarrollado en esta Tesis, se intentó abordar la fabricación de espumas, con el fin de utilizar dichas muestras para el estudio de las relaciones estructura-propiedades y absorción de energía. Se utilizaron técnicas de obtención a partir de precursores PM, siguiendo “recetas” de patentes y literatura publicadas previamente por el IFAM. Efectivamente se logró la obtención de espumas de aleaciones AlSi12 y AA6061 estabilizadas con SiC, pero de pequeño tamaño, y con una enorme heterogeneidad en tamaños de poro y densidades, lo que hacía inviable abordar un estudio riguroso y amplio de las relaciones estructura-propiedades.

Una revisión de los materiales utilizados por otros autores para llevar a cabo estudios similares concluyó con la decisión de utilizar para el trabajo experimental de esta tesis muestras de espumas Alporas (Al-1.5%Ca) obtenidas por fusión y generadas por descomposición de TiH_2 .

Desde el punto de vista del trabajo de caracterización e investigación de las espumas de aluminio obtenidas por técnicas de fusión, este tipo de espumas tiene como principal ventaja frente a las espumas de tipo Cymat-Alcan o las espumas obtenidas a partir de precursores, el hecho de presentar una estructura celular claramente definida, con poros cerrados de tamaño sensiblemente uniforme y distribución regular a simple vista, haciendo factible la caracterización estructural de las mismas. Por esta razón, es una espuma que ha sido muy empleada en numerosos estudios de caracterización y/o simulación del comportamiento mecánico de espumas metálicas.

Adicionalmente, la espuma se caracteriza por presentar unas curvas tensión-deformación con unas tensiones de plateau más estables que otras espumas de estructura más irregular, lo que resulta idóneo en aplicaciones de absorción de energía.

Los trabajos sobre comportamiento mecánico y caracterización de las espumas Alporas hasta ahora disponibles evalúan propiedades en un limitado número de muestras individuales de pequeño tamaño (normalmente inferior a 50x50x50

mm³), obtenidas también de paneles comerciales, en las que se determina su densidad y otros parámetros estructurales, pero sin relacionar las medidas observadas con la posición de la muestra dentro del bloque original de espuma. No se tiene en cuenta el hecho de que, incluso para estas espumas, consideradas como las más homogéneas entre las comercialmente disponibles, pueden existir variaciones de densidad y morfología de celdas, incluso dentro de un mismo bloque, como consecuencia de los procesos de drenaje y estabilización propios del proceso de fabricación de estas espumas.

En esta tesis se utilizarán muestras (paneles) de secciones completas de bloques de la espuma. Se analizarán las variaciones de densidad y estructura celular en función de la altura, y los efectos de estos cambios sobre la respuesta mecánica en compresión y sobre las prestaciones como absorbedor de energía.

2.5. Objetivos específicos

A la vista del estado de la tecnología y de las consideraciones sobre la relevancia de extender el estudio de las relaciones estructura-propiedades tanto al nivel microestructural como macroestructural de las espumas, se definen como objetivos específicos a abordar en el desarrollo de la presente Tesis los siguientes:

- Análisis macro-estructural y determinación de gradientes de densidad en las espumas.
- Caracterización de la estructura celular. Se incluye la preparación de muestras y el análisis detallado, mediante la puesta a punto de técnicas de análisis y tratamiento estadístico de datos, de la estructura celular de la espuma (tamaños de poro, espesores de paredes y bordes, aspectos topológicos, orientaciones preferentes, etc). Análisis de relaciones entre parámetros estructurales, densidad y macroestructura.
- Caracterización microestructural del material presente en bordes y paredes mediante técnicas convencionales de microscopía óptica y electrónica (SEM) y determinación experimental de valores del límite elástico de la aleación a partir de ensayos mecánicos sobre muestras del material fundido.
- Medida experimental del comportamiento mecánico en compresión de las espumas. Determinación de tensiones de colapso o tensiones de “plateau”, deformación de densificación, absorción de energía y eficiencia. Se contemplan como variables en el estudio:
 - la densidad relativa de la espuma
 - la orientación preferente (efectos de la anisotropía)

- la homogeneidad estructural
- la temperatura de servicio (servicio a temperatura elevada $T > 0.5T_f$)
- Simulación por elementos finitos de los efectos de irregularidades típicas sobre las tensiones de colapso plástico en compresión:
 - Heterogeneidad en el espesor de paredes.
 - Anisotropía en la orientación de poros.
- Análisis de resultados de ensayos mecánicos. Análisis y cuantificación de las relaciones estructura-propiedades en relación con los efectos sobre la tensión de plateau, la densificación y la absorción de energía.
- Modelización del comportamiento observado y validación de modelos disponibles.

3. METODOLOGÍA EXPERIMENTAL

3.1. Análisis estructural y morfológico.

Los valores de densidad en cada muestra extraída de los paneles de espuma se determinaron mediante medida directa de dimensiones y masa de las muestras. El análisis a lo largo de toda la extensión de los paneles permite determinar las variaciones relevantes en la estructura a escala macro-estructural. Las medidas de densidad se realizaron para series de muestras obtenidas de diferentes paneles, que al no haberse adquirido simultáneamente es de suponer que puedan pertenecer a diferentes bloques de espuma. Las muestras fueron suministradas por la compañía Gleich GmbH (Germany), distribuidor oficial en Europa de los paneles Alporas.

Inicialmente, se abordó el análisis de la mesoestructura o estructura celular a partir de secciones 2D mediante métodos convencionales de observación microscópica y medida de tamaños mediante el método de intersección. La técnica permite medir el tamaño de poros, pero resulta imprecisa y tediosa para el análisis de múltiples muestras, caras y bordes. El estudio de la morfología de poros y paredes de la espuma se ha llevado a cabo finalmente mediante técnicas de análisis de imagen, adaptadas específicamente para la caracterización de la estructura celular.

Las muestras se obtuvieron mediante técnicas de corte con tronzadoras de disco de diamante, a partir de los paneles de espuma de 25 mm de espesor. Las muestras utilizadas para ensayos mecánicos presentan unas dimensiones de 25mm*25mm*50mm. Con el fin de disponer de una mayor superficie representativa, las muestras utilizadas en el análisis estructural 2D presentan unas dimensiones de 50mm x 50mm x 25mm.

Se pulió una de las caras mayores (50mmx50mm) por técnicas metalográficas convencionales (máquinas de desbaste y pulido Struers Labopol) a muy baja velocidad y utilizando abundante refrigeración para evitar la distorsión o rotura de las paredes celulares.

Con la finalidad de conseguir un buen contraste entre el fondo de los poros y las paredes pulidas (Ashby 2000), se pintó la cara pulida de las muestras con

una pintura spray color negro mate, a continuación se realizó un pulido rápido, con disco de igual o menor gramaje que el último utilizado en el primer proceso de pulido, con la finalidad de eliminar la pintura de las paredes superficiales. De esta forma obtenemos una superficie en la que existe un gran contraste entre el fondo de los poros (negro mate) y las paredes pulidas (brillo metálico), lo cual permite realizar el análisis de imagen con precisión.

Tras este proceso de preparación previa, la cara tratada de cada muestra fue fotografiada con una cámara de alta resolución (Nikon Coolpix), obteniendo imágenes similares a la mostrada en la figura 3.1.

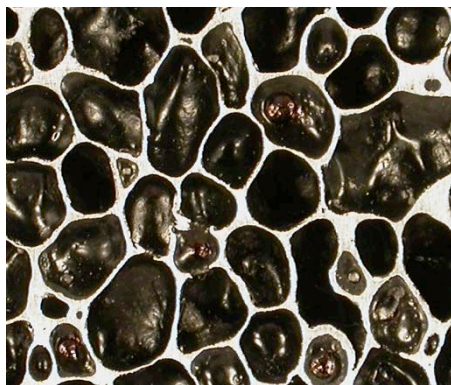


Figura 3.1. Fotografía de espuma de aluminio de poro cerrado con los poros en negro.

A las imágenes obtenidas se les aplicó un tratamiento inicial de ajuste mediante un programa de retoque fotográfico (Adobe Photoshop®) mediante el cual se corrigieron ciertos desperfectos (paredes rotas, suciedad), se ajustaron los valores en el brillo, color, contraste, y por último se realizó la transformación de la imagen a escala de grises (figura 3.2).

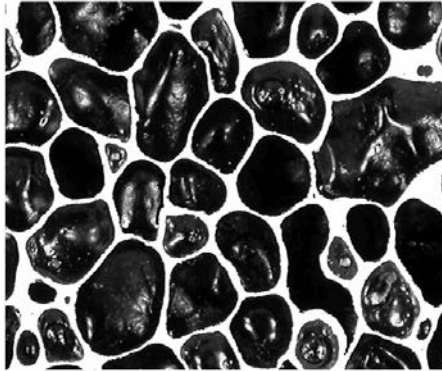


Figura 3.2. Imagen tratada mediante programa de retoque fotográfico.

La imagen pre-tratada se ha procesado con el software de análisis de imagen Visilog v.5.3. de Noesis. El primer paso en todos los casos fue la calibración de la imagen para poder medir posteriormente con precisión áreas, longitudes etc. Este proceso de calibración se realiza a partir de un patrón tomado en las mismas condiciones que las muestras analizadas.

A continuación se procede al binarizado de la imagen. La binarización se aplica a la imagen según un rango en la escala de grises predeterminado por el usuario. La figura 3.3 representa una imagen de espuma de aluminio binarizada, en la cual se ha seleccionado la escala de grises en la que se encuentran los poros (azul), eliminando de esta forma las paredes (negro).

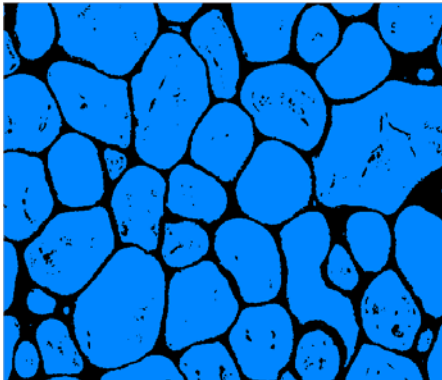


Figura 3.3. Imagen binarizada.

Resulta necesario realizar un proceso de refinamiento sobre la imagen binarizada con la finalidad de eliminar pequeñas impurezas dentro de la misma.

Para el análisis de poros se han analizado entre 180 y 260 poros/muestra, lo que representa el total de poros de cada una de las muestras sobre la superficie de análisis de 50mm x 50 mm. Mediante el análisis individual de los poros (figura 3.4), se consigue obtener datos geométricos relevantes sobre los mismos como son:

- Superficie de los poros.
- Longitud de poro en distintas orientaciones.
- Orientación individual de poros
- Anisotropía.
- Excentricidad.
- etc.

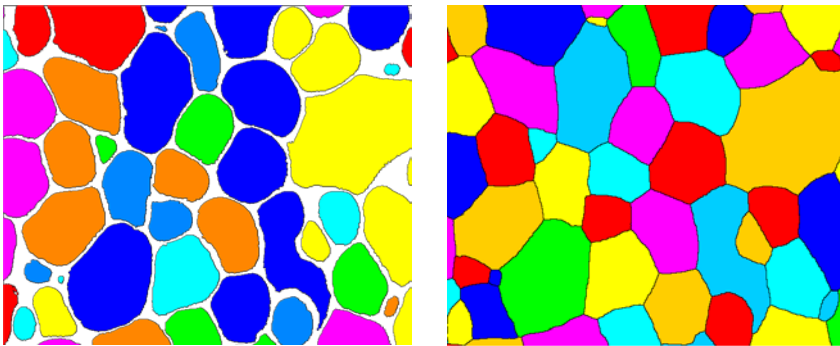


Figura 3.4. Análisis individual de poros. Izquierda: forma original. Derecha: separación lineal entre poros.

Para pasar del análisis de poros al análisis de paredes se invierte la imagen binarizada previamente (figura 3.5).

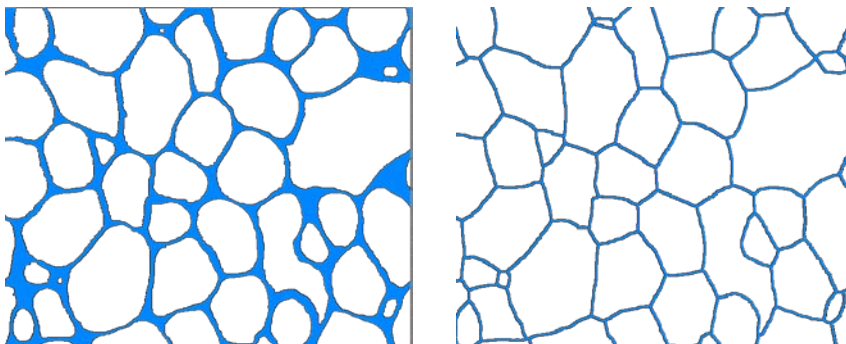


Figura 3.5. Imagen binarizada de paredes. Izquierda: forma original. Derecha: separación lineal entre poros (esqueleto).

La imagen binarizada de paredes permite determinar los espesores de las paredes celulares y de los bordes de ‘plateau’ (zonas donde se juntan 3 paredes).

El espesor de las paredes se ha medido en la zona central de la pared y perpendicularmente a su dirección (figura 3.6a). El punto medio de la pared es el de menor espesor, siendo el valor obtenido importante por cuanto este mínimo representa el punto más débil de la pared y el que definirá la resistencia mecánica de la misma. Siguiendo este procedimiento se han medido más de 200 paredes por muestra.

El espesor característico de los bordes se ha definido como el diámetro de la circunferencia de tamaño máximo inscrita en su interior según se indica en la figura 3.6b.

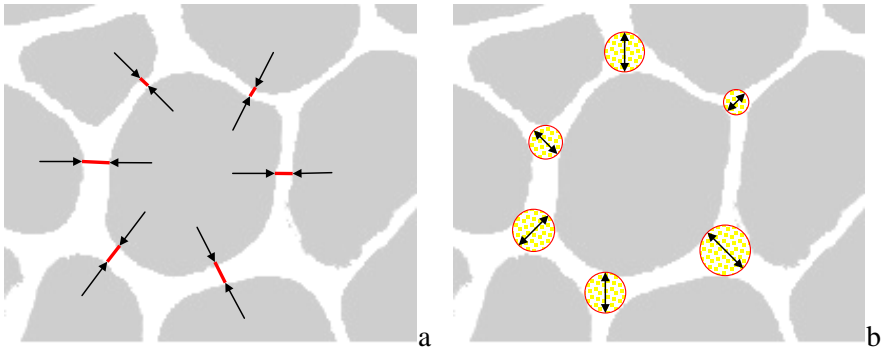


Figura 3.6. Medición de paredes (a) y bordes (b).

A partir de la imagen binarizada de paredes es posible conseguir una imagen del esqueleto de la espuma. El esqueleto permite analizar otros aspectos importantes relativos a la mesoestructura de la espuma como el número de paredes por celda 2D, que permiten predecir las paredes por celda real (tipo de estructura). También es posible separar las paredes celulares entre sí posibilitando el análisis individual de paredes (figura 3.7) que aporta información acerca de otros aspectos estructurales como longitud de paredes y orientaciones.

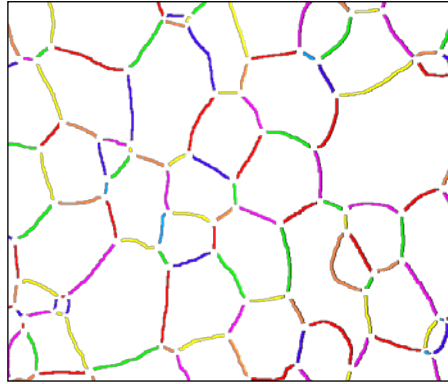


Figura 3.7. Análisis individual de paredes de celda.

3.2. Microscopía (MO, SEM).

Para analizar la microestructura, composición y características básicas del material sólido de las espumas se han empleado técnicas convencionales de caracterización metalográfica. La estructura interna del material de las espumas se determinó a partir de secciones directas de muestras de espuma en estado pulido, o bien a partir de muestras del material sólido, obtenido por fusión de la espuma en atmósfera inerte (Ar) a temperaturas de 700-750°C. La metodología de preparación metalográfica de este tipo de muestras es similar a la que se utiliza comúnmente para otros materiales metálicos. Se desbastó con abrasivo SiC de tamaño 220, 600 y 1000. Posteriormente las muestras se pulieron con pasta de alúmina de 1 micra y 0.5 micras de Buehler, en equipos Struers Labopol. Se prestó especial cuidado en el proceso de embutición de las muestras en resinas acrílicas para evitar que la espuma se deforme debido a la presión ejercida por la máquina (Struers Labopress-3). En algunos casos se ha empleado embutición en frío mediante resina líquida. El proceso de pulido es delicado debido a la gran ductilidad del material base (aluminio). La observación de la distribución y el tamaño de los precipitados fueron posibles directamente sobre las muestras en estado pulido.

Las microestructuras de las muestras se han observado mediante microscopía óptica, en lupa estereoscópica y microscopio óptico Nikon Microphot FX. La observación de muestras en SEM se llevó a cabo en equipos Jeol JSM 6300 y JSM 5410, con software de análisis INCA de Oxford Instruments, disponibles en el SEMIE de la Universidad Politécnica de Valencia. Se llevaron también a cabo estudios fractográficos en SEM sobre muestras fracturadas tras ensayos de compresión y flexión, con el fin de evaluar los modos de fractura.

3.3. Microanálisis EDX.

Se ha analizado la composición de los precipitados mediante espectroscopía EDX en equipo SEM con sonda de microanálisis. La preparación de las muestras para este análisis ha sido la ya descrita en el punto anterior para la observación de muestras en microscopía electrónica, siendo los equipos empleados los ya descritos Jeol JSM 6300 y JSM 5410, con software de análisis INCA de Oxford.

3.4. Medidas de microdureza.

La determinación de propiedades mecánicas se llevó a cabo mediante ensayos de microdureza HVN, con diferentes cargas (10 a 1000 g) mediante equipos Struers Duramin y Matsuzawa MHT2. Las muestras se ensayaron en estado de pulido y su preparación se corresponde a la descrita en el apartado 3.2.

3.5. Medidas de nanoindentación.

Los ensayos de nanoindentación se realizaron con un equipo MTS Nanoindenter Model MTS Nano G200, con un indentador Berkovich, con el que se llevaron a cabo 100 mediciones en una zona rica en precipitados. La preparación previa de las muestras para el ensayo de nanoindentación se corresponde con las descritas en el punto 3.2.

El ensayo de nanoindentación ha permitido determinar tanto la dureza como el módulo elástico de distintas fases y precipitados.

En este ensayo, la dureza se calcula, al igual que en otros métodos, a partir de la carga aplicada y el área de contacto la profundidad de penetración. La profundidad de penetración se mide conforme se aplica la carga en el indentador, mientras que el área de contacto se obtiene de forma indirecta en base a la geometría conocida del indentador utilizado. Para el indentador Berkovich el área de contacto es $A=24.5h^2$, siendo por tanto la dureza $H=P/(24.5hc^2)$.

En un ensayo típico de nanoindentación la carga y la profundidad de penetración son registradas mientras la carga crece desde cero a un valor máximo y la posterior descarga. La plastificación de la superficie medida durante la indentación hace que la curva de descarga no coincida con la de

carga al haberse producido cierta deformación plástica en el material (h_r). De la zona inicial de la descarga se obtiene la pendiente dP/dh que sirve para el cálculo del módulo del material.

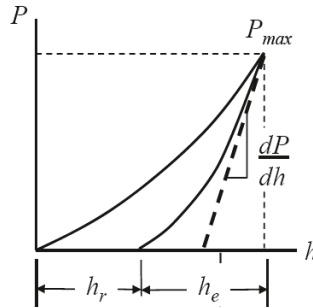


Figura 3.8. Curvas de carga y descarga en ensayo de nanoindentación.

3.6. Ensayo de tracción en el material sólido.

Para conseguir una muestra de material denso, se procedió a la fusión de muestras de espuma en crisol a temperaturas de 700-750°C, en atmosfera inerte de argón. Dada la alta estabilidad de la espuma, incluso a esta temperatura se observó que la espuma líquida no colapsa completamente. Con la finalidad de conseguir una suficiente cantidad de líquido en la base, se provocó el colapso de la espuma por compresión mediante una varilla de alúmina. La muestra se dejó enfriar fuera del horno, para intentar reproducir las condiciones de enfriamiento existentes en los bloques reales de espumas.

A partir del material sólido se obtuvieron mediante corte en tronzadoras metalográficas de precisión muestras para observación metalográfica y probetas de dimensiones 2.5mmx2.5mmx30mm, que fueron ensayadas a tracción en un equipo para microensayos modelo Microtest de Deben, a una velocidad 0.005 mm/s.

3.7. Ensayos de compresión de las espumas.

3.7.1. Tamaño de las muestras

En la selección del tamaño de las muestras para ensayos mecánicos (50x25x25 mm) se ha tenido en cuenta el hecho de que las paredes de las celdas exteriores presentan frente a las celdas interiores una menor restricción a su movimiento y

deformación, incidiendo de esta forma en una menor rigidez y resistencia del conjunto. Para que este efecto de contorno sea despreciable (figura 3.9), se precisa que la relación entre la sección de la muestra y el tamaño de las celdas sea superior a 7 (Ashby 2000). Dado que el tamaño medio de poro 2D medido en la espuma se sitúa en el rango de 2.5-3.5mm, las probetas de 25mm de espesor resultan adecuadas para obtener las probetas de compresión (sección 25mmx25mm) sin que exista una disminución de propiedades por este efecto.

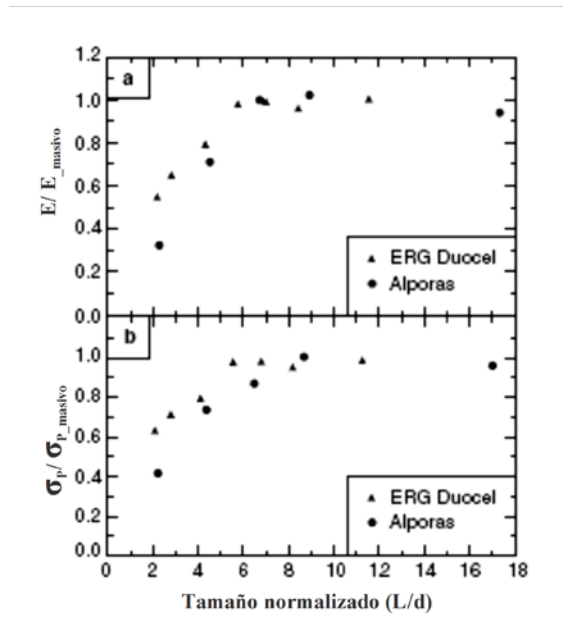


Figura 3.9. Efecto de la relación entre el tamaño de la muestra y el tamaño de poro en el módulo de Young y en la tensión de plateau. Cuando la relación es superior a 7, los valores permanecen constantes. Adaptado de (Ashby 2000).

3.7.2. Obtención de las muestras para ensayo

Entre las características de la espuma ofrecidas por el fabricante (Miyoshi 2000), se indica que la densidad en la proximidad de las paredes del bloque (aprox. 3cm) es mayor que en el resto del volumen de espuma. En base a esta información, se evitó utilizar la zona cercana a las paredes del bloque para extraer muestras.

La densidad de las muestras para ensayos mecánicos se obtuvo en base a la medida directa del volumen y peso de cada una de ellas para lo cual se empleó calibre (± 0.01 mm) y báscula de precisión (± 0.001 g).

En una primera fase del estudio experimental, la selección de muestras para ensayos de compresión se realizó determinando únicamente a la densidad de la espuma, pero sin un control preciso de su posición en los bloques ni de su orientación relativa. El nivel de control de la densidad fue también limitado, ya que en ocasiones, en vez de extraer directamente muestras de 50mmx25mmx25mm, se extrajeron muestras de mayores dimensiones 50mmx5mm0x25 mm, en las que se determinó la densidad. Cada una de las muestras rectangulares se dividió posteriormente en 2 muestras de dimensiones 50mmx25mmx25 mm para su ensayo a compresión, pero la densidad asignada a cada muestra fue la propia de la muestra rectangular de la que procedían, y inicialmente no se controló la orientación.

Las muestras de esta primera fase se utilizaron para evaluar el efecto de la densidad en las propiedades mecánicas, incluyendo el efecto de la temperatura y también para evaluar los posibles efectos de la velocidad de deformación en el rango de valores alcanzable en la máquina de ensayos, pero al no existir un control sobre la posición de las muestras en el bloque o su orientación, dichos ensayos no permitían analizar el efecto observado posteriormente en la caracterización morfológica de la espuma respecto al gradiente de densidades en el eje vertical del bloque de espuma, o la orientación preferente de celdas que efectivamente resulta perceptible, pero difícilmente cuantificable a simple vista, como se muestra en la figura 3.10.

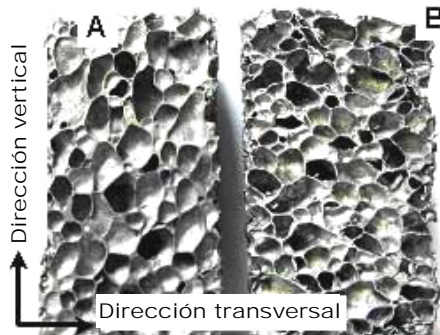


Figura 3.10. Fotografía de dos muestras de espuma con diferente orientación preferente en los poros. A: muestra de la zona inferior del bloque. B: muestra de la zona superior del bloque.

Para analizar con mayor precisión los efectos de gradiente de densidad y orientación de poros observados, se procedió a la extracción de lotes de probetas en las cuales controló de forma precisa su posición en el bloque y su orientación. Se ensayaron dos grupos de probetas: el primero de ellos era un conjunto de probetas cortadas de forma que el eje de mayor longitud de la misma estuviese orientado en sentido vertical de la placa o gravitacional de los bloques; mientras que el segundo grupo lo componían probetas obtenidas de forma que su eje largo estuviese dispuesto en el sentido transversal de la placa.



Figura 3.11. Situación de origen de coordenadas para la obtención de las probetas.

Para poder llevar esto a cabo, se estableció un origen de coordenadas en una de las esquinas de la placa. A continuación se procedió a cortar las probetas prismáticas de 50 mm de altura en sentido longitudinal (según el eje X) y en

sentido transversal (según el eje Y) para conseguir de esta forma unas dimensiones de probeta de 50mmx25mmx25mm. El proceso se presenta de forma esquemática en la figura 3.12.

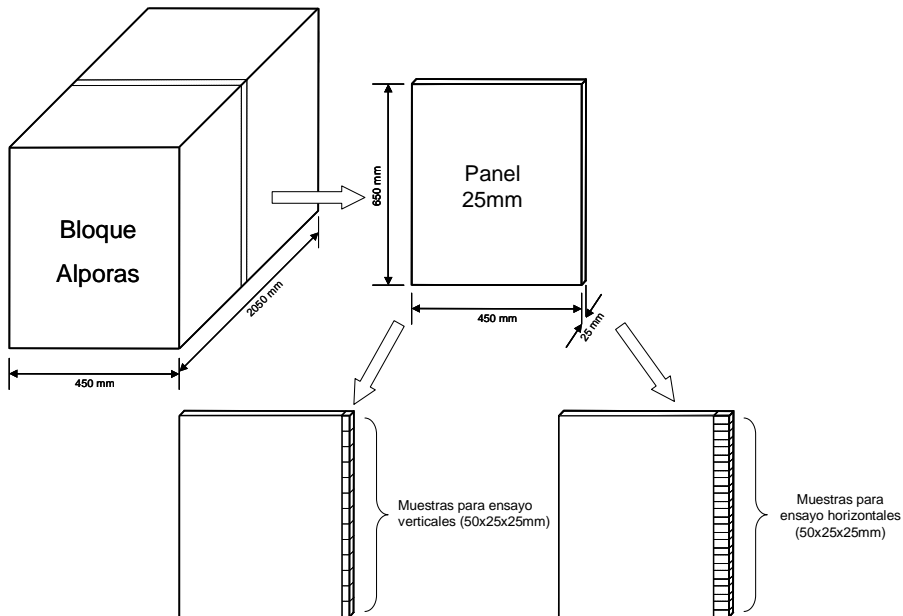


Figura 3.12. Obtención de muestras para ensayo de compresión.

3.7.3. Ensayos de compresión uniaxial

Los ensayos de compresión se llevaron a cabo en una máquina de ensayos universal Instron 4240, equipada con una célula de carga de 10KN y software de control.

El ensayo de compresión se realizó con el eje mayor de las muestras de 50mm en la dirección de aplicación de las cargas.

En los ensayos iniciales de compresión realizados para evaluar el efecto de la velocidad de deformación y la temperatura de ensayo, se emplearon muestras pertenecientes a la fase inicial. Para evitar efectos de variaciones locales de densidad o defectos, los resultados se analizaron para lotes de 3 muestras agrupadas en base a su densidad en 4 conjuntos de muestras con densidades medias de 0,17 – 0,22 – 0,26 – 0,31 g/cm³.

En el caso de los ensayos para evaluar el efecto de la velocidad de aplicación de carga, estos se realizaron a temperatura ambiente (20° C). En los mismos, se modificó la velocidad de movimiento de la cruceta y con ella, la frecuencia de muestreo. Las velocidades para las que se ensayaron las distintas probetas fueron de 0.6 mm/min, 6 m/min, 60 mm/min y 500 mm/min.

Para los ensayos de compresión a alta temperatura, la máquina de ensayos Instron ya descrita se equipó con una cámara térmica Instron, para control de la temperatura de las muestras durante el ensayo. Se estableció una velocidad de deformación constante de 500 mm/min. Los ensayos a temperatura elevada se realizaron a temperaturas de 0.5, 0.6 y 0.65 T_m °K. El tiempo de acondicionamiento de las muestras previo al ensayo tras alcanzarse en el horno la temperatura de ensayo fue de 10 minutos.

Los ensayos de compresión sobre lotes de probetas con orientaciones y posiciones controladas se llevaron a cabo a temperatura ambiente (20-25°C), con velocidades de desplazamiento de la cruceta de la máquina de ensayos de 60 mm/min (velocidad de deformación 0.02 s^{-1}).

4. ESTRUCTURA DE LAS ESPUMAS

En este capítulo se describen los resultados obtenidos en el estudio de caracterización de la macroestructura y de la estructura celular de las espumas.

4.1. Densidad.

La figura 4.1 presenta los resultados obtenidos de densidad en muestras de 50x25x25mm, según su posición en los bloques de espuma. Se observa una clara disminución de la densidad a lo largo de la altura, desde valores cercanos a 0.35 g/cm³ en la base, hasta valores mínimos del orden de 0.17 g/cm³ a una altura de 500 mm, para luego volver a subir ligeramente hasta una densidad de 0.2 g/cm³ en la zona superior del bloque. Este comportamiento es homogéneo entre las distintas series, independientemente del panel/bloque de espuma al que pertenezcan, con una baja dispersión de resultados, si bien dicha dispersión se incrementa en la zona superior de la espuma (h > 500 mm).

Tabla 4. 1. Valores experimentales de densidad

Densidad media (g/cm ³)	Densidad máxima (g/cm ³)	Densidad mínima (g/cm ³)	Desviación típica (g/cm ³)
0,237	0,355	0,168	0,046

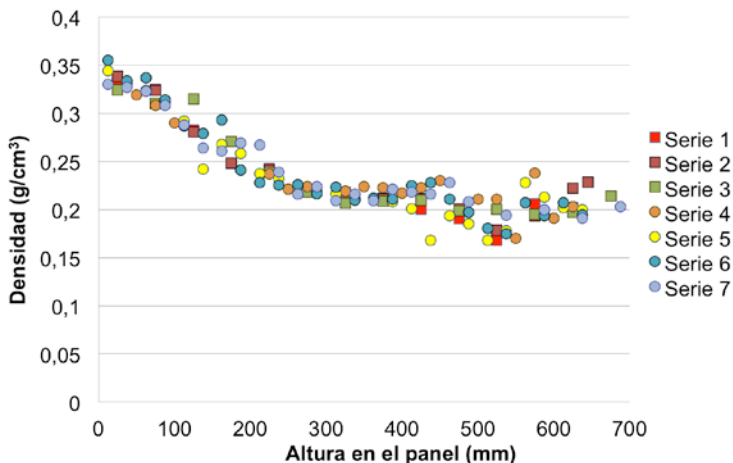


Figura 4. 1. Densidad de las muestras longitudinales y transversales en función de la altura de la muestra en los bloques.

La mayor densidad observada en la zona inferior de los paneles se atribuye al drenaje de metal líquido a través de los bordes celulares previo a la solidificación de la espuma durante el proceso de fabricación. Este efecto es común en el proceso de espumación y afecta en mayor o menor medida a todas las espumas metálicas obtenidas por fusión (Gergely y Clyne 2004).

El comportamiento observado en la zona superior ($h > 500$ mm), en el que la densidad sufre un ligero aumento, no puede sin embargo atribuirse al comportamiento natural durante la espumación sino más bien a una acción externa en la que se genera una deformación en dicha zona superior de la espuma, lo cual también origina un incremento en la dispersión de los valores de densidad encontrados en dicha zona. Además de en la evolución anómala de los valores de densidad en la zona superior del bloque de espuma, la desviación frente al comportamiento general de la espuma encontrado en la zona superior del bloque se evidencia también en los resultados obtenidos en el análisis morfológico para diferentes variables estructurales como el tamaño o la orientación de los poros.

La justificación al comportamiento anómalo de la zona superior del bloque de espuma Alporas ($h > 500$ mm) debemos atribuirla al proceso de fabricación, en el cual tras la adición del agente estabilizador (Ca) y del agente espumante TiH_2 al baño de aluminio, se tapa la zona superior del molde, según se indica en la figura 4.2 obtenida de la patente (Akiyama 1986), probablemente para impedir de forma intencionada un excesiva disminución de la densidad en la zona superior y asegurar de esta forma un menor gradiente de densidad del que se obtendría permitiendo una espumación libre sin limitaciones.

Debe hacerse notar, que pese a la variación observada en los valores de densidad a lo largo de la placa, el valor medio calculado en diferentes series de muestras extraídas en el sentido transversal o longitudinal se ajustan al dato de densidad promedio 0.24 g/cm^3 proporcionado por el fabricante (Gleich 2010).

Fig. 1(A)

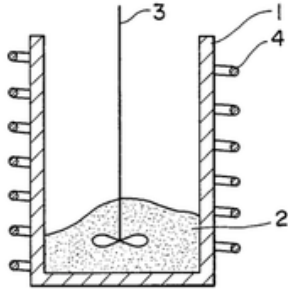


Fig. 1(B)

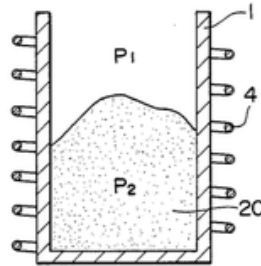


Fig. 1(C)

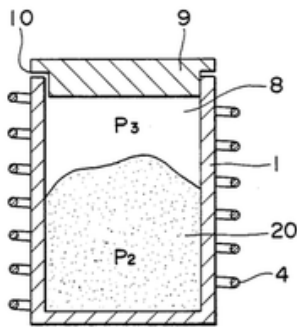


Fig. 1(D)

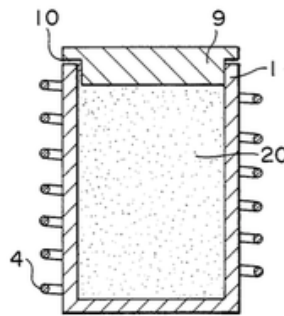


Figura 4. 2. Proceso fabricación espuma Alporas según la patente (Akiyama 1986)

Si eliminamos del análisis la zona superior del bloque de espuma ($h > 500 \text{ mm}$), el gradiente de densidad se ajusta a una función de segundo orden según se muestra en la figura 4.3. Puede observarse que a partir de los 300 mm de altura la densidad permanece prácticamente constante en un valor próximo a $0,21 \text{ g/cm}^3$. Una simplificación para el cálculo del gradiente de densidad se propone en la figura 4.4 en la que se diferencia el comportamiento en los primeros 300 mm de altura del observado entre 300 y 500 mm. De esta forma, el primer tramo (h : 0-300 mm) se ajusta bien a una función lineal en la que el valor densidad decrece con la altura de la espuma en el bloque mientras que en el segundo tramo (h : 300-500 mm) se toma un valor constante de densidad.

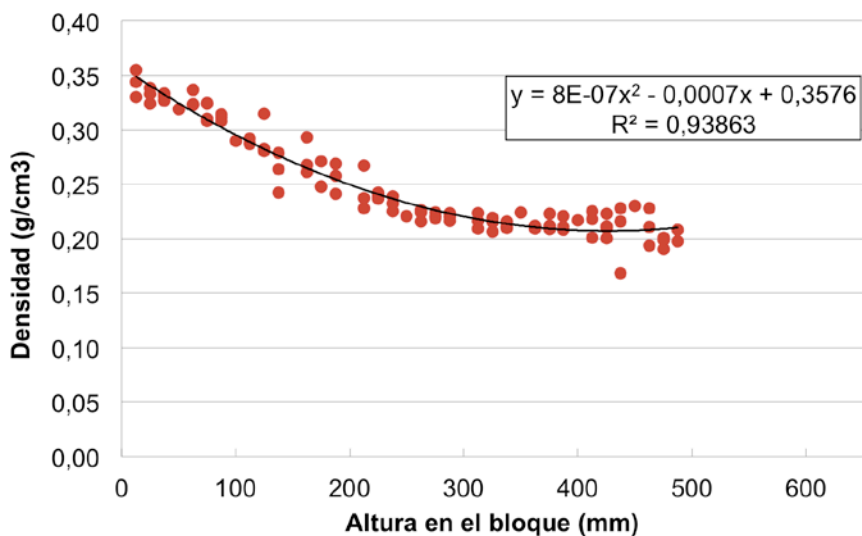


Figura 4. 3. Evolución de la densidad de la espuma hasta una altura de 500 mm incluyendo una función de ajuste polinómica de segundo orden.

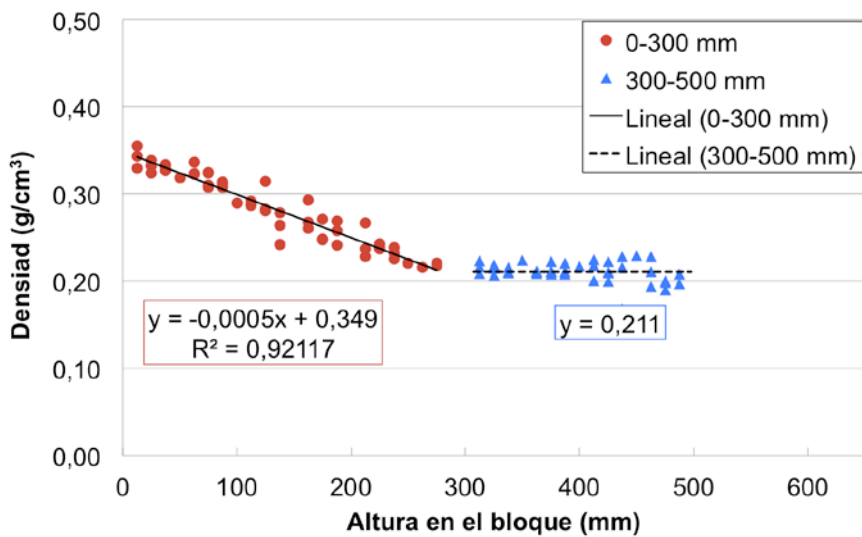


Figura 4. 4. Evolución de la densidad de la espuma en los tramos 0-300mm y 300-500mm. Ajustes a una función lineal.

4.2. Morfología de la espuma.

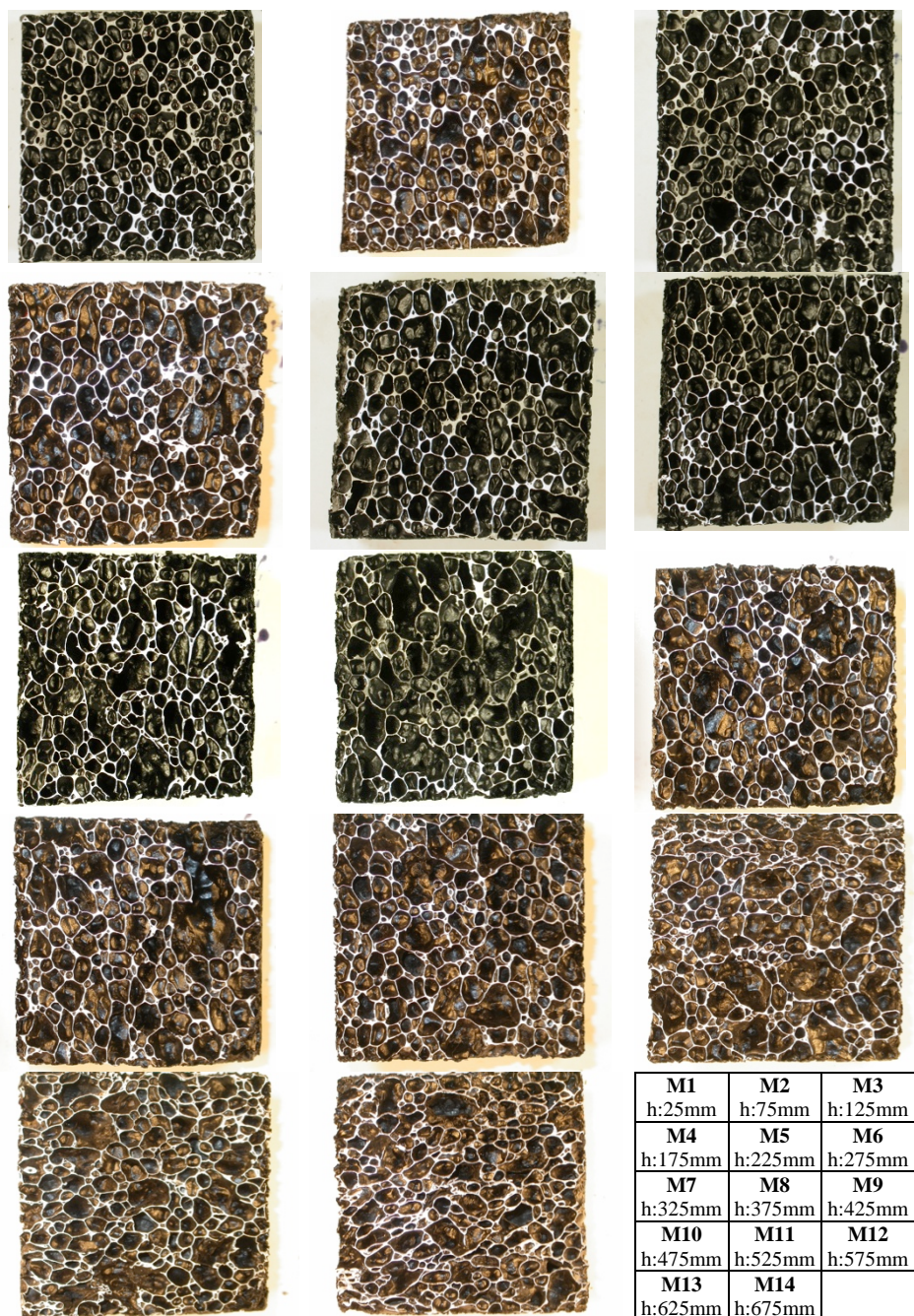
La topología celular (poro abierto, poro cerrado), es uno de los parámetros más importantes que definen las propiedades de las espumas metálicas. El método de fabricación es el que define en la mayoría de los casos la estructura final de la espuma. En el caso de la espuma metálica analizada en esta Tesis, la estructura principal es de poro cerrado, al igual que ocurre en otras espumas metálicas obtenidas mediante la generación de un gas en el interior de metal en estado fundido (Cymat, Norsk Hydro, Alulight, etc). El análisis de imagen sirve para determinar las dimensiones de paredes y poros, las imperfecciones en las paredes, la heterogeneidad en tamaños y espesores, la anisotropía estructural etc.

Aplicando el método experimental de análisis de imagen desarrollado para este trabajo y expuesto en el apartado 3.1. se han obtenido los parámetros más significativos relativos a la estructura celular de la espuma analizada.

El espesor de pared y el espesor de borde medidos se relacionan con la densidad relativa de la muestra según se indicó en el capítulo 1, que a su vez define las propiedades mecánicas de la misma.

Mediante el análisis de imagen 2D se ha determinado la distribución de orientación preferente de los poros en función de la posición de la muestra en el bloque así como los valores de anisotropía R_{VT} a partir de la longitud de los poros en la dirección vertical (en ocasiones designada como “longitudinal”) y en la dirección transversal u horizontal..

En la figura 4.5 se presentan imágenes de las muestras de espuma de 50x50 mm empleadas para análisis de imagen en estado pulido y con los fondos de poro pintados de negro para obtener un buen contraste en el posterior análisis de imagen. La figura 4.6 representa las mismas muestras tras el proceso de binarización.



M1 h:25mm	M2 h:75mm	M3 h:125mm
M4 h:175mm	M5 h:225mm	M6 h:275mm
M7 h:325mm	M8 h:375mm	M9 h:425mm
M10 h:475mm	M11 h:525mm	M12 h:575mm
M13 h:625mm	M14 h:675mm	

Figura 4.5. Imágenes originales de muestras de espuma 50mmx50mm.

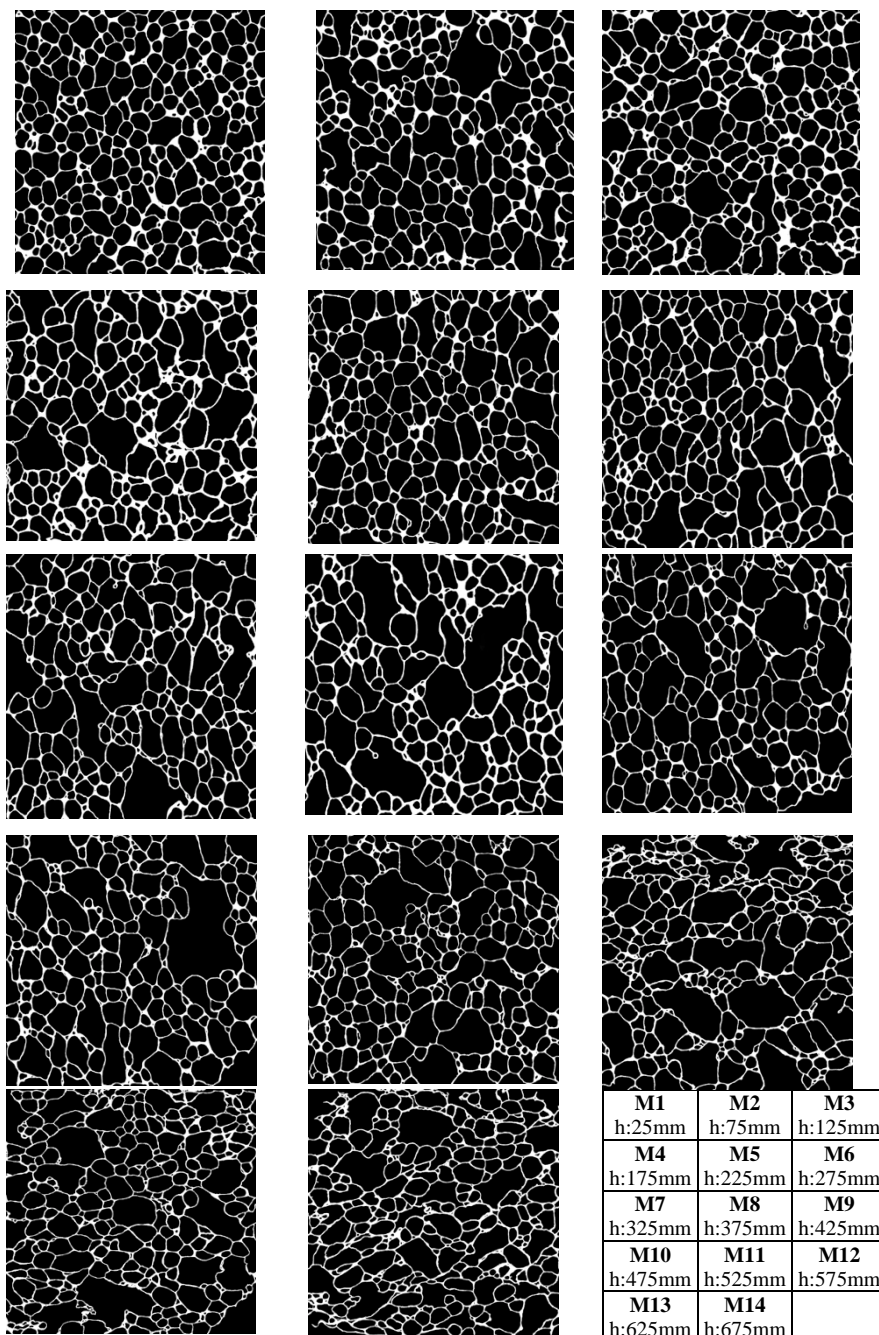


Figura 4.6. Imágenes 2D binarizadas de las muestras de espuma.

4.2.1. Ajuste de secciones 2D a dimensiones reales.

Un aspecto importante a tener en cuenta en el análisis final de resultados de dimensiones obtenidas a partir de imágenes de secciones 2D es la desviación entre las dimensiones medidas en 2D para tamaños de poro y espesores de pared y borde y sus dimensiones reales.

4.2.1.1 Corrección del tamaño de poros

En el caso del tamaño de poro debe tenerse en cuenta que en una sección 2D de la espuma, la posición del corte para cada poro es aleatoria, por lo que no se corresponde con el tamaño real. La distribución para el corte aleatorio de un poro de tamaño unitario $R=1$ sería similar a la presentada en la figura 4.7. Cuando se analizan los datos como distribuidos según una curva normal, se obtiene un valor medio $\bar{x} = 0.77 - 0.78$ y una desviación típica $s = 0.23-0.24$.

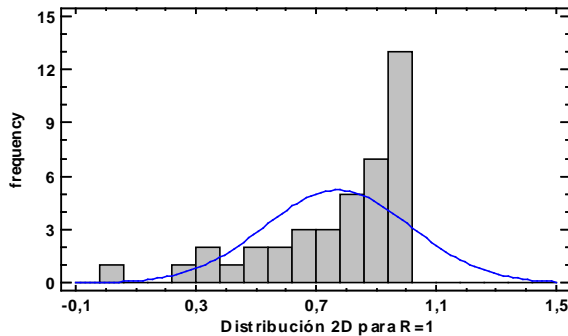


Figura 4.7. Histograma de frecuencias de valores de tamaño en secciones 2D distribuidas uniformemente a lo largo del radio R de un poro de tamaño real $R=1$. Ajuste a una distribución normal. $N= 40$, Media= 0,77; Desviación estándar = 0,24

El error en la estimación del valor medio es trasladable directamente al análisis de un conjunto de poros con cualquier distribución de tamaños reales, de modo que la conversión de valores medios medidos en 2D a valores reales 3D resultaría $1/0.78 \approx 1.29$. Si el análisis de los cortes 2D se hace considerando que los cortes pueden efectuarse aleatoriamente a diferentes alturas definidas por los valores de los diferentes ángulos, se obtiene una distribución bastante similar, pero con un valor medio diferente $\bar{x} = 0.66$. y desviación $s = 0.31$ En este caso, la conversión de valores medios medidos en 2D a valores reales 3D

resultaría de multiplicar los valores medios observados por el factor $1/0.66 \approx 1.50$, que es el valor propuesto Gibson y Ashby (Gibson y Ashby 1997).

Los efectos de las secciones 2D se aprecian en la figura siguiente 4.8 en la que se muestra una distribución ideal de poros, cuyo tamaño individual se ha obtenido como valores aleatorios correspondientes a una distribución normal de media $\bar{x} = 1$ y desviación estándar 0.26. En la figura 4.9 se muestra la distribución resultante si se considera que cada poro puede presentar secciones a diferentes alturas. El valor medio global resulta $\bar{x} = 0.77$, similar al observado en un único poro de similar tamaño real $R=1$. Además de las desviaciones en los valores medios, el efecto del posible corte aleatorio genera una dispersión característica de valores hacia la izquierda, por debajo del valor real, como se observa en la figura 4.7. Este efecto se observa en las distribuciones de tamaños de poro obtenidos experimentalmente en los análisis 2D.

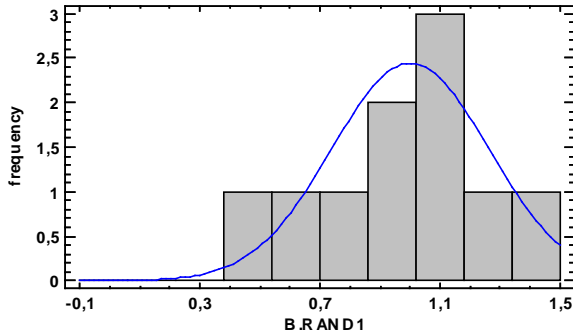


Figura 4.8. Histograma de frecuencias de valores de tamaño real de poro para $N=10$. Media = 1. Desviación estándar = 0,26

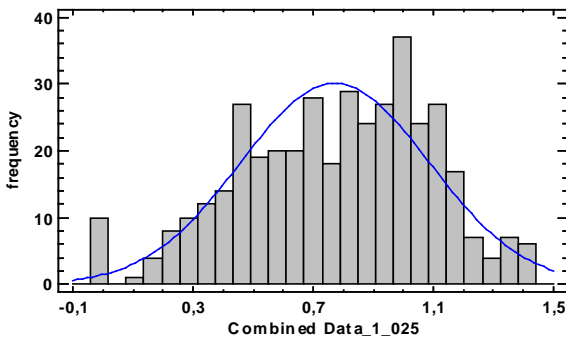


Figura 4.9. Histograma de frecuencias de valores de tamaño de poro a partir de secciones 2D. Para $N=400$. Media = 0,77. Desviación estándar = 0,31

4.2.1.2 Corrección del espesor de paredes y bordes

Cuando se determinan los espesores de paredes y bordes, el efecto derivado de que las secciones 2D no corten perpendicularmente a las paredes o bordes se traduce también en un error en los valores medios, y en un efecto aparente de dispersión superior al existente en la realidad. En este caso, las observaciones de espesor experimentalmente presentan valores superiores a los reales. La figura 4.10 muestra el efecto para un espesor real de valor 1, considerando que los cortes pueden efectuarse aleatoriamente en el rango de ángulos desde 0 a 65°. Se obtiene un valor medio $\bar{x} = 1.32$ y una desviación $\bar{s} = 0.35$

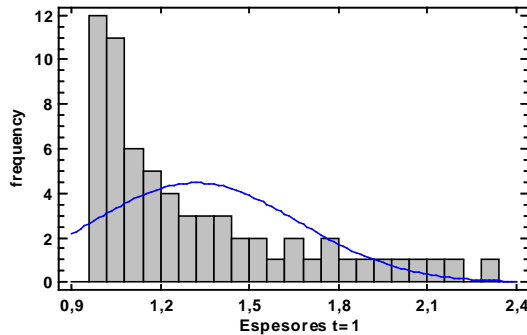


Figura 4.10. Histograma de frecuencias de valores de espesor a partir de secciones 2D (espesor real=1,). $N=65$ valores. Media=1,32. Desviación estándar = 0,35

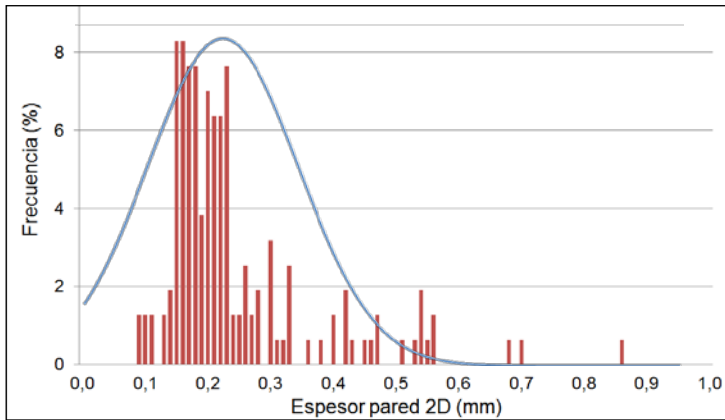
4.2.2. Espesor de paredes.

Mediante el procedimiento de análisis desarrollado en esta tesis se ha medido el espesor de las paredes a partir de la imagen procesada 2D de cada muestra. El espesor ha sido medido en el punto medio de cada pared según se expone en el apartado 3.1.

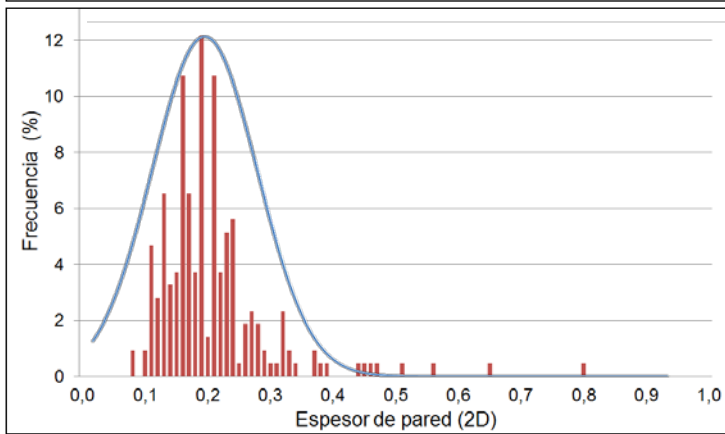
El espesor de pared no es uniforme dentro de cada muestra. Se observa una distribución de espesores que se ajusta en mayor o menor medida dependiendo de la muestra analizada a una distribución de tipo gaussiano. La figura 4.11 muestra la distribución de espesores para muestras con diferente densidad obtenidas a distintas alturas dentro del panel.

A partir del análisis de frecuencia de espesores se ha determinado la existencia de un espesor mínimo de pared. Este espesor mínimo está relacionado con el tamaño de los precipitados encontrados en el estudio microestructural (capítulo 5) y que son los encargados de asegurar la estabilización de la misma durante el proceso de fabricación. Dicha relación entre espesor de pared mínimo y tamaño de precipitados estabilizadores ha sido justificada por otros autores (Kaptai 2004).

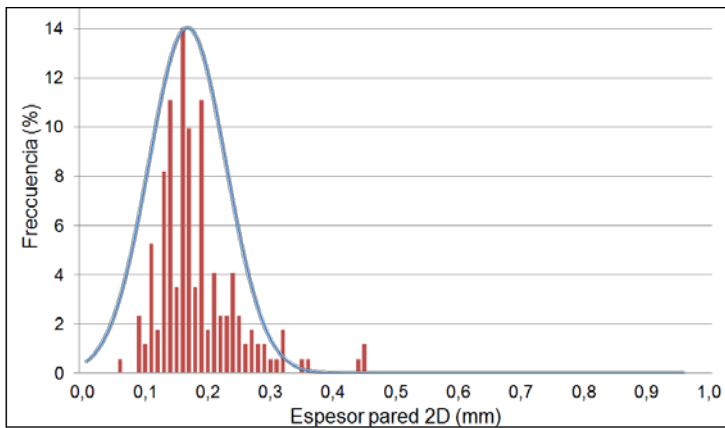
Según los resultados obtenidos, se observa que el espesor mínimo es independiente de la altura de la muestra en el bloque y por tanto de la densidad de la misma (figura 4.12), presentando la espuma estudiada un valor de espesor mínimo en el rango de 0.082 ± 0.02 mm. Este resultado es similar al espesor mínimo de pared obtenido para esta espuma en otros estudios (Němeček 2013).



a)
 $D_{rel}=0.118$
 $H_{panel}=50\text{mm}$



b)
 $D_{rel}=0.083$
 $H_{panel}=375\text{mm}$



c)
 $D_{rel}=0.073$
 $H_{panel}=525\text{mm}$

Figura 4.11. Distribución 2D de espesores de pared.

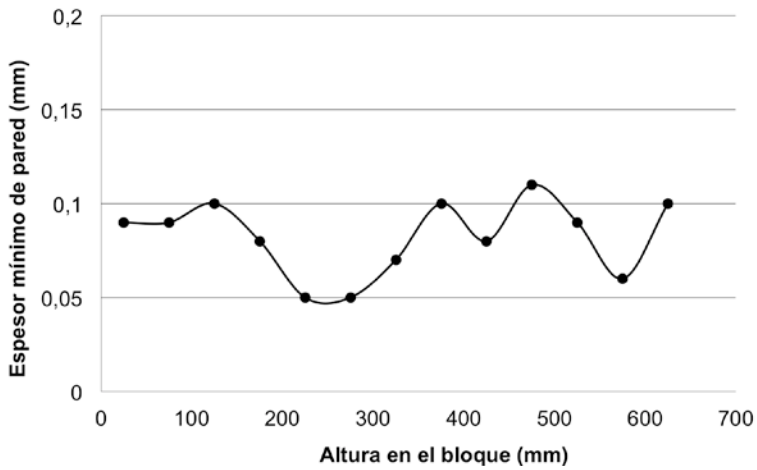


Figura 4.12. *Esesor mínimo de pared.*

Por otra parte, tanto el valor del espesor de pared promedio como la desviación típica de las medidas dentro de cada muestra no son uniformes para toda la espuma. El espesor de pared promedio es mayor para las muestras más bajas del panel. Así, el espesor pasa de 0.25 mm en la muestra inferior a un valor próximo a 0.15 mm a la altura de 300 mm, manteniéndose este último valor estable hasta el extremo superior del bloque (figura 4.13). Tras aplicar la corrección de tamaño para pasar de 2D a espesor real (factor 0.75) obtenemos unos valores de espesor en el rango de 0.187 mm en la zona inferior a espesores de 0.112mm a partir de los 300 mm de altura.

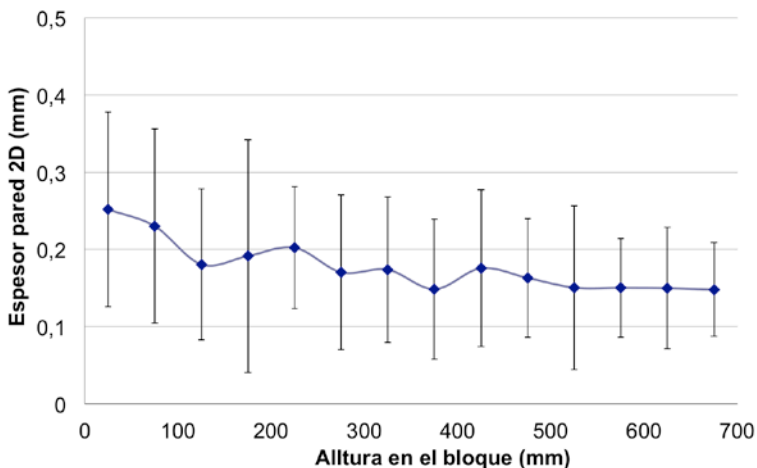


Figura 4.13. *Esesor medio de pared en función de la altura de la muestra en el bloque.*

Existe una importante desviación en los resultados de espesor dentro de cada muestra como muestra la figura 4.14. Tomando como referencia la desviación estándar, se observa una clara tendencia a la disminución de la misma según aumenta la altura de la muestra en el panel. De esta forma la desviación disminuye desde valores en torno a 0.13 mm en la parte inferior del panel a valores de 0.06 mm en su parte superior, lo que representa desviaciones frente al valor medio de espesor o coeficiente de variación porcentual $C_v\%$ de un 52% en la parte inferior y de un 40% en la parte superior.

Este hecho, que como se verá más adelante, también ocurre en las medidas de espesor de borde, no ha sido analizado en estudios previos, siendo una heterogeneidad que puede afectar a las propiedades mecánicas de la espuma. Sus posibles efectos se analizan mediante simulación MEF de estructuras celulares 2D en el capítulo 8.

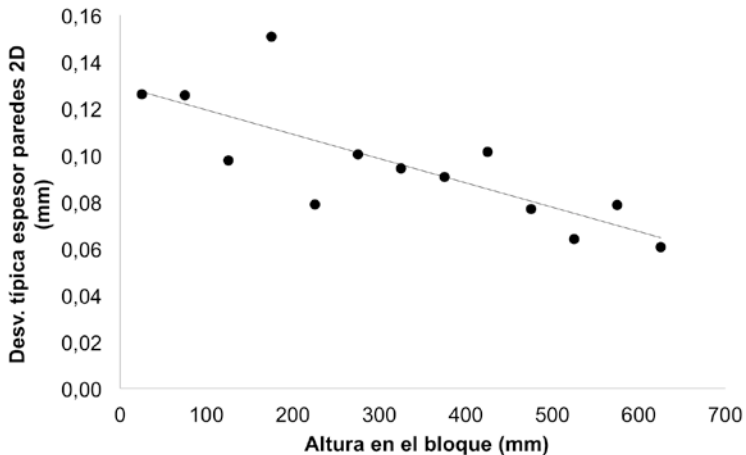


Figura 4.14. Desviación típica en la medida de espesor de pared.

4.2.3. Espesor de bordes

El espesor de bordes se ha medido a partir del diámetro inscrito dentro de cada vértice partir del análisis de imagen 2D, según se indica en el apartado 3.1.

Al igual que se ha visto en el apartado anterior para el espesor de pared, el espesor de borde no es uniforme. Hay una distribución de espesores dentro de cada muestra. La figura 4.15 muestra la distribución de espesores para muestras con diferente densidad obtenidas a distintas alturas dentro del panel.

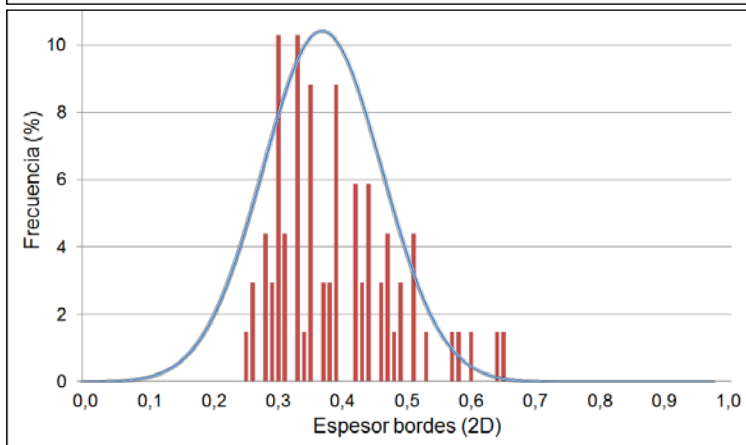
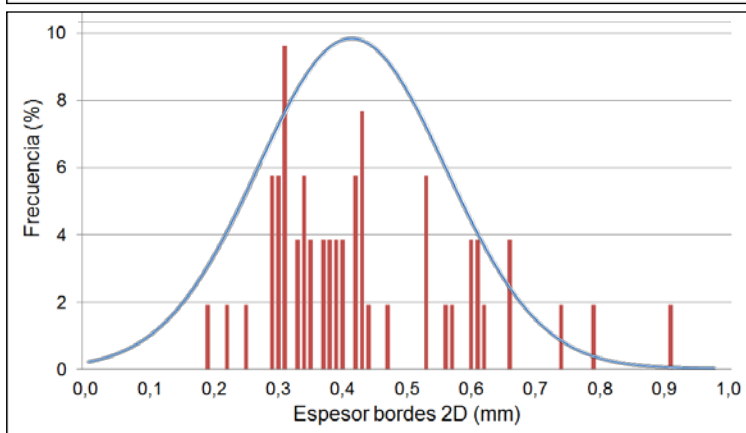
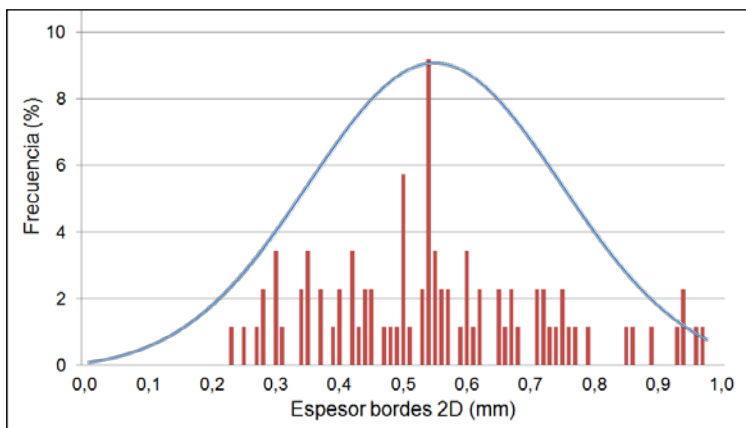


Figura 4.15. Distribución 2D de espesores de borde y ajuste gaussiano.

De forma análoga a lo observado previamente para los espesores de pared, existe un valor de espesor mínimo de borde que es independiente a la posición de la muestra en el bloque (figura 4.16). En este caso, el espesor mínimo viene determinado por la tensión superficial en la unión de las tres paredes unidas en cada borde (Gergely y Clyne 2004). El espesor de borde mínimo presenta un valor de $0.23\pm 0.03\text{mm}$.

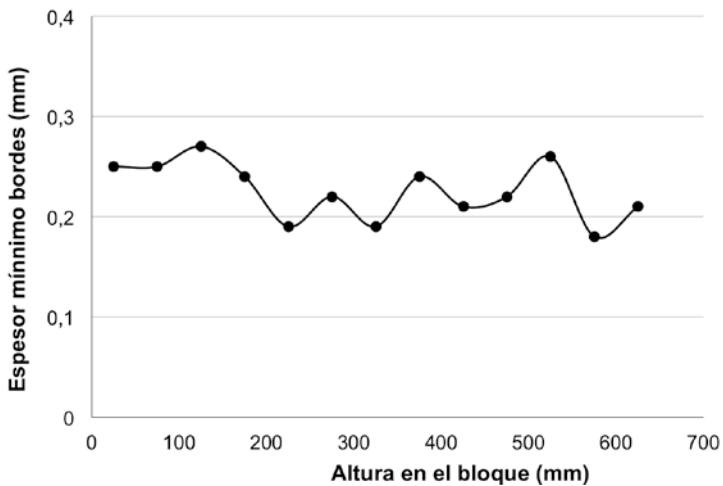


Figura 4.16. *Espesor mínimo de borde.*

Es muy importante destacar que el espesor de bordes disminuye en el sentido vertical dentro del bloque de espuma. De esta forma el espesor medio de bordes en la base de la espuma es de 0.56 mm disminuyendo hasta un valor de 0.31 mm en la zona superior (figura 4.17). Tras aplicar la corrección de tamaño para pasar de imágenes 2D a espesor real (factor 0.75), se obtienen unos valores de espesor en el rango de 0.42 mm en la zona inferior a un espesor mínimo de 0,23 mm en la zona superior.

Al comparar la evolución de los espesores de bordes y paredes celulares dentro de la espuma se observa como en el caso de los bordes el efecto de la altura de la muestra en el bloque es mucho más acusado. Este hecho se atribuye al drenaje de metal líquido durante el proceso de fabricación, que ocurre de forma prioritaria a través de los bordes.

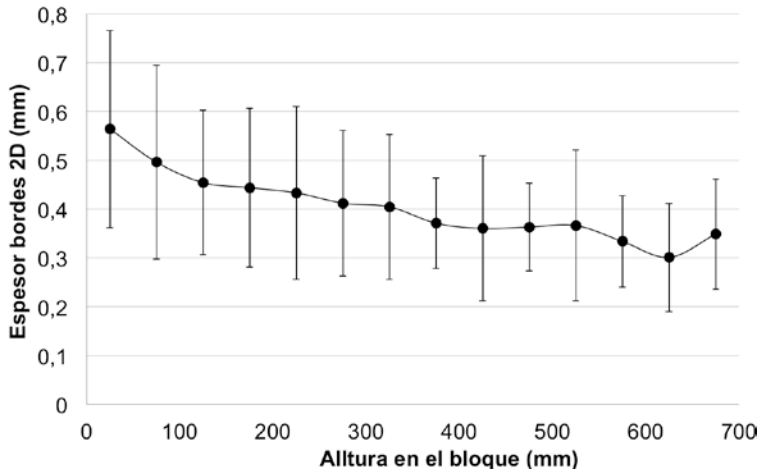


Figura 4.17. Espesor medio de borde en función de la altura de la muestra en el bloque.

La desviación en los resultados, al igual que en el caso del espesor de pared, es mayor en la zona inferior del bloque como muestra la figura 4.18. El valor de desviación típica representa un coeficiente de variación Cv% del 35% en la base y un 25% en la zona superior de la espuma. Aquí de nuevo debe tenerse en cuenta que parte de la dispersión obtenida en el análisis 2D puede generarse al cortar las paredes con diferentes ángulos.

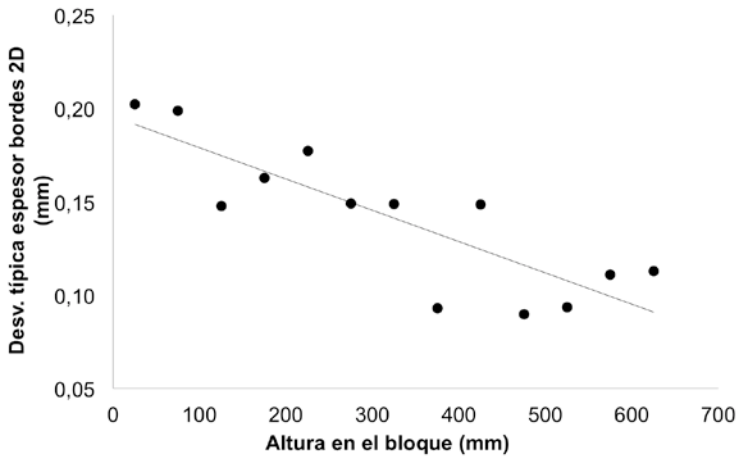


Figura 4 18. Desviación típica en la medida de espesor de borde.

4.2.4. Longitud de paredes

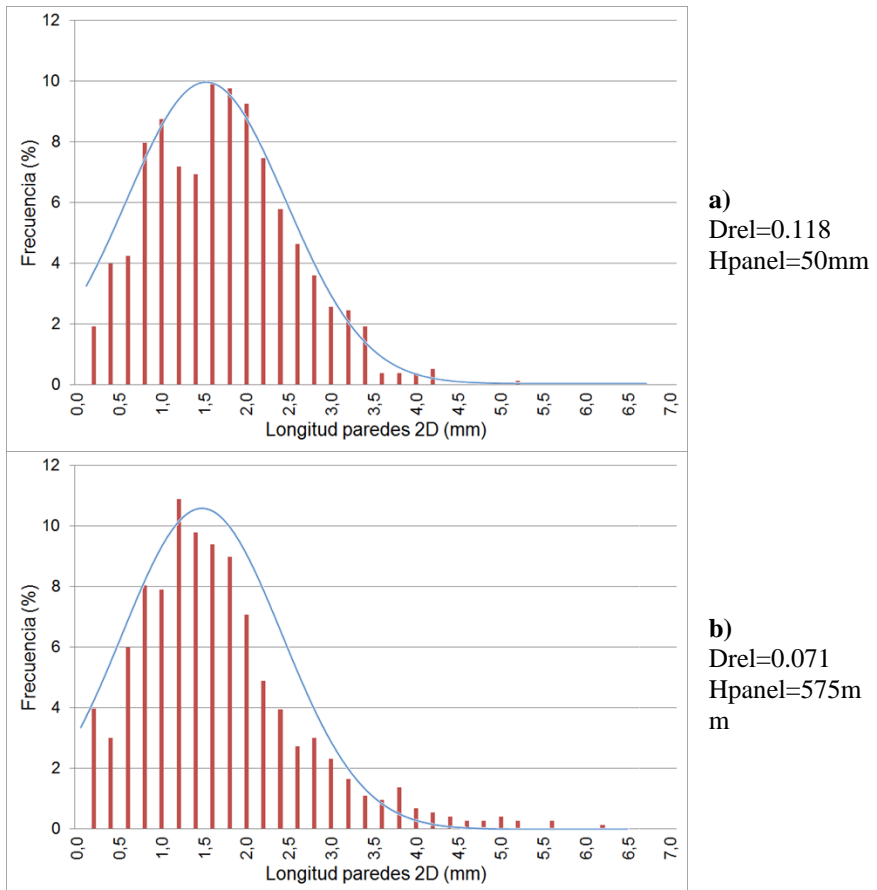


Figura 4.19. Distribuciones de longitud de pared para distintas muestras.

La figura 4.19 muestra la distribución de longitudes de pared para muestras a diferentes alturas en el bloque. La longitud de las paredes 2D es independiente de la posición de la muestra, presentando un valor constante de 1.57 mm.

El hecho de que la longitud de paredes sea uniforme a lo largo de la altura del bloque de espuma indicaría que originalmente, el tamaño medio de poro es prácticamente el mismo en todo el bloque de espuma. La diferencia encontrada en cuanto al tamaño de poros en la zona superior se debería por tanto a la deformación de los mismos por compresión, pero sin variación de las longitudes de paredes y bordes.

4.2.5. Tamaño de poro

A partir del proceso de análisis de imagen desarrollado, se obtiene de forma directa el área de cada uno de los poros y a partir de ahí su diámetro equivalente. El rango de tamaños observado es amplio, entre 100 micras y 15 mm. La mayoría de los poros sin embargo tienen un diámetro equivalente de entre 1 y 4 mm. Debe tenerse en cuenta que la distribución real de tamaño es realmente más uniforme que la observada, ya que parte de la dispersión observada en tamaños de poro y/o secciones se debe al corte aleatorio de poros de tamaño uniforme (Cárcel 2003).

A diferencia de lo que ocurre con el espesor de borde y de pared, el tamaño de poro no sigue una tendencia clara en función de la altura de la espuma en el bloque, presentando ligeras variaciones, debidas a la arbitrariedad de la distribución de tamaño de poro en cada muestra analizada (figuras 4.20 y 4.21). Únicamente en la zona más alta del bloque se observa una disminución en el tamaño de poro debida a la deformación producida en esa zona en el proceso de fabricación.

El tamaño promedio en las secciones 2D analizadas hasta una altura de 500 mm en los paneles es de 2,6 mm, pero se reduce en la zona superior a 2 mm. El tamaño real de poro es entre 1.3-1,5 veces el tamaño de poro aparente 2D observado, según se ha visto en el apartado 4.2.1, coincidiendo también con la observación de otros autores (Gibson y Ashby 1997, Cárcel 2003, Idris 2009) con lo que se tienen tamaños reales del orden de 3.4-4mm en la zona baja y de unos 2.6-3mm en la zona superior. Estos valores de tamaño de poro son coherentes con los obtenidos por otros autores para esta espuma (Cady 2009, Li 2012, Němeček 2013).

Atendiendo a la desviación en los resultados (figura 4.22) podemos distinguir dos tendencias. Por una parte, el comportamiento general de la espuma, dependiente del proceso de espumación, donde la desviación tiende a crecer según aumenta la altura de la muestra en el bloque. Este incremento se debe principalmente al mayor número de poros grandes, según se muestra en la figura 4.23. Esta tendencia se observa desde la base de la espuma hasta una altura de 500 mm. En la zona superior de bloque, se observa una disminución en la desviación de resultados que justificamos por la disminución a su vez de poros de gran tamaño. Este comportamiento se atribuye a la deformación generada en la zona superior de la espuma durante el proceso de fabricación y no al comportamiento “natural” en el proceso de espumación.

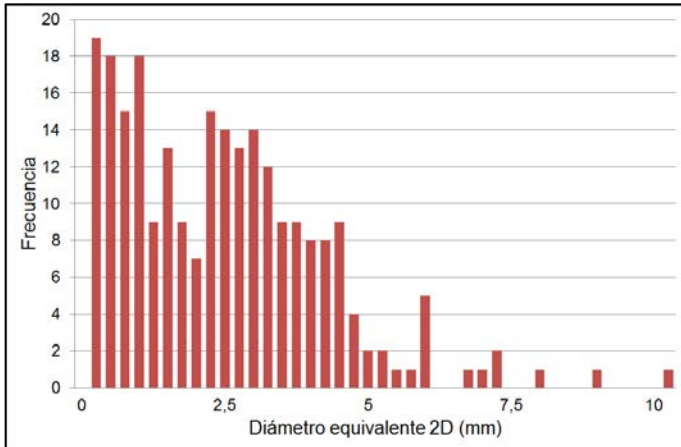
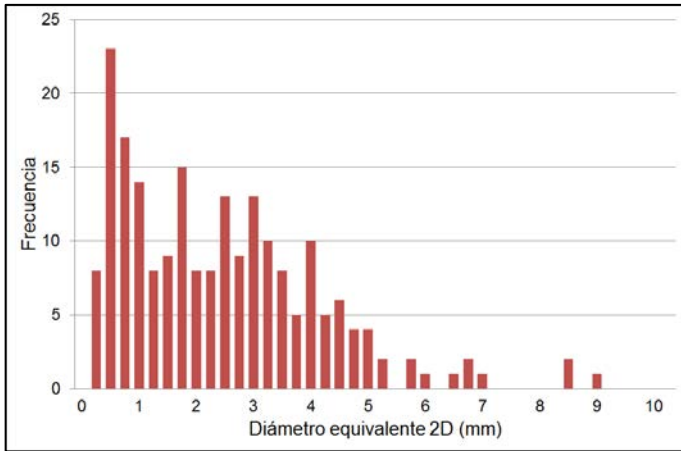
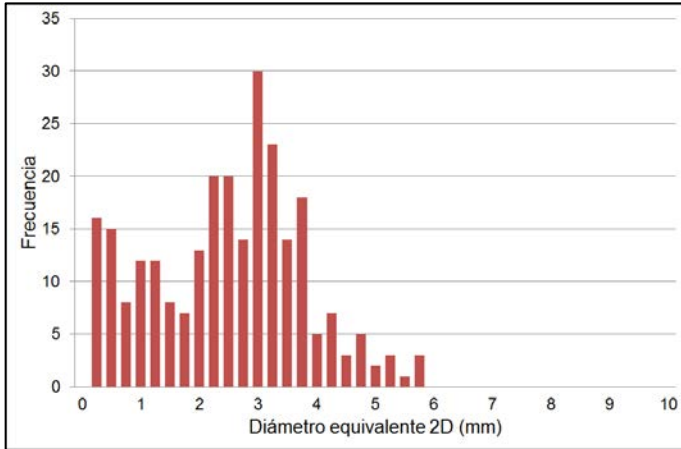


Figura 4.20. Distribución de frecuencia-diámetro equivalente de poro en las muestras.

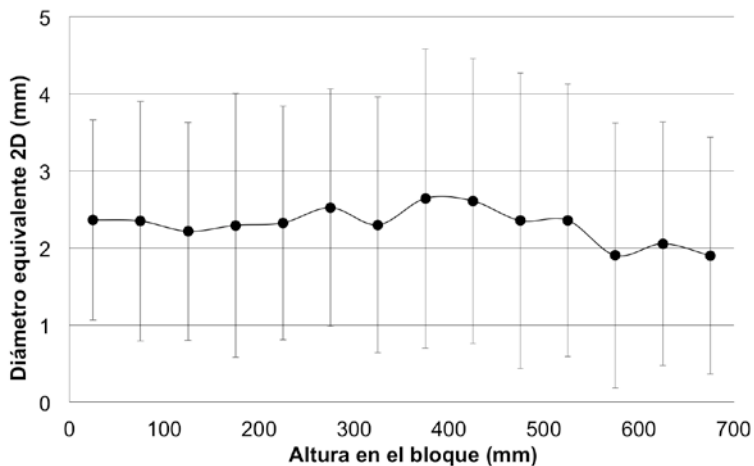


Figura 4.21. Diámetro equivalente de poro 2D en función de la altura de la muestra en el bloque (se incluyen barras de error de desviación típica)

El mecanismo de deformación de las espumas se basa en el colapso progresivo de las bandas más ‘débiles’ dentro de la misma (Bastawros y Evans 1999). En este sentido, la presencia de poros grandes puede ser una fuente de debilidad dentro de la espuma, hecho que puede hacer disminuir sus propiedades mecánicas.

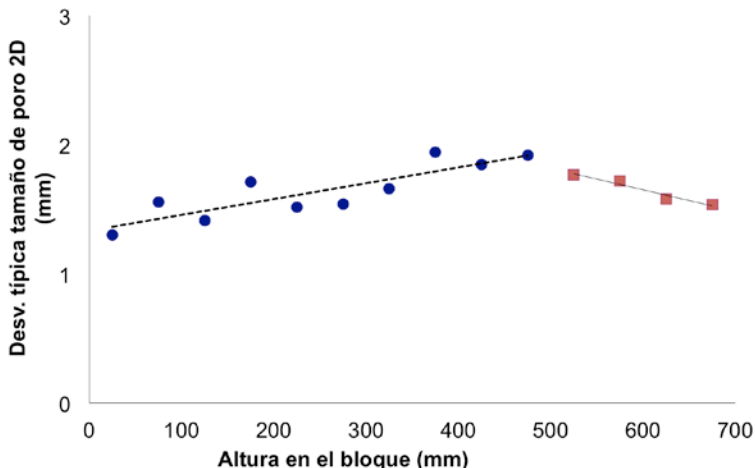


Figura 4.22. Desviación típica en el tamaño de poro. Azul: tendencia general. Rojo: Tendencia en la zona superior del bloque.

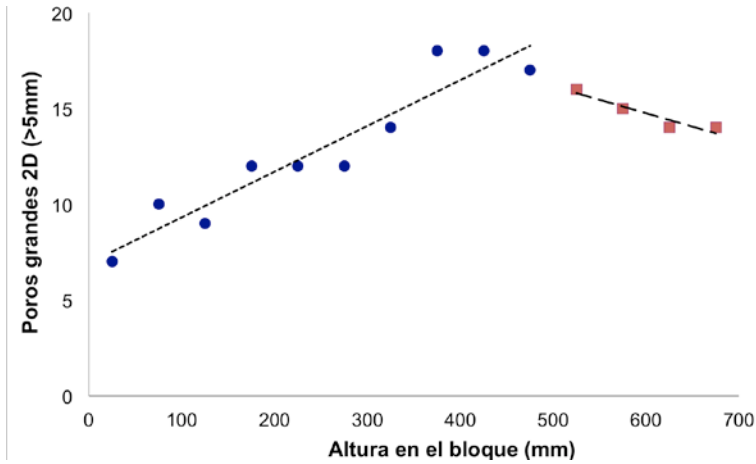


Figura 4.23. Número de poros grandes por muestra ($D > 5\text{mm}$). Azul: tendencia general. Rojo: tendencia en la zona superior del bloque.

En cuanto a la evolución de los poros pequeños (menores de 1.5 mm) es destacable el hecho de que su número es prácticamente constante para las muestras “generales” (0-500 mm), mientras que su número aumenta de forma lineal en la zona superior del bloque (figura 4.24). Esto puede explicarse en base a una distribución homogénea de poros en fase inicial, cuyo bajo tamaño favorece su estabilidad. El incremento del número de poros pequeños en la zona superior se debe a la disminución de tamaño de los poros de esa zona debido al proceso de deformación al que se ven sometidos durante el proceso de fabricación.

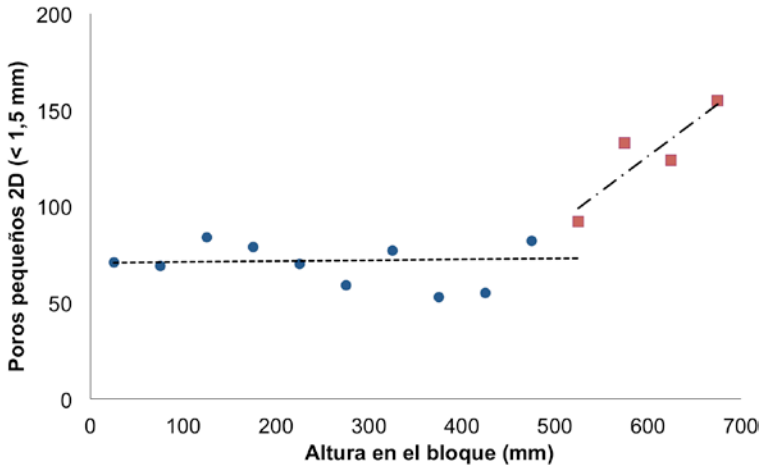


Figura 4.24. Número de poros pequeños por muestra ($D < 1.5\text{mm}$). Azul: tendencia general. Rojo: Tendencia en la zona superior del bloque.

En contraste con lo que ocurre con los poros de gran tamaño, el mayor o menor número de poros pequeños, no afecta de forma tan significativa a la dispersión de diámetros debido a que el nivel de desviación frente al valor promedio es mucho más limitado.

4.2.6. Forma de los poros: excentricidad.

En un poro con geometría esférica, un corte 2D del mismo dará como resultado una circunferencia. En el caso de las espumas, y en concreto en la espuma analizada, la forma de los poros no es perfectamente circular, presentando en muchos casos una forma ovalada. Con la finalidad de evaluar la forma de los poros en base a su desviación frente la circunferencia se ha analizado el valor de excentricidad de los poros.

En matemática y geometría la excentricidad, ε (épsilon) es un parámetro que determina el grado de desviación de una sección cónica con respecto a una circunferencia. El valor de la excentricidad viene dado por la formula (4.1). Para una circunferencia perfecta, el valor de $\varepsilon=0$. Cuanto mayor sea la diferencia entre eje mayor y menor este valor crece, hasta un máximo de 1.

$$0 < \sqrt{1 - \frac{b^2}{a^2}} < 1 \quad (4.1)$$

Según puede apreciarse tanto en la distribución de resultados para las distintas muestras como en el valor promedio, la excentricidad presenta un valor uniforme dentro de toda la espuma, con una desviación típica también estable (figura 4.25). De esta forma el valor de excentricidad medio es de 0.71 ± 0.12 . Este valor de excentricidad se corresponde con una relación entre el eje mayor a y menor b de 1.42/1. Este parámetro de excentricidad ha sido también determinado en estas espumas en otros trabajos (Němeček 2013) sobre un menor número de muestras analizadas, observando valores con ratio entre el eje mayor a y menor b de 1.15/1, que son algo inferiores a los aquí determinados.

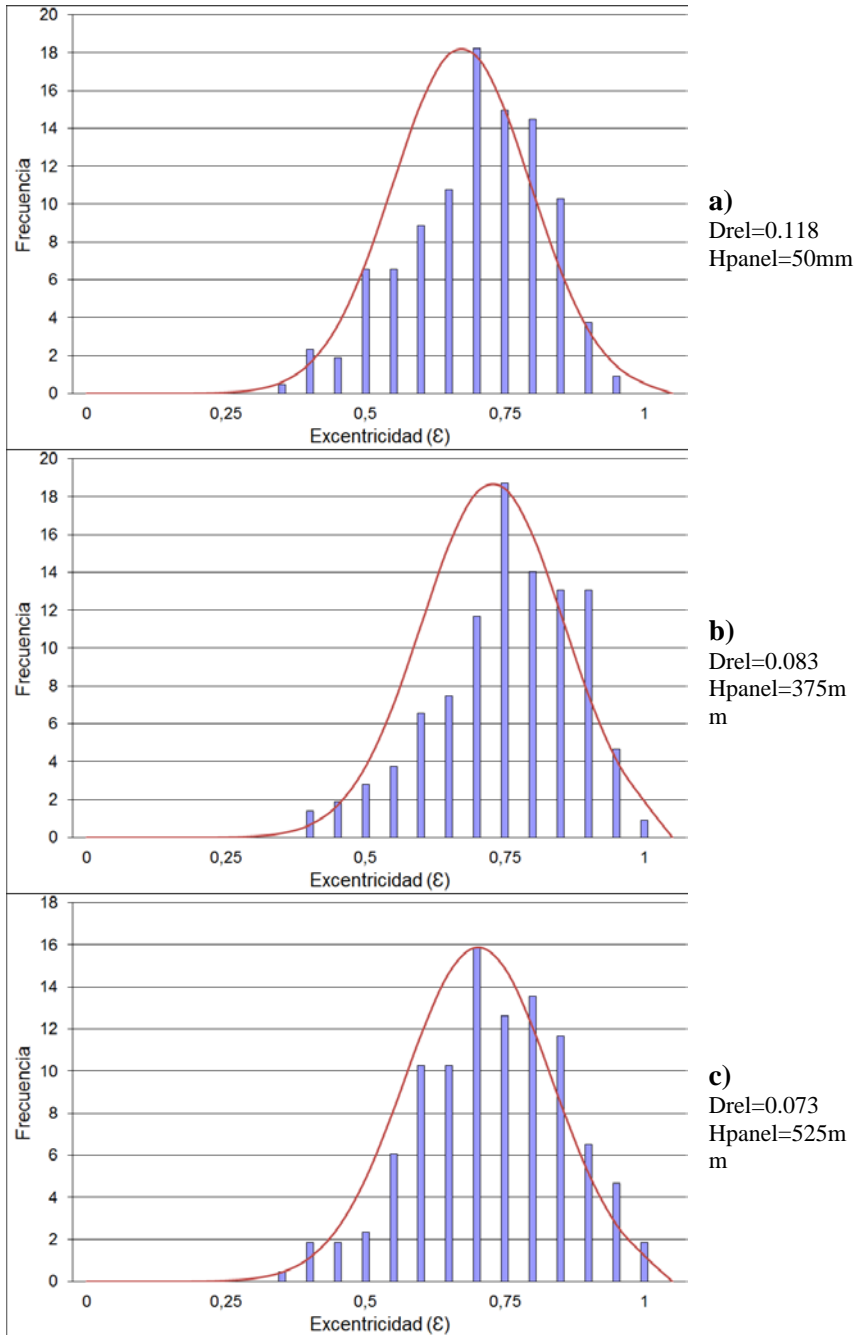


Figura 4.25. Distribución de excentricidad de poros.

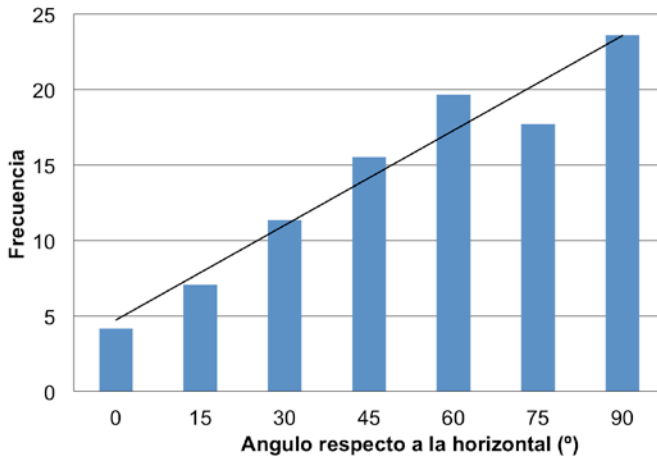
4.2.7. Orientación preferente en los poros

El hecho de que, conforme se ha mostrado en el apartado anterior los poros no sean circulares, sino que presenten un eje mayor implica que tengan una determinada orientación.

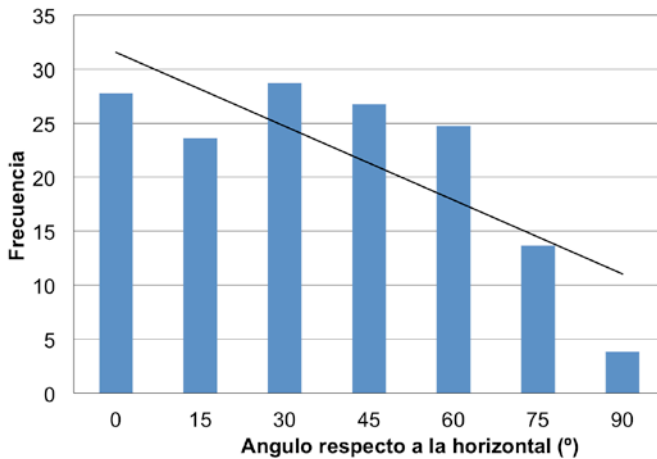
En esta tesis se ha analizado la orientación de todos los poros con la finalidad de verificar si dicha orientación es aleatoria o por el contrario existe una orientación preferente dentro de la espuma.

Al analizar la población de orientaciones dentro de cada muestra de espuma se observa una clara orientación preferente en el sentido vertical de las muestras, salvo en la zona superior (por encima de los 500 mm) donde la tendencia cambia y la orientación preferente es transversal. En la figura 4.26 se muestra un ejemplo en el que se observa claramente esta diferencia entre una muestra en la zona inferior del bloque y otra muestra en la zona más superior.

El comportamiento general en la espuma nos indica que aproximadamente un 40% de los poros están orientados en sentido vertical frente a un 10% cuya orientación preferente es horizontal. Este ratio se mantiene prácticamente constante hasta llegar a una altura de 500 mm donde la tendencia cambia llegando a invertirse por completo, con valores de poros verticales cayendo hasta el 10% y los poros horizontales subiendo hasta el 40%. Los poros cuya orientación no es clara ($60^\circ > \alpha < 30^\circ$) permanece estable en toda la espuma, y representa un porcentaje aproximado del 50% del total de poros.



a)



b)

Figura 4.26. Orientación de los poros en muestra inferior $h=50\text{mm}$ (a) y superior $h=625\text{mm}$ (b).

Para evaluar el comportamiento a lo largo de la espuma, se han agrupado los poros con una orientación preferentemente vertical ($\alpha > 60^\circ$) y por otra parte los poros con una orientación preferentemente horizontal ($\alpha < 30^\circ$) para cada una de las muestras analizadas (figura 4.27).

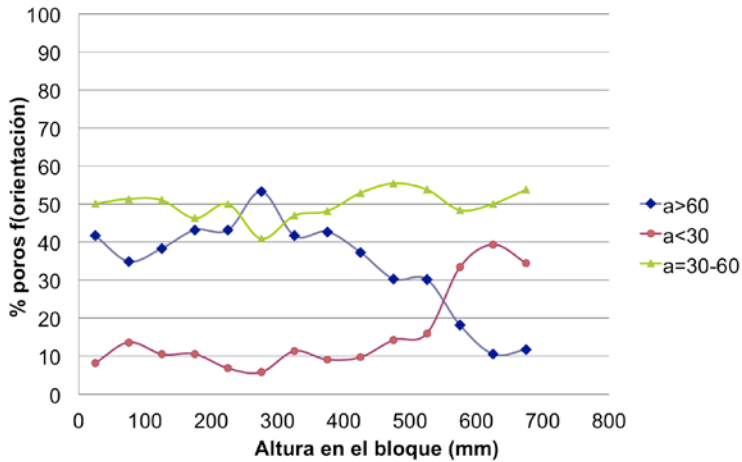


Figura 4. 27. Orientacion de los poros. Azul, orientación vertical ($\alpha > 60^\circ$). Rojo, orientación horizontal ($\alpha < 30^\circ$). Verde ($60 > \alpha > 30^\circ$).

4.2.8. Anisotropía en los poros

La anisotropía estructural R se define como la relación entre el tamaño de poro en la dirección vertical o dirección de espumación (L_v) y el tamaño de poro en la dirección transversal (L_t) (figura 4.28), de forma que:

$$R_{vt} = \frac{L_v}{L_t} \quad (4.2)$$

La anisotropía estructural afecta al comportamiento mecánico provocando una anisotropía en las propiedades de tensión de plateau. El análisis dimensional propuesto por (Gibson y Ashby 1997) da como resultado una relación:

$$\frac{\sigma_v}{\sigma_T} = \frac{2R}{1 + \left(\frac{1}{R}\right)} \quad (4.3)$$

La anisotropía estructural está directamente relacionada con la excentricidad y orientación analizada en los apartados anteriores.

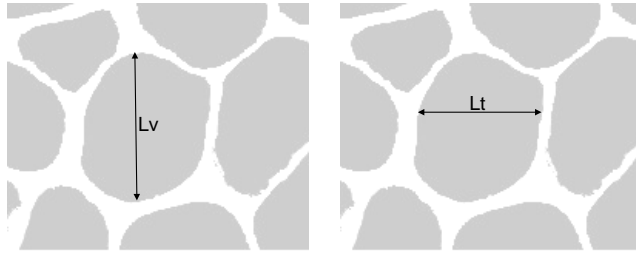


Figura 4. 28. Longitud de poro vertical L_v y transversal L_t a partir de las cuales se define la anisotropía estructural R .

Al medir la dimensión de los poros en la dirección vertical y transversal, obtenemos una distribución de resultados dentro de cada una de las muestras. En la figura (4.29) se muestra la distribución obtenida para L_v y L_t para diferentes muestras.

Los resultados promedio obtenidos en el análisis de imagen muestran la anisotropía estructural en esta espuma (figura 4.30). La longitud de los poros en la dirección vertical (L_v) se mantiene en valores en torno a 2.5 mm hasta los 500 mm, donde se produce una disminución progresiva hasta alcanzar un valor mínimo de 1.7 mm en la zona más superior de la espuma. Respecto a la longitud de poros en la dirección transversal (L_t), esta se mantiene prácticamente constante con un valor de 2 mm hasta una altura de 500 mm presentando un ligero incremento en la zona superior hasta un valor de 2.3 mm.

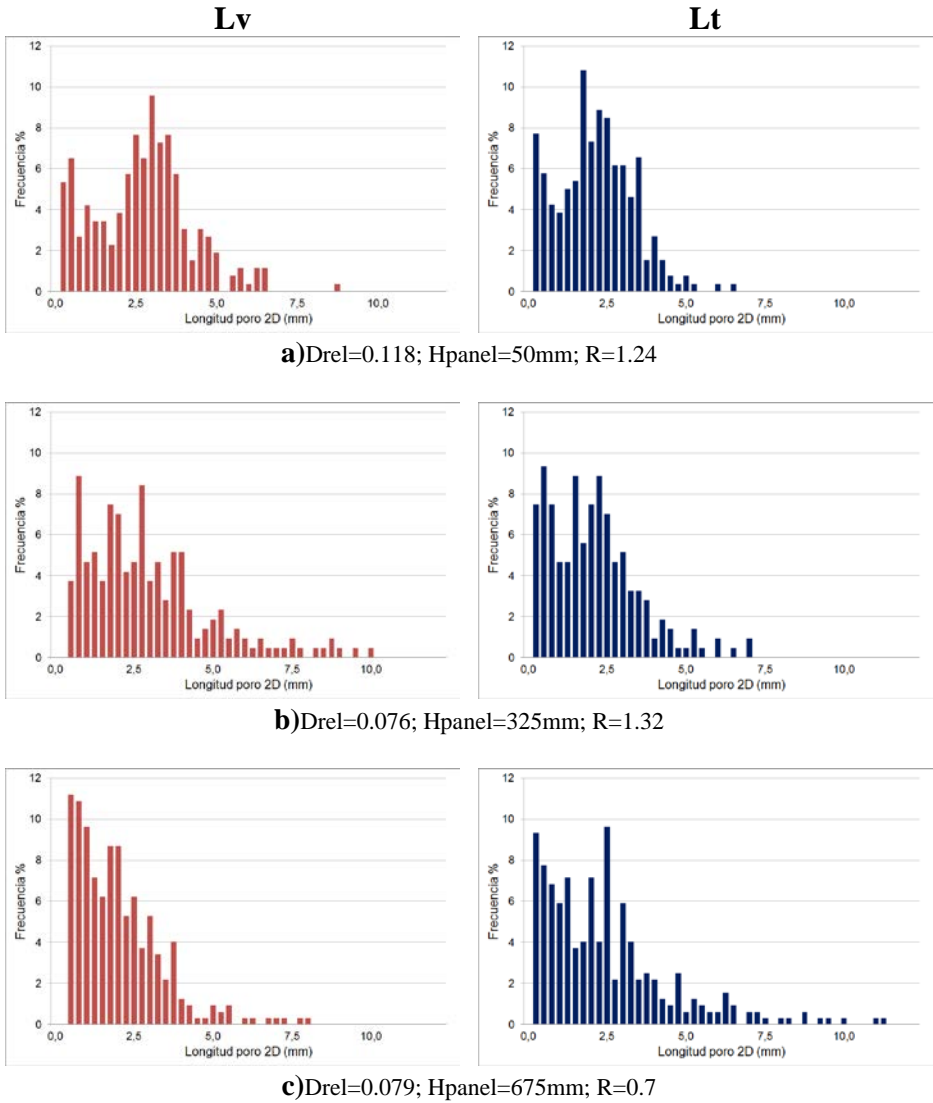


Figura 4. 29. Distribuciones de longitudes de poro en la dirección vertical *Lv* (izquierda) y en la dirección transversal *Lt* (derecha).

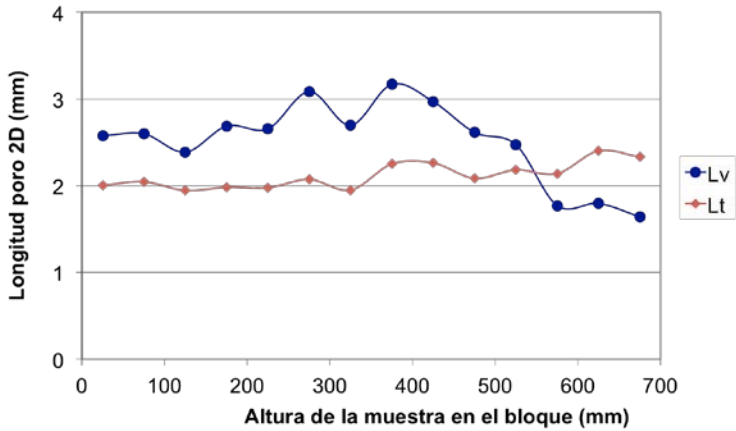


Figura 4. 30. Longitud de poro vertical y transversal en función de la altura de la muestra en el bloque. Azul: vertical, rojo: transversal.

En la figura (4.31) se representa la anisotropía estructural R a lo largo del bloque. Dicha anisotropía se mantiene prácticamente constante, con un valor medio de 1,25 desde la base del bloque hasta una altura de 500m. A partir de este punto la tendencia se invierte y R pasa a tener un valor mínimo de 0,7.

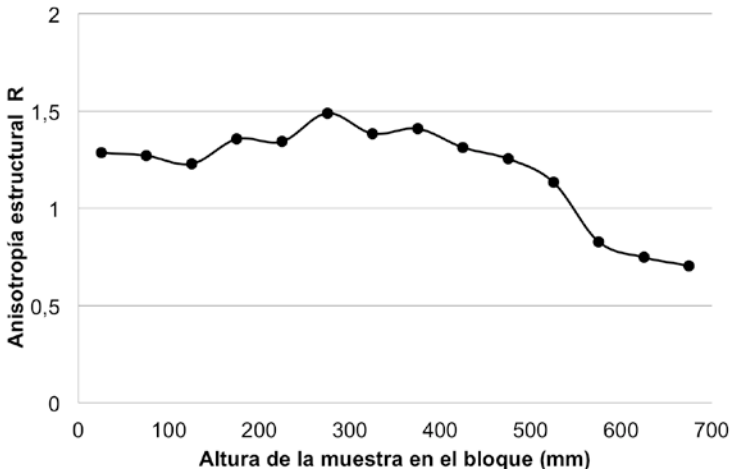


Figura 4. 31. Anisotropía estructural R en función de la altura de la muestra en el bloque.

4.2.9. Distribución del sólido en la espuma.

Según se ha expuesto anteriormente, la espuma consta de una fase sólida y de una fase gaseosa. La fase sólida está compuesta por las paredes celulares y los bordes, mientras que la fase gaseosa se encuentra en el interior de los poros dentro de la espuma.

El protocolo de análisis desarrollado nos permite calcular el área 2D ocupada por la parte sólida frente al área 2D ocupada por el gas. La figura (4.32) muestra la relación entre la proporción sólida 2D y la altura de la muestra en la espuma

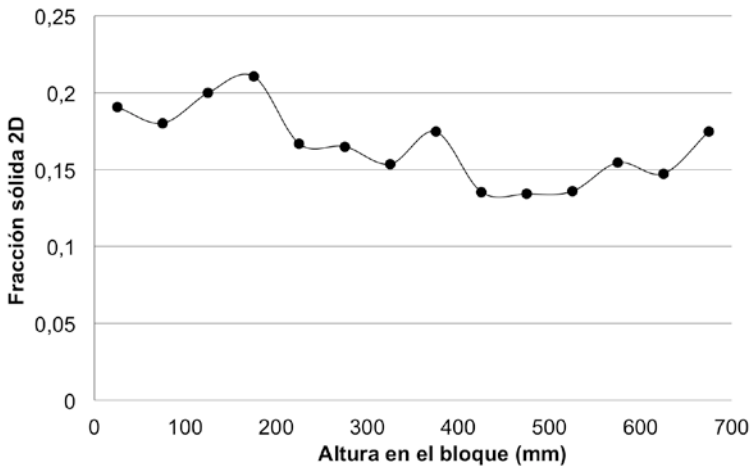


Figura 4. 32. Fracción sólida 2D a lo largo del eje vertical de la espuma.

La fracción sólida disminuye según aumenta la altura en el bloque. Este efecto está relacionado con el menor espesor de bordes y de paredes que se ha expuesto con anterioridad, y que tienen su origen en el proceso de drenaje líquido previo a la solidificación.

También es posible, dentro de la parte sólida, calcular el área ocupada por las paredes y el área ocupada por los bordes. A partir de estos valores se establece la fracción de sólido en bordes y en paredes (figura 4.33).

Las fracciones sólidas de paredes y bordes son complementarias de forma que:

$$A_s = A_s + A_e \quad (4.4)$$

$$\frac{A_f}{A_s} + \frac{A_e}{A_s} = A_{f_s} + A_{e_s} = 1 \quad (4.5)$$

Donde,

A_s es el área de material sólido,

A_f es el área ocupado por paredes,

A_e es el área ocupada por bordes,

A_{fs} es la fracción de material sólido ocupado por paredes,

A_{es} es la fracción de material sólido ocupado por bordes = ϕ

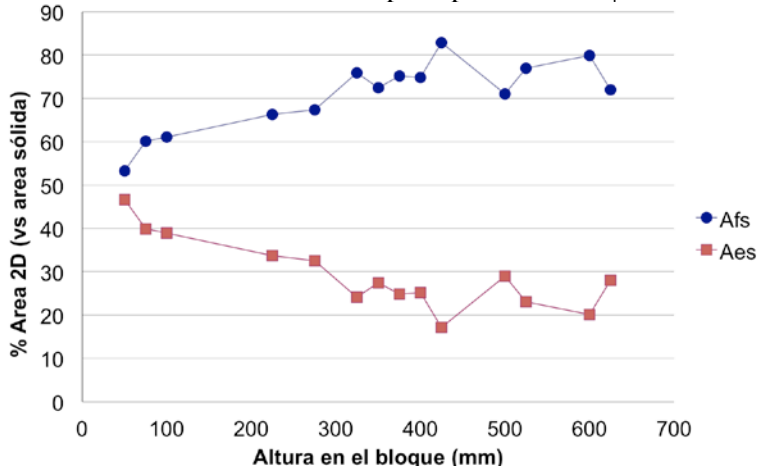


Figura 4. 33. Porcentaje de la superficie sólida ocupada por paredes (azul) y bordes (rojo)

Dentro del material sólido que compone la espuma analizada, el porcentaje de área en bordes decrece según aumenta la altura de la espuma. De forma análoga a lo expuesto en el caso de la evolución del espesor de bordes con anterioridad, este efecto se debe al drenaje de metal líquido a través de los bordes durante el proceso de fabricación. Al ser complementarios, la fracción del área de paredes respecto al total de sólido crece según disminuye el porcentaje de material en los bordes.

En los modelos de comportamiento mecánico de espumas de poro cerrado se utiliza la fracción de bordes ϕ (equivalente a A_{es}), como variable que incide en la resistencia de la espuma (ecuación 1.15). Para la espuma analizada, y obviando la zona superior del bloque ($h > 500\text{mm}$) la tendencia de ϕ en función de la densidad relativa de la espuma se muestra en la figura 4.34.

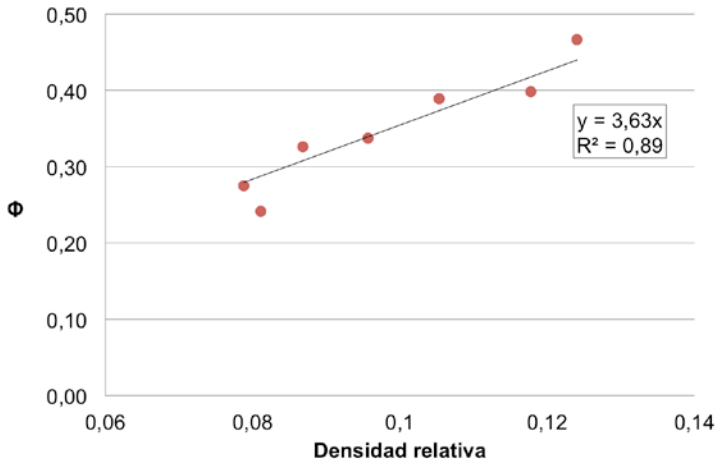


Figura 4. 34. Ratio de material en bordes ϕ frente a la densidad relativa de la espuma.

Cuando analizamos la evolución de la fracción del área de paredes y bordes, no respecto al área sólida, sino al área total de la muestra A,

$$A = A_s + A_g = A_f + A_e + A_g \quad (4.6)$$

donde,

A es el área total de la muestra,

A_s es el área de material sólido,

A_g es el área de material gaseoso

A_f es el área ocupado por paredes

A_e es el área ocupada por bordes.

Encontramos como la fracción del área en paredes frente al área total A_f/A es prácticamente constante a lo largo de toda la espuma, con un promedio de 0.09 y una desviación típica de 0.012, mientras que la fracción de bordes A_e/A decrece según aumenta la altura en el bloque, desde un valor de 0.08 hasta 0.02 (figura 4.35). Este hecho es muy significativo, pues indica que el material ocupado por las paredes por unidad de superficie, y extrapolando, por unidad de volumen, permanece prácticamente constante para toda la altura del bloque de espuma, mientras que el material almacenado en bordes disminuye de forma significativa según aumenta la altura de la muestra en el bloque. Son por tanto las variaciones en los bordes las que parecen incidir de forma significativa en la variación de la densidad relativa de la espuma en el bloque, mientras que las paredes representan una fracción fija dentro de dicha densidad relativa.

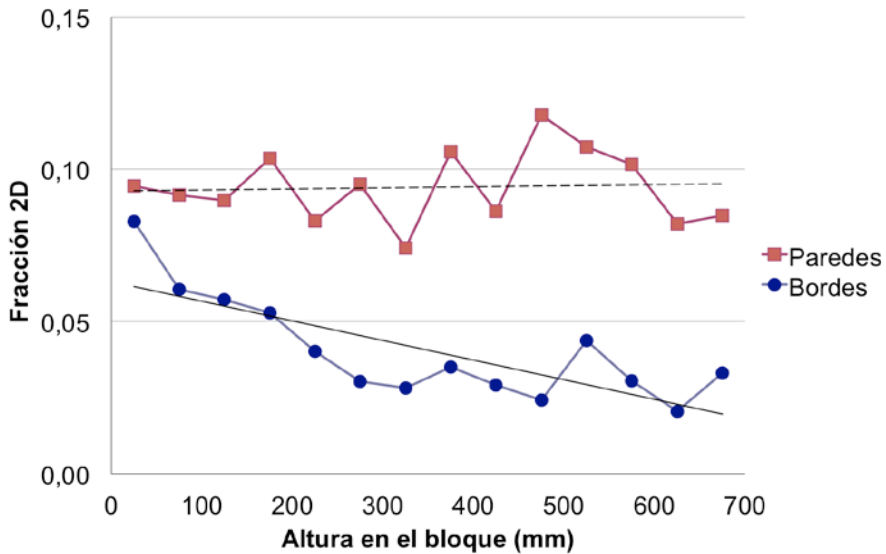


Figura 4. 35. *Fracción de paredes y bordes respecto a la superficie total, en función de la altura.*

En base a la evolución de espesor de espesores y la distribución de material entre bordes paredes, se concluye que el incremento de la densidad en la zona inferior del panel se debe al incremento en el espesor de los bordes, provocado por el drenaje gravitacional. Esta observación contradice la propuesta por otros autores (Idris 2009) en la que se afirma que el incremento en la densidad relativa en esta espuma, obedece a una disminución del tamaño de los poros mientras se mantiene un espesor de pared constante.

4.3. Relación estructura celular - densidad

Los modelos de comportamiento mecánico de las espumas se basan en parámetros estructurales, como son el espesor de borde, espesor de pared, tamaño de poro etc. Dada la complejidad que conlleva la realización de todas estas mediciones, resulta interesante poder relacionar estas medidas con la densidad de la espuma.

Resulta útil desde un punto de vista práctico, poder relacionar la densidad relativa de la espuma con la estructura de la misma. Según el modelo propuesto por (Gibson y Ashby 1997) y descrito en el capítulo 1 a partir de las ecuaciones (1.2) y (1.3), la densidad relativa de una espuma de poro abierto está directamente relacionada con el parámetro $(t/l)^2$, mientras que en las espumas de poro cerrado está directamente relacionada con t/l , con una constante de proporcionalidad cercana a la unidad, siendo t el espesor de bordes para las espumas de poro abierto y el espesor de paredes para las espumas de poro cerrado.

En las figuras 4.36 y 4.37 se representa la relación $(te/l)^2$, donde te es el espesor de bordes, y (tf/l) donde tf es el espesor de paredes con la densidad relativa de la espuma, mostrando en ambos casos un bajo coeficiente de correlación.

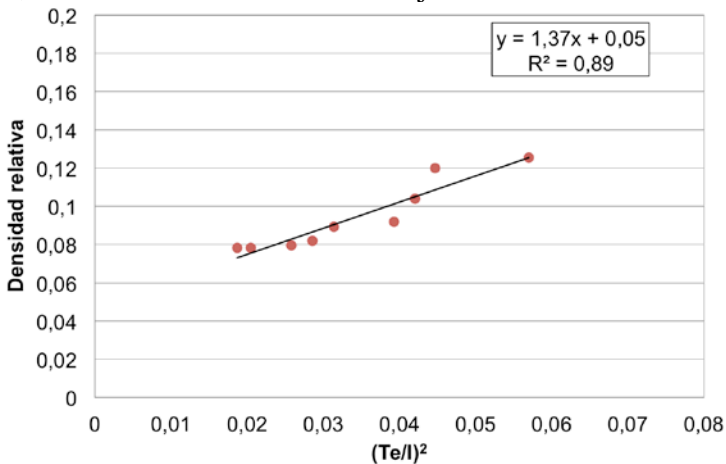


Figura 4. 36. Ajuste de la densidad relativa respecto a $(te/l)^2$

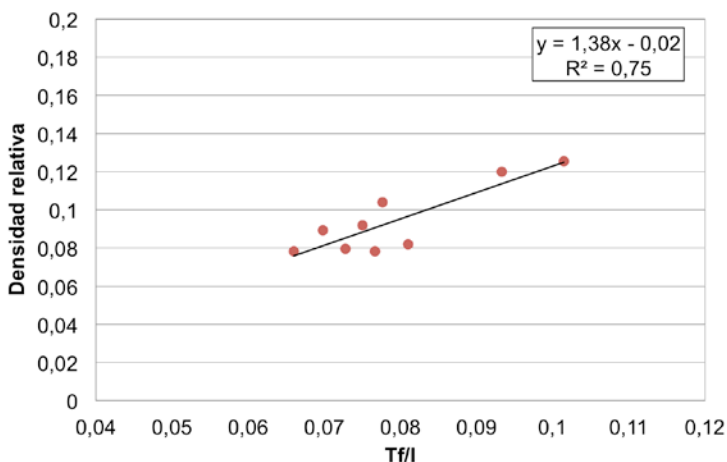


Figura 4. 37. Ajuste de la densidad relativa respecto a (t_f/l)

La espuma analizada tiene una estructura de poro cerrado, pero el volumen de bordes es significativo (cerca del 50% en la zona inferior del bloque), lo que implica que la relación entre espesores y densidad relativa, aun tratándose de una espuma de poro cerrado, debe tener en cuenta el volumen de bordes. Gibson y Ashby proponen un modelo de densidad relativa en el cual se diferencian t_e (espesor de bordes) y t_f (espesor de paredes), y que se representa en la siguiente fórmula.

$$\frac{\rho}{\rho_s} = C_7 \left(\frac{t_e^2}{l^2} + C_8 \frac{t_f}{l} \right) \quad (4.7)$$

Siendo C_7 y C_8 constantes que dependen de la geometría elemental de las celdas de la espuma. Debe tenerse en cuenta que 'l' hace referencia al tamaño de las aristas de la geometría elemental de celda (habitualmente se adoptan modelos elementales capaces de ocupar todo el espacio: cúbico, hexagonal, dodecaedro, tetracaidecaedro), y que por lo tanto no es lo mismo que L ó longitud de poro aparente, aunque están relacionados linealmente.

$$L = C' \times l \quad (4.8)$$

Donde C' es una constante de proporcionalidad. Experimentalmente se observa que $C' \approx 2$

Según los resultados obtenidos en este trabajo los parámetros t_f/l y $(t_e/l)^2$ se relacionan con la densidad relativa para la espuma según el modelo anterior,

con un valor de $C_7=1,2$ y de $C_8=0,54$. En la figura 4.38 se observa la evolución de la densidad relativa real y la de la densidad relativa estimada según el modelo de Gibson y Ashby a lo largo de la altura del bloque. Se observa un buen ajuste de los resultados, salvo en la zona superior del bloque ($h>500\text{mm}$) debido a sus valores anómalos de tamaño de poro y densidad relativa respecto al comportamiento general observado en el resto de la espuma.

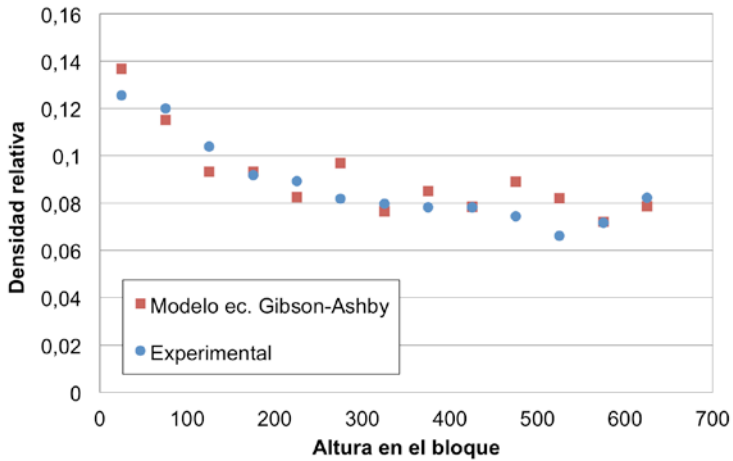


Figura 4. 38. Densidad relativa real y calculada según modelo de Gibson-Ashby en función de la altura de la muestra en el bloque.

5. CARACTERIZACIÓN DEL MATERIAL Al-Ca-Ti

A pesar de que las espumas de tipo Alporas son ampliamente utilizadas y se han llevado a cabo numerosos estudios sobre su comportamiento mecánico, el análisis de las propiedades del material sólido ha recibido escasa atención. En este capítulo se presentan y analizan los resultados obtenidos relativos a la composición, microestructura y propiedades de la aleación resultante del proceso de obtención de las espumas.

5.1. Caracterización microestructural.

Según se ha indicado con anterioridad, la espuma se consigue mediante la adición de calcio a un baño de aluminio de pureza comercial fundido, al que posteriormente se añade TiH_2 como agente espumante. En este tipo de espumas, el metal base es aluminio de alta pureza ($>99.5\%$). Como agente estabilizador se añade calcio metal Ca en el baño fundido de aluminio. Según la patente, el contenido de calcio puede variar entre 0.2 y 8% en peso, aunque en otros documentos difundidos posteriormente por la empresa se indica un contenido nominal de 1.5% (Miyoshi 2001) Según el fabricante, tras un periodo de agitación al aire, se añade al baño fundido el calcio, que actúa como espesante incrementando la viscosidad del líquido gracias a la formación de partículas sólidas, favoreciendo con ello la estabilidad de la espuma en estado líquido durante el proceso de expansión. Además, se indica que durante el proceso de agitación también es factible la formación de óxidos de aluminio-calcio. Cuando se alcanza la viscosidad deseada se añade el agente espumante TiH_2 que se descompone desprendiendo H_2 y formando la espuma. Según la documentación de la patente se añade entre 1 y 3% TiH_2 . El titanio aportado a partir del hidruro queda atrapado en el material sólido de la espuma. La composición nominal indicada es 1.5% Ti. Según los elementos empleados en el proceso de fabricación, cabe esperar por tanto la presencia de aluminio, calcio y titanio en el material sólido de las espumas tipo Alporas. También es a priori factible la presencia de

oxígeno o incluso nitrógeno, en el caso de que el proceso de fabricación se efectúe en la atmósfera.

5.1.1. Diagrama fases Al-Ca

El diagrama de fases binario del sistema Al-Ca se presenta en la figura 5.1.

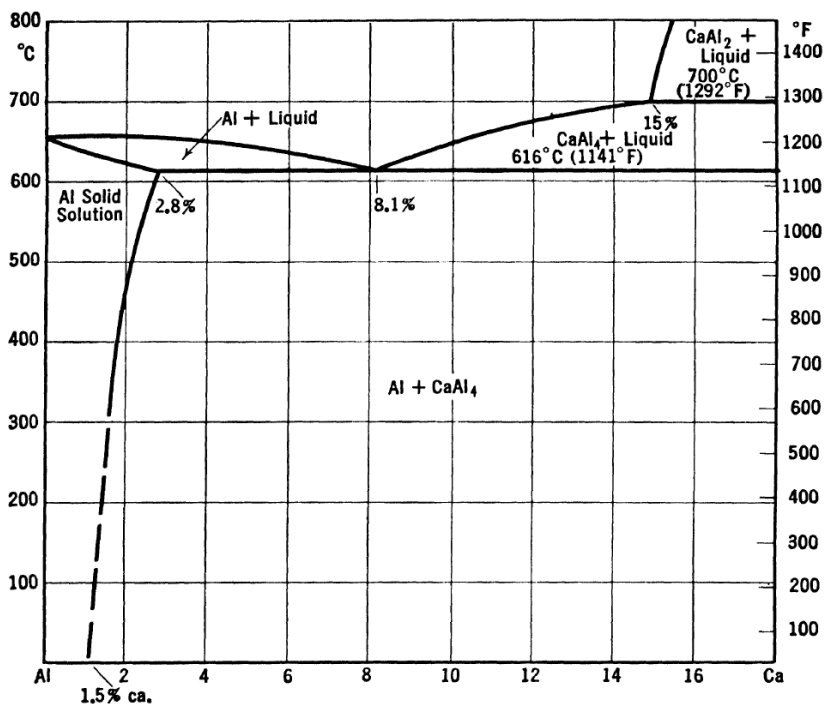


Figura 5.1. Diagrama de fases Al-Ca correspondiente a la zona rica en aluminio (Mondolfo 1943)

El Calcio presenta una solubilidad limitada en aluminio, creciente con la temperatura. Los valores de la curva de solvus son:

- 616°C-2.80%Ca
- 500°C-2.20%Ca
- 300°C-1.70%Ca

El constituyente en equilibrio con el aluminio alfa es el intermetálico CaAl_4 , que presenta una estructura tetragonal centrada en el cuerpo, con parámetros de red $a = 4.35 \text{ \AA}$, $c = 11.07 \text{ \AA}$. El eutéctico entre Al y CaAl_4 en 8.1% Ca tiene una temperatura de fusión de 616°C . CaAl_4 forma cristales primarios a partir de la transformación eutéctica, hasta un contenido en Ca del 15%. Por encima de este valor, el intermetálico se forma por reacción peritética a 700°C entre el intermetálico CaAl_2 y el líquido. CaAl_2 tiene estructura ccc, con parámetro de red $a = 8.02 \text{ \AA}$ y 24 átomos en la celda unitaria.

No existen aleaciones comerciales con Ca. Sin embargo, este elemento se ha empleado ocasionalmente como secuestrante o para limitar la solubilidad de Si en Al, mejorando los valores de conductividad eléctrica. También se ha propuesto su uso en aleaciones Al para *cladding*, dado que limita la difusión del Cu en Al (ASM 1990).

5.1.2. Diagrama de fases Al-Ti

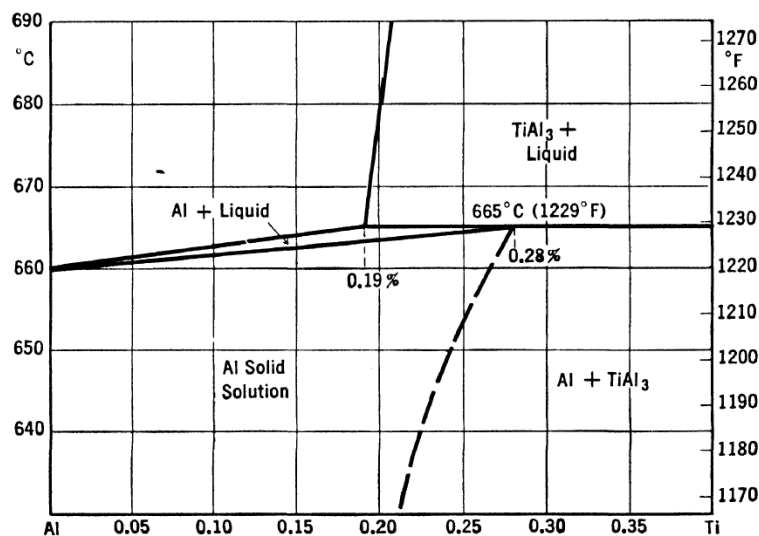


Figura 5.2. Diagrama de fases Al-Ti en la zona rica en aluminio. (Mondolfo 1943)

La zona de mayor interés es la parte rica en aluminio, hasta la composición 37.21% correspondiente al intermetálico TiAl_3 .

La solubilidad del titanio en aluminio sólido es baja, del orden del 0.28%, y probablemente se reduce con la temperatura. El intermetálico TiAl_3 tiene estructura tetragonal, con parámetros de red $a = 5.42 \text{ \AA}$, $c = 8.57 \text{ \AA}$ y 16 átomos en la celda. Existe una reacción peritética a 665°C , para un contenido en Ti 0.19%: $L + \text{TiAl}_3 = \text{Al}$ (solución sólida). Para contenidos superiores en Ti, la línea de sólidos crece rápidamente hasta alcanzar la temperatura de fusión del TiAl_3 en 1355°C .

5.1.3. Composición y microestructura

La composición de las espumas Alporas comerciales ha sido objeto de estudios de alcance limitado por parte de varios autores que también han empleado este tipo de material para llevar a cabo estudios de propiedades mecánicas de las espumas. La tabla 5.1, presenta un resumen de los resultados de composición global, incluyendo los obtenidos en esta tesis. De acuerdo con nuestros resultados, los elementos presentes en la espuma son, conforme cabía esperar, aluminio, titanio y calcio. La fracción que representa cada elemento en el total coincide prácticamente con las que se indica en el método de fabricación y es similar a la obtenida en otros trabajos. No se ha detectado la presencia significativa de oxígeno, lo que coincide con los resultados obtenidos por otros autores (Amsterdam 2006). La nula ausencia de oxígeno permitiría descartar la contribución de óxidos de aluminio y/o calcio a la estabilización.

La microestructura del material se observa en las figuras 5.3 y 5.4. Se aprecia la existencia de una matriz de α aluminio con un ligero contenido en Ti disuelto, en la que se observan dos tipos de precipitados, uno de ellos contiene Al y Ca y el otro contiene también titanio.

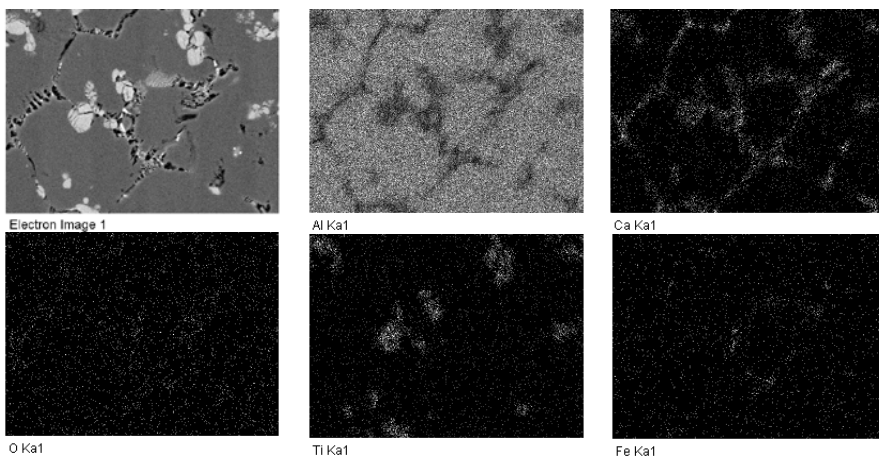
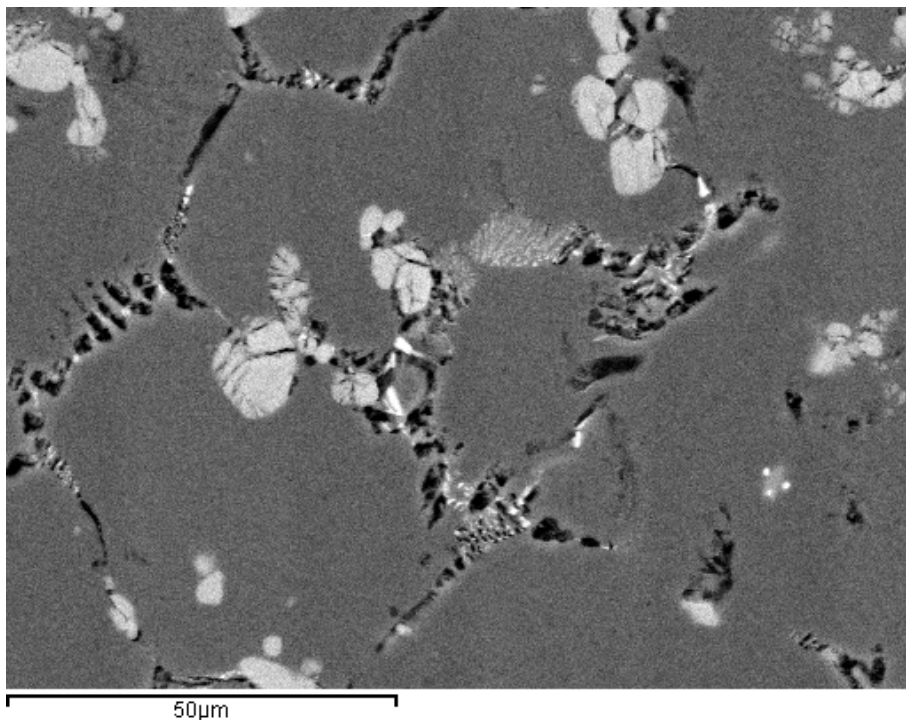


Figura 5.3. Imagen SEM de la microestructura del material sólido. Distribución de elementos de composición (microanálisis Mapping-EDX).

A partir de los análisis EDX, se detecta que la composición de los precipitados vagamente definidos, observables en la figura 5.3, es coherente con la composición del intermetálico Al_4Ca . La composición de los intermetálicos más abundantes, de tipo ternario Al-Ca-Ti es coherente con una composición $\text{Al}_{22}\text{CaTi}_2$, que coincide con la observada por otros autores (Amsterdam 2006 y 2008) si bien en un trabajo más reciente se identifica a este precipitado globular con el intermetálico de composición $\text{Al}_{20}\text{CaTi}_2$ (Nosko 2011). No se han identificado precipitados de tipo TiAl_3 .

Tabla 5.1. Composición global del material sólido de las espumas Alporas

<i>Ca %</i>	<i>Ti %</i>	<i>Otros</i>	<i>Referencia</i>
1.5%	1.5%	--	(Miyoshi 2001)
1.69±0.04	1,28±0.03	0,24±0.03 O 0,13±0.01 Fe Si, Zn <0,05	(Haag 2003)
1.49	1.16	0.073 Fe 0.016 Si	(Amsterdam 2008)
1.48	1.57	0.08 Fe	Este trabajo (EDX)

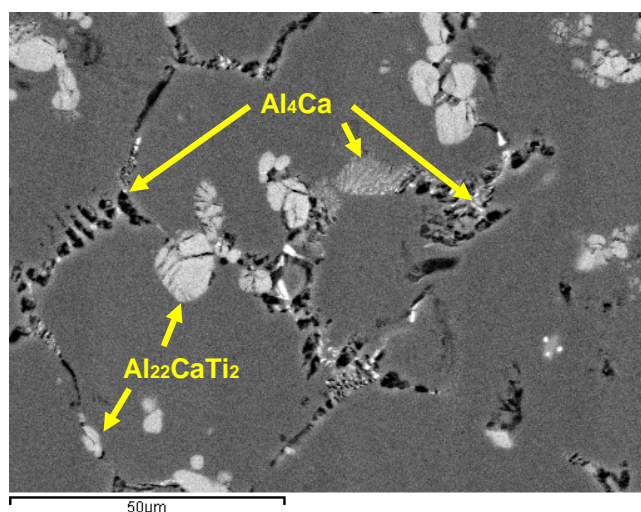


Figura 5.4. Microestructura del material sólido fundido, con la identificación de los precipitados.

En la figura 5.5, se presenta un conjunto de micrografías realizadas por microscopía óptica en la que se observa la distribución de precipitados dentro de las paredes de la espuma.

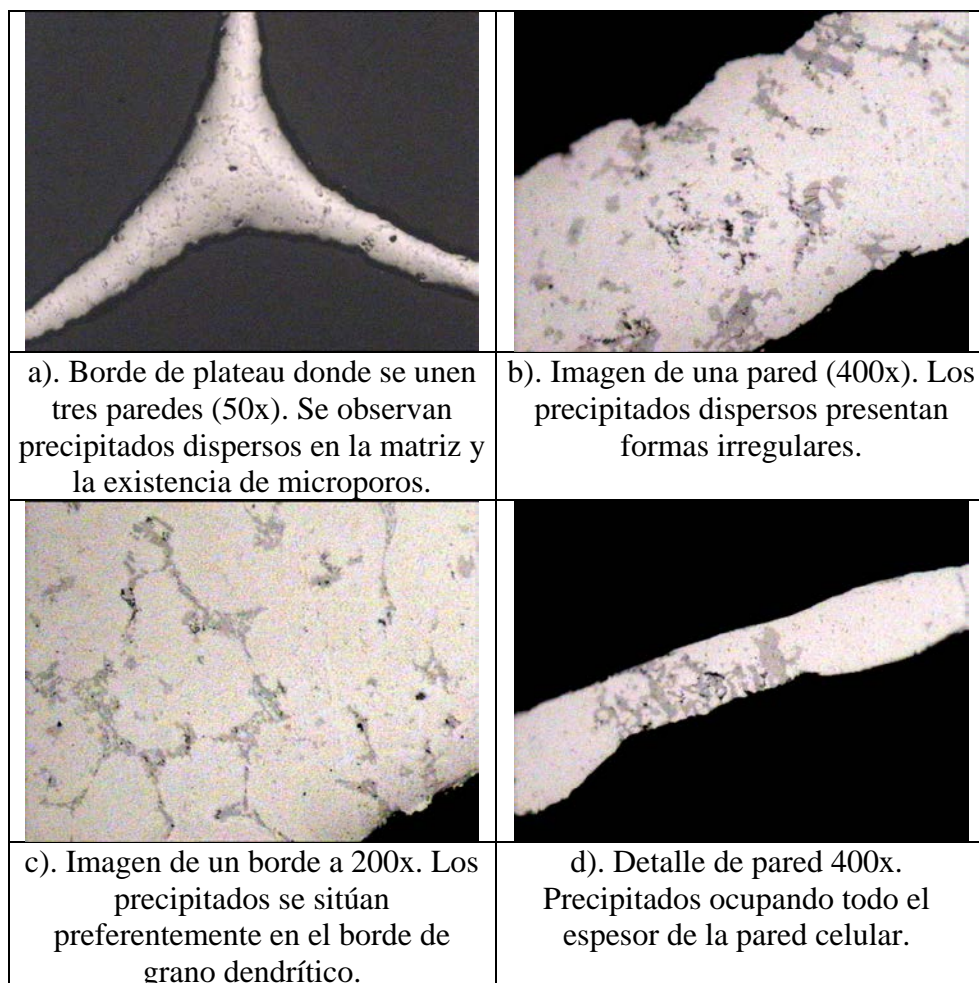


Figura 5.5. Imágenes MO bordes y paredes celulares.

La distribución del intermetálico Al_4Ca aparece preferentemente en los bordes de grano de las dendritas, cuyo tamaño es del orden de 50-100 micras. Los precipitados ternarios de color claro Al-Ca-Ti son mucho más abundantes y aparecen mejor definidos tanto en microscopía óptica como en observación SEM. Como promedio, la proporción de precipitados es del

orden del 15-20%, lo que coincide con observaciones de otros autores. También se aprecia la presencia de pequeños precipitados ricos en hierro, formando pequeños precipitados con Ca y Ti, que son observables en la microestructura como precipitados de color blanco intenso.

Respecto al efecto estabilizador, parece claro que no puede atribuirse dicho efecto a la mera adición de calcio, como se indica en la patente (Akiyama 1987). Otros autores han observado que la aleación no tiene un punto de fusión bien definido, indicando que comienza la fusión a 615°C (sólidos) y es completamente líquida a 660°C (líquidos) (Andrews 1999). Estos valores serían coherentes con los valores de las temperaturas de sólidos y líquidos del diagrama de fases binario Al-Ca para la proporción de Ca presente en la aleación, pero no reproducen lo que ocurre con la aleación ternaria. Nuestras observaciones señalan que incluso por encima de 700°C se observa un comportamiento de tipo “cremoso”: el material teóricamente fundido presenta una alta viscosidad y no colapsa bajo su propio peso, incluso por encima de 750°C. Este efecto de incremento notable de la estabilidad no puede atribuirse a la sola presencia del calcio, sino que debe por tanto atribuirse a la presencia del precipitado ternario Al-Ca-Ti.

En coherencia con el comportamiento del sistema binario Al-Ti, se considera altamente probable que la reacción del Al_4Ca con el TiH_2 de lugar a la formación del ternario $Al_{22}CaTi_2$, con muy elevado punto de fusión, en proporciones próximas al 15-20%, lo que justificaría la elevada viscosidad y estabilidad del metal líquido a temperaturas por encima de 660°C.

El mecanismo de estabilización junto con el efecto de la energía superficial en la espuma previo a su solidificación, definen un espesor mínimo de pared que según se indica en el capítulo 4, se sitúa en el rango de las 50-80 μm . En la figura 5.6 se muestra una pared excepcionalmente delgada en la que todo el espesor está ocupado por precipitados, los cuales permiten su estabilidad.

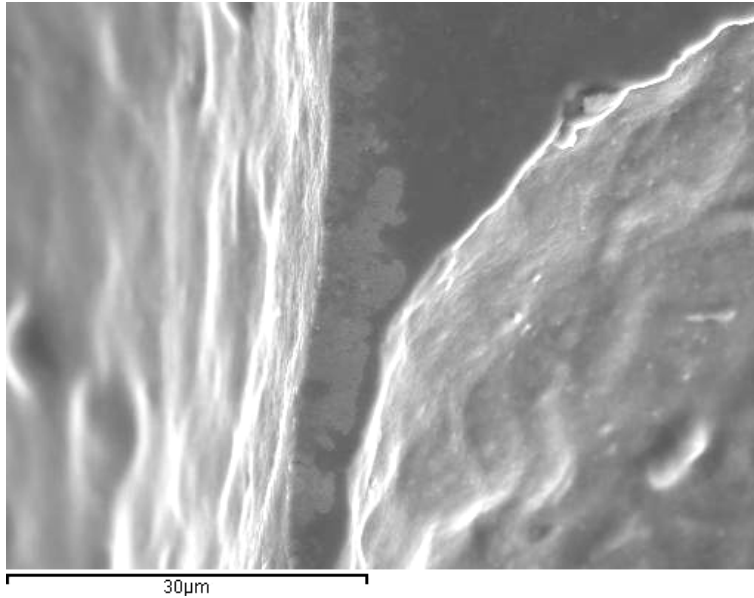


Figura 5.6. Imagen SEM de una pared de muy bajo espesor (7-8 μm). Se corresponde con el valor mínimo estable para esta espuma.

5.2. Microdureza

Las medidas de microdureza se llevaron a cabo tanto en muestras de la espuma como en muestras del material sólido previamente fundido. Se realizaron medidas separadas en paredes y bordes. Así mismo se realizaron medidas en muestras extraídas a diferentes alturas de los paneles de espuma. Las medidas de microdureza se realizaron tanto en la matriz de aluminio como sobre los precipitados. La tabla 5.2 presenta un resumen de los valores de microdureza obtenidos, incluyendo valores de muestras de material sólido. Globalmente, el material presenta unos valores uniformes de dureza del orden de 30-34 HV.

Empleando pequeñas cargas de 10 gramos, que generan huellas de tamaño comparable o inferior al de los precipitados, se observó que la dureza de los precipitados Al-Ca-Ti es notablemente superior a la de la matriz o a la de las

zonas de borde de grano donde aparecen preferentemente los precipitados Al_4Ca . Los valores de dureza de este intermetálico ternario alcanzan valores del orden de 600 HVN, próximos a los valores característicos de los precipitados $TiAl_3$ del sistema binario Ti-Al.

Tabla 5.2. Resultados de ensayos de microdureza HVN

Material	Carga (g)	Nº medidas	HV media	σ_y (MPa)
Espuma (paredes)	200	22	34.78	113.7
Espuma (bordes)	200	22	34.46	112.7
Aleación sólida	200	5	34.16	111.70
Aleación sólida	1000	5	30.16	98.61
Matriz	10	5	25.40	84,6
Bordes Al_4Ca	10	5	46.32	--
Precipitados	10	5	594.67	--
$Al_{22}CaTi_2$				

En la tabla se indican los valores estimados de límite elástico, obtenidos a partir de la ecuación 5.1.

$$\sigma_{ys} \approx \frac{Hv}{3} \quad (5.1)$$

Los valores de σ_y se sitúan en el rango de 84-113 MPa (dependiendo de la carga utilizada y de la zona medida), con un valor medio aproximado de $\sigma_{ys} = 100$ MPa.

5.3. Nanoindentación

Mediante ensayos de nanoindentación Berkovich se han obtenido resultados de dureza y módulo elástico de la matriz y los precipitados presentes en el material que conforma la espuma. Para ello se ha realizado una matriz de nanoindentaciones de 10x10 (figura 5.7).

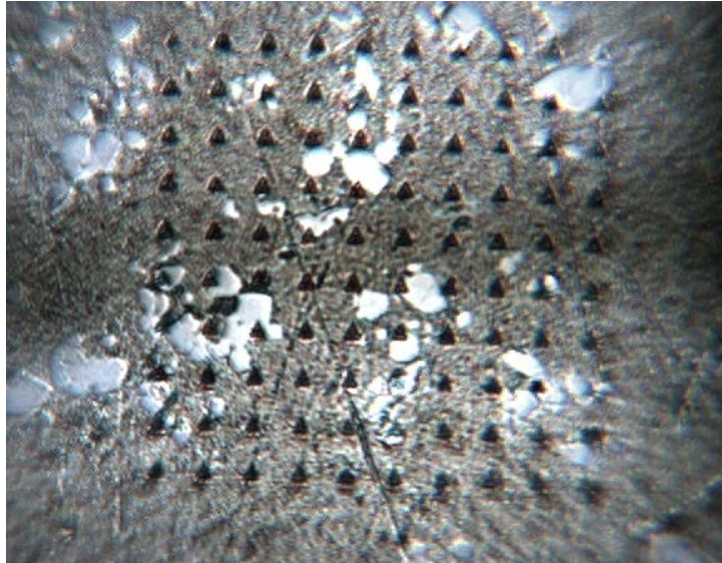


Figura 5.7. Matriz de nanoindentaciones

Los resultados obtenidos han permitido confirmar las elevadas características del intermetálico ternario Al-Ca-Ti. Como se aprecia en la figura 5.8, algunos precipitados presentan valores de dureza del orden de 7-8 GPa, muy superiores a los de la matriz. Los resultados de dureza obtenidos en el ensayo de nanoindentación son coherentes, aunque ligeramente superiores, con los obtenidos en el ensayo de microdureza (apartado 5.1).

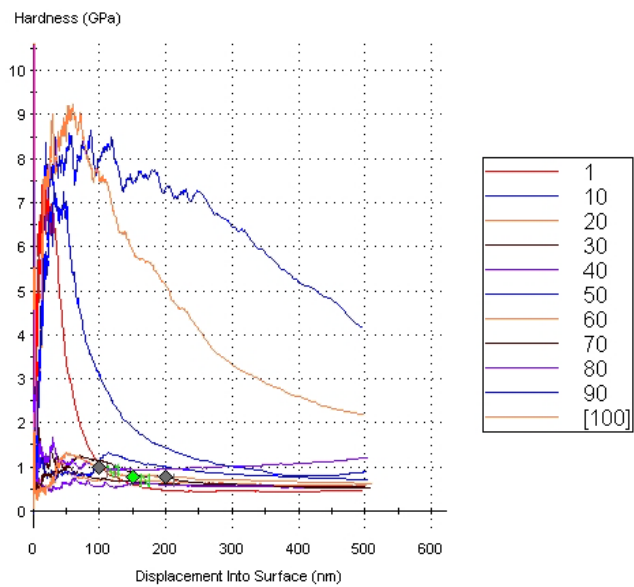


Figura 5.8. Resultados de ensayos de nanoindentación: Dureza.

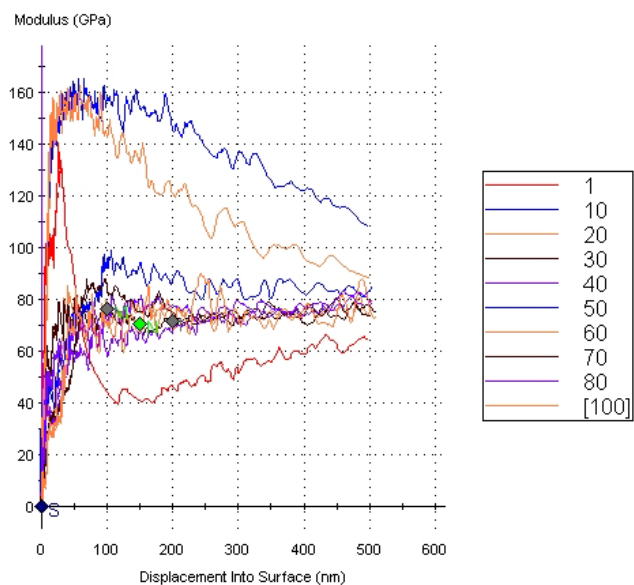


Figura 5.9. Resultados de ensayos de nanoindentación: Modulo elástico.

Los valores del módulo elástico en los mismos puntos también confirman que los puntos de baja dureza son material de la matriz de aluminio α , con $E=70$ GPa, mientras que los precipitados ternarios de alta dureza Al-Ca-Ti presentan valores de módulo del orden de 150-160 GPa (figura 5.9).

5.4. Ensayos de tracción del material sólido.

Las propiedades mecánicas del material sólido del que está constituida la espuma, se determinan en la bibliografía a partir de ensayos de microdureza o nanoindentación en las paredes de la espuma (capítulo 1). El valor del límite elástico del material se obtiene entonces a partir de una aproximación en base al nivel de dureza del material. En esta tesis, además de la caracterización mediante ensayos de microdureza y nanoindentación, se ha realizado un ensayo de tracción del material sólido-denso del que está formada la espuma siguiendo el procedimiento experimental descrito en el capítulo 3.

Los resultados del ensayo de tracción se muestran en la figura 5.10.

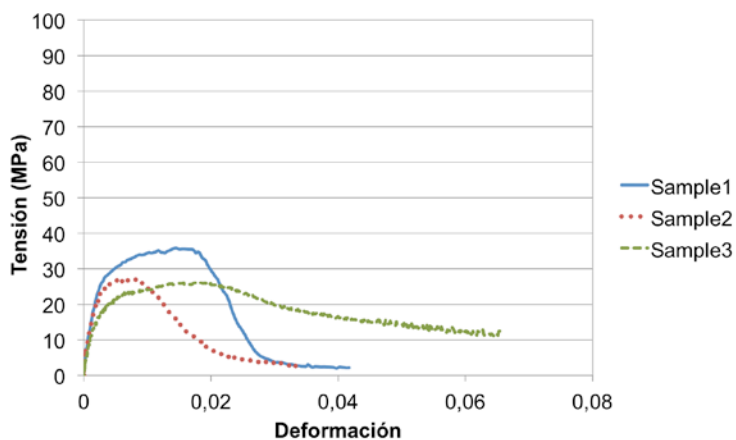


Figura 5.10. Ensayo de tracción material sólido.

En la tabla 5.3 se muestran los valores de límite elástico σ_{ys} y resistencia a tracción del material σ_R .

Tabla 5.3. Resultados ensayo tracción material sólido.

	σ_{ys} (MPa)	σ_R (MPa)
Sample1	29	35
Sample2	26	28
Sample3	24	29
Promedio	26	30

El valor de σ_{ys} a partir del ensayo de tracción es inferir al calculado de forma indirecta a partir de los valores de dureza de las paredes de la espuma. Esto indicaría que los precipitados presentes en la espuma, si bien incrementan la dureza promedio de la misma, no aportan una mayor resistencia a tracción, obteniéndose unos valores de límite elástico y resistencia a tracción similares a los del aluminio de alta pureza en estado recocido, que son inferiores a 30 MPa (Hufnagel 1992).

Los valores de ductilidad observados son significativamente similares a los observados en ensayos de tracción de la espuma Alporas (0.01-0.06) (Gibson y Ashby 1997, Miyoshi 1999, 2001). Esta baja ductilidad en ensayos de tracción es también característica de otras espumas de aluminio de poro cerrado, (Alulight 0.002-0.04, Cymat 0.01 a 0.02). Dicha baja ductilidad cabe atribuirle a la elevada concentración de partículas estabilizantes.

5.5. Fractura .

Los elevados valores de rigidez y dureza del precipitado intermetálico $Al_{22}CaTi_2$ van acompañados de un comportamiento frágil en el material. Los precipitados tienen alta tendencia a presentar fracturas, incluso sin que la muestra se haya sometido a cargas externas significativas. El comportamiento frágil de los precipitados ternarios y su relativa abundancia afectan al comportamiento del material sólido, que presenta globalmente una baja resistencia mecánica y una baja ductilidad. Según se ha visto en el apartado 5.4, en ensayos de tracción la fractura de las espumas se produce normalmente con niveles de deformación por debajo del 4%. Este comportamiento mecánico ha sido confirmado en la observación de fracturas, como las mostradas en las figuras 5.11. Se observan fracturas

frágiles por clivaje en las zonas de intermetálico, que progresan de forma dúctil a través de la matriz hasta la fractura final.

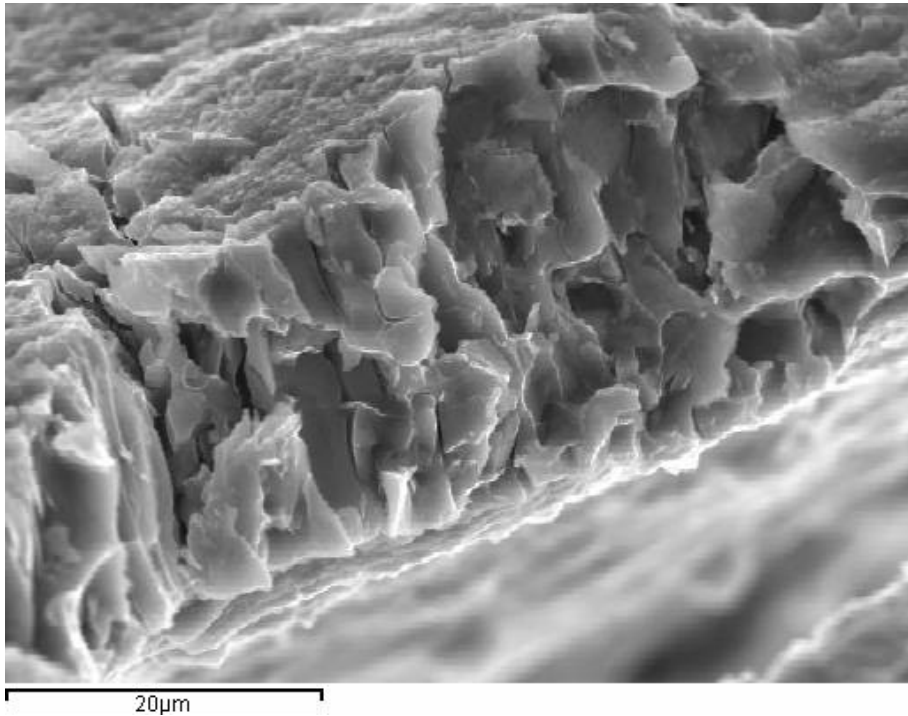


Figura 5.11. Imagen SEM de la fractura en tensión de una pared de la espuma: se aprecian zonas de fractura por clivaje de los precipitados junto con zonas de fractura dúctil.

En la figura 5.12 se muestra una zona con fisuras incipientes que se originan a partir de los precipitados.

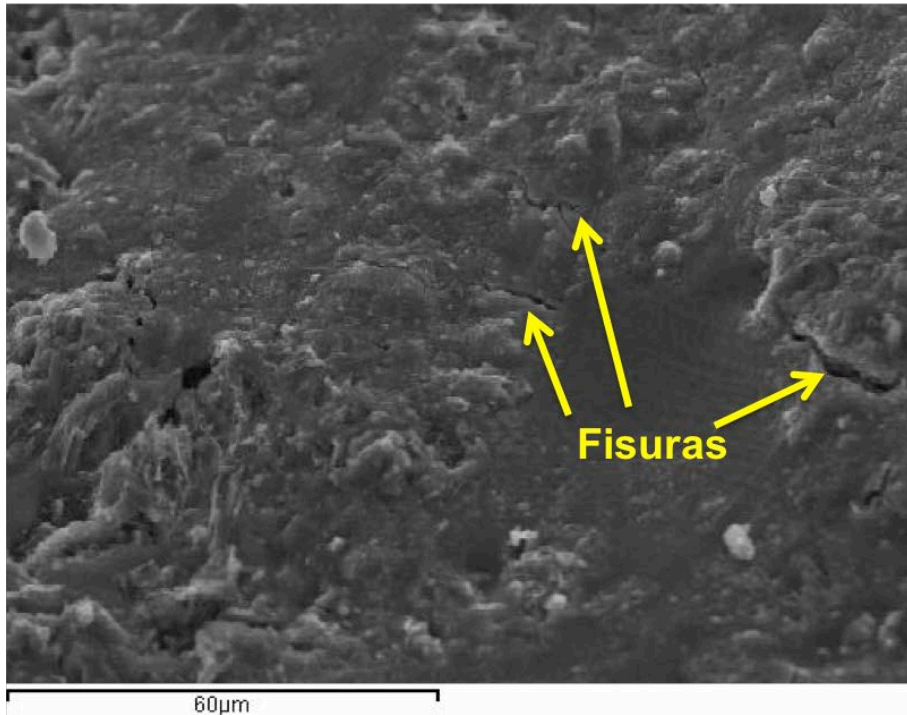


Figura 5.12. Fisuras originadas a partir de los precipitados

La figura 5.13 recoge un conjunto de fractografías de la espuma en la que puede observar un tipo de fractura combinada dúctil-frágil.

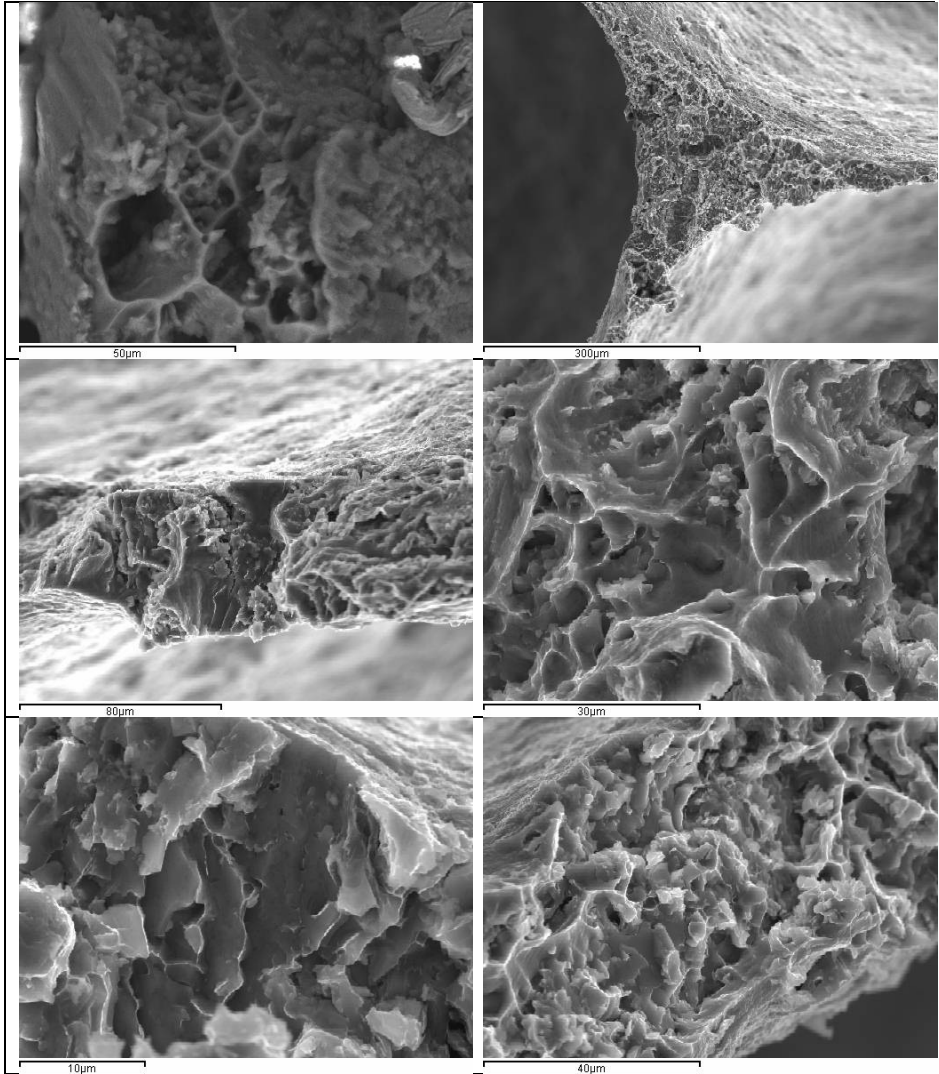


Figura 5.13. Conjunto de fractografías de la espuma.

En los estudios de Amsterdam (Amsterdam 2006 y 2008) se señala a los precipitados Al_4Ca como los responsables de la generación inicial de grietas, asumiendo que, no obstante, las superficies de fractura observadas por ellos presentan predominantemente una elevada presencia de $Al_{22}CaTi_2$, lo que se atribuye a la sistemática aparición o distribución de $Al_{22}CaTi_2$ junto o mezclado con los precipitados de Al_4Ca .

Nuestras observaciones indican, en cambio, que las grietas iniciales se observan mayoritariamente en precipitados ternarios $Al_{22}CaTi_2$. Tanto los intermetálicos binarios Al_4Ca como Al_3Ti presentan un comportamiento frágil a baja temperatura, debido a su estructura tetragonal. También los precipitados $Al_{22}CaTi_2$ presentan una estructura tetragonal (Nosko 2011) y es de esperar un carácter frágil.

En cualquier caso, resulta concluyente que las fracturas en el material de las espumas analizadas se inician a partir de grietas por fractura frágil en los intermetálicos, que a continuación se interconectan a través de la matriz dúctil de aluminio, formando microvacíos. La conexión entre vacíos a través de la matriz dúctil proporciona el característico aspecto de fracturas mixtas, con zonas de fractura frágil y zonas de fractura dúctil en las que se aprecian restos de precipitados de intermetálicos en el centro de las zonas de cúpulas y valles, común en todas las fracturas observadas de paredes de celdas de las espumas metálicas estudiadas.

6. COMPORTAMIENTO A COMPRESIÓN

En este capítulo se presentan y analizan los resultados relativos al comportamiento mecánico observado en ensayos de compresión uniaxial.

Al analizar la forma de la curva tensión deformación de las espumas ensayadas, se observa una primera zona elasto-plástica, seguida de un plateau de tensión constante o ligeramente ascendente. Finalmente, la tensión aumenta de forma brusca durante el proceso de densificación (colapso total de las celdas). En la figura 6.1, se observa la curva tensión-deformación de una muestra de una espuma ensayada a compresión (densidad $0,33 \text{ g/cm}^3$).

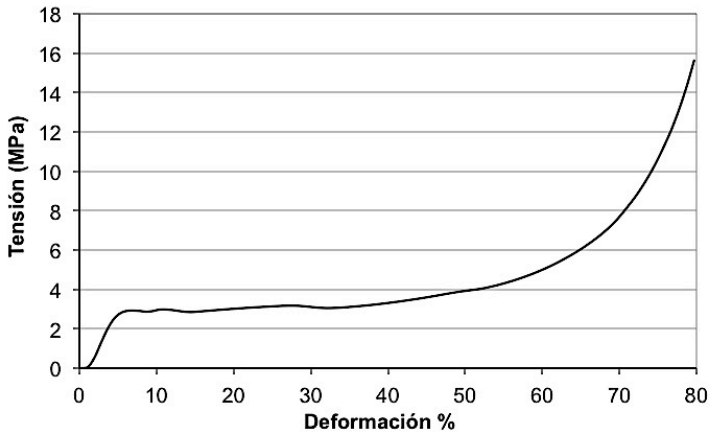


Figura 6.1. Curva típica tensión-deformación de una espuma metálica tipo Alporas.

De la curva tensión deformación en el ensayo de compresión de espumas se obtienen las siguientes propiedades de interés:

- 1 Modulo elástico (elasto-plástico) E
- 2 Tensión de plateau σ_{pl}
- 3 Deformación de densificación ϵ_d

Como ya se indicó en la introducción, las espumas de aluminio no presentan deformación puramente elástica ya que desde el principio se produce cierta plastificación. Es por esto que el tramo inicial se considera elasto-plástico (Gibson y Ashby 1997). La tensión de plateau σ_{pl} es un indicador de la tensión de plastificación de la espuma. La norma ISO 13314:2011 define la tensión de plateau como la media aritmética de la tensión entre el 20% y el 30% o entre el 20% y 40% de deformación. Los datos presentados en esta tesis representan los resultados promediados entre el 20% y 30% de deformación.

La deformación de densificación ϵ_d representa la deformación para la cual la energía absorbida por unidad de tensión es máxima.

6.1. Ensayos preliminares

Conforme se ha indicado en la introducción de la tesis, existe una extensa bibliografía sobre los efectos de la velocidad de deformación en las propiedades a compresión y absorción de energía en las espumas metálicas. En esta tesis se ha analizado el comportamiento de la espuma Alporas en condiciones que pueden ser consideradas como cuasiestáticas. No obstante, en una fase inicial del estudio se analizó el posible efecto de la velocidad de deformación dentro del rango disponible en la máquina de ensayos. En este sentido se realizaron (según se expone en el capítulo 3) ensayos a 4 distintas velocidades (0.6, 6, 60 y 500 mm/min) que representan un rango de velocidades de deformación $\dot{\epsilon}$ de 2×10^{-4} a 1.6×10^{-1} .

Confirmando las indicaciones de otros autores y las previsiones de la norma ISO 13314, los resultados obtenidos indican que para este rango de velocidades de deformación no existen efectos apreciables sobre la resistencia o el comportamiento plástico, como se aprecia en la figura 6.2.

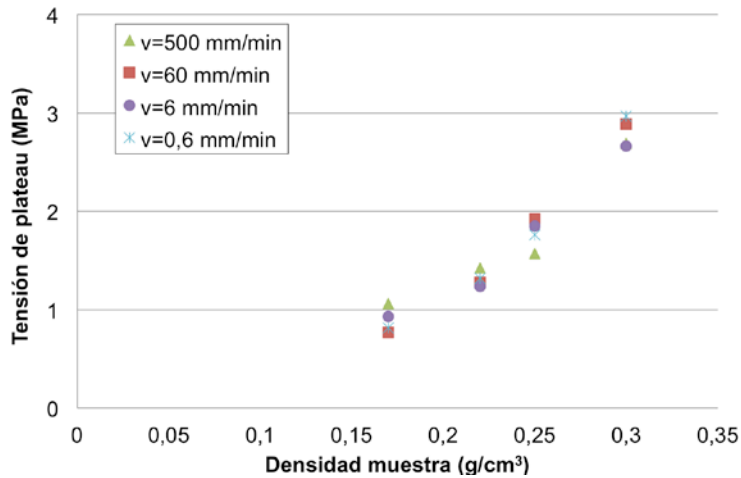


Figura 6.2. Tensión de plateau en función de la densidad de la muestra para distintas velocidades de ensayo (0,6, 6, 60 y 500 mm/min).

6.2. Efecto de la densidad en la tensión de plateau.

El comportamiento a compresión depende de la densidad relativa de la muestra. A partir del ensayo de compresión se ha podido evaluar la relación entre dicha densidad relativa con la tensión de plateau.

En la figura 6.3 se presentan las curvas tensión deformación para varias densidades de espuma.

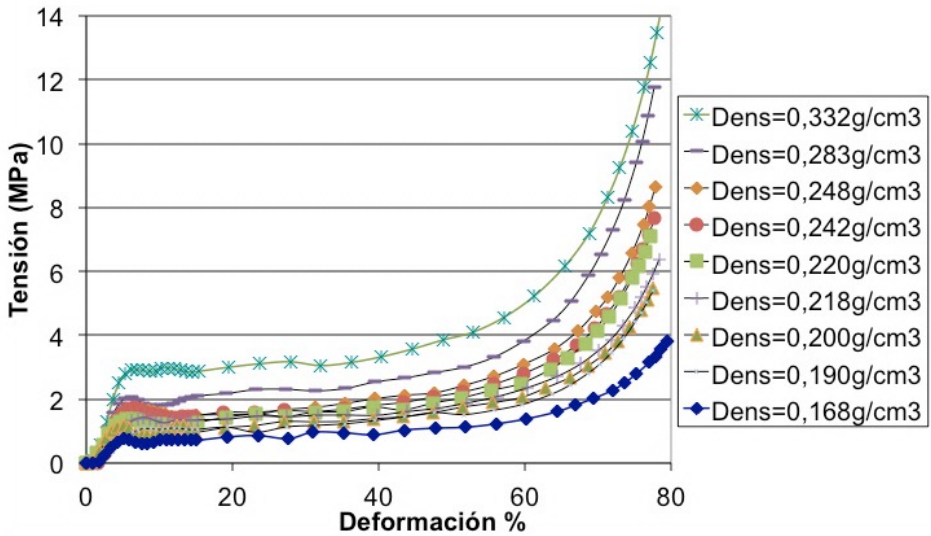


Figura 6.3. Curvas tensión-deformación para muestras de distinta densidad.

La tensión de plateau muestra valores crecientes con la densidad de la espuma, como se muestra en la figura 6.4. para un elevado número de muestras ensayadas en la fase inicial, en la que se incluye también una curva de ajuste de tipo potencial, que proporciona el mejor ajuste al conjunto de datos. En el apartado 6.6 se analizará en mayor profundidad la modelización de los resultados.

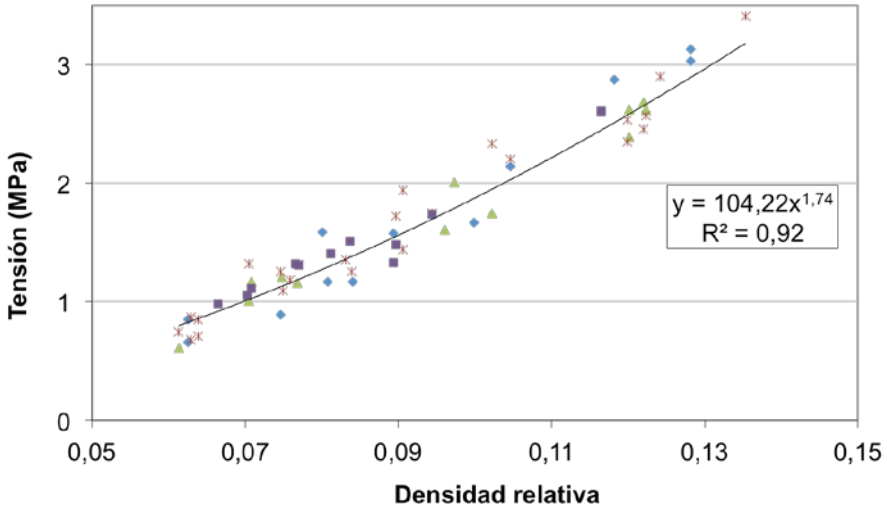


Figura 6.4. Tensión de plateau en función de la densidad relativa de las muestras.

Como se observa en la figura anterior, se aprecia un cierto grado de dispersión en los valores de tensión de plateau para una misma densidad. Esta dispersión resulta habitual en numerosos estudios previos realizados sobre este tipo de espumas. Este conjunto de datos, que fue obtenido en una primera fase de ensayos, no permite sin embargo evaluar los posibles efectos de la posición de la muestra dentro del bloque o de una orientación determinada, dado que la selección de muestras se realizó atendiendo únicamente a los valores de densidad sin controlar su posición y orientación dentro del bloque de espuma. Algunas muestras presentan valores idénticos de densidad debido a que se les asignó el valor medio de una muestra de mayor tamaño de la que se obtuvieron 2 muestras para ensayo.

6.3. Efecto de la macroestructura (anisotropía y gradientes de densidad)

En los ensayos de caracterización descritos en el capítulo 4 se determinó la existencia de dos efectos relevantes para el comportamiento mecánico. Por una parte se observó la existencia de un gradiente sistemático de densidades a lo largo de la altura. Hasta unos 500 mm el gradiente de densidades es

uniforme y obedece a los fenómenos de drenaje característicos de las espumas de poro cerrado obtenidas por fusión. Esta zona se caracteriza además por la existencia de una anisotropía estructural promedio (orientación preferente), de modo que la relación entre la dimensión de poro en la dirección de la gravedad (vertical o longitudinal) y en la dirección transversal $R_{VT}=1.25$. Por encima de los 500 mm de altura en el bloque, la densidad pasa a presentar un valor promedio cercano a 0.20 g/cm^3 , con una elevada dispersión. Se observa también en esta zona un cambio drástico en la orientación de poros, de modo que los valores de $R_{VT}=0.7$, siendo ahora el tamaño de poro mayor en la dirección transversal. La justificación al comportamiento observado en la zona superior del bloque se analizó en el apartado 4.1.

Para evaluar la influencia de esta anisotropía en las propiedades de resistencia mecánica a compresión de la espuma, se realizaron ensayos de compresión sobre muestras con la misma densidad y distinta orientación de poros, controlando además su posición dentro del bloque.

El ensayo de compresión se realizó con el eje mayor de las muestras de 50mm en la dirección de aplicación de las cargas. En la figura 6.5, se representa un ejemplo de la orientación preferente de los poros y la dirección de la carga, para las muestras longitudinales y transversales.

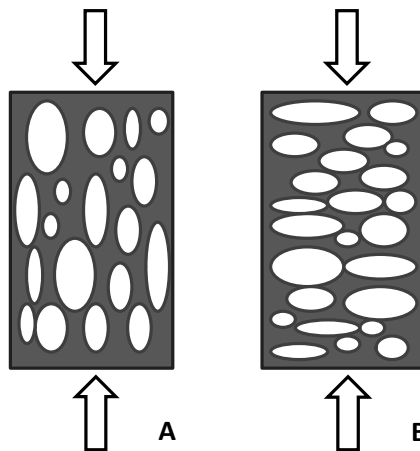


Figura 6.5. Orientación preferente de los poros y dirección de la carga aplicada. A) poros orientados en la dirección de aplicación de la carga. B) poros orientados en dirección perpendicular a la de aplicación de las cargas.

Las muestras longitudinales presentan una configuración tipo *A* desde la base del bloque hasta una altura de 500mm (zona la anisotropía estructural R es mayor de 1). A partir de esta altura, las muestras longitudinales presentan un configuración *B*. Las muestras transversales por el contrario presentan una configuración *B* en la zona inferior de la placa y una configuración *A* en la zona superior (entre 500 y 650 mm). La tensión de plateau se determinó en el ensayo como la tensión media entre una deformación del 20 y el 30%. El valor de dicha tensión de plateau varía considerablemente entre las muestras longitudinales y transversales, como se muestra en la figura 6.6.

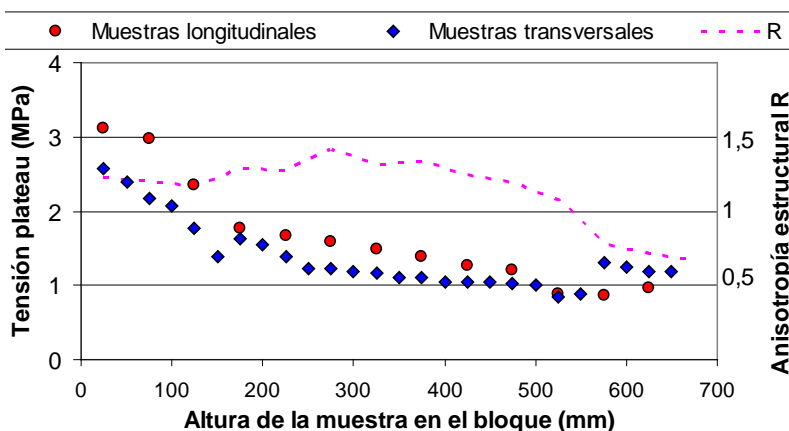


Figura 6.6. Anisotropía estructural R_{VT} y Tensión de plateau en función de la altura de la muestra en el bloque. Rojo: muestras longitudinales. Azul: muestras transversales.

La espuma presenta, para valores similares de densidad, una mayor resistencia cuando los poros están preferentemente orientados en la dirección de aplicación de las cargas. De este modo, las muestras longitudinales tienen más resistencia que las transversales en la zona de la espuma por debajo de los 500 mm de altura en los paneles de la espuma, donde $R > 1$. Por encima de esta altura, las muestras transversales tienen una resistencia mayor debido a que en esta zona $R < 1$.

El efecto de la anisotropía estructural en la resistencia se observa claramente cuando se representa la tensión de plateau frente a la densidad relativa de la muestra. En la 6.7 se presentan los resultados de tensión de plateau de las

muestras longitudinales y transversales frente a la densidad relativa, incluyendo los ajustes potenciales. Las muestras seleccionadas para el análisis corresponden exclusivamente a la zona por debajo de una altura de 500 mm para la cual la anisotropía estructural es uniforme con valor aproximado de 1.25, y en la que existe un gradiente uniforme, reproducible y sistemático de densidades.

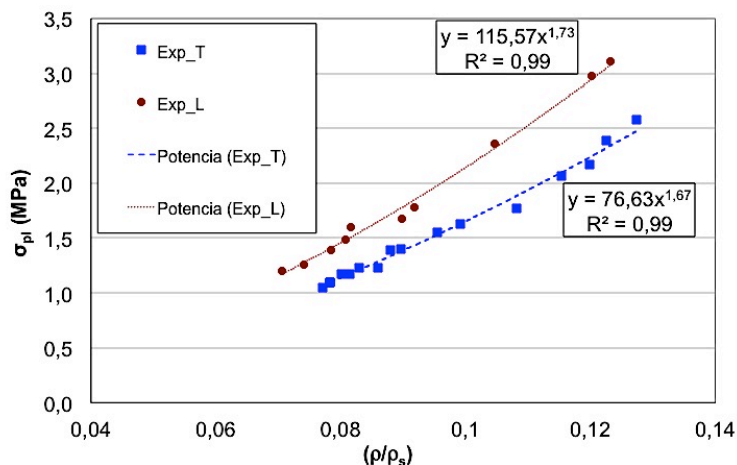


Figura 6.7. Tensión de plateau en función de la densidad relativa para muestras longitudinales y transversales (anisotropía estructural 1.25).

Para una densidad dada, la anisotropía permite justificar la dispersión de resultados obtenida sobre muestras aleatorias. La figura 6.8 siguiente muestra el conjunto de datos obtenidos en los ensayos de compresión.

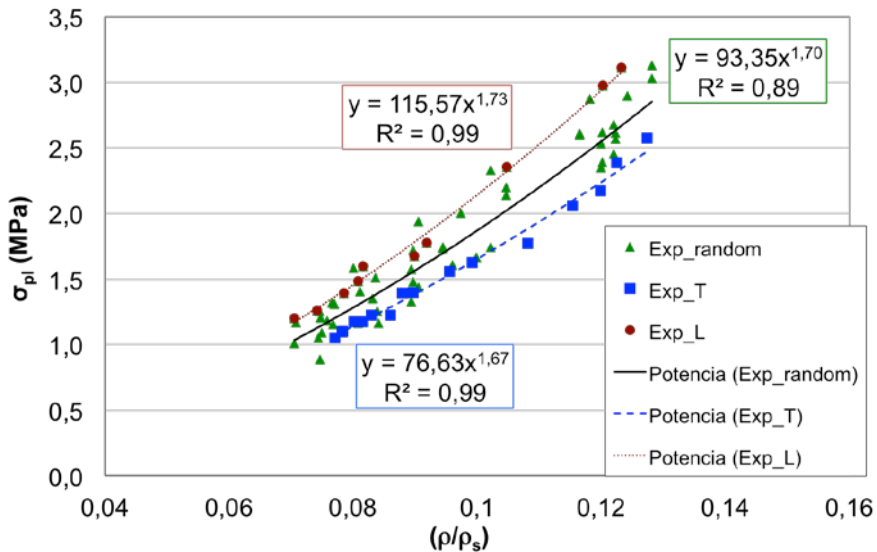


Figura 6.8. Tensión de plateau en función de la densidad relativa para ensayos con orientación no controlada y para series longitudinales y transversales.

El conjunto de resultados a partir de ensayos iniciales (sin control de orientación ni posición) se engloban dentro del rango que separa los resultados para los ensayos controlados en orientación (longitudinal y transversal).

Los resultados obtenidos indican que la anisotropía en la tensión de plateau es de 1.29-1.33, similar aunque ligeramente superiores a la anisotropía estructural R, que según se analizó en el capítulo 4 es, para ese rango de alturas de 1.25.

(Gibson y Ashby 1998) proponen un modelo (ecuación 4.3) que relaciona la anisotropía estructural R con la anisotropía en la tensión de plateau $\frac{\sigma_v}{\sigma_T}$

Para el caso de la espuma analizada, el modelo prevé un valor de $\frac{\sigma_v}{\sigma_T}$ de 1.38, algo superior al obtenido experimentalmente en este estudio.

La posición de la muestra en el bloque de espuma incide, según se ha visto en el capítulo 4 en su densidad. La densidad decrece desde la zona inferior del bloque hasta la zona superior. Según cabe esperar la tensión de plateau sigue esa misma tendencia (figura 6.9). Así las muestras en la zona inferior del bloque de espuma presentan una mayor resistencia, expresada como tensión de plateau, que las muestras de la zona superior del bloque (menos densas). Las diferencias son significativas, encontrándose dentro del mismo bloque de espuma un rango de σ_{pl} de 0.8 MPa a 3.3 MPa.

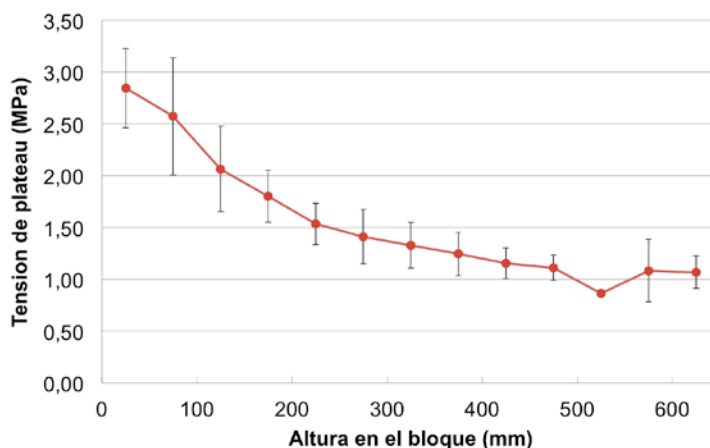


Figura 6.9. Tensión de plateau en función de la altura de la muestra en el bloque.

La dispersión de resultados para una misma altura dentro el bloque (y similar densidad) se debe principalmente al efecto de la orientación de la muestras ensayadas debido a la anisotropía estructural (orientación preferente de las celdas según se describe en el capítulo 4).

6.4. Efecto de la densidad en la pendiente del plateau

Conforme se vio en la figura 6.1, el plateau de tensiones no es plano sino que presenta cierta pendiente, afectando a la capacidad de absorción de energía. En este apartado se analiza la relación entre dicha pendiente con la densidad relativa de la espuma.

A partir de las curvas de tensión deformación obtenidas, se ha determinado la pendiente media del plateau de tensiones m_{pl} , tomando los datos de tensión desde una deformación 0.15 a 0.50. Dentro de este rango se evita la zona inicial de la plastificación, que suele presentar irregularidades y también la zona de colapso final a partir de 0.5 de deformación. La figura 6.10 presenta los valores de la tensión de plateau para distintas densidades.

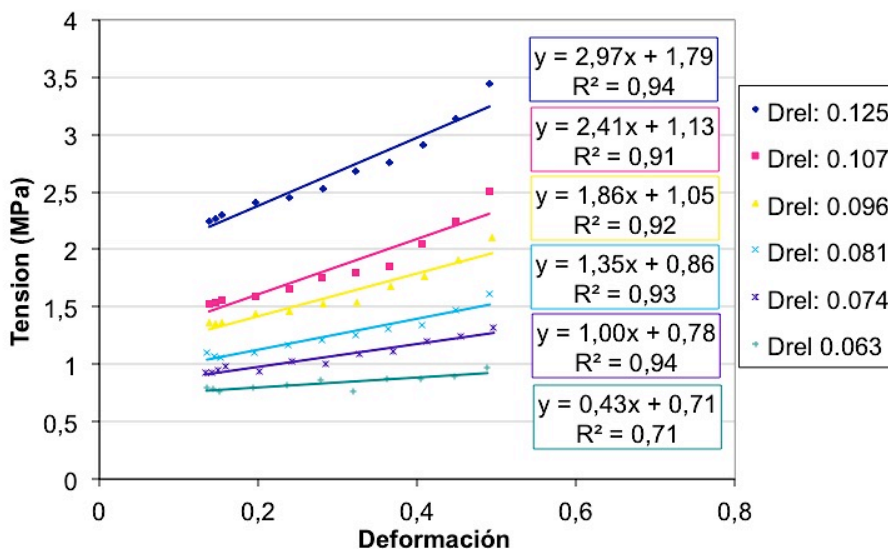


Figura 6.10. Zona de plateau de tensiones en gráfico tensión-deformación (muestras T). Dependencia de la pendiente de plateau con la densidad relativa.

A partir de las pendientes lineales ajustadas, se ha construido una gráfica en la que se observa la relación lineal existente entre la pendiente y los valores de la densidad relativa de la espuma (figura 6.11).

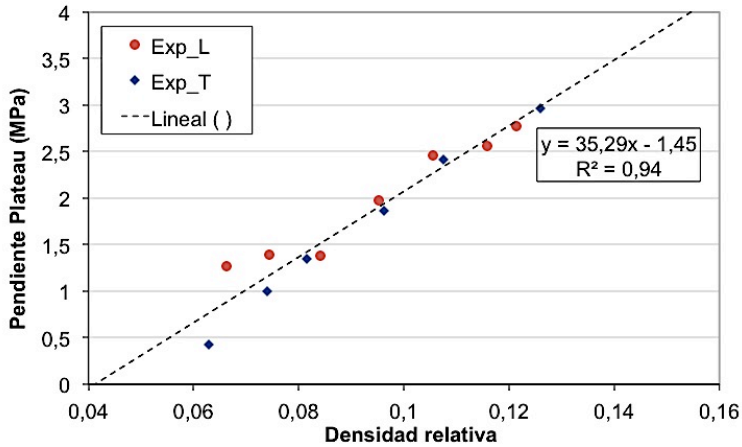


Figura 6.11. Pendiente de plateau ($\epsilon_{0,15}$ - $\epsilon_{0,5}$). (Rojo: muestras longitudinales; azul: muestras transversales)

Aunque para el cálculo de la pendiente de plateau promedio se ha utilizado la pendiente resultante a partir de un ajuste lineal, según se ve en la figura 6.10 ($R^2 \approx 0,92$), el tramo de plateau presenta realmente un crecimiento de las tensiones que se ajusta mejor a una curva polinomial de orden cuadrático ($R^2 \approx 0,98$), como se aprecia en la figura 6.12.

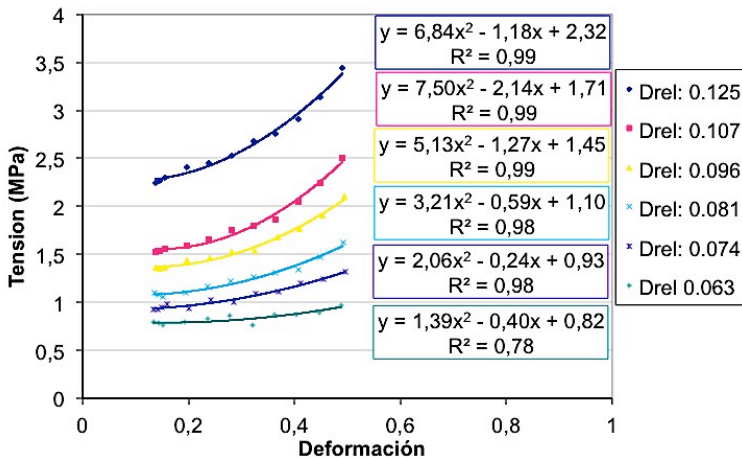


Figura 6.12. Zona de plateau de tensiones en gráfico tensión-deformación (muestras T). Dependencia de la pendiente de plateau con la densidad relativa (ajuste polinomial).

La pendiente en el plateau no es constante dentro del rango plástico previo a la densificación final, sino que va creciendo según aumenta la deformación. Cabe destacar que el crecimiento del valor σ_{PL} con la deformación, depende de forma directa de la densidad relativa de la muestra. Esta es la razón por la que los coeficientes cuadráticos ajustados a la evolución de σ_{PL} es mayor para las muestras más densas. Dicho efecto puede observarse en la figura 6.13, donde se presenta la pendiente del plateau de tensiones calculado para diferentes rangos de plastificación ($\epsilon:0.15-0.5$; $\epsilon:0.15-0.40$; $\epsilon:0.15-0.35$). De este modo, las diferencias en la pendiente del plateau calculada para diferentes rangos de deformación son crecientes con la densidad relativa de la muestra, siendo dichas diferencias mínimas en el caso de las muestras menos densas cuya meseta o plateau es más lineal.

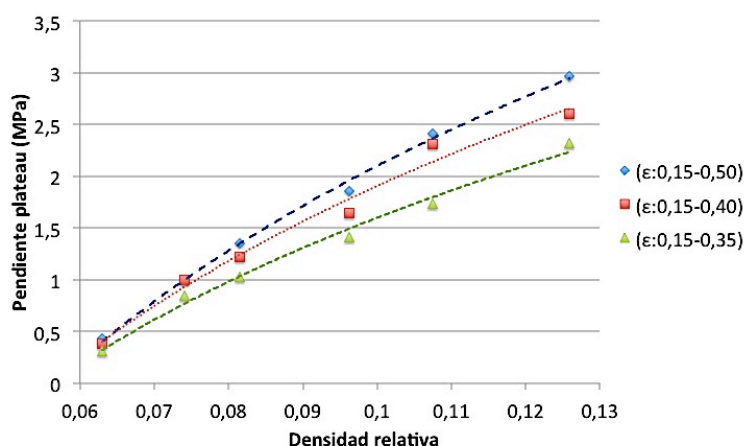


Figura 6.13. Evolución de la pendiente de plateau en función del rango de deformación analizado y de la densidad relativa.

En este sentido, la evolución de σ_{pl} previo a la densificación sigue la misma tendencia que se observa para el periodo de densificación una vez sobrepasada la deformación ϵ_d . Las curvas de densificación (tomadas en el rango de $\epsilon:0.60-0.80$) presentan una pendiente creciente con la densidad de la espuma (figura 6.14). Dichas curvas presentan un buen ajuste a una ecuación polinómica cuadrática (al igual que la zona del plateau).

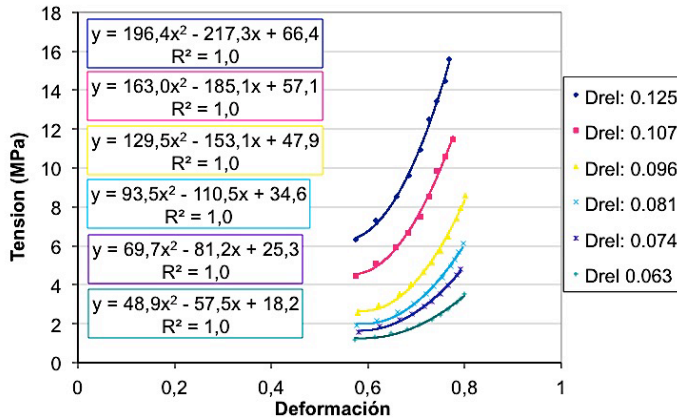


Figura 6.14. Dependencia de la pendiente de plateau con la densidad relativa (ajuste polinómico de orden 2).

Puede afirmarse que la zona de densificación y la zona plástica inicial están relacionadas entre sí como lo demuestra el buen ajuste entre los coeficientes de ambas curvas (figura 6.15). Utilizando en ambos casos una función polinómica de segundo orden, se obtiene como resultado un ajuste lineal entre el coeficiente cuadrático de las curvas de densificación con las curvas de σ_{pl} para cada una de las densidades de espuma.

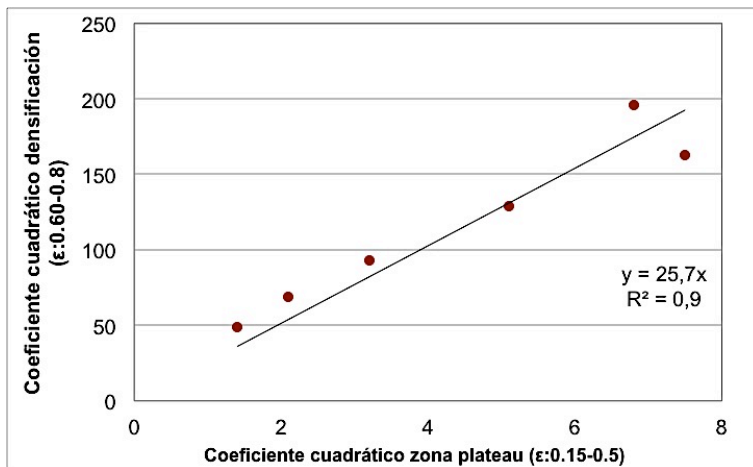


Figura 6.15. Coeficientes cuadráticos del ajuste polinómico de las curvas de densificación ($\epsilon:0.60-0.80$) y de plateau ($\epsilon:0.15-0.50$)

Según lo expuesto, la variación de la pendiente del plateau de tensiones con la densidad puede atribuirse a varios fenómenos, que se dan de forma simultánea en la espuma.

Un primer factor es la heterogeneidad en la densidad dentro de cada muestra individual. En un ensayo de compresión, existe una relación directa entre la heterogeneidad en la densidad dentro la muestra y la pendiente del plateau de tensiones. El gradiente de densidades es mayor en la zona inferior del bloque (muestras más densas) y va disminuyendo según aumenta la altura del panel (muestras menos densas), según se expuso en el apartado 4.1. De acuerdo al ajuste polinómico de la densidad de la espuma en función de la altura en el bloque, mostrado en la figura 4.3, se puede determinar con precisión el gradiente de densidad.

La aplicación de modelos potenciales ajustados a los datos experimentales permiten establecer el nivel de tensión de plateau en función de la densidad de la espuma.

Así, conociendo la posición de una muestra en el bloque (la altura mínima y máxima), podemos determinar la densidad en su punto inferior δ_0 y superior δ_1 , y a partir de ahí también los valores correspondientes de la tensión de plateau local σ_0 y σ_1 respectivamente.

La pendiente de plateau atribuible a la heterogeneidad en la densidad $m_{pl/\Delta\delta}$ dentro de la muestra, para un rango de deformación en el plateau ε_{pl} será por tanto:

$$m_{pl/\Delta\delta} = \frac{(\sigma_0 - \sigma_1)/(\delta_0 - \delta_1)}{\Delta\varepsilon_{pl}} \quad (6.1)$$

Para esta espuma $\Delta\varepsilon_{pl}$ puede tomarse como 0,4 ($\varepsilon:0.10-0.50$), por ser el rango típico de deformaciones en la zona del plateau previo a la densificación.

La pendiente de plateau debida a la heterogeneidad $m_{pl/\Delta\delta}$, calculada para muestras de 50 mm de longitud a lo largo de la altura del bloque se representa en la figura 6.16, donde se incluye el valor de pendiente obtenido experimentalmente.

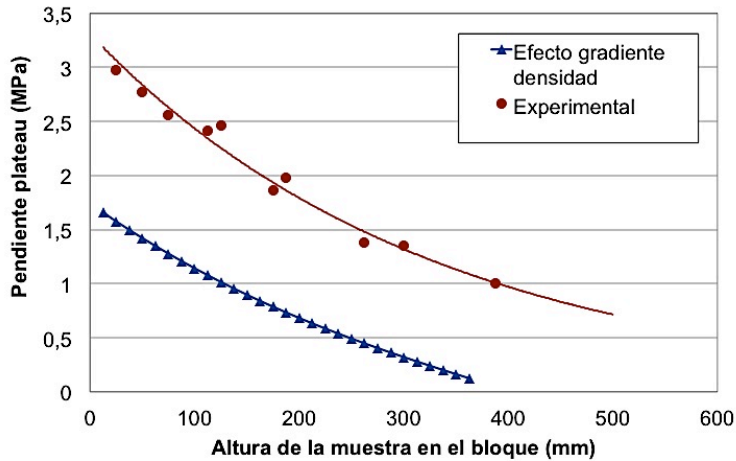


Figura 6.16. Pendiente de plateau frente a la altura en el bloque de espuma. Se muestra el efecto del gradiente de densidades (muestras $h < 500\text{mm}$), y los resultados experimentales ($\epsilon_{0.15} - \epsilon_{0.5}$).

A partir de los cálculos efectuados, el efecto de la heterogeneidad en la pendiente de plateau representa desde un 53% para la zona de mayor gradiente de densidad (base del bloque), al 0% a partir de 400 mm de altura, cuando las muestras son prácticamente homogéneas.

Según se ha visto, la diferencia entre el aportación a la pendiente de plateau debida a la heterogeneidad en la densidad, y la tendencia observada experimentalmente indica la presencia de otros factores que también inciden en la pendiente del plateau de la espuma.

La pendiente del plateau de tensiones debe estar relacionada con el proceso de deformación de la espuma a partir del colapso de bandas, y de cómo la densidad relativa de la muestra afecta a este proceso.

Así, el valor de la deformación para el cual los bordes de bandas de poros sucesivas entran en contacto durante el periodo de deformación plástica en el plateau, se reduce conforme se incrementa la densidad relativa (Degischer 2002). De esta forma, en la zona de plateau donde se produce progresivamente el colapso parcial de bandas de poros, el incremento en la densidad de la espuma supone un incremento del material que entra en contacto, para un mismo nivel de deformación. Una mayor cantidad de material en contacto supone un incremento del nivel de tensiones, frente a

una situación en la que el contacto sea menor (se está deformando una mayor cantidad de material). Este efecto contribuye así al hecho de que en las muestras más densas, el coeficiente cuadrático del ajuste polinómico de la zona del plateau sea mayor al que se da para muestras menos densas.

Por último, debe tenerse en cuenta el posible efecto de endurecimiento del propio material con el que está fabricada la espuma y que afectará al comportamiento de la misma.

La participación de todos los factores indicados puede servir por tanto para evaluar comportamiento de la pendiente del plateau de tensiones, lo cual es importante por cuanto dicha pendiente afecta directamente a la eficiencia en la absorción de energía de la espuma.

6.5. Efecto de la temperatura de ensayo en la tensión de plateau

Al igual que ocurre con los metales densos, la temperatura influye en las propiedades mecánicas de las espumas. El efecto de la temperatura depende de la temperatura de fusión del metal, que en el caso del aluminio es del orden de 660°C . Los ensayos se han realizado además de a temperatura ambiente a 190 , 290 y 340°C , lo que representa una temperaturas de $0,5T_f$, $0,6T_f$ y $0,65T_f$ (temperatura en grados absolutos).

Según cabe esperar, la resistencia a compresión de la espuma disminuye conforme aumenta la temperatura, según se muestra en la figura 6.17.

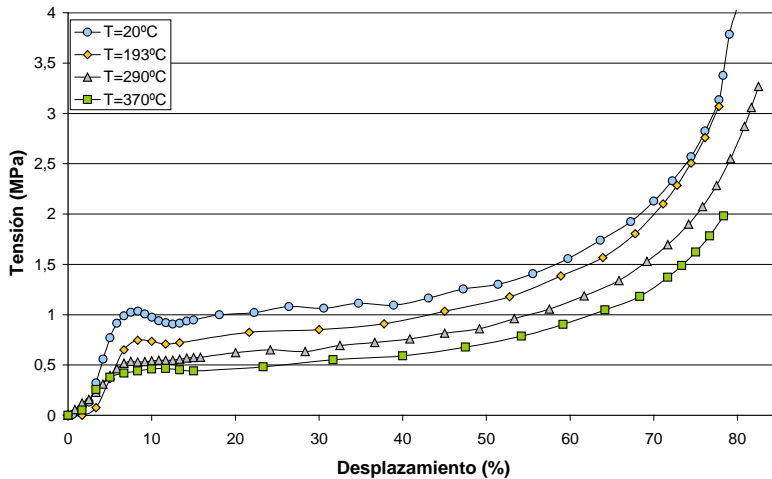


Figura 6.17. Curva tensión-deformación ensayo de compresión. Densidad de la espuma $0,17\text{g/cm}^3$

La relación entre el plateau y la densidad presenta una dependencia lineal con la temperatura de ensayo para las distintas agrupaciones de valores de densidad de la espuma analizadas (figura 6.18), y presenta valores similares a los obtenidos por otros autores. El reblandecimiento del material de la espuma a alta temperatura es equivalente al que ocurre con el aluminio sólido (Shehata Aly 2007).

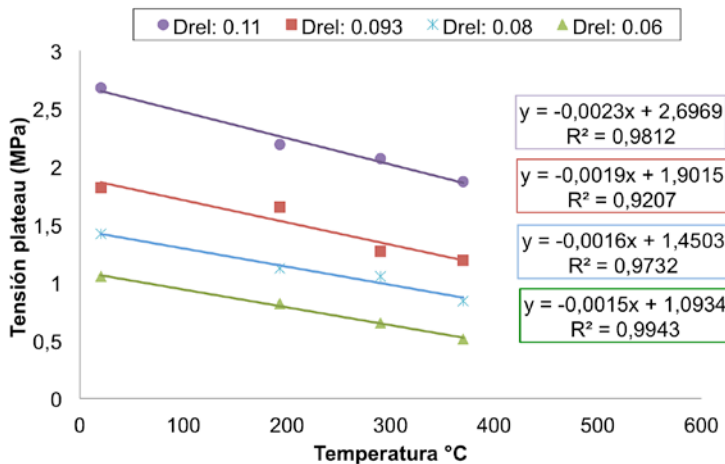


Figura 6.18. Tensión de plateau en función de la temperatura.

El crecimiento de la tensión de plateau con la densidad relativa se ha ajustado a una función de tipo potencial para las diferentes temperaturas de ensayo (figura 6.19). El ajuste entre los datos experimentales y la función potencial es muy bueno en todos los casos. El exponente de endurecimiento n crece según aumenta la temperatura de ensayo.

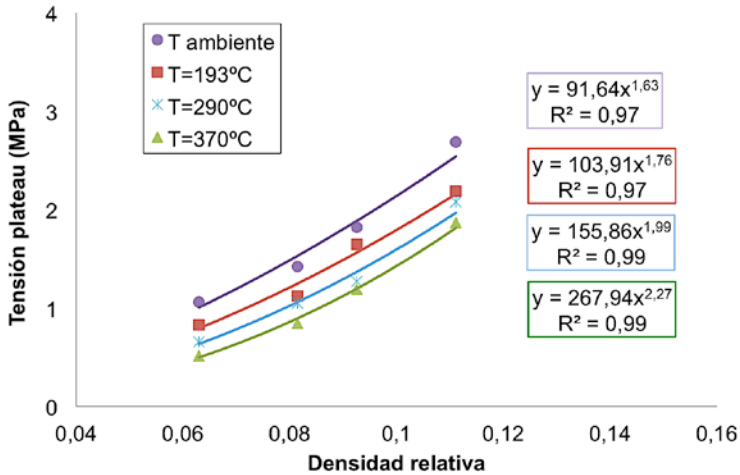


Figura 6.19. Tensión de plateau en función de la densidad relativa de la espuma. Ajuste potencial para distintas temperaturas de ensayo.

Estos resultados sugieren la existencia de un cambio gradual en el mecanismo primario que controla el colapso de las paredes de la estructura celular de la espuma. A temperatura ambiente el exponente n es de 1.63, lo cual indica un mecanismo de colapso plástico gobernado por la flexión de bordes. El exponente crece según aumenta la temperatura hasta un valor de 2.27 para una temperatura de 370°C. Este efecto sugiere una posible modificación en los mecanismos de deformación plástica. Cabe esperar en este sentido un incremento del componente de inestabilidad elástica debido a la disminución del límite elástico y del módulo E con la temperatura (Hufnagel 1992). Algunos autores sugieren que a alta temperatura pasan a ser relevantes, además de la flexión, los mecanismos de pandeo de paredes (McDonald 2003) (Salvo 2003).

6.6. Modelización de la tensión de plateau

El análisis del comportamiento mecánico de espumas metálicas suele llevarse a cabo habitualmente utilizando los modelos dimensionales descritos en la introducción (ecuaciones 1.12 y 1.15) para contrastarlos con los resultados experimentales o como base para la simulación del comportamiento mecánico de espumas. Cabe destacar, según se ha mencionado anteriormente, que en la mayoría de casos, para las espumas de aluminio, los resultados obtenidos experimentalmente son inferiores a los predichos por el modelo de poro cerrado, pero próximos a los predichos por el modelo para espumas de poro abierto de similar densidad. Este hecho suele justificarse por la existencia de defectos en las paredes celulares, irregularidades, etc. (Silva 1997, Simone 1998, Chen 1999, Andrews 1999, Olurin 2000))

La concordancia con las predicciones del modelo de poro abierto lleva a afirmar a muchos autores que las espumas de aluminio de poro cerrado se comportan como espumas de poro abierto. Esta afirmación implicaría, en base al modelo, que las paredes no aportarían nada a la resistencia mecánica y que la ecuación a aplicar sería por tanto la propuesta para celdas de poro abierto (ecuación 1.12). Si bien es posible que ciertas espumas de poro cerrado se ajusten mejor al modelo de poro abierto, entendemos que no es acertado justificar este hecho asumiendo que las paredes no aportan resistencia, dado que conceptualmente según el modelo (ecuación 1.15), eliminar el segundo término (que hace referencia al aporte de las paredes), implica que el ratio de material almacenado en bordes ϕ sería por tanto el responsable único de las propiedades mecánicas, y se llega por tanto a la incongruencia de que una espuma de poro abierto con $\phi=1$ tenga según la ecuación (1.15) la misma resistencia que una espuma con $\phi \ll 1$, en la que solo una parte del material se encuentra en los bordes. De ser esto cierto, significaría que los bordes en las espumas de poro cerrado son mucho más resistentes que en las espumas de poro abierto dado que resistirían lo mismo siendo más esbeltos, lo cual no es justificable.

Distintos estudios para celdas de aluminio de poro cerrado utilizan el modelo potencial de la ecuación (1.12), pero con diferentes valores de C_6 y del exponente n , que de hecho son superiores al postulado por el modelo, lo cual indica que dichas espumas son más resistentes de lo que sería una espuma de poro abierto con la misma densidad relativa.

A partir de las medidas de dureza y nanoindentación realizadas en esta tesis, el límite elástico estimado según la ecuación 5.1. para la espuma es del orden de $\sigma_{ys}=100$ MPa (en el rango mínimo dentro de lo que se propone en la bibliografía). Por otra parte, si nos basamos en los resultados de los ensayos de tracción realizados sobre muestras de material sólido a partir del metal drenado en la base de la espuma (según la metodología expuesta en el apartado 5.4), se obtiene un valor de $\sigma_{ys}=26$ MPa, claramente inferior a lo que se reporta en la bibliografía (ver capítulo 1). Según puede apreciarse, las diferencias a la hora de asignar esta propiedad dentro de la misma espuma es enorme, siendo con seguridad uno de los principales motivos por los que las constantes del modelo potencial ajustado a datos experimentales son diferentes para distintos autores.

Ajustando los datos obtenidos experimentalmente a un modelo potencial como el propuesto por la ecuación (1.12) para el cálculo directo de la tensión de plateau, se obtiene un coeficiente de endurecimiento promedio n de 1.70, con una constante multiplicadora de 93,35. La potencia es superior a la propuesta por el modelo de Gibson-Ashby (exponente $n=1.5$), aunque del mismo orden que la obtenida por otros autores. La constante multiplicadora C_9 equivale en este caso al producto $\sigma_{ys} * C_6$, por lo que el valor asignable a C_6 en este caso depende del límite elástico asignado al material sólido. Suponiendo un $\sigma_{ys} = 100$ MPa, $C_6 = 1.04$. Pero en el caso de tomar el valor de σ_{ys} obtenido a partir del ensayo de tracción de material sólido (26 MPa), el valor de $C_6 = 4$.

La orientación de las celdas incide también en las constantes del modelo. Según se muestra en la figura 6.20, en el caso de las muestras con las celdas orientadas preferentemente en la dirección de aplicación de la carga (exp_L), las constantes n y C_9 son respectivamente 1.73 y 115.57, mientras que en las muestras transversales (exp_T), las constantes son 1.67 y 76.63. Como consecuencia, el exponente potencial n resulta poco sensible a la orientación de las celdas (n : 1.73-1.67), mientras que la constante C_9 cambia significativamente, siendo considerablemente mayor para las celdas longitudinales (C_9 : 115.57), que para las ensayadas en sentido transversal ($C_9=76.63$).

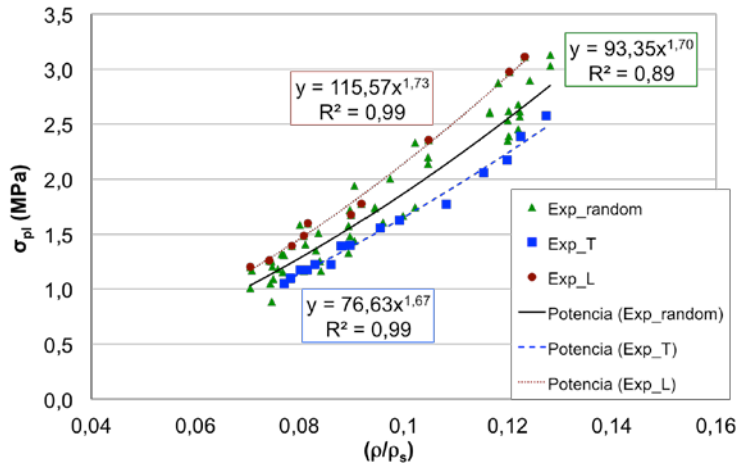


Figura 6.20. Tensión de plateau en función de la densidad relativa. Ajustes a modelos potenciales.

Al representar los datos experimentales de tensión de plateau frente a la densidad relativa elevada a la potencia 1.5 (figura 6.21), según se plantea en el modelo de Gibson-Ashby, la constante C_9 toma un valor promedio de 60, variando entre 52.6 y 68.2 en función de la orientación de las celdas en la muestra. Dicho resultado es coherente con lo obtenido por otros autores para espumas de aluminio (Deshpande y Fleck 2000).

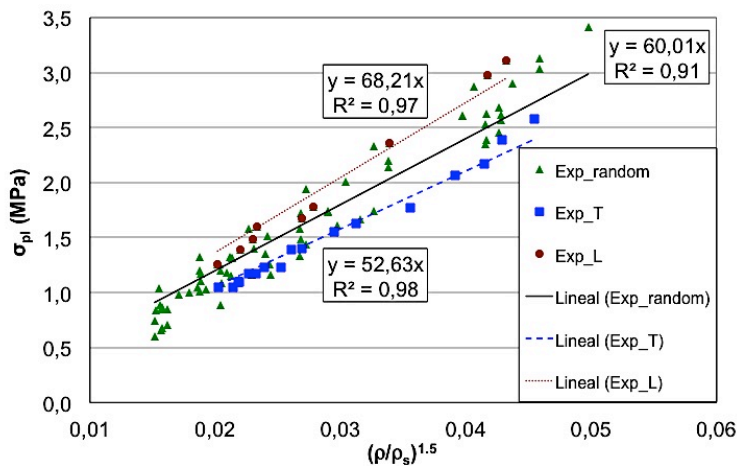


Figura 6.21. Tensión de plateau en función de la densidad relativa $(\rho/\rho_s)^{1.5}$. Modelos lineales ajustados.

En la figura 6.22 se representan los resultados experimentales (tomando $\sigma_{ys}=100\text{MPa}$) frente al modelo de para espumas de poro cerrado $f(\phi)$ descrito en la ecuación (1.15), utilizando las constantes propuestas por Gibson-Ashby ($C_6=0,3$; $C_6''=0,44$; $n=1.5$), incluyendo los extremos del modelo para $\phi=0$ (espuma poro cerrado con el material almacenado únicamente en las paredes) hasta $\phi=1$ (espuma de poro abierto donde todo el material se sitúa en los bordes).

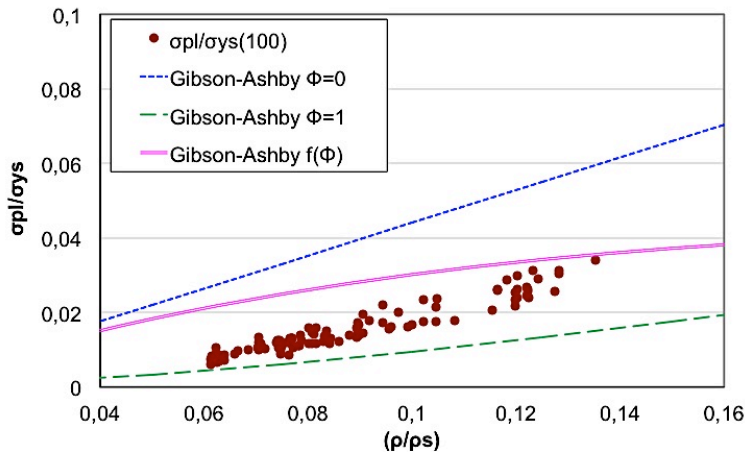


Figura 6.22. Tensión normalizada σ_{pl}/σ_{ys} frente a la densidad relativa. Datos experimentales y modelos teóricos.

Según se observa en la figura 6.22, el modelo 1.15 que incluye el efecto del material en bordes ϕ , con las constantes propuestas por Gibson-Ashby, no presenta un buen ajuste a los datos experimentales para la espuma analizada. El modelo prevé una menor dependencia de la tensión de plateau con la densidad relativa de la que se observa experimentalmente.

Este hecho es atribuible a varios factores que se analizan a continuación, basados en la dependencia que para esta espuma existe entre la densidad relativa y el ratio de material almacenado en bordes ϕ , y en consecuencia, a la subestimación del efecto de los bordes en la resistencia de la espuma.

Según se ha descrito en el capítulo 4, la densidad relativa de la espuma obtenida por fusión crece directamente en proporción al ratio de material almacenado en bordes ϕ . La densidad de las muestras es mayor en la parte

inferior del bloque en la que por efecto del drenaje de metal líquido durante el proceso de fabricación, el espesor de bordes es mayor, y también el ratio de material almacenado en los mismos, en detrimento del material almacenado en paredes. Así, para la espuma analizada, se obtiene una dependencia que sigue la siguiente relación $\phi = 3.61 \frac{\rho}{\rho_s}$. En la figura 6.23 se representa la evolución de ϕ con la densidad relativa de la espuma.

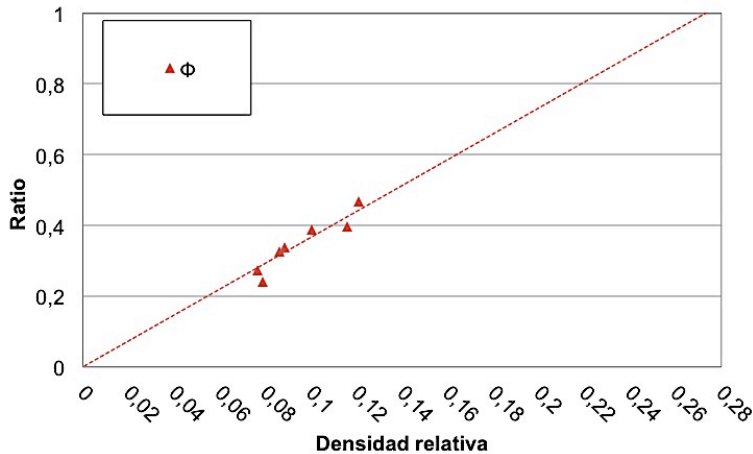


Figura 6.23. Ratio de material en bordes ϕ frente a la densidad relativa de la espuma.

En el rango de densidades estudiado, ϕ pasa de valores cercanos a 0.2 para una densidad relativa de 0.07 a un valor cercano a 0.5 para una densidad relativa de 0.12. La tendencia indica que para esta espuma, $\phi=1$ se alcanzaría para una densidad relativa cercana a 0.30.

Si la dependencia entre $\frac{\rho}{\rho_s}$ y ϕ es introducida en el modelo propuesto por la ecuación 1.15, sustituyendo el valor de ϕ , la fórmula quedaría como muestran las ecuaciones siguientes:

$$\frac{\sigma_{pl}}{\sigma_{ys}} = C_5 \left(3.61 \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^2 \right)^{1.5} + C_5'' \left(1 - \left(3.61 \frac{\rho}{\rho_s} \right) \right) \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right) \quad (6.2)$$

$$\frac{\sigma_{pl}}{\sigma_{ys}} = C_5 6.86 \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^3 + C_5'' \left(\left(\frac{\rho}{\rho_s} \right) - 3.61 \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^2 \right) \quad (6.3)$$

Como se ha indicado anteriormente, los resultados experimentales obtenidos para distintas espumas metálicas de poro cerrado, incluidos los obtenidos en esta tesis, muestran una dependencia de la densidad relativa según una ley potencial con exponentes mayores que $n=1.5$. A partir de la ecuación original (1.15), no es posible conseguir un exponente superior a 1.5, lo que obviamente limita la validez de dicho modelo cuando se aplica a espumas de aluminio de poros cerrados. Sin embargo, una vez incorporada al modelo original la relación existente entre ρ/ρ_s y ϕ , característica de las espumas de fusión analizadas, el nuevo modelo propuesto por la ecuación 6.3 permite efectivamente reproducir correlaciones con exponentes $n > 1.5$. Globalmente, el exponente que se obtiene en un ajuste potencial simple a los datos experimentales, viene definido cuando se aplica el modelo propuesto por el peso relativo de cada uno de los sumandos, controlados por las constantes C_6 y C_6'' . De esta forma, los incrementos en la contribución relativa a la resistencia de los bordes incrementa el valor del exponente de la ley potencial, al contrario de lo que ocurre cuando aumenta del peso en paredes. El modelo permite así ajustar tanto el nivel de la resistencia como su pendiente frente a la densidad relativa.

Por otra parte, en una espuma de poro cerrado, podemos definir la contribución relativa a la resistencia debida a bordes y paredes mediante el modelo aditivo:

$$\sigma_{pl} = \sigma_e + \sigma_f \quad (6.4)$$

Donde,

σ_e es la tensión soportada por los bordes,

σ_f es la tensión soportada por las paredes .

Los valores normalizados de σ_e , y σ_f , serán por tanto,

$$\sigma_{en} = \frac{\sigma_e}{\sigma_{pl}} \quad (6.5)$$

$$\sigma_{fn} = \frac{\sigma_f}{\sigma_{pl}} \quad (6.6)$$

De esta forma, volviendo al modelo clásico de Gibson y Ashby para espumas de poro cerrado (ecuación 1.15), el ratio de resistencia aportado por los bordes, es decir, el aporte del primer sumando frente a la resistencia total será equivalente a σ_{en} , mientras que el aporte del segundo sumando

(paredes) frente al total será equivalente a σ_{fn} . Así, con las constantes propuestas por Gibson y Ashby, el aporte que a la resistencia hacen paredes y bordes en función de la densidad relativa de la espuma es el presentado en la figura 6.24.

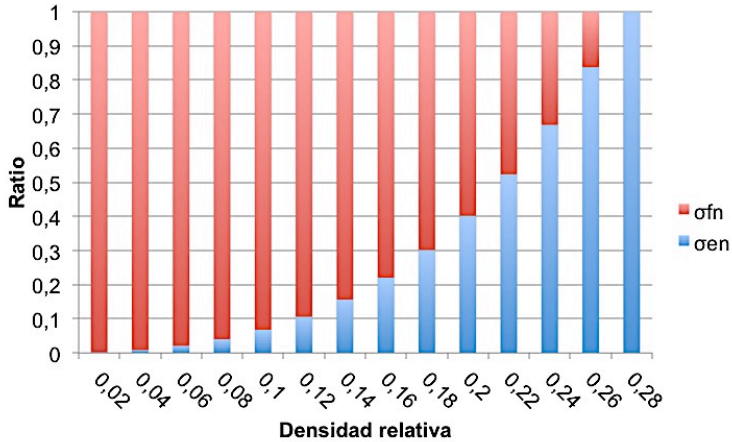


Figura 6.24. Ratio de la tensión soportada por bordes (σ_{en}) y paredes (σ_{fn}). Modelo Gibson-Ashby (ec. 6.2 – $C_6=0,3$; $C_6''=0,44$; $n=1.5$).

Según este modelo, el aporte de los bordes a la resistencia de la espuma aumenta exponencialmente conforme se incrementa la densidad relativa de la misma, hasta llegar a un punto, para una densidad relativa de 0.28, en el que toda la resistencia sería soportada por los bordes.

Debe destacarse que el valor de densidad relativa para el cual se alcanza una estructura celular constituida exclusivamente por bordes $\phi=1$ a partir del modelo de Gibson y Ashby es significativamente coincidente con el valor que se deduce del ajuste obtenido en esta tesis, a partir de las observaciones experimentales, para los valores de ϕ en función de la densidad relativa..

Dentro del rango de densidades relativas de la espuma Alporas (0.06 – 0.12), el ratio de tensión soportada por los bordes que propone el modelo de Gibson-Ashby (figura 6.24), es de tan solo 0.02 (2%) para una densidad relativa de 0.06, y de un 0.06 (6%) para una densidad relativa de 0.12. Teniendo en cuenta que el ratio de material almacenado en bordes presenta un valor $\phi= 0.21$ (21%) para una densidad relativa de 0.06, y $\phi\approx 0.48$ (48%) para una densidad relativa de 0.12, parece evidente que dicho modelo

subestima el aporte de los bordes en la resistencia mecánica de la espuma dentro del rango analizado.

Tampoco resulta razonable que, como indican otros autores, la baja contribución de los bordes sea compatible con un comportamiento calificado como similar a las espumas de celda abierta.

En vista de estas limitaciones, se propone una modificación del modelo en base a la ecuación 6.3, ajustando las constantes del mismo (C_6 , C_6'') para conseguir una mejor adaptación a los datos experimentales, tanto en valores absolutos como en la curvatura frente a la densidad relativa. El mejor ajuste se muestra en la figura 6.25. Los valores de las constantes dependen del valor de σ_{ys} considerado para el material sólido. Las constantes ajustadas son las expuestas en la tabla 6.1.

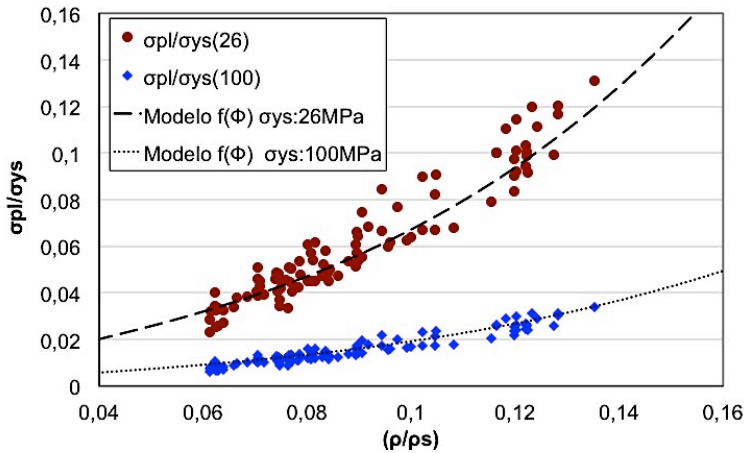


Figura 6.25. Modelo de comportamiento mecánico según a la ecuación 6.3, ajustado a los datos experimentales.

Tabla 6.1. Constantes de la ec.6.3 obtenidas ajustadas a los datos experimentales

	C_6	C_6''
$\sigma_{ys}=100\text{MPa}$	1.4	0.15
$\sigma_{ys}=26\text{ MPa}$	4.9	0.525

Las constantes para $\sigma_{ys} = 26 \text{ MPa}$ son 3.5 veces mayores que las obtenidas para una $\sigma_{ys} = 100 \text{ MPa}$, pero mantienen entre si una relación similar.

El modelo propuesto permite también valorar de modo separado la contribución relativa de paredes y bordes a la resistencia de la espuma. El peso que bordes σ_{en} y paredes σ_{fn} tienen sobre la resistencia de la espuma en el modelo propuesto es independiente del valor de σ_{ys} considerado. Así, el modelo da una mayor importancia al aporte que los bordes tienen sobre la resistencia mecánica de la espuma frente al modelo clásico propuesto por Gibson-Ashby, como se muestra en la figura 6.26.

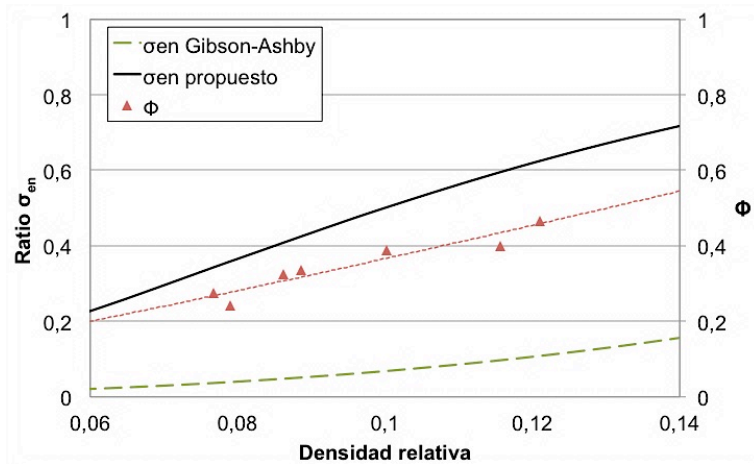


Figura 6.26. Ratio de la tensión soportada por bordes (σ_{en}) según el modelo Gibson-Ashby frente al modelo propuesto.

En el modelo propuesto, el ratio de la resistencia que aportan los bordes σ_{en} es del mismo orden, aunque ligeramente superior, al ratio de material almacenado en bordes ϕ , mientras que en el modelo de Gibson-Ashby el valor de σ_{en} es, según se ha visto anteriormente, muy inferior al valor de ϕ .

7. ABSORCIÓN DE ENERGÍA

En este capítulo se presentan y analizan los resultados de los ensayos mecánicos de compresión desde el punto de vista de la capacidad de absorción de energía.

Un absorbedor de energía consiste conceptualmente en un sistema que convierte energía cinética en otra forma de energía. Cuando la energía es absorbida a partir de un mecanismo de deformación, dicha transformación puede ser reversible o irreversible dependiendo si la deformación generada es elástica o plástica. En los sistemas de protección frente a impactos es preferible el uso de sistemas de absorción irreversibles dado que la devolución de energía elástica puede ser perjudicial para el cuerpo a proteger.

Existen diferentes sistemas de absorción de energía por colapso plástico basados en la geometría o tipo de estructura del absorbedor (tubos conificados, sistemas alámbricos, columnas huecas de pared delgada, sistemas sándwich, nido de abeja, espumas etc.) (Alghamdi 2001).

En el caso de las espumas metálicas, el mecanismo de absorción de energía se basa en la deformación plástica, siendo por tanto un sistema de absorción de energía irreversible. La capacidad para absorber energía de una espuma sin incrementar significativamente la tensión o esfuerzos transmitidos resulta de calcular el área bajo la curva de tensión-deformación hasta dicha deformación ϵ_d (figura 7.1). En las espumas metálicas, la absorción de energía en el régimen elástico es muy pequeña, siendo la mayor parte de la energía absorbida en la región del plateau, donde la tensión además se mantiene prácticamente constante para un largo intervalo de deformación. Así, para la caracterización de las espumas en cuanto a su capacidad para absorber energía, resultan relevantes tanto los valores de las tensiones de plateau como los valores de la deformación ϵ_d . Este parámetro describe la fracción total de la longitud del absorbedor que resulta útil para la absorción de energía y se designa a veces como eficiencia de deformación δ_{Eff} (Iluk 2013).

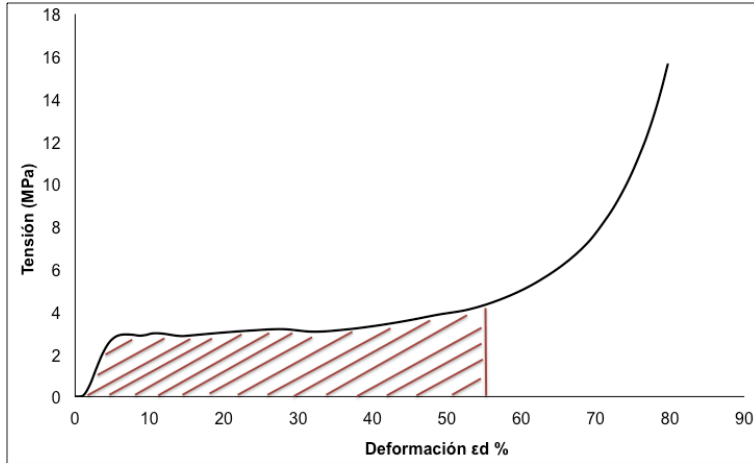


Figura 7.1. Energía absorbida en compresión hasta una deformación ϵ_d del 55%.

El objetivo de los sistemas protección frente a impactos es absorber la energía cinética del objeto/cuerpo a proteger manteniendo la fuerza o tensión que se trasmite al resto de la estructura por debajo de un valor límite. Dado que la tensión de plateau depende de la densidad relativa de la espuma según se ha analizado en el Capítulo 6, la energía absorbida también lo está.

La figura 7.2 muestra cómo, si la densidad de la espuma es demasiado baja, la espuma colapsa, presentando un incremento acusado de la tensión antes de absorber toda la energía requerida. Si la densidad es demasiado alta, la tensión supera el valor límite antes de que se haya absorbido suficiente energía.

La espuma ‘ideal’ es aquella que presenta valores σ_{pl} justo por debajo del valor límite de tensión para el cuerpo a proteger, y con una energía por unidad de volumen hasta el punto de densificación ϵ_d que sea igual o mayor que la energía cinética a absorber.

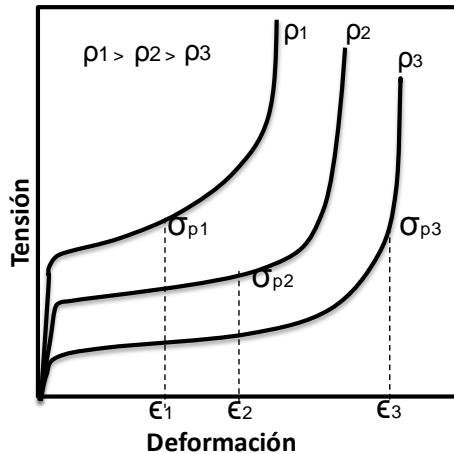


Figura 7.2. El pico de tensiones generado en tres espumas de densidad diferente absorbiendo la misma energía W_v se representa como σ_{p1} , σ_{p2} , σ_{p3} (Zhang 1994)

En la espuma Alporas, la transición entre el plateau de tensiones y la densificación no se presenta como un cambio brusco, sino como una curva donde la pendiente de la tensión aumenta progresivamente hasta alcanza la línea de densificación total. La deformación óptima de absorción de energía no está determinada por un punto singular dentro de la curva tensión-deformación, sino que se encuentra en un punto indeterminado entre el plateau de tensión y la zona de densificación.

Existen diferentes aproximaciones para el cálculo del valor de tensión y deformación óptimas que definen la energía absorbida por una espuma. La norma ISO 13314:2011 define el nivel de tensión límite como un múltiplo (1.3) de la tensión de plateau. Esta aproximación resulta práctica dada la sencillez en el cálculo, aunque dependiendo de la espuma, el valor de energía resultante no se corresponda con exactitud al máximo valor de energía por unidad de tensión alcanzable por dicha espuma. Para un análisis en profundidad del comportamiento de la espuma resulta más conveniente definir el cálculo de la deformación y tensión óptima (o tensión límite) como aquellas para las que la energía por unidad de tensión es máxima.

La tensión límite es un parámetro fundamental en el diseño de absorbedores de energía frente a impacto ya que determina la desaceleración máxima que

sufrirá el cuerpo a proteger en el rango de absorción previo a la densificación.

7.1. Metodología de caracterización de la absorción de energía

Se han propuesto distintos métodos para caracterizar la absorción de energía en espumas (Nagy 1974), (Gibson y Ashby 1997)(Lu 2003).

Existen algunos, como el factor de Jenssen, “J”, y el factor de amortiguamiento, “C” en los que se mide la eficiencia de la espuma, tomada como la relación entre la energía absorbida y la energía máxima teórica (Woolam 1968). El problema de este tipo de representaciones es la necesidad de realizar un nuevo diagrama para cada densidad de espuma o para cada velocidad de deformación, perdiéndose de esta manera visión de conjunto. Otro método es el de los diagramas de absorción de energía desarrollados por Maiti et al. (Maiti 1984), que permite determinar la espuma óptima para una aplicación de absorción de energía dada, utilizando información de la tensión máxima admisible, la energía total a absorber y la velocidad de deformación. Este método resulta útil para el diseño de absorbedores de energía cuando se dispone de datos para diferentes densidades de las espumas. Su mayor inconveniente es que no aporta información sobre la eficiencia de la espuma y además, la determinación de la deformación óptima de utilización de la espuma como absorbedor de energía no es fácil de encontrar en algunos casos, siendo necesaria la representación de varias densidades de espuma para poder determinar la tensión óptima de utilización de cada una de ellas.

En estos diagramas se representa la energía absorbida por unidad de volumen, frente a la tensión a lo largo del ensayo de compresión. En la figura 7.3 se representa el comportamiento para distintas densidades de espuma Alporas analizadas en este trabajo, según el procedimiento de Maiti.

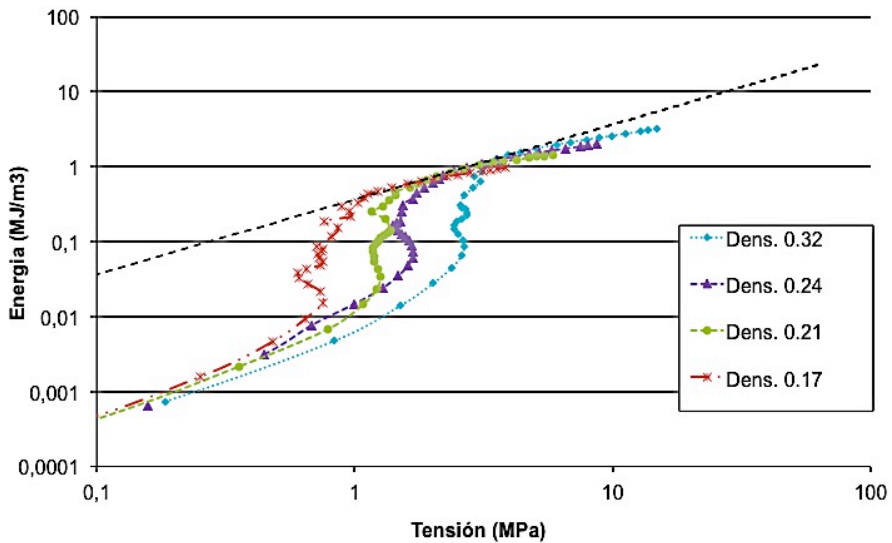


Figura 7.3. Diagramas de Maiti: Absorción de energía para varias densidades de la espuma. Los puntos óptimos de utilización coinciden con la tangente.

Las curvas obtenidas presentan una zona inicial donde la pendiente se incrementa hasta alcanzar un valor a partir del cual las curvas se amortiguan, la tensión óptima de utilización de la espuma se encuentra en la zona de transición entre ambas zonas. Para determinar ese punto de tensión óptima se traza la línea tangente a las curvas resultado de varias densidades. El punto de tangencia entre la recta y cada una de las curvas marca el punto de tensión óptima para esa densidad de espuma.

Mediante esta representación gráfica pueden obtenerse los resultados de tensión óptima para diferentes temperaturas y también para diferentes velocidades de deformación, creándose de esta forma diagramas completos para el diseño de absorbedores de energía. Las limitaciones de este tipo de representación están en que la tensión óptima de diseño únicamente puede obtenerse de forma clara cuando se representan varias densidades en el mismo gráfico, además de que este tipo de representación no aporta información acerca de la eficiencia de la espuma.

Según se ha expuesto, existen limitaciones en los diferentes métodos de representación gráfica de la energía absorbida, por cuanto ninguno de ellos

aporta simultáneamente información sobre la eficiencia de la espuma y su densificación óptima. A continuación se propone una metodología original, desarrollada para la caracterización de la absorción de energía en espumas que resuelve las limitaciones expuestas.

7.2. Diagramas de densificación óptima

Se propone un método alternativo para caracterizar las propiedades de absorción de energía de las espumas, a partir de los resultados obtenidos en el ensayo de compresión y que permite determinar de forma clara el valor óptimo de deformación para cada espuma, y por tanto también el de la tensión óptima. Además, a partir de estos diagramas también se determina la eficiencia de la espuma (en relación al máximo teórico) en su punto óptimo de utilización.

El proceso consiste en utilizar diagramas, que hemos llamado de “densificación óptima”, en los que se representa la energía absorbida por unidad de volumen, normalizada por la tensión, frente a la deformación. Esta representación presenta siempre un máximo, como se aprecia en la figura 7.4. Este máximo representa el punto óptimo de deformación para la utilización de la espuma de la forma más eficiente. En un reciente trabajo se propone un criterio similar para definir el punto óptimo (Tan 2012).

En este caso, el valor de deformación de densificación viene definido por el valor máximo de energía absorbida por unidad de tensión. Así, la eficiencia en la absorción de energía E_f , para una deformación ε_a dada se define como:

$$E_f(\varepsilon_a) = \frac{\int_0^{\varepsilon_a} \sigma(\varepsilon) d\varepsilon}{\sigma_a}, \quad 0 \leq \varepsilon_a \leq 1 \quad (7.1)$$

Donde σ_a es la tensión en ε_a . De esta forma, la deformación de densificación o densificación óptima ε_d , es el valor de deformación en el que se obtiene la mayor eficiencia en la absorción de energía:

$$\left. \frac{dE_f(\varepsilon_a)}{d\varepsilon} \right|_{\varepsilon_a=\varepsilon_d} = 0, \quad 0 \leq \varepsilon_d \leq 1 \quad (7.2)$$

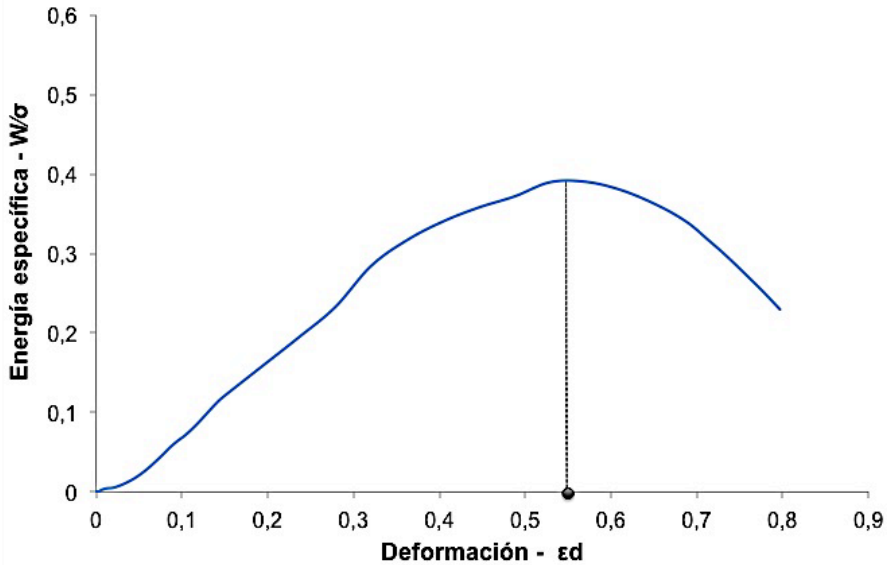


Figura 7.4. Diagrama de deformación óptima para una espuma de aluminio obtenida por fusión.

A partir de la deformación óptima de utilización de la espuma puede obtenerse también la tensión óptima, incluyendo la representación de la gráfica tensión-deformación y calculando la tensión en la curva para la deformación obtenida (figura 7.5).

Además de obtenerse de forma sencilla la deformación y tensión óptimas para el diseño de absorción de energía con espumas, este diagrama también resulta útil para conocer la eficiencia de la espuma en su punto óptimo en relación a la máxima eficiencia teórica (siendo esta eficiencia máxima teórica el área máxima para una tensión y deformación dadas, esto es el producto tensión por deformación).

Dado que en estos diagramas se representa la energía por unidad de tensión frente a la deformación, la eficiencia máxima teórica se representa como una línea de pendiente uno, puesto que la energía por unidad de tensión tiene unidades de deformación.

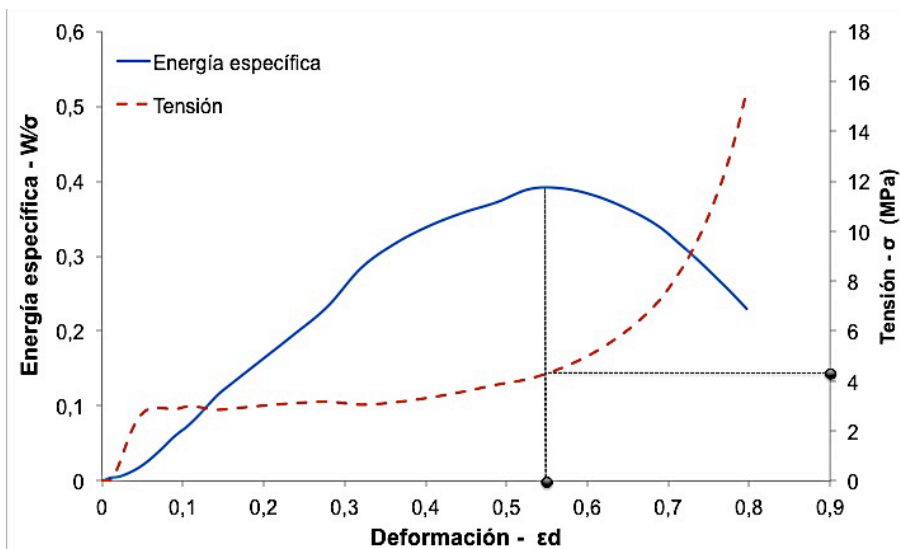


Figura 7.5. Deformación óptima y tensión límite de una espuma (ensayo de compresión) a partir de su diagrama de deformación óptima.

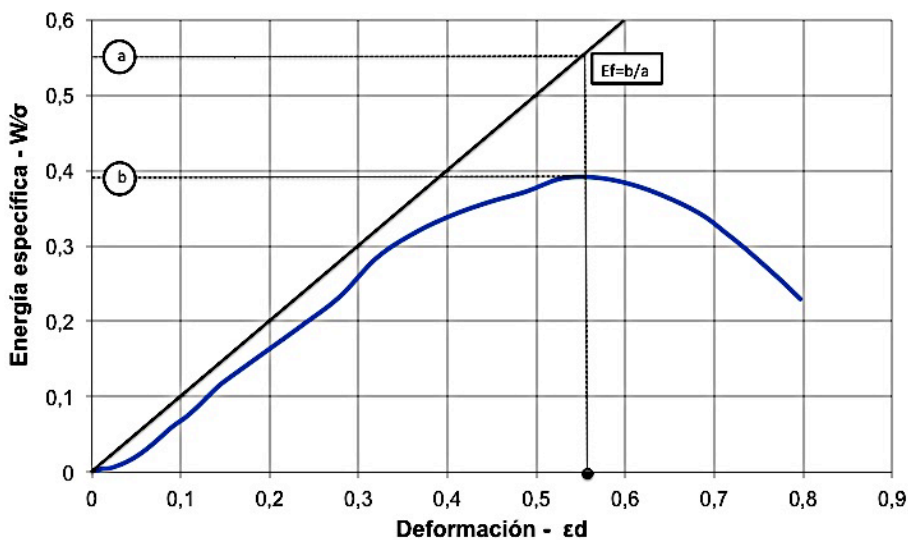


Figura 7.6. Diagrama de deformación óptima para una muestra de espuma. Se representa también la línea de máxima eficiencia teórica.

Así, la eficiencia E_f para la deformación óptima ϵ_d es la relación entre la energía por unidad de tensión en el punto máximo de la curva y el valor que para esa misma deformación tiene la recta de máxima eficiencia teórica, correspondiéndose dicho valor con el ϵ_d (ecuación 7.3). La eficiencia de la espuma representada en la figura 7.6 será la relación entre el punto b y el punto a.

$$E_{f_d} = \frac{\epsilon_d}{W/\sigma(\epsilon_d)} \quad (7.3)$$

Es importante resaltar el hecho de que la eficiencia en el punto de densificación óptima no es equivalente al valor de eficiencia máxima. La eficiencia máxima en este caso se obtiene para una deformación inferior a la de densificación óptima (debido a la desviación respecto al plateau de tensiones que se produce en el tramo de la curva tensión-deformación previo a dicha densificación óptima). En la figura 7.7 se representa la evolución de la eficiencia en función de la deformación junto con la curva propuesta para el cálculo de densificación óptima. En este caso la eficiencia máxima se alcanza para una deformación de $\epsilon=0.33$ y tiene un valor de 0.9, mientras que la densificación óptima se produce para una deformación de $\epsilon=0.55$ con una eficiencia de 0.7.

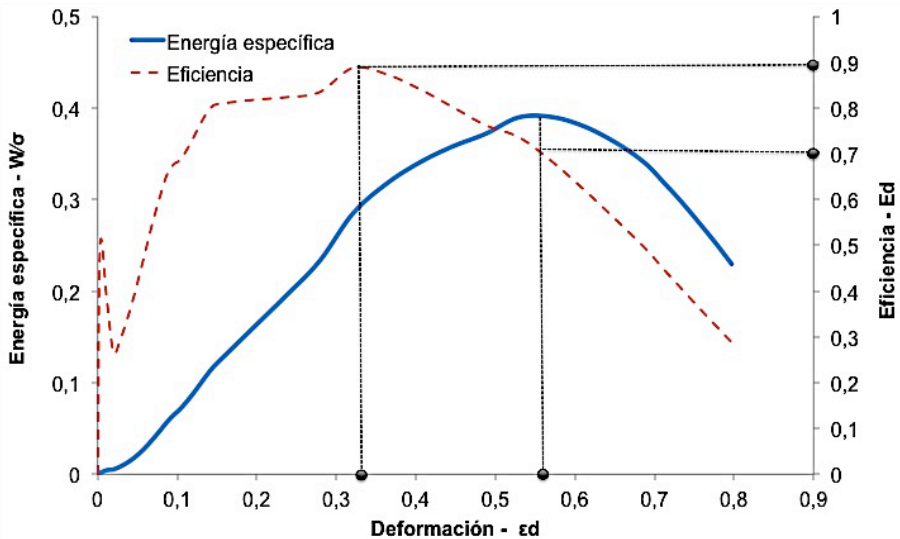


Figura 7.7. Diagrama de deformación óptima para una muestra de espuma Alporas (azul) incluyendo la evolución de valores de eficiencia en todo el rango de deformación (rojo).

7.3. Efecto de la macroestructura (anisotropía y gradientes de densidad).

Dado que la energía absorbida presenta una dependencia directa con la tensión de plateau, es lógico que el efecto de la anisotropía estructural incida en la absorción de energía absorbida de forma similar al efecto expuesto en el capítulo 6 para la tensión de plateau.

En la figura 7.8 se observa como para una misma altura de la muestra en el bloque (misma densidad), las muestras verticales absorben más energía que las transversales, menos en la zona más alta del bloque (a partir de los 500mm) donde la tendencia cambia debido a que la orientación de los poros pasa de ser vertical a ser horizontal (ver capítulo 4).

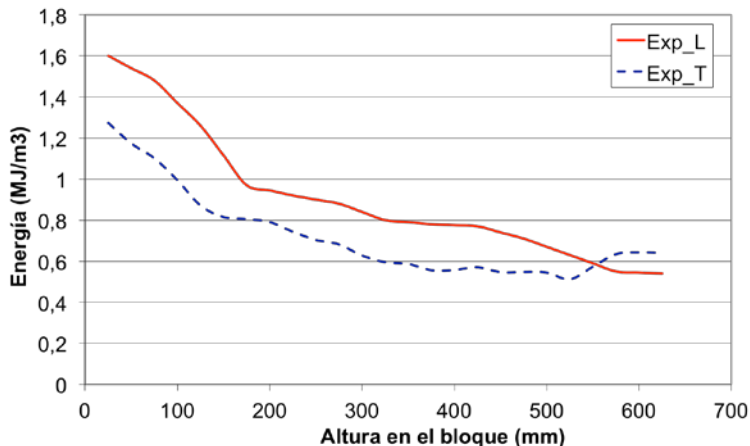


Figura 7.8. Energía absorbida en función de la altura de la muestra en el bloque. Rojo: muestras verticales. Azul: muestras transversales.

La energía absorbida por las muestras con los poros orientados en la dirección de deformación es por lo tanto mayor que la absorbida por las muestras con poros transversales, según cabe esperar en función de los resultados obtenidos anteriormente para la tensión de plateau. En la figura 7.9 se representa la anisotropía en la absorción de energía (ec. 7.4) junto con la anisotropía en la tensión de plateau en función de la altura dentro del

bloque de espuma, definiendo la anisotropía en la absorción de energía por la relación entre la energía absorbida en muestras orientadas en sentido vertical (o longitudinal) y la energía absorbida en muestras transversales, como $R_E = W_{vL}/W_{vT}$.

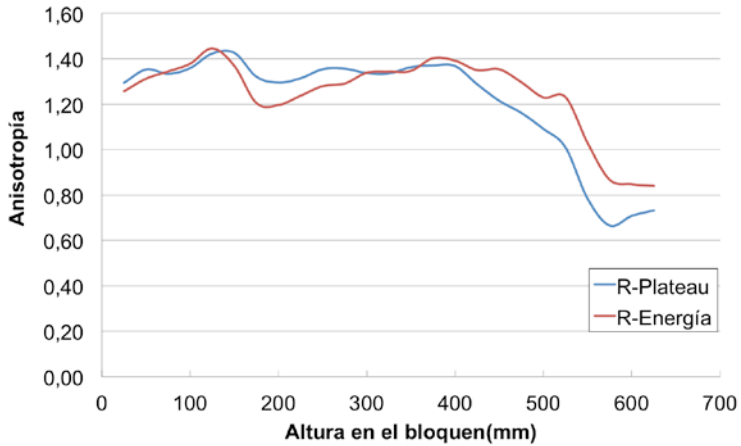


Figura 7.9. Anisotropía en la absorción de energía y en la tensión de plateau en función de la altura de la muestra en el bloque.

El efecto que la anisotropía estructural R_{VT} tiene sobre las propiedades mecánicas es significativamente similar para la absorción de la energía R_E y para la tensión de plateau R_{pl} . Este hecho resulta lógico en tanto que, simplificando, la energía absorbida es resultado de multiplicar la tensión de plateau σ_{pl} por la deformación de densificación ϵ_d .

La anisotropía en la absorción de energía R_E presenta para el rango analizado (h_0 - h_{500} mm) un valor promedio $R_E = 1.30$.

7.4. Efecto de la densidad en la deformación de densificación

La densidad relativa de la espuma es una variable determinante en el nivel de deformación requerido hasta alcanzar la densificación. Dado que la densificación se produce cuando las celdas han sido colapsadas y la espuma pasa a comportarse como un sólido denso, resulta evidente que las espumas con una densidad relativa alta densificarán antes que las espumas con una densidad relativa más baja. Dicha densificación ocurrirá por tanto para un menor nivel de deformación según la espuma presente una densidad mayor que la haga más próxima a un cuerpo denso.

Para el cálculo teórico de la deformación de densificación ε_d existen distintos modelos en la literatura, que permiten un ajuste a los resultados experimentales. De esta forma, (Shen 2010) o (Gibson y Ashby 1997) proponen un modelo que sigue la ecuación 7.4:

$$\varepsilon_d = 1 - K \left(\frac{\rho_e}{\rho_s} \right) \quad (7.4)$$

donde, ρ_e es la densidad de la espuma, ρ_s es la densidad del material sólido y K es un coeficiente que depende del modo de densificación (para la espuma Alporas, Shen propone un valor de 5 para una densidad relativa de 0.9). A partir de esta ecuación el valor de ε_d pasa de un valor 1 para una espuma con densidad relativa 0 (lo cual es cierto desde un punto de vista teórico) a un valor 0 para una densidad relativa de 0.2. Si bien este modelo puede ajustarse a los resultados experimentales para espumas en el rango de densidades relativas de 0 a 0.2, no puede aceptarse como válido desde un punto de vista conceptual dado que la ε_d debe ser mayor de 0 para espumas con densidades relativas superiores a 0.2 lo cual invalidaría el método para cualquier cálculo posterior que pretenda estimar el comportamiento en absorción de energía de la espuma en un rango más amplio de densidades.

Por otra parte (Iluk 2013) propone un modelo logarítmico según la ecuación 7.5. como dato para su uso en el modelo de Deshpande y Fleck para la modelización de la espuma (Deshpande y Fleck 2000B). En este caso debe tenerse en cuenta que el modelo trabaja con deformaciones reales y no nominales. Para el caso de deformaciones nominales, la formula pasaría a ser la descrita en la ecuación 7.6.

$$\varepsilon_{d(\text{real})} = -\ln\left(\frac{\rho}{\rho_s}\right) \quad (7.5)$$

$$\varepsilon_{d(\text{nominal})} = 1 - \left(\frac{\rho}{\rho_s}\right) \quad (7.6)$$

La ecuación 7.6 es igual a la ecuación 7.4 salvo porque no se incluye el coeficiente K. Así, los valores de ε_d van desde 0 para una densidad relativa de 1 hasta 1 para una densidad relativa de 0. En este caso los resultados distan del comportamiento real de la espuma dado que los niveles de deformación están muy por encima de los esperables para la densidad relativa de la espuma en cada momento. En la figura 7.10 se representan los modelos propuestos por las ecuaciones 7.4 y 7.6, incluyendo los datos experimentales de ε_d obtenidos para la espuma Alporas analizada en este trabajo.

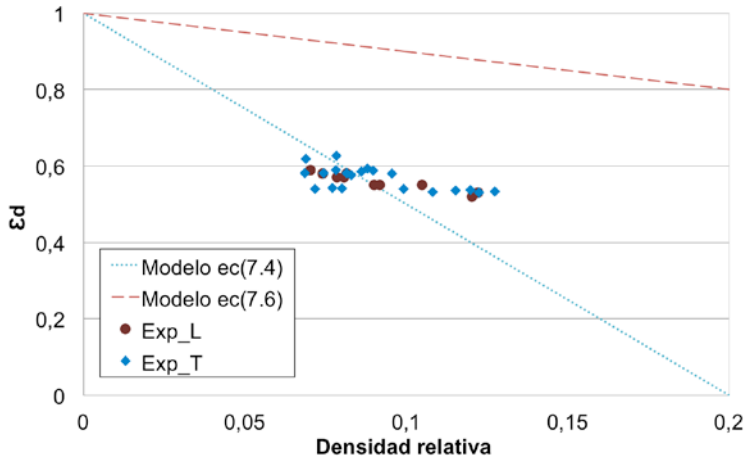


Figura 7.10. Evolución de la deformación de densificación en función de la densidad relativa de la espuma. Se presentan los modelos de las ecuaciones 7.4 y 7.6 con los datos experimentales (rojo: muestras longitudinales; azul: muestras transversales)

El modelo de la ecuación 7.4 se ajusta parcialmente a los resultados experimentales, aunque se observa como el valor de ε_d del modelo baja más rápidamente de lo que indica la tendencia de los resultados experimentales. En el caso del modelo propuesto por la ecuación 7.6, la deformación prevista es muy superior a lo que indican los resultados experimentales.

En vista de las limitaciones en los modelos existentes, se plantea aquí un modelo alternativo. Partiendo del concepto teórico de que para una espuma de densidad 0, la deformación de densificación debe ser 1, se requiere un efecto potencial de la densidad para poder reproducir los resultados experimentales. En base a esto se propone la siguiente fórmula:

$$\varepsilon_d = 1 - C \left(\frac{\rho_e}{\rho_s} \right)^D \quad (7.7)$$

Donde E y F son coeficientes que dependen de la espuma ensayada. Para las muestras analizadas, los coeficientes C y D toman un valor de 1.25 y 0.45 respectivamente. En la figura 7.11 se muestran los datos experimentales junto con el modelo propuesto, además de los 2 modelos anteriores.

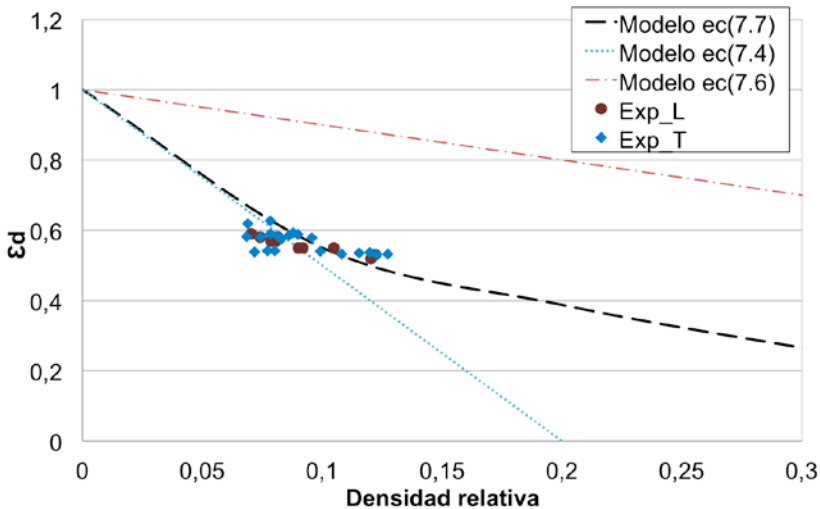


Figura 7.11. Evolución de ε_D en función de la densidad relativa de la espuma. Se incluyen modelos y datos experimentales.

El modelo propuesto presenta el mejor ajuste con los datos experimentales, dado que el efecto potencial permite el amortiguamiento en el valor de la deformación de densificación en función del valor de densidad relativa, siguiendo la tendencia observada experimentalmente, y que tiene justificación también desde un punto de vista teórico.

En cuanto a los resultados obtenidos, los valores de ε_D disminuyen desde un valor de 0,59 para una ρ_{rel} de 0.12 hasta un valor de 0.53 para las muestras

con menor densidad, ρ_{rel} de 0.07. La orientación de las celdas no influye en la densificación, obteniéndose resultados similares para las muestras ensayadas en sentido longitudinal y en sentido transversal.

7.5. Efecto de la densidad en la energía absorbida

En el rango ensayado, el efecto de la densidad sobre la absorción de energía es muy similar al visto sobre la tensión de plateau σ_{pl} . Así, la energía absorbida crece según aumenta la densidad de la espuma, según cabe esperar si solo tenemos en cuenta la evolución de la tensión de plateau, que según se expuso en el Capítulo 6, crece potencialmente con la densidad relativa. Si bien esto es cierto, debe tenerse también en cuenta otro efecto determinante en la energía absorbida, que es la deformación de densificación de la espuma ϵ_d . Según se ha visto en el apartado anterior, la deformación de densificación disminuye según aumenta la densidad de la espuma. Tomando en consideración la evolución de estos dos factores, cabe esperar un incremento en la absorción de energía hasta un cierto valor de densidad relativa, a partir del cual la disminución en la deformación de densificación tendrá un mayor peso que el incremento en la tensión de plateau, con lo que la energía absorbida disminuirá.

Se ha construido un modelo de comportamiento en la absorción de energía combinando los modelos previos de tensión de plateau (modelo potencial básico) y el de deformación de densificación. El modelo de energía se obtiene al multiplicar la tensión por la deformación, resultando la ecuación 7.8:

$$W_v = \sigma_{ys} A \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^B \left(1 - C \left(\frac{\rho}{\rho_s} \right)^D \right) \quad (7.8)$$

En el caso de la espuma ensayada, los coeficientes que proporcionan el mejor ajuste a los datos experimentales toman los siguientes valores: $A=0.93$; $B=1.70$; $C=1.25$; $D=0.45$, considerando un valor de $\sigma_{ys}=100\text{MPa}$.

La figura 7.12 se representa la evolución de la energía absorbida según el modelo de la ecuación 7.8, así como los datos obtenidos experimentalmente.

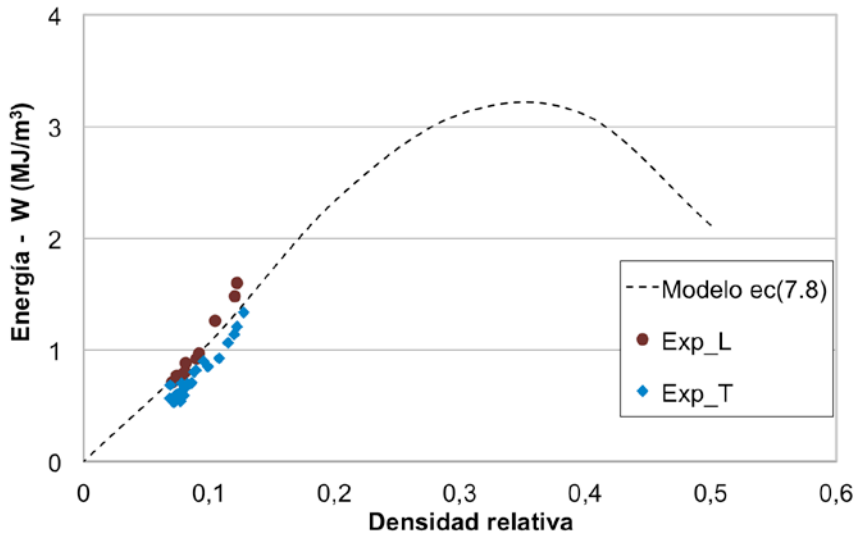


Figura 7.12. Evolución de la energía absorbida en función de la densidad relativa de la espuma. Se presenta el modelo propuesto (ecuación 7.8), así como los datos experimentales (rojo: muestras longitudinales; azul: muestras transversales)

El modelo propuesto presenta un buen ajuste con los datos experimentales. La tendencia en la absorción de energía es ascendente hasta alcanzar una densidad relativa de 0.35, donde se alcanzaría un máximo para descender si las densidades relativas fuesen superiores. Este punto de inflexión coincide con el nivel de densidad relativa que separa las espumas y los materiales porosos según la clasificación propuesta por (Gibson y Ashy 1997).

Los resultados experimentales muestran un incremento en la energía absorbida desde 0.7 MJ/m^3 para ρ_{rel} de 0.06 hasta un valor de 1.6 MJ/m^3 para $\rho_{\text{rel}} = 0.12$, siendo superior en el caso de las muestras longitudinales.

7.6. Efecto de la densidad en la eficiencia

Existen varios factores que inciden directamente en la eficiencia en la absorción de energía y que están directamente relacionados con la densidad relativa. La eficiencia en la absorción está directamente relacionada con la forma de la curva tensión deformación. Por ello, los factores que definen la eficiencia son la deformación óptima, la pendiente del plateau de tensiones y el módulo elástico. No obstante, dado el alto nivel de deformación plástica alcanzado hasta la densificación, el efecto de la zona elástica puede considerarse despreciable (para las espumas analizadas la absorción de energía en la zona elástica es del orden del 1% sobre el total de la energía absorbida).

La figura 7.13 muestra curvas de energía específica para distintas densidades relativas de espuma. En la figura se representa tanto la línea de máxima eficiencia teórica, como la línea que define los puntos de deformación de densificación.

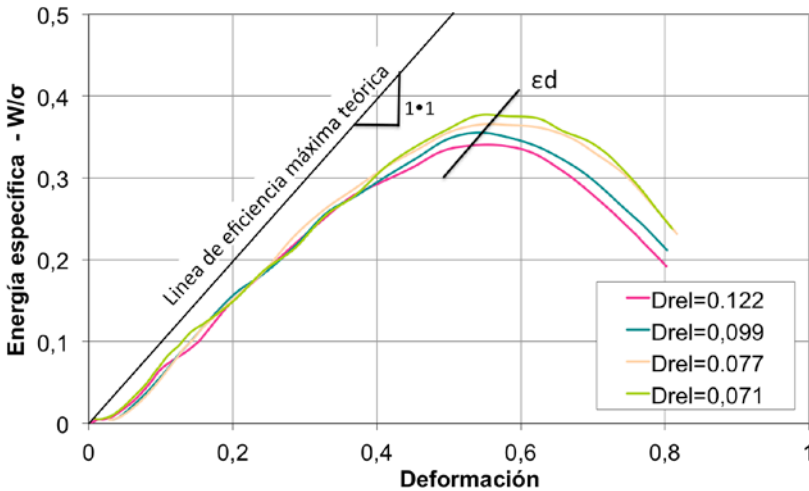


Figura 7.13. Evolución de la energía específica en función de la densidad relativa de la espuma.

A partir de la figura anterior podemos determinar la concurrencia simultánea de dos efectos en los puntos óptimos. Por una parte, la energía específica aumenta conforme disminuye la densidad relativa, y lo mismo ocurre con la

deformación de densificación. Como consecuencia, los valores de la eficiencia dentro del rango ensayado se mantienen prácticamente constantes, como se muestra en la figura 7.14.

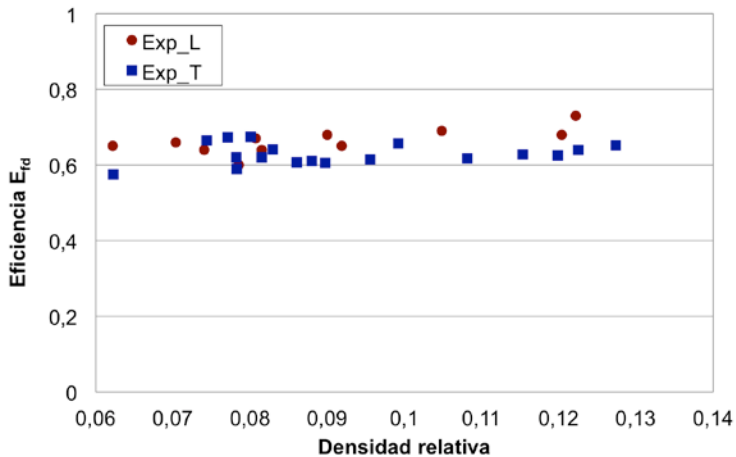


Figura 7.14. Evolución de la eficiencia en la absorción de energía en el punto de densificación óptima en función de la densidad relativa de la espuma. (Rojo: muestras longitudinales; Azul: muestras transversales)

La eficiencia en la absorción de energía para el conjunto de muestras ensayadas, independientemente de su orientación y su densidad relativa tiene un valor de 0.65 ± 0.05 .

Si en el diseño de un atenuador se impone un valor fijo de deformación, resultaría entonces que la eficiencia ya no sería constante, sino que aumenta al reducirse la densidad relativa, al igual que ocurre con el valor de energía específica. Así, para un valor fijo de densificación ϵ_d de 0.55, la eficiencia en la absorción de energía será la mostrada en la figura 7.15.

En este caso, la causa principal del descenso en la eficiencia en la absorción de energía según aumenta la densidad relativa es el incremento en la pendiente del plateau de tensiones con la densidad. Dicha dependencia se analizó en el capítulo 6.

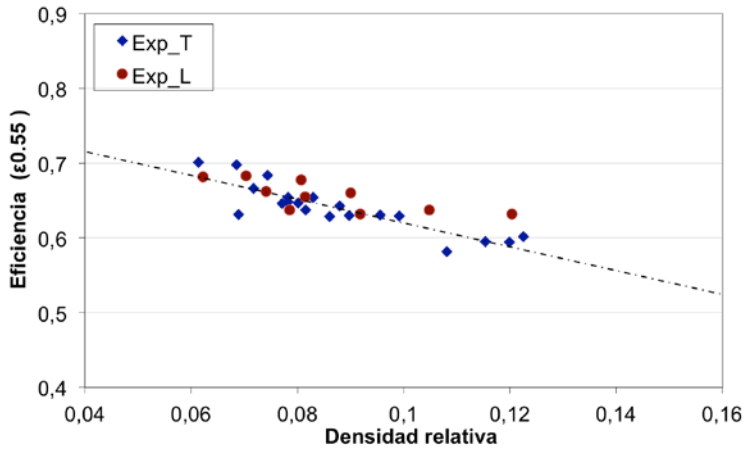


Figura 7.15. Evolución de la eficiencia en la absorción de energía para una deformación de densificación ϵ_d de 0.55 en función de la densidad relativa de la espuma. (Rojo: muestras longitudinales; Azul: muestras transversales)

El comportamiento ideal de una espuma para absorber energía requiere de un plateau de tensiones lo más largo y lo más plano posible. Según se ha mostrado, la densidad relativa influye directamente en la deformación de densificación y también en la pendiente del plateau. Ambos valores aumentan con la densidad de la espuma, aunque, en el rango de densidades estudiado y en términos de eficiencia, el efecto de la pendiente de plateau es más importante que el de la deformación alcanzada hasta el punto óptimo.

7.7. Efecto de la temperatura en la absorción de energía

Según cabe esperar, la absorción de energía, al igual que la tensión de plateau, también se ve afectada por la temperatura, como muestra la figura 7.16.

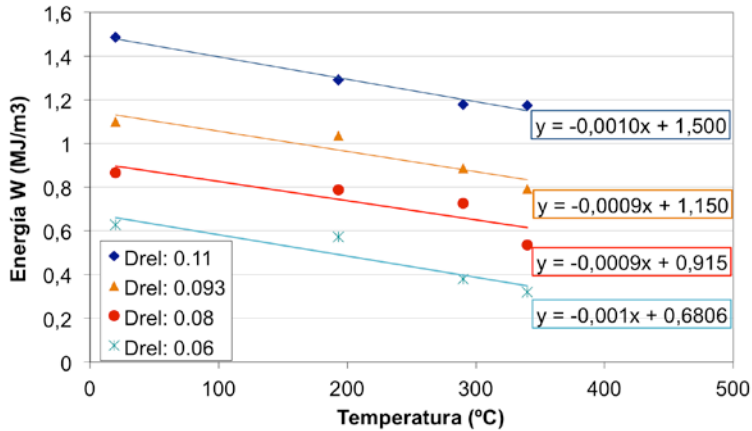


Figura 7.16. Energía absorbida en función de la temperatura de ensayo para distintas densidades de espuma.

Al aumentar la temperatura la energía absorbida decrece de forma lineal dentro del rango de temperaturas ensayado. El descenso en la energía es similar independientemente de la densidad de la espuma.

La deformación óptima aumenta ligeramente ($\approx 3\%$) cuando la temperatura del ensayo es de 340°C , frente a la que se obtiene a temperatura ambiente. La variación en la eficiencia es mucho más significativa, como se ve en la figura 7.17. La eficiencia disminuye conforme aumenta la temperatura del ensayo debido a que, aunque la zona inicial del plateau tiene la misma pendiente, la curva de comienzo de densificación comienza antes cuanto mayor es la temperatura. La disminución de eficiencia en la absorción de energía entre las muestras ensayadas a temperatura ambiente y las ensayadas a 340°C es de aproximadamente un 15% independientemente de la densidad de la espuma.

La energía absorbida para una tensión límite dada es menor conforme aumenta la temperatura. La tensión límite es más sensible a la temperatura

para las muestras con baja densidad que las de alta densidad (figura 7.18). El diagrama de energía absorbida-tensión límite sirve como modelo para el diseño de absorbedores de energía.

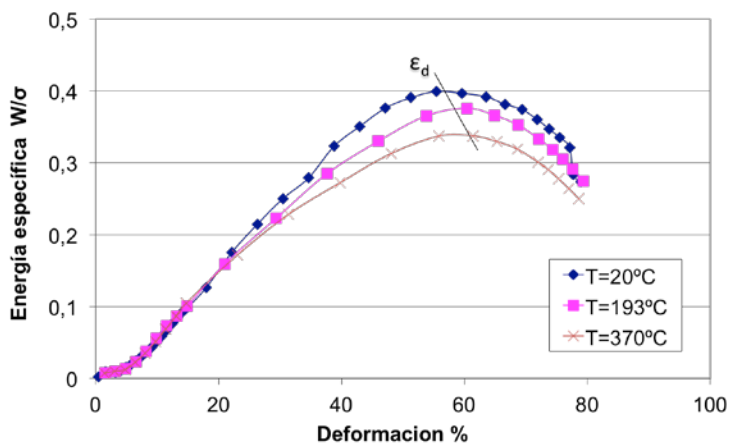


Figura 7.17. Diagrama de deformación óptima para distintas temperaturas de ensayo de una espuma de densidad $0,25\text{g/cm}^3$ ($d_{rel} = 0,093$).

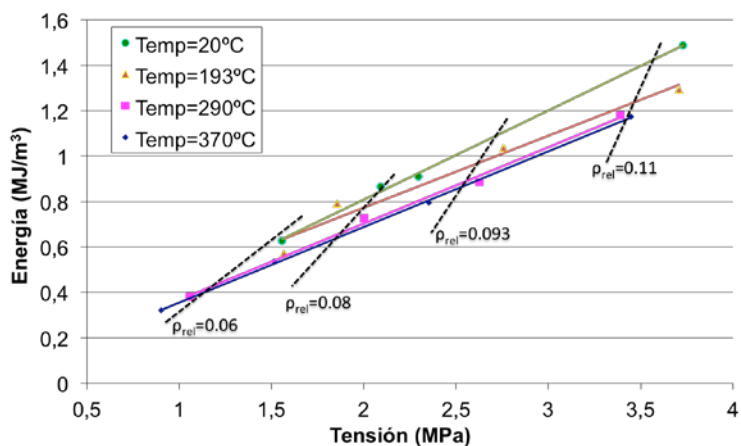


Figura 7.18. Diagrama de energía absorbida en función de la tensión límite

7.8. Efectos de la homogeneidad en la absorción de energía

En los modelos y diagramas para la caracterización de la absorción de energía en espumas (Woolam 1968, Maiti 1984, Deshpande y Fleck 2000B) se asume que las propiedades en cuanto a absorción de energía vienen definidas por la densidad relativa de la espuma, la cual se supone constante y uniforme a lo largo del volumen del absorbedor de energía. En la práctica, sin embargo, resulta compleja la obtención de espumas de gran tamaño con densidad constante y uniforme.

La falta de homogeneidad estructural es común en las espumas metálicas. En el caso particular de las espumas obtenidas por fusión, como es la espuma analizada en esta tesis, existe, según se ha visto en el capítulo 4 dedicado a la morfología de la espuma, una clara heterogeneidad en distintas zonas dentro de un mismo bloque. Por una parte, las paredes laterales de los bloques, presentan una mayor densidad debido a que en esas zonas la espuma solidifica más rápidamente, pero este efecto, solamente afecta a una zona de aproximadamente 3 cm de espesor en las paredes del bloque. Existe además otro efecto de heterogeneidad en la distribución de densidades que está ocasionado por el drenaje de metal líquido, que provoca un flujo de metal desde la parte superior a la inferior de la espuma por efecto de la gravedad. Este drenaje gravitacional genera una heterogeneidad en la distribución de densidades en la dirección vertical.

Dado que el drenaje de metal líquido es un problema que afecta en mayor o menor medida a todas las espumas de poro cerrado obtenidas por fusión, resulta interesante estudiar el efecto que la heterogeneidad en la densidades dentro de las muestras provocan en la absorción de energía, tanto en el valor cuantitativo como desde el punto de vista de la eficiencia.

Dichas variaciones en la densidad de la espuma pueden ser la causa de desviaciones en la tensión de plateau frente a al comportamiento ideal de plateau plano. En concreto, se pretende identificar como las condiciones óptimas para el uso de la espuma, definidas como la tensión límite σ_L y la deformación de densificación ε_D , se ven modificadas en función de la heterogeneidad de la muestra, además de cuantificar la eficiencia en la absorción de energía E_D .

Con la finalidad de cuantificar los efectos de la homogeneidad, se obtuvieron muestras con la misma densidad media 0.27 g/cm^3 , pero con diferentes grados de “homogeneidad”, mediante la combinaciones de series de 2 o 3 sub-muestras más pequeñas. Las muestras de $25 \times 25 \times 50$ se tomaron a diferentes alturas del panel Alporas. Considerando su pequeño tamaño, cada muestra individual se consideró uniforme en densidad. Las condiciones del ensayo de compresión son las ya expuestas en el capítulo 3.

Así, se prepararon muestras con la misma densidad media de 0.27 g/cm^3 combinando sub-muestras de mayor y menor densidad. En la tabla 1 se describen las 3 combinaciones ensayadas.

Tabla 7. 1. Tipos de muestra

Tipo	Número de submuestras	Densidad de las submuestras (g/cm^3)	Densidad media (g/cm^3)
A	1,2 o 3	0.27	0.27
B	2	0.21 / 0.33	0.27
C	3	0.19 / 0.28 / 0.33	0.27

Para poder cuantificar el efecto que la heterogeneidad en la densidad provoca en la absorción de energía de las espumas metálicas, se extrajeron una serie de muestras con unas dimensiones de $25 \times 25 \times 50 \text{ mm}$ (suficientemente pequeñas para que su distribución de densidades interior sea lo suficientemente homogénea) a lo largo de toda la altura de un panel.

La variación de densidad media entre la muestra de referencia y los pares de muestras es muy pequeña (aprox. 1%), pudiendo considerarse como despreciable a la hora de evaluar las propiedades mecánicas.

En la figura 7.19 se muestra la curva tensión deformación obtenida para las muestras heterogéneas con la misma densidad media. Según lo esperado, el plateau de tensiones en las muestras heterogéneas con variación de densidades en la dirección de aplicación de la carga, muestra un plateau escalonado a distintas tensiones. Cada nuevo nivel horizontal se corresponde con el proceso de colapso de cada submuestra. Se ha observado que el colapso se produce mediante la formación de bandas, comportamiento típico en espumas (Gibson 2000) que se sitúan inicialmente en la submuestra de menor densidad (zona más débil), permaneciendo el resto de la muestra bajo el régimen elástico.

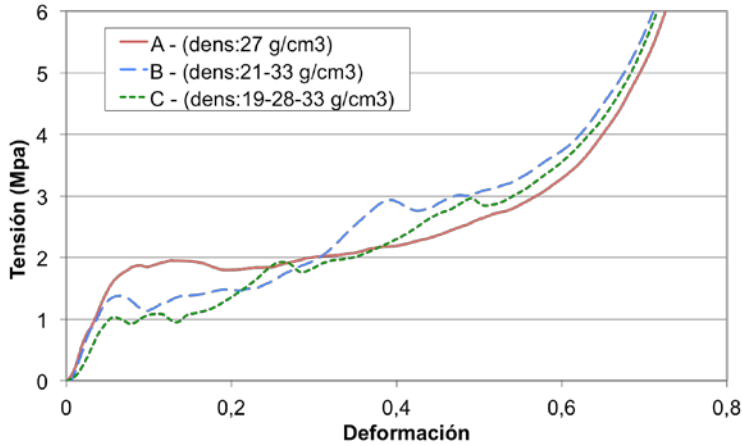


Figura 7.19. Curva tensión deformación obtenida con series de muestras de distinta heterogeneidad. Densidad media $\rho = 0.27 \text{ g/cm}^3$.

Cuando la submuestra de menor densidad alcanza el colapso plástico, el valor de tensión se incrementa hasta que comienza la plastificación de la siguiente submuestra de mayor densidad. El proceso continúa hasta la densificación de la zona más densa de la muestra.

Aunque estos resultados han sido obtenidos a partir de muestras espumas híbridas que muestran variaciones discretas en la densidad, la misma evolución puede ser esperada para una variación continuada de la densidad como la que se da en la espuma analizada a nivel macroestructural.

El principal efecto de la heterogeneidad en la curva tensión-deformación de la espuma está relacionado con los cambios en la forma de la misma. En el rango de plastificación previo a la densificación ($\epsilon=0.1$ hasta $\epsilon=0.6$), el valor medio de tensión es similar para las espumas homogéneas o heterogéneas, con un valor cercano a los 2.0 MPa. Sin embargo, la forma del plateau de tensiones es muy diferente.

Dichos cambios pueden ser estimados de forma aproximada a partir de la pendiente m_{pl} del rango plástico previo a la densificación ($\epsilon=0.1$ hasta $\epsilon=0.6$). Esta pendiente es una medida de la respuesta de endurecimiento de la espuma. En una primera aproximación, y asumiendo una evolución lineal de la tensión con la deformación, el valor de la pendiente m_{pl} para la

muestra homogénea A es $m_{pl} = 2.15$ MPa. Para las muestras heterogéneas, los valores fueron $m_{pl} = 5.06$ para la muestra B y $m_{pl} = 5.12$ para la muestra C.

La figura 7.20 presenta los diagramas de absorción específica de energía frente a la deformación para cada una de las muestras. Los efectos de la heterogeneidad pueden ser claramente identificados en este gráfico. Cada transición desde el colapso plástico de una submuestra al comienzo del colapso en la siguiente de mayor densidad se acompaña por un desplazamiento en la pendiente de la curva hacia valores de mayor deformación sin incremento en la absorción de energía específica, probablemente porque en las zonas de transición el mecanismo de deformación está asociado a un proceso de baja absorción de energía. Durante la densificación, los mecanismos activos incluyen la fricción entre las paredes e incluso el forjado del material previamente colapsado, por encima de los mecanismos de flexión y pandeo que gobiernan el colapso típico en el rango de plastificación de la espuma.

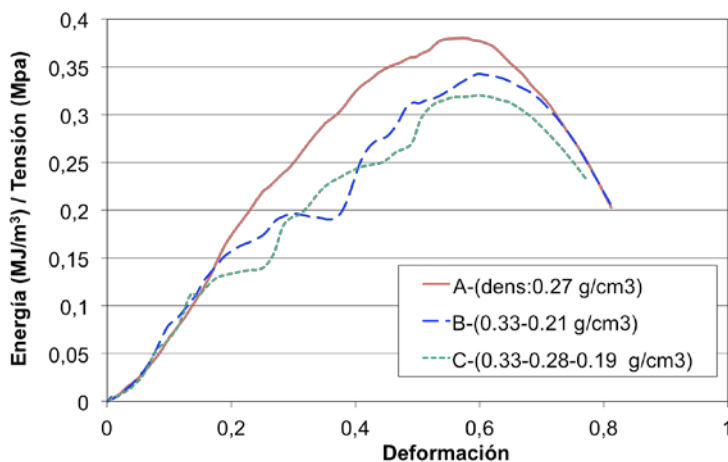


Figura 7.20. Diagrama de energía específica frente a la deformación.
Densidad media $\rho = 0.27 \text{ g/cm}^3$.

Como resultado de la heterogeneidad, las curvas de absorción específica reducen su pendiente, incrementando de forma progresiva las diferencias respecto al comportamiento ideal representado por la línea de pendiente 1 en la gráfica. En el punto máximo de las curvas, la deformación de

densificación ε_d es ligeramente superior en las muestras heterogéneas del obtenido para la muestra homogénea, pero con una menor eficiencia. La eficiencia máxima E_d en el punto óptimo fue del 67%, reduciéndose esta eficiencia a valores del 57% y del 52% para las muestras B y C respectivamente. Esta disminución supone una pérdida del 20% sobre la eficiencia obtenida en la muestra homogénea.

El descenso en la eficiencia en la absorción de energía se ve acompañado por una modificación en los valores de tensión límite. Según se muestra en la figura 7.21, el pico de tensión en el que las espumas heterogéneas presentan su mejor comportamiento tiene un valor aproximado de $\sigma_L=3.90$ MPa, un 33% superior que el valor óptimo $\sigma_L=2.90$ MPa obtenido en la muestra homogénea con la misma densidad media. Este valor de tensión óptima para la muestras heterogéneas se corresponde con el valor de tensión calculado previamente para una muestra individual de densidad 0.33 g/cm^3 , haciendo que los valores de tensión límite están controlados por los valores de tensión requeridos para el colapso de las zonas más densas de la espuma.

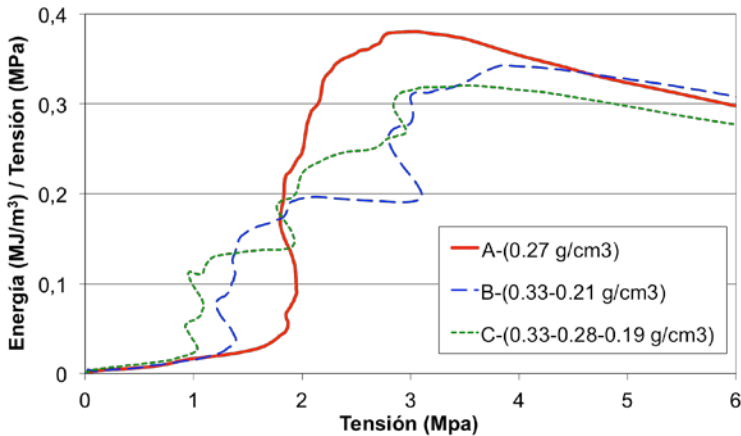


Figura 7.21. Diagrama de absorción de energía específica frente a la tensión. Densidad media $\rho = 0.27 \text{ g/cm}^3$

El gradiente de densidades observado en las espumas de fusión genera así un importante efecto de escala. Incrementos en el tamaño de la muestra incidirán significativamente en sus propiedades mecánicas, tanto en el valor total de energía absorbida como en la eficiencia.

8. SIMULACIÓN MEF

8.1. Introducción

Los bajos valores de resistencia observados en las espumas respecto a las previsiones de los modelos obtenidos para estructuras ideales han sido atribuidos por muchos autores a la existencia de defectos o desviaciones de carácter local. Para valorar la influencia de dichos defectos se hace necesario el uso de modelos complejos basados en cálculo por elementos finitos (FEM), que permiten simular y cuantificar la influencia de distintos aspectos tanto micro como macroestructurales en las propiedades mecánicas de las espumas metálicas.

Silva y Gibson estudiaron el efecto de paredes fracturadas o perdidas en estructuras aleatorias de tipo Voronoi (Silva 1997) para justificar la menor resistencia de las espumas comparada con los modelos ideales. Chen et al. investigaron la influencia que distintos tipos de imperfecciones morfológicas (ondulaciones, variaciones en el tamaño de celda, paredes fracturadas, paredes desalineadas, y pérdida de celdas) tienen en la resistencia de sólidos celulares 2D (Chen 1999).

Otros estudios se han centrado en el efecto que la presencia de bordes de plateau y la existencia de espesores de pared no uniforme tienen en las propiedades elásticas de las espumas, concluyendo que la presencia de estos bordes de plateau presentan una mínima influencia en el comportamiento elástico de estructuras celulares de nido de abeja (Warren 1987, Kraynic 1991). Grenestedt y Tanaka también estudiaron el efecto que una distribución de material no uniforme en las paredes tenía en el módulo de cortadura y el módulo elástico de estructuras celulares formadas por una estructura de celdas cerradas tipo Kelvin (14 lados), encontrando que ambos módulos son prácticamente insensibles a las variaciones en el espesor de las paredes para una misma densidad relativa total (Grenestedt 1998).

La influencia de la curvatura y ondulaciones de paredes en la resistencia de colapso de estructuras regulares de nido de abeja y de espumas tetracaidecaédricas de poro cerrado fueron estudiadas por Simone y Gibson, concluyendo que las ondulaciones en las paredes celulares tienen un efecto importante en la resistencia uniaxial (Simone 1998).

En un trabajo más reciente (Adjari 2008) se estudia el efecto de paredes perdidas y también de celdas completamente sólidas en las propiedades elastoplásticas de estructuras regulares de nido de abeja así como de estructuras Voronoi mediante el uso de elementos finitos. Los resultados indican que la falta de paredes tiene un efecto importante en las propiedades elastoplásticas de la espuma, tanto para estructuras regulares (panal de abeja) como irregulares (Voronoi), mientras que el efecto de las celdas sólidas es prácticamente despreciable.

Con respecto al modelo utilizado para la simulación de espumas, Silva y Gibson así como Adjari utilizaron modelos de nido de abeja y estructuras aleatorias de tipo Voronoi para estudiar distintos defectos en la morfología de espumas. Las relaciones entre estructura y propiedades elásticas para modelos no periódicos tipo Voronoi son por término medio muy similares a las obtenidas para estructuras periódicas de nido de abeja (Silva 1995).

Como resulta de la caracterización morfológica experimental realizada en el capítulo 4 de esta Tesis, además de los defectos o irregularidades ya citados (bordes de plateau, falta de paredes, ondulación de paredes etc), existen otras fuentes de heterogeneidad presentes en las espumas como son la anisotropía estructural R_{VT} o la heterogeneidad en la distribución de espesores de pared y/o bordes, sobre las cuales los estudios existentes son mucho más limitados.

La heterogeneidad puede evaluarse mediante variables estadísticas como pueden ser la desviación típica σ o el coeficiente de variación Cv .

$$\sigma = \sqrt{\frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2} \quad (8.1)$$

$$Cv = \frac{\sigma}{\bar{x}} \quad (8.2)$$

La figura 8.1 muestra resultados experimentales de variaciones en los espesores de pared de una muestra de espuma de aluminio de poro cerrado analizada en esta tesis.

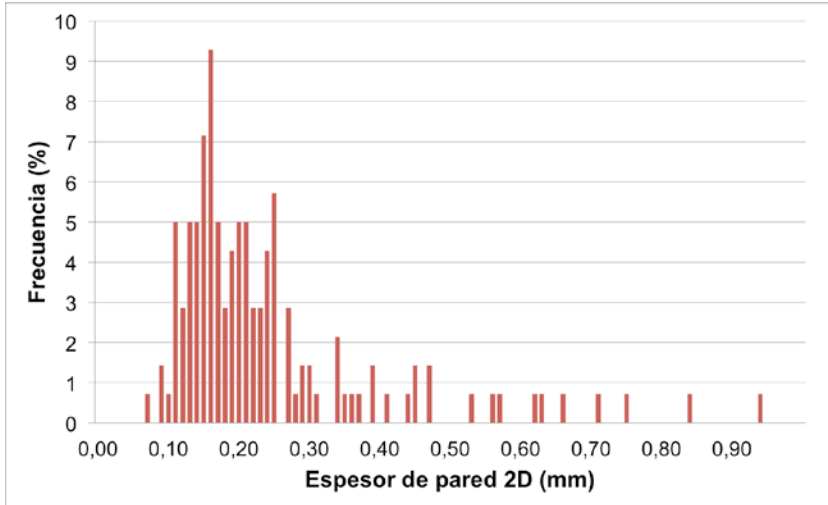


Figura 8. 1. Ejemplo de gráfica de frecuencia-espesor de paredes de celda de una muestra de espuma de aluminio de densidad $0,3\text{g/cm}^3$, con espesor de pared medio $0,22\text{ mm}$ ($\sigma = 0,12\text{ mm}$ y $Cv = 0.54$)

En el presente capítulo se analiza, mediante simulación por elementos finitos, la influencia que la anisotropía estructural (relacionada con la orientación de las celdas dentro de la espuma) y la heterogeneidad en la distribución de espesores de pared dentro de la espuma, pueden tener en las propiedades elasto-plásticas de las espumas de aluminio de poro cerrado, buscando de este modo cubrir en parte el vacío existente actualmente sobre los efectos de estas irregularidades a nivel macroscópico.

8.2. Generación de modelos estructurales

Para la modelización de la estructura de las espumas se han generado estructuras 2D no periódicas del tipo Voronoi. Este tipo de estructuras son utilizadas de forma habitual cuando se desea modelar el comportamiento de las espumas reales en base a geometrías simplificadas 2D (Adjari 2008, Chen 1999, Silva 1995). Si consideramos una serie de puntos coplanares P , para cada punto P_x en el conjunto P se dibuja un contorno que contiene todos los puntos intermedios más cercanos a P_x que a ningún otro punto en el conjunto P . Este contorno se conoce como polígono Voronoi, y el conjunto de todos los polígonos Voronoi constituye un diagrama Voronoi ,

similar al mostrado en la figura 8.2. Los modelos utilizados en esta Tesis se han generado utilizando el programa Matlab® (The MathWorks, Inc., Natick, MA). En la figura 8.3 se presenta un modelo Voronoi generado a partir de una nucleación aleatoria de 160 puntos.

El diagrama obtenido (imagen rasterizada, BMP) se vectoriza mediante el programa Type3®. Una vez vectorizado, el modelo puede ser exportado en distintos formatos gráficos (DXF, IGES...) reconocibles tanto por los programas de diseño gráfico como por los de cálculo por elementos finitos. La figura 8.4 muestra la apariencia final de la estructura en entorno Ansys tras el proceso de vectorización.

Las dimensiones del modelo son de 50x50 mm, similares al tamaño de las muestras empleadas en ensayos experimentales.

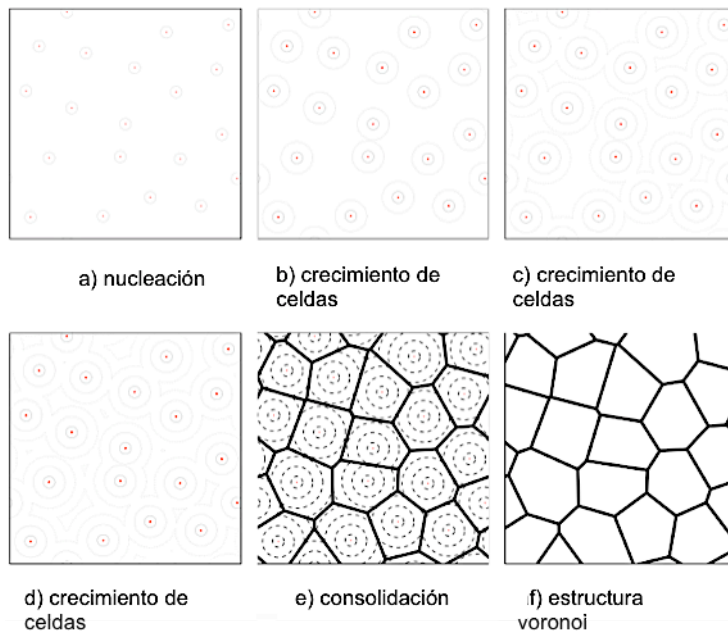


Figura 8. 2. Simulación del crecimiento de celdas en 2D. (Ribeiro-Ayeh S., 2005)

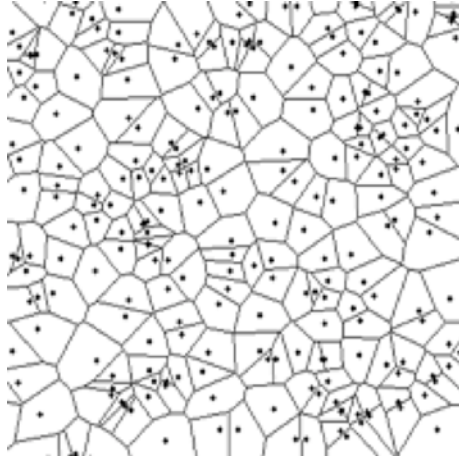


Figura 8. 3. Diagrama Voronoi de 160 puntos creado con Matlab®.

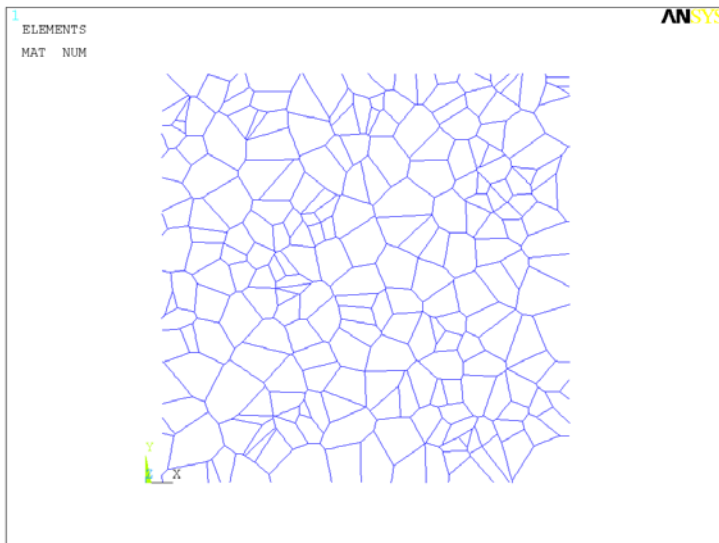


Figura 8.4. Estructura tipo Voronoi exportada a Ansys® tras su vectorización.

8.3. Modelado y condiciones de contorno

El comportamiento a compresión de las estructuras Voronoi se ha determinado mediante la simulación por elementos finitos con el programa Ansys® (Ansys Inc. Canonsburg, PA). En la modelización se ha empleado el elemento Beam23 para las paredes, capaz de modelar el comportamiento elástico y plástico, así como la deformación por flexión, axial y a cortadura. Es importante destacar que el objetivo no es un cálculo cuantitativo absoluto de los niveles de tensión, sino el efecto cualitativo del efecto de la anisotropía y de la heterogeneidad en espesores de pared/borde. En este sentido, el nivel de tensión alcanzado en la simulación es menor al experimental debido a la menor rigidización del sistema 2D frente al 3D, además de las diferencias en la densidad relativa calculada para un elemento tipo viga en 2D frente a una espuma 3D

Dado que la finalidad del estudio es la modelización del comportamiento plástico de estas estructuras Voronoi 2D, se ha asumido un modelo de comportamiento elasto-plástico para el material. Dentro de Ansys® se define el material como isotrópico bilineal, como se muestra en la figura 8.5. Los valores de límite elástico, módulo elástico, módulo plástico y coeficiente de Poisson se corresponden con los valores típicos utilizados para la modelización del aluminio, incluidos en la tabla 8.1.

Tabla 8.1. Propiedades del material

Ex (Módulo elástico)	70GPa
TM (Módulo plástico)	1 GPa
σ_y (límite elástico)	120 MPa
ν (Coeficiente de Poisson)	0.3

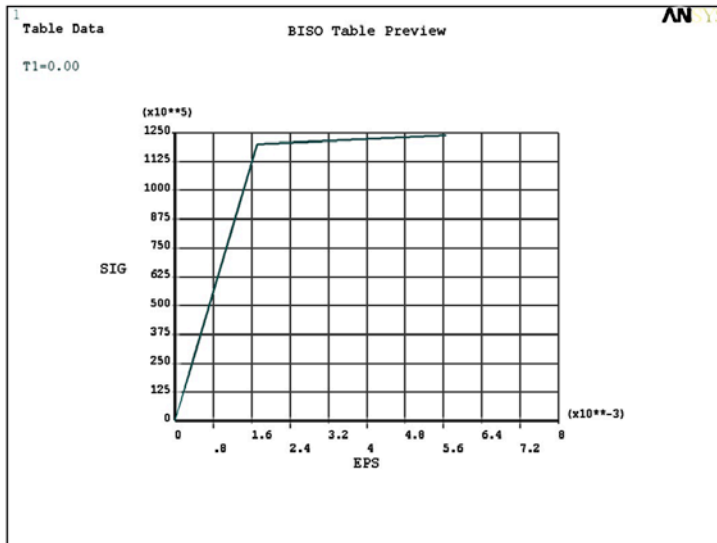


Figura 8.5. Gráfico del modelo de material bilineal isotrópico (BISO - Ansys®).

Para evaluar la tensión de colapso, se realizan simulaciones de la estructura 2D en compresión uniaxial (dependiendo del ensayo, la simulación se realiza en sentido vertical o en sentido horizontal), para ello, se aplica un desplazamiento incremental, bien en el eje X (sentido vertical), bien en el eje Y (sentido horizontal), utilizando la opción de larga deformación en Ansys®. Se definen restricciones en todos los grados de libertad de los nodos estáticos (parte opuesta a la de aplicación del desplazamiento) de forma que para estos nodos $U_x=0$, $U_y=0$ y $ROT_z=0$. Todos los nodos en la parte de aplicación del desplazamiento son ensamblados en los grados de libertad U_x e U_y mediante la opción 'coupling DOFs'. De esta forma se asegura un movimiento uniforme en la superficie de carga. Por último se aplica una carga de desplazamiento en uno de los nodos de la superficie ($-U_x$ para la compresión horizontal y $-U_y$ para la compresión en vertical de valor 2,5 mm, con una velocidad de deformación de 0.05 s^{-1} , en este caso la velocidad de deformación no influye en los resultados de la simulación ya que en la misma no se han tenido en cuenta efectos de inercia (análisis estático). En el mismo nodo, y para evitar el desplazamiento transversal en la superficie de aplicación de la carga, se aplica un valor de desplazamiento nulo para U_x en el caso de compresión vertical o para U_y en el caso de compresión horizontal (figura 8.6).

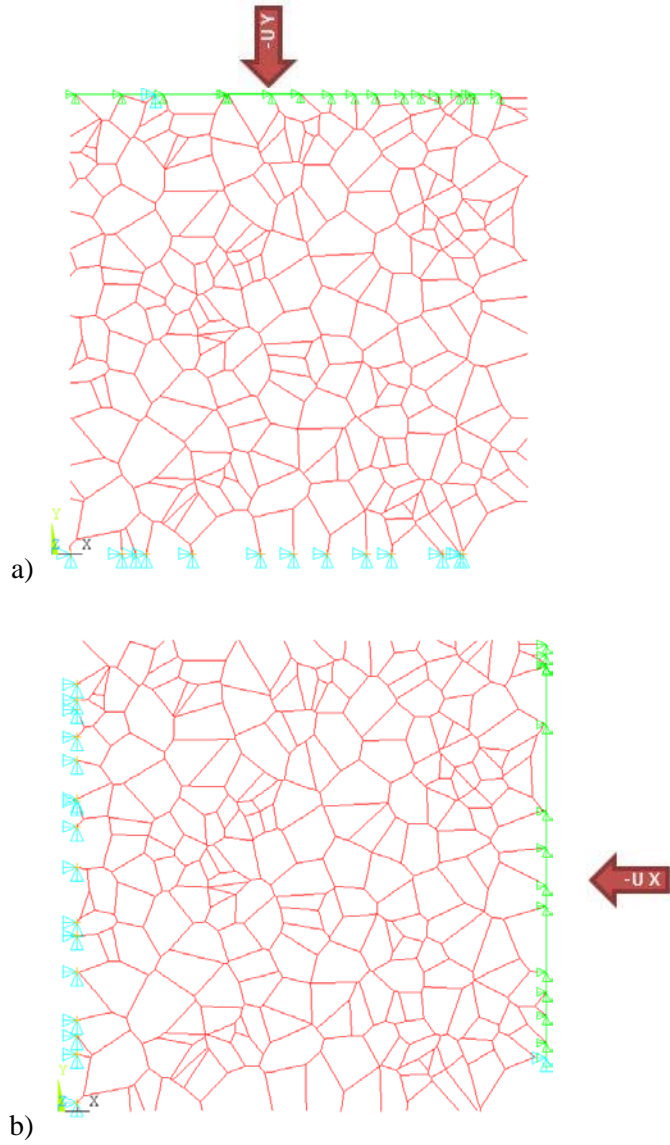


Figura 8.6. Condiciones de contorno aplicadas: a) Compresión vertical; b) Compresión horizontal

8.4. Análisis del efecto de la anisotropía estructural en la resistencia a compresión

8.4.1. Metodología.

En primer lugar se ha analizado el efecto que la anisotropía estructural tiene en la tensión de colapso de la espuma metálica. Para ello, se ha modificado la estructura Voronoi original estirando toda la estructura en la dirección Y (vertical) para conseguir una anisotropía estructural que va desde un 0 hasta un 60%.

Para analizar el efecto de esta anisotropía estructural R_{VT} se han comparado los resultados de tensión de colapso obtenidos en la simulación en función de la dirección de deformación (vertical vs horizontal). En este caso, la anisotropía en las propiedades mecánicas (en concreto la tensión de inicio de colapso plástico) R_c se ha establecido como la relación entre la tensión de colapso obtenida en la dirección vertical Y, en relación a la obtenida en la dirección horizontal X.

$$R_c = \frac{\sigma_y}{\sigma_x} \quad (8.3)$$

Para poder comparar los resultados obtenidos en cada una de las simulaciones, se ha mantenido constante la densidad relativa 2D en todos los modelos. Para ello, se ha variado el espesor de las paredes en función de la longitud total de las paredes y el área 2D de cada modelo. La densidad aparente para estos modelos en 2D se define como el área de material sólido en relación con el área total. En este caso, la densidad relativa 2D utilizada ha sido de 0,1. En la tabla 8.2 se detallan las características estructurales de los modelos empleados.

Tabla 8.2. Características estructurales de los modelos simulados (anisotropía)

R	Alto (m)	Ancho (m)	Area (mm ²)	Ltotal (m)	Espesor pared (m)	Densidad relativa 2D
1,00	5,22E-02	4,97E-02	2,60E-03	1,489	1,79E-04	1,0E-01
1,05	5,47E-02	4,97E-02	2,72E-03	1,526	1,83E-04	1,0E-01
1,14	5,97E-02	4,97E-02	2,97E-03	1,601	1,90E-04	1,0E-01
1,24	6,47E-02	4,97E-02	3,22E-03	1,678	1,97E-04	1,0E-01
1,33	6,97E-02	4,97E-02	3,47E-03	1,756	2,03E-04	1,0E-01
1,43	7,46E-02	4,97E-02	3,71E-03	1,835	2,08E-04	1,0E-01

8.4.2. Resultados

La tensión en la espuma se calcula a partir de las fuerzas de reacción en la dirección de aplicación de las cargas que aparecen en los nodos estáticos (lado opuesto al de aplicación del desplazamiento). La evolución de la fuerza de reacción en toda la estructura fuerza total resulta del sumatorio de las fuerzas de los nodos individuales.

La representación del diagrama tensión deformación obtenido a partir de la simulación resulta similar en la forma a los obtenidos cuando se ensayan espumas reales, con una zona de crecimiento rápido inicial (zona elástica) seguida de un plateau de tensión prácticamente constante. Cabe destacar que en la simulación, el inicio del colapso plástico en la tensión se alcanza para un nivel mucho menor de deformación. Este hecho se atribuye a que en el caso simulado la zona inicial sea completamente elástica, frente al caso de las espumas donde la plastificación se inicia desde que comienza la deformación. En la figura 8.7 se presenta la curva tensión deformación obtenida para el ensayo vertical de anisotropía estructural R=1.

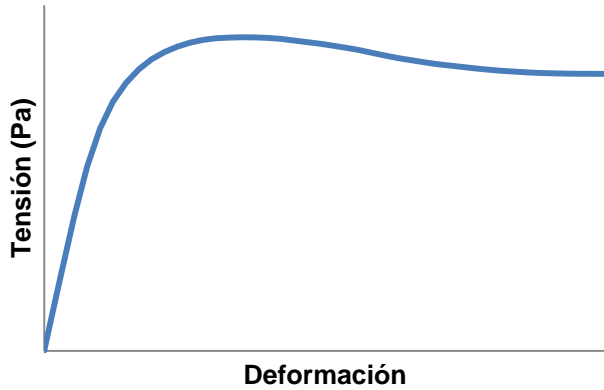


Figura 8.7. Curva tensión deformación ensayo vertical anisotropía 1 obtenida en la simulación.

Según cabe esperar, cuando la estructura es isótropa ($R=1$) las curvas de tensión deformación obtenidas en la simulación, tanto en sentido vertical como horizontal son muy similares (figura 8.8).

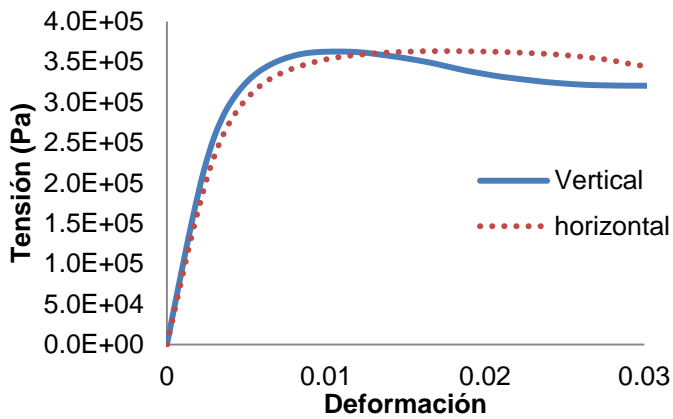


Figura 8.8. Curvas tensión deformación (simulación compresión uniaxial) para una anisotropía estructural $R=1$.

Al igual que se ha visto en el estudio experimental, al aumentar la anisotropía estructural, la tensión de colapso y el módulo elástico aumentan en la dirección vertical (sentido de los poros) y disminuye en el sentido

horizontal (transversal al sentido de los poros). En la figura 8.9 se presentan las curvas tensión deformación para una anisotropía estructural $R=1,43$.

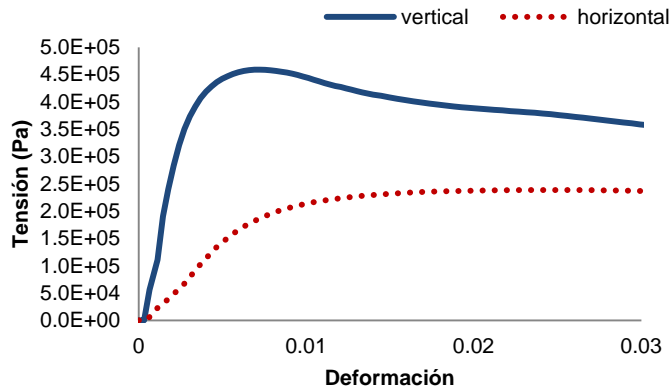


Figura 8.9. Curvas tensión deformación (simulación compresión uniaxial) para una anisotropía estructural $R=1,43$.

En la figura 8.10, se muestra la tendencia en la tensión de colapso ($\epsilon:0.02$) tanto para los modelos cargados en sentido vertical como horizontal.

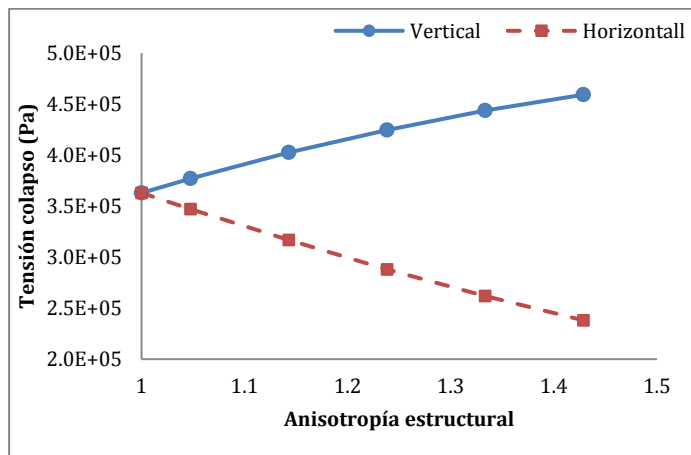


Figura 8.10. Tensión de colapso en función de la anisotropía estructural.

Según el modelo propuesto por Gibson y Ashby (Gibson y Ashby 1997), la anisotropía en la tensión de colapso está relacionada con la anisotropía estructural según la ecuación ya comentada anteriormente (ecuación 4.3)

Los resultados obtenidos en la simulación muestran un buen ajuste con el modelo según se muestra en la figura 8.11. Estos resultados son coherentes con los obtenidos experimentalmente y mediante simulación MEF para otras espumas (Tan 2012).

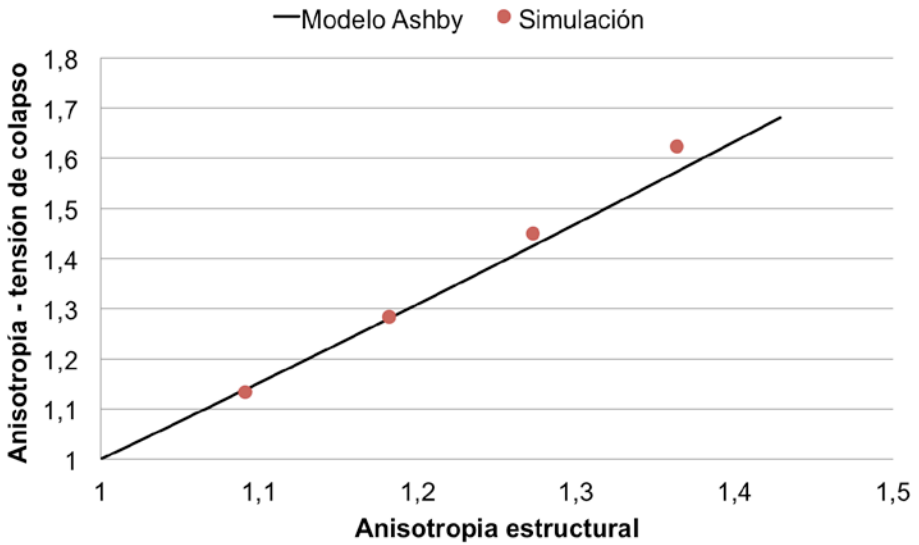


Figura 8.11. Anisotropía en la tensión de colapso frente a la anisotropía estructural. Modelo numérico y resultados obtenidos tras la simulación.

Para la espuma Alporas, analizada experimentalmente, y según se indica en el capítulo 6, la anisotropía del plateau de tensiones es del mismo orden pero ligeramente inferior a la indicada por el modelo.

8.5. Análisis del efecto de la heterogeneidad en los espesores de pared sobre la resistencia a compresión

8.5.1. Metodología.

Conforme se ha indicado anteriormente, el modelo simulado se basa en una estructura Voronoi 2D. En este modelo, las líneas simulan las paredes de la espuma metálica. El conjunto total de líneas del modelo se divide al azar en 2 subconjuntos (A y B) con el mismo número de paredes (figura 8.12). A cada uno de estos componentes se le asigna una constante real, definiendo un espesor de pared para cada uno de ellos.

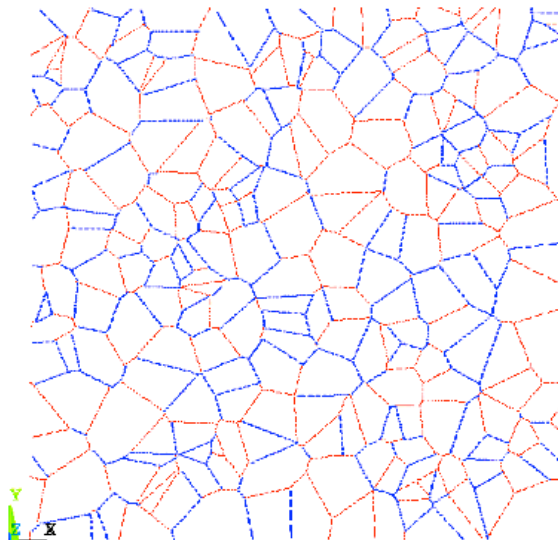


Figura 8.12. Estructura Voronoi 2D dividida al azar en 2 grupos de paredes

En la tabla 8.3 se muestran los ensayos realizados y el espesor de pared asignado en cada caso. La densidad relativa 2D total se mantiene constante en todas las configuraciones empleadas (0.01). Se toma un valor medio de espesor de 175 μm (en el rango del visto experimentalmente para la espuma Alporas analizada).

Tabla 8.3. Características estructurales de los modelos simulados (heterogeneidad)

Tes t	Espesor A (μm)	Espesor B (μm)	Espesor medio (μm)	Desv.est σ (μm)	C. Variación Cv
1	175	175	175	0	0,00
2	170	180	175	7,07	0,04
3	160	190	175	21,21	0,12
4	150	200	175	35,35	0,20
5	140	210	175	49,49	0,28
6	130	220	175	63,63	0,36
7	120	230	175	77,38	0,44
8	130	240	175	91,92	0,53

8.5.2. Resultados

Los resultados obtenidos tras el análisis se presentan gráficamente en la figura 8.13, donde se presentan las curvas tensión deformación para los distintos niveles de heterogeneidad.

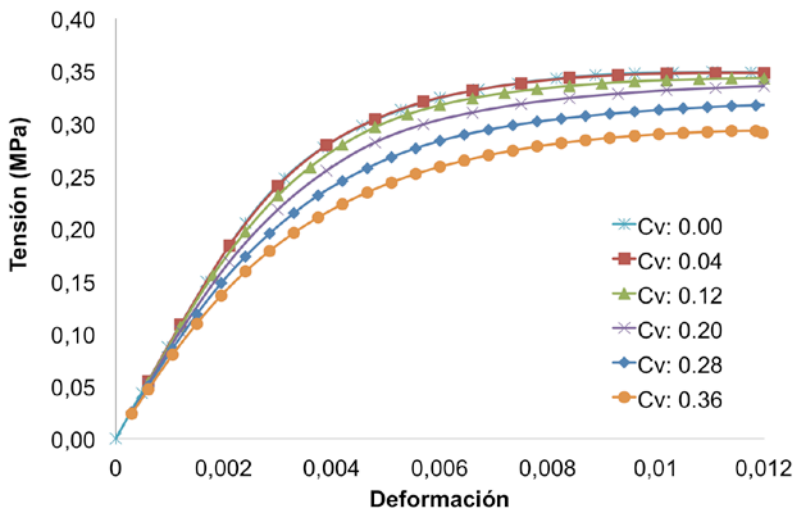


Figura 8.13. Curvas tensión-deformación obtenidas mediante simulación MEF para distintos niveles de heterogeneidad en el espesor de paredes (función de Cv)

En la figura 8.14 se muestran los resultados de tensión de colapso relativa a la máxima (valor 1 para el caso de $C_v = 0$) en función del coeficiente de variación en el espesor C_v . Puede observarse claramente que la heterogeneidad en el espesor de las paredes afecta al comportamiento a compresión calculado en la simulación MEF, de forma que conforme aumenta la heterogeneidad, la tensión de colapso disminuye, aun cuando se mantenga una densidad relativa constante.

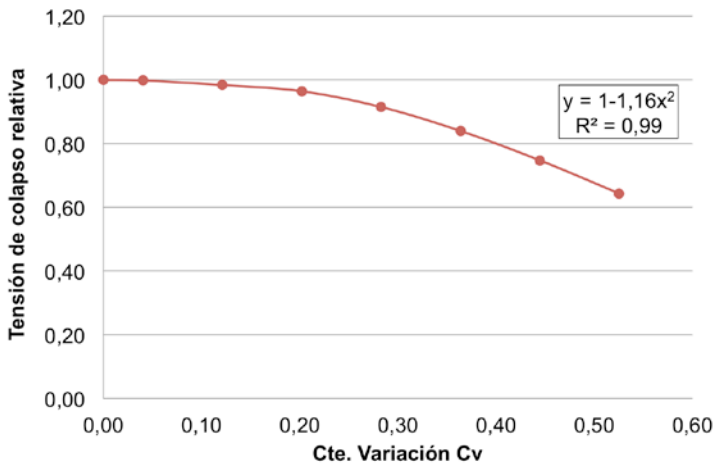


Figura 8.14. Efectos de la heterogeneidad de espesores de pared sobre la resistencia relativa al colapso (Espesor medio $175 \mu\text{m}$).

La constante de variación para el espesor de paredes obtenido experimentalmente para las espumas estudiadas resulta $C_v \approx 0,45$. Este valor resultante del análisis 2D debe corregirse para tener en cuenta la variación en las observaciones derivada de la diferente orientación de los cortes en la pared, que presenta una desviación estándar para espesor real unitario de valor $\bar{s} = 0,35$. y varianza $\sigma_t^2 = 0,122$.

En el análisis de la contribución de componentes a la varianza total de una muestra estadística, y suponiendo que los diversos componentes de error son independientes, la variabilidad o varianza total observada resulta de la suma de las varianzas debidas a los diferentes componentes (Spiegel 2007). En nuestro caso, resulta de las observaciones una varianza unitaria $\sigma^2 = 0,45^2 = 0,2025$, con lo que la varianza observada real es $\sigma_r^2 = 0,081$ y la constante de variación real resultante es $C_v \approx 0,28$.

Globalmente, la variación real presenta una contribución del 40% de la variabilidad total siendo el 60% asignable a la diferente orientación de los cortes.

Los resultados obtenidos a partir de la simulación MEF indican que para el nivel de heterogeneidad $C_v \approx 0.28$, los valores de la tensión de colapso suponen un 0.91 del valor correspondiente a una estructura ideal homogénea con $C_v=0$), o lo que es lo mismo, una disminución de la tensión de colapso de un 9% respecto a la que cabría esperar si todas las paredes tuviesen el mismo espesor. El efecto estimado de la heterogeneidad en los espesores sobre la tensión de colapso resultaría por tanto limitado, aunque significativo.

9 CONCLUSIONES

9.1 Estructura de las espumas

La macroestructura de las espumas estudiadas se caracteriza por la existencia, en todos los paneles analizados, de un gradiente de densidad en el sentido de espumación (vertical) desde valores cercanos a 0.35 g/cm^3 en la base, hasta valores mínimos del orden de 0.17 g/cm^3 a una altura de 500 mm, para luego volver a subir ligeramente hasta una densidad de 0.2 g/cm^3 en la zona superior del bloque. El gradiente de densidad sigue una evolución cuasi lineal hasta 500 mm de altura, y se atribuye a los efectos de drenaje gravitacional de metal líquido a través de los bordes, característico de las espumas obtenidas por fusión. La zona superior colapsada se produce posiblemente por el incremento de presión que se aplica en la zona alta de los moldes durante la fabricación.

La estructura celular y la morfología de celdas ha sido analizada mediante un proceso de análisis de imagen 2D específico desarrollado en esta tesis. Se han podido medir las principales variables morfológicas de la espuma como son los espesores de paredes y bordes, la longitud de las paredes o el tamaño, la forma y la orientación de los poros, en muestras extraídas a lo largo de toda la altura de los paneles de espuma.

Las paredes y bordes celulares que conforman la estructura de la espuma no presentan un espesor uniforme. Se ha observado una importante heterogeneidad en la distribución de espesores (incluso dentro de cada muestra individual). Dichas distribuciones siguen en ambos casos un perfil de tipo gaussiano o normal.

El espesor de pared promedio es mayor para las muestras de la zona baja de los paneles, que presentan mayor densidad. El espesor pasa de 0.18 mm en la muestra inferior a un valor de 0.11 mm a la altura de 300 mm, manteniéndose este último valor estable hasta el extremo superior del bloque. En el caso de los bordes, el espesor medio en la base de la espuma es de 0.42 mm disminuyendo hasta un valor de 0,23 mm en la zona superior. Tanto el rango de espesores de pared como de borde son similares a los valores encontrados por otros autores.

Tanto para paredes como para bordes existe en las muestras, independientemente de su posición, un espesor mínimo (espesor estable), que para las paredes presenta un valor 0.06-0.1 mm y de 0.2 mm para los bordes.

Existe una importante heterogeneidad en el tamaño de poros (0.1-15mm). El tamaño promedio en las secciones 2D analizadas hasta una altura de 500 mm en los paneles es de 2,6 mm, pero se reduce en la zona superior a 2 mm. El tamaño real de poro es entre 1.3-1,5 veces el tamaño de poro aparente observado en 2D, con lo que se tienen tamaños reales del orden de 3.4-4mm en la zona baja y de unos 2.6-3mm en la zona superior. Estos tamaños de poro son similares a los encontrados por otros autores. A pesar del cambio observado en los tamaños de poro, la longitud de los vértices se mantienen sensiblemente constante a lo largo de la altura, lo que sugiere que los poros alcanzan un tamaño inicial en estado líquido similar en toda la altura del bloque. El posterior colapso por presión en la zona superior provoca la reducción de tamaño equivalente observada.

Se ha determinado la existencia de un cierto grado de anisotropía estructural R_{VT} entre el tamaño de celda en las direcciones vertical y transversal, con un valor promedio uniforme cercano $R_{VT} = 1,25$, hasta una altura de bloque de 500 mm. A partir de este punto, y debido a la deformación de la espuma en la zona superior, la orientación de los poros cambia de vertical a horizontal, con un valor de $R_{VT} = 0,7$.

Dentro del material sólido que compone la espuma analizada, y en la zona donde se produce el gradiente de densidades, el ratio de material en bordes ϕ decrece con la altura de la muestra en los paneles, mostrando una dependencia lineal con la densidad relativa de la espuma.

Se ha observado que la fracción del área en paredes frente al área total A_f / A es prácticamente constante a lo largo de toda la espuma, con un promedio de 0.09, mientras que la fracción de bordes A_e / A decrece según aumenta la altura en el bloque, desde un valor de 0.08 hasta 0.02. Este hecho es muy significativo, pues indica que son las variaciones en el tamaño de los bordes las que determinan la variación de la densidad relativa de la espuma, mientras que la contribución de las paredes representa una fracción fija.

9.2 Composición y microestructura del material Al-Ca-Ti

A partir de análisis EDX, se ha determinado que la aleación finalmente resultante del proceso de fabricación presenta una composición Al-1.48%Ca-1.57%Ti-0.08 Fe, muy similar a la identificada por otros autores. La microestructura presenta una matriz $Al\alpha$ (Al-0.15%Ti), con aproximadamente un 15%-20% de partículas de otras fases. Se ha identificado el intermetálico Al_4Ca , que se ubica en los bordes de grano cuyo tamaño es del orden de 50-100 micras. También se ha identificado la presencia mayoritaria de un intermetálico ternario $Al_{22}CaTi_2$. La pequeña presencia de hierro existente en la aleación aparece formando precipitados con Ca y Ti.

Respecto al efecto estabilizador de las partículas, se observó durante la fusión de las espumas que incluso por encima de 700°C se tiene un líquido de tipo “cremoso” que presenta una alta viscosidad y no colapsa bajo su propio peso. Este efecto de incremento notable de la viscosidad se atribuye a la presencia del precipitado ternario y mayoritario Al-Ca-Ti.

9.3 Propiedades mecánicas de la aleación

El material del que está compuesta la espuma presenta una dureza general en el rango de 30-34 HVN. La dureza de los precipitados $Al_{22}CaTi_2$ puede llegar sin embargo a los 600 HV. Esta alta dureza se ve corroborada por el ensayo de nanoindentación donde se han observado valores de dureza en estos precipitados superiores a 7 GPa.

El límite elástico de la espuma, obtenido de forma indirecta a partir de la dureza medida en el material, es de unos 100 MPa. Este valor es inferior al utilizado por muchos autores como referencia, pero es claramente superior al obtenido a partir de ensayo de tracción de material sólido denso, que es de tan solo 26 MPa.

Los elevados valores de rigidez y dureza del precipitado intermetálico $Al_{22}CaTi_2$ van acompañados de un comportamiento frágil en el material. En el ensayo de tracción del material denso la fractura se produce normalmente con niveles de deformación por debajo del 4%, de manera similar al

comportamiento observado en ensayos de tracción de espumas realizados por otros autores. En las fracturas analizadas es típico observar fracturas mixtas, que son de tipo frágiles por clivaje en el intermetálico Al-Ca-Ti y que progresan de forma dúctil a través de la matriz $Al\alpha$ hasta la fractura final.

9.4 Comportamiento de la espuma en ensayos de compresión

Los resultados obtenidos en los ensayos de compresión a temperatura ambiente indican que para el rango de velocidades de deformación ensayado (2×10^{-4} - $1.6 \times 10^{-1} \text{ s}^{-1}$) no existen efectos de la velocidad de deformación.

La tensión de plateau observada presenta valores similares a los reportados por otros autores, y crece con la densidad relativa de la espuma. Debido a los cambios de densidad existentes en los paneles, los valores de resistencia presentan también un amplio rango de valores dentro del mismo bloque de espuma, desde valores $\sigma_{pl} = 0.8 \text{ MPa}$ a $\sigma_{pl} = 3.3 \text{ MPa}$.

La pendiente del plateau de tensiones crece con la densidad relativa de la espuma. Dicha dependencia se atribuye distintos efectos. Se ha cuantificado que el efecto más importante se debe al gradiente de densidad existente dentro de cada muestra individual. Otros factores adicionales incluyen el efecto del incremento de material involucrado en el colapso plástico para las muestras más densas, y los posibles efectos de endurecimiento por deformación plástica del aluminio.

La existencia de un grado de anisotropía estructural R_{VT} afecta a los valores de la tensión de plateau. Para un valor promedio $R_{VT} = 1.25$ en el rango de alturas ($h: 0-500 \text{ mm}$), se obtiene una relación promedio de la resistencia en compresión en las direcciones vertical y transversal $\sigma_{PLV}/\sigma_{PLT} = 1.31$, similar aunque ligeramente superior a la anisotropía estructural.

9.5 Modelización del comportamiento a compresión

En la modelización del comportamiento a compresión se han contrastado los datos experimentales frente a los modelos dimensionales que relacionan

tensiones con densidades relativas para celdas de poro cerrado y de poro abierto, inicialmente propuestos por Gibson y Ashby.

Se ha verificado que el modelo de celda abierta no resulta adecuado para modelar el comportamiento de las espumas de poro cerrado. En relación con el modelo de poro abierto $\sigma/\sigma_{YS} = 0.3(\rho/\rho_s)^{1.5}$, el modelo potencial ajustado a todo el conjunto de las 100 muestras ensayadas resulta $\sigma = 104(\rho/\rho_s)^{1.74}$ MPa. El exponente $n=1.74$, como han observado otros autores, presenta valores superiores al valor $n=1.5$ previsto por el modelo de Ashby y Gibson. Si se fuerza el ajuste de datos con exponente 1.5, se obtiene $\sigma = 60(\rho/\rho_s)^{1.5}$ MPa, lo que requeriría que el límite elástico de la aleación Al-Ca-Ti fuese $\sigma_{YS} = 180$ Mpa, un valor que excede claramente el valor medido experimentalmente en esta tesis.

En el caso del modelo para celdas de poro cerrado, se ha observado que el modelo de Gibson y Ashby minusvalora el efecto de los bordes en la resistencia de este tipo de espumas, y tampoco es capaz de predecir el efecto exponencial observado en los ajustes a datos experimentales. Se propone en esta Tesis y se destaca como aportación original, una adaptación del modelo de Gibson y Ashby, que incluye la relación observada en la fase de análisis estructural entre la fracción de material en bordes ϕ y la densidad relativa de la espuma. El modelo modificado resulta dimensionalmente correcto, y permite así ajustar tanto los valores de tensión como el exponente $n>1.5$ a los valores experimentales. Adicionalmente, permite valorar con precisión la proporción en la que bordes y paredes contribuyen a la resistencia.

9.6 Caracterización de la absorción de energía. Diagramas

Para el análisis del comportamiento como absorbedores de energía, se ha propuesto como aportación original el uso de diagramas de energía específica por unidad de tensión frente a la deformación, que resultan muy útiles para la determinación de la deformación y tensión óptima de uso de una espuma como absorbedor de energía, así como su eficiencia. El análisis de datos con estos diagramas presenta ventajas respecto a otros procedimientos anteriores, haciendo posible la determinación simultánea de la tensión óptima de utilización de una espuma, la deformación de densificación y la eficiencia.

9.7 Caracterización de la absorción de energía. Resultados

Se ha propuesto un modelo para el cálculo de la deformación óptima ϵ_d respecto a la densidad relativa de la espuma que mejora el ajuste a los resultados experimentales frente al propuesto por otros autores. Experimentalmente, la deformación de densificación ϵ_d es mayor para las espumas menos densas, al retrasarse en este caso el colapso total.

Así mismo, se ha propuesto un modelo original para el cálculo de la energía absorbida en función de la densidad relativa de las espumas, que ofrece un excelente ajuste con los datos experimentales y que permite predecir y extrapolar el comportamiento de la espuma para densidades por encima y por debajo de las medidas experimentalmente. Para el rango de densidades ensayado, la energía absorbida crece con la densidad debido a que el incremento en la tensión de plateau es más significativo que la reducción en los valores de deformación de densificación.

En el rango de densidades estudiado, la eficiencia se mantiene constante si se utiliza la capacidad de absorción de energía de la espuma hasta el grado de deformación óptima o de densificación ϵ_d . Sin embargo, para un valor de deformación fijo, la eficiencia decrece con la densidad de la muestra debido al incremento de la pendiente de plateau con la densidad.

La existencia de anisotropía estructural R no afecta a los valores de la deformación de densificación, que son similares para muestras de similar densidad ensayadas en la dirección vertical o en la transversal.

La heterogeneidad en la distribución de la densidad dentro de las espumas de aluminio afecta negativamente a la eficiencia de la espuma debido al incremento en la pendiente de plateau. El gradiente de densidades en el sentido de espumación, intrínseco a esta espuma, genera un importante efecto de escala. Tamaños de muestra crecientes incrementan el grado de heterogeneidad y reducen la eficiencia de las espumas como absorbedor de energía.

Según cabe esperar, la resistencia a compresión de la espuma disminuye conforme aumenta la temperatura del ensayo. A una temperatura dada, la

relación entre tensiones y densidades relativas se ajusta también con precisión a modelos de tipo potencial, pero con exponentes crecientes desde valores cercanos a 1.7 hasta valores superiores a 2.2 para 370°C. Este cambio en los exponentes del modelo ha sido observado en otros trabajos y se atribuye a un cambio en los mecanismos de deformación a nivel celular, que a alta temperatura incluyen tanto flexión en bordes como pandeo.

A partir de los ensayos de compresión a alta temperatura (hasta 340°C) se observa el importante descenso en las propiedades de absorción de energía de la espuma (hasta un 50%). El peor comportamiento en la absorción de energía con el aumento de temperatura también incluye una disminución de la eficiencia.

9.8 Simulación MEF: Influencia de los defectos

A partir de estructuras aleatorias Voronoi 2D, se ha analizado mediante simulación MEF el efecto de la anisotropía y la heterogeneidad sobre la tensión de colapso plástico.

La simulación del efecto de la anisotropía ofrece un resultado similar a los modelos teóricos propuestos por otros autores. Respecto a los resultados experimentales, la simulación prevé un efecto ligeramente mayor del observado experimentalmente.

En cuanto al efecto de la heterogeneidad en la distribución de espesores de pared, los resultados obtenidos en la simulación indican que para una misma densidad relativa, la heterogeneidad en los espesores podría llegar a suponer, como máximo, una pérdida del 9% de la resistencia que se obtiene en una estructura de similar densidad, perfectamente regular.

9.9 Tareas adicionales

Consideramos que los resultados obtenidos a lo largo de la tesis han permitido alcanzar razonablemente los objetivos inicialmente previstos, aportando datos, procedimientos y modelos que permiten entender mejor cómo es la estructura interna de las espumas de aluminio de poro cerrado y como afecta esta estructura al comportamiento mecánico en compresión y a las propiedades de absorción de energía. No obstante, y como consecuencia de este trabajo, surgen algunos aspectos que merecen atención adicional, en particular aquellos que pueden entrar en contradicción con datos previamente disponibles. Entre los relacionados con los resultados de esta tesis se proponen los siguientes.

- La caracterización precisa de las microestructuras y de las propiedades mecánicas de las aleaciones utilizadas para la obtención debería extenderse a otras espumas de aluminio de poros cerrados, con el fin de contrastar los resultados con los estimados a partir de valores de dureza por otros autores.
- Las condiciones de formación, estabilidad y transformaciones de los intermetálicos Al-Ca-Ti presentes en la espuma debería analizarse con mayor precisión, mediante estudios termodinámicos con software apropiado. Dado el efecto de estabilización que se logra, un mayor conocimiento sobre estos intermetálicos podría explotarse en otros sistemas o aleaciones.
- La caracterización estructural efectuada a partir de imágenes de secciones 2D, y en particular los efectos de los bordes sobre la densidad, podría contrastarse y corroborarse mediante análisis con técnicas de tomografía axial computerizada. La extensión de la caracterización a otras espumas obtenidas por fusión permitiría además validar con menor incertidumbre los modelos propuestos sobre los efectos de la fracción de material en bordes ϕ .

Finalmente, y en relación con los procesos de fabricación de estas espumas, los resultados de la tesis sugieren que la principal limitación de las espumas actuales no viene determinada únicamente por defectos locales (paredes

rotas, etc), o por desviaciones de tipo aleatorio. Las variaciones de densidad y anisotropía resultan predecibles y controlables, y resulta factible lograr espumas con estructuras sensiblemente homogéneas si se limitan los efectos de drenaje. En todo caso, el aspecto más crítico de la actual generación de espumas de aluminio es la baja resistencia mecánica y la fragilidad de las aleaciones utilizadas hasta ahora para su obtención. Esta línea de mejora ha sido ya iniciada por varias compañías que obtienen espumas de aluminio, pero adaptando el método original de Alcan y/o Alporas a aleaciones de mayor resistencia (Al-Si-Mg, Al-Cu, Al-Zn-Mg), y debería seguir explorándose si se pretende hacer que las espumas de aluminio obtenidas por fusión alcancen niveles de resistencia competitivos con los materiales celulares de aluminio alternativos, como las estructuras de tipo panal.

REFERENCIAS

Abramovicz W. and Wierzbicki T. Axial crushing of foam filled columns. *Int. J. Mech. Sci.* (1988) 30 (3) 263-271

Adjari A., Nayeb-Hashemi H., Canavan P., Warner G. *Materials Science and Engineering A* 487 (2008) 558–567

Akiyama S., H. Ueno, K. Imagawa, A. Kitahara, S. Nagata, K. Morimoto, T. Nishikawa, M. Itoh, Foamed metal and method of producing same, European Patent 0 210 803, 1989 (1986).

Akiyama S., Ueno H., Imagawa K., Kitahara A., Nagata S., Morimoto K., Nishikawa T., Itoh M., Foamed metal and method of producing same, USA Patent. 4713277, (1987).

Alghamdi A., Collapsible impact energy absorbers: an overview. *Thin-Walled Structures* 39 (2001) 189–213.

Allen B. C., Mote M. W., Sabroff A. M., Method of making foamed metal, USA Patent 3,087,807, 1963 (1959).

ASM Handbook, 10th edn, Vol. 2, Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials, ASM International, Metals Park, OH, 1990.

Amsterdam E. Structural Performance and Failure Analysis of Aluminium Foams. Groningen University Press. PhD Thesis series (2008).

Amsterdam E., De Hosson J.Th.M., Onck P.R. Failure mechanisms of closed-cell aluminum foam under monotonic and cyclic loading, *Acta Materialia* 54 (2006) 4465–4472

Andrews E.W. et al., "Creep behavior of a closed-cell aluminum foam", *Acta Mater*, 47(10), 1999, pp. 2927-2935

Andrews W., Sanders, Gibson L.J., Compressive and tensile behaviour of aluminum foams; *Mater. Sci. Eng. A* 270 (1999) 113–124

Arnold M., Körner C., Singer R. F., PM aluminium foams: stabilising mechanisms and optimisation, in *Cellular Metals and Metal Foaming Technology (MetFoam2003)* (Eds: J. Banhart, N. A. Fleck, A. Mortensen), MIT Publishing, (2003), 71.

- Ashby M.F. The mechanical properties of cellular solids. *Metall. Trans.A* 46(9). (1983) 1755-1769.
- Ashby M.F., Evans, A., Fleck, N.A., Gibson, L.J., Hutchinson, J.W., Wadley, H.N.G.: *Metal Foams: A Design Guide*. Butterworth-Heinemann, Boston (2000)
- Babcsan N.; Garcia-Moreno F.; Banhart J .Metal foams and high temperature colloids: Part II: In situ analysis of metal foams, *Colloids and Surfaces A* 309, (2007), 254-263
- Baker WE, Togami TC, Weyder JC. Static and dynamic properties of high-density metal honeycombs. *Int. J. Impact Eng.* (1998);21(3):149.
- Banhart J. Light-metal foams. History of innovation and technological challenges; *Advanced Eng. Materials*, 15(3), (2013), 82-111.
- Banhart J. Baumeister J. Weber M., *Mat. Sci. Eng. A205* (1996) 221
- Banhart J. Manufacture, characterization and application of cellular metals and metal foams. *Progress in Material Science* 46 (2001) 559-632
- Banhart J., *Adv. Eng. Mater.* 2006, 8, 781.
- Banhart J., Baumeister J. and Weber W. *Proc. European Conference on Advanced PM Materials*, Birmingham UK, 23.-25. (1995), 201.
- Banhart J., Baumeister J., and Weber M.. *Metallic foams*, in *ASM Metals Handbook 9th ed., Volume 7, Powder Metal Technologies and Applications*; ASM International (1999). 1600-1609
- Banhart J., Baumgärtner F, Cox S.J., Kronberg B., Langevin D., Odenbach S., Weaire D., Wübben. Development of advanced foams under microgravity. *ESA Microgravity Applications Promotion Programme (AO-99-075)*. Proceedings of the 1st International Symposium on Microgravity Research & Applications in Physical Sciences & Biotechnology, Sorrento, Italy, 10-15 September 2000 (ESA SP-454, January 2001). Nasa Astrophysics Data System.
- Banhart, J. Baumeister J. Deformation characteristics of metal foams. *Journal of Materials Science* 33, 1431-1440 (1998)

Bart-Smith H., Bastawros A.F., Mumm D.R., Evans A.G., Sypeck D.J., Wadley H.N.G., Compressive deformation and yielding mechanisms in cellular Al alloys determined using X-Ray Tomography and surface strain mapping. In, Porous and Cellular Materials for Structural Applications (Eds: D. S. Schwartz, D. S. Shih, A. G. Evans, H. N. G. Wadley) Materials Research Society, (1998), 71-81.

Bastawros A.F, Evans A.G. Deformation heterogeneity in cellular Al alloys revealed by Surface deformation analysis; in Metal Foams and Porous Metal Structures Ed. Banhart J, Ashby M and Fleck N. MIT Verlag, (1999). 221-226.

Baumeister J. and Schrader H., Patent DE 41 01 630 (1992)

Baumeister J., Banhart J. and Weber W., Patent DE 43 25 538 (1996)

Baumeister J., Patent DE 40 18 360 (1991) and US 5 151 246 (1992)

Binks B. P. Horozov T. S, Angew. Chem. Int. Ed. (2005), 44, 3722

Bryant J. D., Kallivayalil J. A., Crowley M. D. , Genito J. R. , Wieserman L. F., Wilhelmy D. M, Boren W. E., Method for producing foamed aluminum products by use of selected carbonate decomposition products, USA Patent 7,452,402, 2008 (2005).

Bryant J.D, Crowley M., Wang W., Wilhelmy D., Kallivayalil J., in L.P. Lefebvre, J. Banhart, D.C. Dunand (eds.), Porous Metals and Metallic Foams, 2008, DEStech Pub., Pennsylvania (2008)19-23

Cady C.M. , Gray G.T. III, Liu C. , Lovato M.L. , Mukai T. , Compressive properties of a closed-cell aluminum foam as a function of strain rate and temperature, Materials Science and Engineering: A, 25, (2009), 1-6

Calladine C.R, English R.W. Strain-rate and inertia effects in the collapse of two types of energy absorbing structures. Int J Mech Sci ;26(11-12), (1984), 689.

Cambronero L. E. G. , Ranninger C., Marble waste recovery as foaming agent for aluminium foams, in Cellular Metals and Metal Foaming Technology. (MetFoam2003) (Eds: J. Banhart, N. A. Fleck, A. Mortensen), MIT Publishing, (2003), 175.

Cambronero L.E.G, Ruiz-Roman J.M, Corpas F.A, Ruiz Prieto J.M. Manufacturing of Al–Mg–Si alloy foam using calcium carbonate as foaming agent J. Mater. Process. Technol. 209 (2009), 1803.

- Carcel A.C, Ferrer C. Determination of pore size distribution and uniformity in closed cell metal foams from 2D image analysis, in Cellular Metals, Manufacture Properties and Applications. Eds. J. Banhart, N. Fleck y A. Mortensen. Verlag MIT Publ. (2003). 329.
- Chen C., Lu T.J. , Fleck N.A. . J. Mech. Phys. Solids 47 (1999) 2235-2272
- Cox S.J., Bradley G. and Weaire D., Modelling metallic foam formation: the competition between heat transfer and drainage, Submitted to EPJ-App. Phys. (2000).
- Davies, G.J.; Zhen, S. Metallic foams and their production, properties and applications. J. Mater. Sci. 18, (1983), 1899-1911
- De Meller, M. A. Produit metallique pour l'obtention d'objets lamine's, moule's ou autres, et procedes pour sa fabrication, French Patent 615,147, 1926 (1925)
- Degischer H.-P. and Kriszt B. . Handbook of Cellular Metals: Production, Processing, Applications. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA ISBNs: 3-527-30339-1. (2002)
- Deshpande V. S. and Fleck N. A., High strain rate compressive behaviour of aluminium alloy foams, International Journal of Impact Engineering (2000 A) 24:277-298.
- Deshpande V.S., Fleck N.A. Isotropic constitutive models for metallic foams, Journal of the Mechanics and Physics of Solids 48 (2000 B) 1253–1283.
- Duarte I, Banhart J, A study of aluminium foam formation-kinetics and microstructure. Acta Mater. 48, (2000) 2349
- Elliott J. C., Metal foam and method for making, USA Patent 2,983,597, 1961 (1959).
- Elliott J. C., Metal foaming process, USA Patent 3,005,700, 1961 (1960).
- Elliott J. C., Method of producing metal foam, USA Patent 2,751,289, 1956 (1951).
- Gleich Aluminum . Alporas Technical Data sheet. www.gleich.de (2010)
- Formula SAE Competition Rules 2014; Society of Automotive Engineers. www.fsae.com (2014).

- Fuganti A, Lorenzi L, Hanssen A.G., and Langseth M. Aluminium Foam for Automotive Applications *Adv. Eng. Mat.* 2000, 2, (4) 200-204.
- Gergely V, Clyne T.W. Drainage in standing liquid metal foams: modelling and experimental observations. *Acta Materialia*. 52(10), (2004), 3047-3058.
- Gergely V, Curran D. C., Clyne T. W., *Compos. Sci. Technol* (2003), 63, 2301.
- Gibson L., Ashby M.F., Harley B.A. Cellular materials in nature and medicine. Cambridge University Press U.K (2010)
- Gibson L.J., Mechanical behaviour of metallic foams. *Annu. Rev. Mater. Sci.* 30, (2000), 191-227
- Gibson, L.J., Ashby, M.F.: Cellular Solids: Structure & Properties. 2nd Ed. Cambridge University Press, Cambridge (1997)
- Grafer L. G , Method of making metal foam, USA Patent 3,379,517, 1968 (1965).
- Grenestedt J.L., Tanaka K. , Influence of Cell Shape Variations on Elastic Stiffness of Closed Cell Cellular Solids. *Scripta Materialia* 40 (1998) 71–77.
- Gutiérrez-Vázquez J.A., Oñoro J. Espumas de aluminio. Fabricación, propiedades y aplicaciones. *Revista de Metalurgia*, Vol 44, No 5 (2008)
- Haag, M.; Wanner, A.; Clemens, H.; Zhang, P.; Kraft, O.; Arzt, E. *Materials Transactions A*, 34(12), (2003) , 2809-2817
- Hufnagel W. Manual del Aluminio. Editorial Reverte. ISBN: 8429160116 (1992)
- Idris, M.I., Vodenitcharova T. , Hoffman M. Mechanical behaviour and energy absorption of closed-cell aluminium foam panels in uniaxial compression; *Materials Science and Engineering A* 517 (2009) 37–45
- Iluk A. , Global stability of an aluminum foam stand-alone energy absorber, *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 13/2, (2013), 137-143
- Ip S. W., Wang Y., Toguri , Aluminum Foam Stabilization by Solid Particles. *Canadian Metall. Q.* (1999), 38,p 81
- Irausquin I.A. Tesis Doctoral; Universidad Carlos III de Madrid (2012)
- ISO 13314:2011 Standard: Mechanical testing of metals. Ductility testing. Compression test for porous and cellular metals. (2011)

- Jang W.Y , Kyriakides S. Kraynik A.M. On the compressive strength of open-cell metal foams with Kelvin and random cell structures. *Int. J. Solids and Structures* 47 (2010) 2872–2883
- Jin I., Kenny L. D. , Sang H. , USA Patent 5,112, 697, (1992).
- Jin I., Kenny L. D. , Sang H., Method of producing lightweight foamed metal, USA Patent 4,973,358, 1990 (1989).
- Kammer C. Aluminium foam. TALAT Lecture 1410. European Aluminium Association (1999).
- Kaptay G., *Colloid. Surf. A, Physicochem. Eng. Aspects*, 230, (2004) 67
- Kelvin LSWT. On the Division of Space with Minimum Partitional Area. *Phil Mag and J Sci* (1887);24:503–514.
- Kenny L.D., Mechanical Properties of Particle Stabilized Aluminum Foam, *Mater.Sci.Forum*, 217-222 (1996), 1883-1890.
- Kolsky H, *Proc. Royal. Soc. B*62, 676 (1949)
- Körner C, Arnold M., Singer R.F, *Mater. Sci. Eng.* (2005), A396, 28.
- Kraynik A.M., Reinelt D.A., Princen H.M., *J. Rheol.* 35 (1991) 1235–1253.
- Lankford, J., Danneman, K.A.. Strain rate effects in porous materials (1998)
- Lefebvre L.P, Banhart J. Dunand D.C. Porous Metals and Metallic Foams: Current Status and Recent Developments *Adv Eng. Mat.* (2008), 10, No. 9: 775-789
- Leitmeier D., Degischer H. P. , Flankl H. J. , Development of a Foaming Process for Particulate Reinforced Aluminium Melts *Adv. Eng. Mater.* (2002), 4, 735
- Levine B. A New Era in Porous Metals: Applications in Orthopaedics *Adv. Eng. Mat.* 10(9) ,(2008) 788:792
- Li Zhibin, Zhijun Zheng, Jilin Yu, Liqun Tang, Effect of temperature on the indentation behavior of closed-cell aluminum foam, *Materials Science and Engineering: A*, Volume 550, (2012), 222-226
- Li, Q.M., Magkiriadis I., Harrigan J.J., *J. Cell. Plast.* 42 (2006) 371–392.
- Lu G. , Yu T. , Energy absorption of structures and materials. Woodhead Publishing, ISBN 1 85573 688 8, (2003).

- Magee C.L. and Thornton P.H. Design considerations in Energy absorption by structural collapse. SAE Paper 780434. (1978)
- Maiti S.K. , Gibson L.J. , Ashby M.F., Deformation and energy absorption diagrams for cellular solids, *Acta Metallurgica*, 32/11, (1984), 1963-1975.
- Markaki A.E. and Clyne T.W. “The Effect of Impact Velocity on the Deformation of Layered Metal Foam / Ceramic Composites” ; in *Metal Foams and Porous Metal Structures* Eds .J. Banhart, M.F. Ashby, N.A. Fleck; MIT Verlag (1999) 359-364
- Markaki A.E, Clyne TW, The effect of cell wall microstructure on the deformation and fracture of aluminium based foams. *Acta Mater* (2001), 49:1677–1686
- Markaki A.E. and Clyne T.W. “Energy absorption during failure of Layered Metal Foam / Ceramic laminates” *Mat Sci and Eng. A323*(2002) 260-269.
- McCullough K.Y.G, Fleck N.A. y Ashby M.F. Uniaxial stress-strain behaviour of aluminium alloy foams. *Acta Mater*. Vol. 47, No. 8, (1999) 2323-2330.
- McDonald S.A., Mummery P.M. , Johnson G., Characterisation of the 3-D structure and compressive deformation of metallic foams, in: J. Banhart, et al., (Eds.), *Proceeding International Conference on Cellular Metals and Metal Foaming Technology: Manufacture, Properties, Applications*, (2003), 289–294.
- Michailidis N. ,Smyrniotis E. , Maliaris G. , Stergioudi F. and Tsouknidas A. Mechanical Response and FEM Modeling of Porous Al under Static and Dynamic Loads. *Adv. Eng. Mat.* 16 (3) (2014) 289:294
- Mills NJ, Zhu HX. 1999. *J. Mech. Phys. Solids.* 47(3):669–95
- Miyoshi T, Itoh M, Akiyama S, Kitahara A. Aluminium foam Alporas: the production process, properties and applications. In *Metal Foams and Porous Metal Structures* Ed. By J. Banhart, M. Ashby and N. Fleck. Verlag MIT Publ. Bremen Germany pp 125-132 (1999).
- Miyoshi T. et al. Production of a closed cell aluminium alloy foam with enhancement of the compressive strength. *Cellular Metals and Metal Foaming Technology* Eds . J. Banhart, M.F Ashby N.A Fleck. MIT Verlag (2001) 167-170

Miyoshi T., M. Itoh, S. Akiyama, A. Kitahara, ALPORAS Aluminium Foam: Production Process, Properties, and Applications. *Adv. Eng. Mater.* (2000), 2, 179-183.

Mondolfo L., *Metallography of aluminium alloys* John Wiley and Sons NY (1943).

Mukai, T., Kanahashi, H., Higashi, K., Yamada, Y., Shimojima, K., Mabuchi, M., Miyoshi, T., Nieh, T.G.,. Energy absorption of light-weight metallic foams under dynamic loading. In: Banhart, J., Ashby, M.F., Fleck, N.A. (Eds.), *Cellular Metals and Metal Foaming Technology*. Verlag MIT Publishing, Bremen, Germany, (1999) 353–358.

Mukai, T., Kanahashi, H., Miyoshi, T. Mabuchi M, Nieh, T.G.,Higahi K. . Experimental study of energy absorption in a close-celled aluminum foam under dynamic loading. *Sripta Materialia* 40, (1999), 921-927.

Nagy A., *Mechanical Behavior of Foamed Materials Under Dynamic Compression*. *Journal of Cellular Plastics*. (1974), 10: 127-134

Němeček J., Denk F., Zlámal P., Numerical modeling of aluminium foam on two scales, *Applied Mathematics and Computation*, 267, (2015), 506-516

Němeček Jiří, Králík Vlastimil, Vondřejc Jaroslav , A two-scale micromechanical model for aluminium foam based on results from nanoindentation, *Computers & Structures*, 128, (2013), 136-145

Nix W. D., Gao H.. *J. Mech. Phys. Solids*, 46(3), (1998) 411-425,

Nosko M., Simančík F. Iždinský K- Švec P. Florek R. Stabilizing intermetallic phases within aluminum foam. *Materials Letters* 65 (2011) 1378–1380

Ochsner, A., Murch, G.E., de Lemos, J.S.: *Cellular and Porous Materials: Thermal Properties Simulation and Prediction*. Wiley-VCH, Weinheim (2008)

Olurin O.B. Fleck N.A. Ashby M.F. Deformation and fracture of aluminium foams. *Mat Science and Eng. A*291(2000): 136-146;

Papadopoulos D.P, Konstantinidis I.Ch, Papanastasiou N , Skolianos S , Lefakis H , Tsipas D.N, Mechanical properties of Al metal foams, *Materials Letters*, 58(21), (2004), 2574-2578

- Paul, A., Ramamurty U. Strain rate sensitivity of a closed-cell aluminum foam. *Mater. Sci. Eng. A* 281 (2000) 1–7.
- Raj R.E. , Daniel B. S. S., Manufacturing challenges in obtaining tailor-made closed-cell structures in metallic foams. *Int J Adv Manuf Technol* (2008) 38:605–612
- Ramamurty U., Paul A., Variability in mechanical properties of a metal foam *Acta Mater.* 52 (2004) 869–876
- Reid, S.R., Peng, C., . Dynamic uniaxial crushing of wood. *Int. J. Impact Eng.* 19, (1997), 531–570.
- Ribeiro-Ayeh S. Finite element modeling of the mechanics of solid foam materials. Doctoral Thesis. ISBN 91-7178-5. (2005)
- Ridgway J. A., Cellularized metal and method of producing same, USA Patent 3,297,431, 1967 (1965).
- Ruch W.W. Kirkevag B., A process of manufacturing particle reinforced metal foam and product thereof, European Patent 0 483 184, 1994 (1990).
- Salvo L., Belestin P. , Douillard T., Maire E. , Jacquesson M. , Vecchionacci C. , Boller E. , Structure and mechanical properties of AFS sandwiches studied in compression tests by in-situ X-ray microtomography, in: J. Banhart (Ed.), *Proceeding International Conference on Cellular Metals and Metal Foaming Technology: Manufacture, Properties, Applications*, (2003), 319–324.
- Sang H., L. D. Kenny, I. Jin, Process for producing shaped slabs of particle stabilised foamed metal, USA Patent 5,334,236, 1994 (1992).
- Scheffler, M., Colombo, P.: *Cellular Ceramics. Structure, Manufacturing, Properties and Applications*. Wiley-VCH, Weinheim (2005)
- Schwartz D.S., *Porous and Cellular Materials for Structural Applications* (Eds: D. S. Schwartz, D. S. Shih, A. G. Evans, H. N. G. Wadley) *Materials Research Society*, (1998), 133
- Seliger H., U. Deuther, *Freiberger Forschungshefte* (1965), 103, 129.
- Shehata Aly Mohamed, Behavior of closed cell aluminium foams upon compressive testing at elevated temperatures: Experimental results, *Materials Letters*, 61(14–15), (2007), 3138-3141

- Shen Ianhu , Lu Guoxing, Ruan Dong , Compressive behaviour of closed-cell aluminium foams at high strain rates, *Composites Part B: Engineering*, 41(8), (2010), 678-685
- Silva M.J., Gibson L.J. , The effects of non-periodic microstructure and defects on the compressive strength of two-dimensional cellular solids, *Int. J. Mech. Sci.* 30 (1997) 549–563.
- Silva M.J., Hayes W.C., Gibson L.J., The effects of non-periodic microstructure on the elastic properties of two-dimensional cellular solids. *Int. J. Mech. Sci.* 37 (1995) 1161–1177.
- Simone A.E, Gibson L.J. Aluminum foams produced by liquid state processes *Acta Mater.*, 46 (1998), 3109–3123
- Simone A.E, Gibson L.J. Effects of solid distribution of the stiffness and strength of metallic foams. *Acta Mater.* 46, (1998), 2139–50
- Solorzano E. Tesis Doctoral; Universidad de Valladolid (2008)
- Song Zhen-Lun, Ma Li-Qun, Wu Zhao-Jin, He De-Ping. *Journal of Materials Science* 35 (2000) 15– 20
- Sosnick B., Foamlike metal, USA Patent 2,553,016, 1951 (1947)
- Sosnick B., Process of making foamlike mass of metal, USA Patent 2,434,775, 1948 (1943).
- Spiegel M.R.; Schiller J.; Srinivasan R. A. «9. Análisis de la varianza». *Probabilidad y Estadística [Schaum's Outline of Theory and Problems of Probability and Statistics]*. Schaum (2ª edición). México D.F.: McGraw-Hill. (2007) 335–371
- Stanzick H, Banhart J., Helfen L., Baumbach T. , In-situ monitoring of metal foam evolution and decay, 3rd Euroconference on Foams, Delft 5.-8.6.2000, MIT-Verlag Bremen (2000)
- Stronge WJ, Shim VP-W. Micro-dynamics of crushing in cellular solids. *J Eng. Mater Technol. ASME* (1988);110:185
- Sugimura Y., J. Meyer, M.Y. He, H. Bart-Smith, J. Grenestedt, A.G. Evans. On the mechanical performance of closed cell foams; *Acta Mater.*, 45 (1997), 5245–5259
- Swartz, D.S., Shih D.S., Evans, A.G., Wadley, H.N.G. (Eds.), *Porous and Cellular Materials for Structural Applications*. Materials Research Society Proceedings, vol. 521, Pittsburgh, PA, pp. 103–108.

- Tan P.J., Reid S.R., Harrigan J.J, On the dynamic mechanical properties of open-cell metal foams – A re-assessment of the ‘simple-shock theory’, *International Journal of Solids and Structures*, Volume 49, Issues 19–20, (2012), 2744-2753
- Thornton P.H. and Magee C.L., Deformations characteristics of zinc foams *Met. Trans. 6A* (1975) 1801-1807.
- Thornton P.H. and Magee C.L., The deformation of aluminium foams. *Met. Trans. 6A* (1975) 1253-1263
- Voronoi G. F., *J. Reine. Angew. Math.* (1908), 134, 198
- Warren W.E. , Kraynik A.M. , Foam mechanics: the linear elastic response of two-dimensional spatially periodic cellular materials. *Mech. Mater.* 6 (1987) 27-37.
- Warren WE, Kraynik AM. The linear elastic properties of open-cell foams. *J. Appl Mech.* (1988) 55:341–46
- Warren WE, Kraynik AM. Linear elastic behavior of a low-density kelvin foam with open cells. *J. Appl. Mech.*(1997) 64:787–94
- Weaire D, Phelan R. A Counter-Example to Kelvin’s Conjecture on Minimal Surfaces. *Phil Mag Letts* (1994);69:107–110.
- Weaire D., Hutzle S., *The Physics of Foams*, Oxford University Press (2000)
- Weber M, Baumeister J. Banhart J., *Proc. Powder Metallurgy World Congress, Paris* (1994) Les Editions de Physique, p. 585
- Wood J. Metal foams. En: Banhart J, Eifert H, editors. *Proc. Fraunhofer USA Symposium on Metal Foams, Stanton, USA, 7–8 October. Bremen: MIT Press–Verlag*, (1998). 31.
- Woolam W.E. , A Study of the Dynamics of Low Energy Cushioning Materials Using Scale Models,*Journal of Cellular Plastics*, (1968) 4: 79-83.
- Wu E, Jiang W-S. Axial crush of metallic honeycombs. *Int J Impact Engng* (1997);19(5-6):439.
- Zhang J, Ashby M.F., Mechanical selection of foams and honeycombs used for packaging and energy absorption. *Journal of Materials Science.* 29(1), (1994), 157-163.

Zhang Q, Toda H., Kobayashi M., Uesugi K. and Suzuki Y. Characterization of cell wall microstructure and damage behavior of alloyed aluminum foam via synchrotron-based microtomography. *Adv. Eng. Mat.*, 15(3), (2013), 149-153

Zhao H, Gary G. Crushing behaviour of aluminium honeycombs under impact loading. *Int J Impact Engng* (1998);21(10):827.

Zhu HX, Knott JF, Mills NJ. . *J. Mech. Phys. Solids*, (1997), 45(3):31

LISTADO DE FIGURAS

Figura 1.1. Estructura de una espuma de aluminio de poro cerrado con densidad relativa 0.09.....	2
Figura 1.2 Estructura de espumas de aluminio (a) Alcan-Cymat, (b) Alporas, (c) Alulight, (d) IFAM y (e) ERG de poro abierto.(Andrews et al. 1999).....	3
Figura 1.3 Evolución del número de publicaciones en el campo de espumas de aluminio. Fuente www.sciencedirect.com ; Búsqueda: “aluminium foams”, fecha de búsqueda Octubre 2015.....	5
Figura 1.4. a) Tetracaidecaedro de Kelvin. Consiste en un poliedro de 14 caras: 8 hexágonos y 6 cuadrados. b) Celda de Weaire-Phelan. Consiste en 6 poliedros de 14 caras y 2 poliedros de 12 caras.	7
Figura 1.5. Elementos de la estructura celular en una espuma metálica de aluminio de poro cerrado. a) Celda elemental b) Conexión de bordes y paredes c) Micrografía de la conexión bordes-paredes en la que se identifica la naturaleza de las partículas. Adaptado de (Gergely y Clyne 2004).	8
Figura 1.6. Efectos que limitan la estabilidad de las espumas metálica (Adaptado de Banhart, 2000).	12
Figura 1.7. Macroestructura de una espuma de aluminio Al-4%Cu-0.7%Si-1.1%Fe, de densidad relativa media 0.22, en la que se aprecia la estructura global heterogénea generada por los efectos del drenaje. (Raj y Daniel 2008).	13
Figura 1.8. Estabilización de espumas según distintas distribuciones de partículas. Adaptado de (Kaptai 2004).	14
Figura 1.9. Ventana de formación óptima de espumas en el método de soplado de gas. Adaptada de (Jin 1992).....	16
Figura 1.10. Criterio para obtener espumas estables de aluminio (A353, $T=727^{\circ}\text{C}$), a partir de la altura que deben recorrer las burbujas hasta llegar a la superficie. Adaptada de (Jin 1992).....	17
Figura 1.11. Clasificación de métodos de producción de espumas metálicas. Adaptado de (Banhart 2001).....	19
Figura 1.12. Fabricación de espuma de aluminio por inyección de gas (Cymat-Alcan).(Adaptado de Banhart 2001).....	23
Figura 1.13. Proceso de fabricación espuma de aluminio Alporas.(Adaptado de Miyoshi 1999).....	25

Figura 1.14. Fabricación de espumas por el método pulvimetalúrgico IFAM. (Kammer 2000).	26
Figura 1.15. Representación esquemática de una curva tensión-deformación en compresión de una espuma metálica.	28
Figura 1.16. Mapa superficial de la deformación con la formación de bandas. También se muestra la zona elástica de la curva tensión deformación. (Adaptado de Bart-Smith 1998).....	28
Figura 1.17. Esquema de aplicaciones y propiedades de las espumas de aluminio de poro cerrado	44
Figura 1.18. Respuesta en compresión uniaxial en dirección T de paneles honeycomb de aluminio AlMn1 (AA3003 H18) con densidad nominal 83kg/m^3 . (Elaboración propia).....	47
Figura 1.19. Resultados de ensayos de compresión para espumas, tubos y tubos rellenos de espumas de aluminio cargados axialmente. (Elaboración propia).	47
Figura 3.1. Fotografía de espuma de aluminio de poro cerrado con los poros en negro.	56
Figura 3.2. Imagen tratada mediante programa de retoque fotográfico.	57
Figura 3.3. Imagen binarizada.....	57
Figura 3.4. Análisis individual de poros. Izquierda: forma original. Derecha: separación lineal entre poros.	58
Figura 3.5. Imagen binarizada de paredes. Izquierda: forma original. Derecha: separación lineal entre poros (esqueleto).	58
Figura 3.6. Medición de paredes (a) y bordes (b).	59
Figura 3.7. Análisis individual de paredes de celda.	60
Figura 3.8. Curvas de carga y descarga en ensayo de nanoindentación. ..	62
Figura 3.9. Efecto de la relación entre el tamaño de la muestra y el tamaño de poro en el módulo de Young y en la tensión de plateau. Cuando la relación es superior a 7, los valores permanecen constantes. Adaptado de (Ashby 2000).	63
Figura 3.10. Fotografía de dos muestras de espuma con diferente orientación preferente en los poros. A: muestra de la zona inferior del bloque. B: muestra de la zona superior del bloque.	65
Figura 3.11. Situación de origen de coordenadas para la obtención de las probetas.	65
Figura 3.12. Obtención de muestras para ensayo de compresión.	66
Figura 4. 1. Densidad de las muestras longitudinales y transversales en función de la altura de la muestra en los bloques.	69

Figura 4. 2. Proceso fabricación espuma Alporas según la patente (Akiyama 1986).....	71
Figura 4. 3. Evolución de la densidad de la espuma hasta una altura de 500 mm incluyendo una función de ajuste polinómica de segundo orden.....	72
Figura 4. 4. Evolución de la densidad de la espuma en los tramos 0-300mm y 300-500mm. Ajustes a una función lineal.	72
Figura 4.5. Imágenes muestras espuma 50x50 mm.	74
Figura 4.6. Imágenes 2D binarizadas de las muestras de espuma.	75
Figura 4.7. Histograma de frecuencias de valores de tamaño en secciones 2D distribuidas uniformemente a lo largo del radio R de un poro de tamaño real $R=1$. Ajuste a una distribución normal. $N= 40$, Media= 0,77; Desviación estándar = 0,24.....	76
Figura 4.8. Histograma de frecuencias de valores de tamaño real de poro para $N=10$. Media = 1. Desviación estándar = 0,26.....	77
Figura 4.9. Histograma de frecuencias de valores de tamaño de poro a partir de secciones 2D. Para $N=400$. Media = 0,77. Desviación estándar = 0,31	77
Figura 4.10. Histograma de frecuencias de valores de espesor a partir de secciones 2D (espesor real=1,). $N=65$ valores. Media=1,32. Desviación estándar = 0,35.....	78
Figura 4.11. Distribución 2D de espesores de pared.	80
Figura 4.12. Espesor mínimo de pared.....	81
Figura 4.13. Espesor medio de pared en función de la altura de la muestra en el bloque.....	81
Figura 4.14. Desviación típica en la medida de espesor de pared.	82
Figura 4.15. Distribución 2D de espesores de borde y ajuste gaussiano..	83
Figura 4.16. Espesor mínimo de borde.....	84
Figura 4.17. Espesor medio de borde en función de la altura de la muestra en el bloque.....	85
Figura 4 18. Desviación típica en la medida de espesor de borde.	85
Figura 4.19. Distribuciones de longitud de pared para distintas muestras.	86
Figura 4.20. Distribución de frecuencia-diámetro equivalente de poro en las muestras.	88
Figura 4.21. Diámetro equivalente de poro 2D en función de la altura de la muestra en el bloque (se incluyen barras de error de desviación típica)	89
Figura 4.22. Desviación típica en el tamaño de poro. Azul: tendencia general. Rojo: Tendencia en la zona superior del bloque.....	89
Figura 4.23. Número de poros grandes por muestra ($D>5mm$). Azul: tendencia general. Rojo: tendencia en la zona superior del bloque.....	90

Figura 4.24. Número de poros pequeños por muestra ($D < 1.5\text{mm}$). Azul: tendencia general. Rojo: Tendencia en la zona superior del bloque.....	90
Figura 4.25. Distribución de excentricidad de poros.	92
Figura 4.26. Orientación de los poros en muestra inferior $h=50\text{mm}$ (a) y superior $h=625\text{mm}$ (b).....	94
Figura 4. 27. Orientación de los poros. Azul, orientación vertical ($\alpha > 60^\circ$). Rojo, orientación horizontal ($\alpha < 30^\circ$). Verde ($60 > \alpha > 30^\circ$).	95
Figura 4. 28. Longitud de poro vertical L_v y transversal L_t a partir de las cuales se define la anisotropía estructural R	96
Figura 4. 29. Distribuciones de longitudes de poro en la dirección vertical L_v (izquierda) y en la dirección transversal L_t (derecha).	97
Figura 4. 30. Longitud de poro vertical y transversal en función de la altura de la muestra en el bloque. Azul: vertical, rojo: transversal.....	98
Figura 4. 31. Anisotropía estructural R en función de la altura de la muestra en el bloque.	98
Figura 4. 32. Fracción sólida $2D$ a lo largo del eje vertical de la espuma.	99
Figura 4. 33. Porcentaje de la superficie sólida ocupada por paredes (azul) y bordes (rojo)	100
Figura 4. 34. Ratio de material en bordes ϕ frente a la densidad relativa de la espuma.	101
Figura 4. 35. Fracción de paredes y bordes respecto a la superficie total, en función de la altura.	102
Figura 4. 36. Ajuste de la densidad relativa respecto a $(te/l)^2$	103
Figura 4. 37. Ajuste de la densidad relativa respecto a (tf/l)	104
Figura 4. 38. Densidad relativa real y calculada según modelo de Gibson-Ashby en función de la altura de la muestra en el bloque.	105
Figura 5.1. Diagrama de fases Al-Ca correspondiente a la zona rica en aluminio (Mondolfo 1943).....	108
Figura 5.2. Diagrama de fases Al-Ti en la zona rica en aluminio. (Mondolfo 1943).....	109
Figura 5.3. Imagen SEM de la microestructura del material sólido. Distribución de elementos de composición (microanálisis Mapping-EDX).	111
Figura 5.4. Microestructura del material sólido fundido, con la identificación de los precipitados.	112
Figura 5.5. Imágenes MO bordes y paredes celulares.	113
Figura 5.6. Imagen SEM de una pared de muy bajo espesor ($7-8\ \mu\text{m}$). Se corresponde con el valor mínimo estable para esta espuma.	115
Figura 5.7. Matriz de nanoindentaciones	117

Figura 5.8. Resultados de ensayos de nanoindentación: Dureza.	118
Figura 5.9. Resultados de ensayos de nanoindentación: Modulo elástico.	118
Figura 5.10. Ensayo de tracción material sólido.....	119
Figura 5.11. Imagen SEM de la fractura en tensión de una pared de la espuma: se aprecian zonas de fractura por clivaje de los precipitados junto con zonas de fractura dúctil.....	121
Figura 5.12. Fisuras originadas a partir de los precipitados.....	122
Figura 5.13. Conjunto de fractografías de la espuma.	123
Figura 6.1. Curva típica tensión-deformación de una espuma metálica tipo Alporas.....	125
Figura 6.2. Tensión de plateau en función de la densidad de la muestra para distintas velocidades de ensayo (0,6, 6, 60 y 500 mm/min).	127
Figura 6.3. Curvas tensión-deformación para muestras de distinta densidad.....	128
Figura 6.4. Tensión de plateau en función de la densidad relativa de las muestras.....	129
Figura 6.5. Orientación preferente de los poros y dirección de la carga aplicada. A) poros orientados en la dirección de aplicación de la carga. B) poros orientados en dirección perpendicular a la de aplicación de las cargas.	130
Figura 6.6. Anisotropía estructural R_{VT} y Tensión de plateau en función de la altura de la muestra en el bloque. Rojo: muestras longitudinales. Azul: muestras transversales.....	131
Figura 6.7. Tensión de plateau en función de la densidad relativa para muestras longitudinales y transversales (anisotropía estructural 1.25)....	132
Figura 6.8. Tensión de plateau en función de la densidad relativa para ensayos con orientación no controlada y para series longitudinales y transversales.	133
Figura 6.9. Tensión de plateau en función de la altura de la muestra en el bloque.	134
Figura 6.10. Zona de plateau de tensiones en gráfico tensión-deformación (muestras T). Dependencia de la pendiente de plateau con la densidad relativa.....	135
Figura 6.11. Pendiente de plateau ($\epsilon_{0.15}-\epsilon_{0.5}$). (Rojo: muestras longitudinales; azul: muestras transversales).....	136
Figura 6.12. Zona de plateau de tensiones en gráfico tensión-deformación (muestras T). Dependencia de la pendiente de plateau con la densidad relativa (ajuste polinomial).	136

Figura 6.13. Evolución de la pendiente de plateau en función del rango de deformación analizado y de la densidad relativa.	137
Figura 6.14. Dependencia de la pendiente de plateau con la densidad relativa (ajuste polinómico de orden 2).....	138
Figura 6.15. Coeficientes cuadráticos del ajuste polinómico de las curvas de densificación (ϵ :0.60-0.80) y de plateau (ϵ :0.15-0.50).....	138
Figura 6.16. Pendiente de plateau frente a la altura en el bloque de espuma. Se muestra el efecto del gradiente de densidades (muestras $h < 500\text{mm}$), y los resultados experimentales ($\epsilon_{0.15-\epsilon_{0.5}}$).....	140
Figura 6.17. Curva tensión-deformación ensayo de compresión. Densidad de la espuma $0,17\text{g/cm}^3$	142
Figura 6.18. Tensión de plateau en función de la temperatura.	142
Figura 6.19. Tensión de plateau en función de la densidad relativa de la espuma. Ajuste potencial para distintas temperaturas de ensayo.	143
Figura 6.20. Tensión de plateau en función de la densidad relativa. Ajustes a modelos potenciales.....	146
Figura 6.21. Tensión de plateau en función de la densidad relativa (ρ/ρ_s)1.5. Modelos lineales ajustados.....	146
Figura 6.22. Tensión normalizada σ_p/σ_s frente a la densidad relativa. Datos experimentales y modelos teóricos.....	147
Figura 6.23. Ratio de material en bordes ϕ frente a la densidad relativa de la espuma.	148
Figura 6.24. Ratio de la tensión soportada por bordes (σ_{en}) y paredes (σ_{fn}). Modelo Gibson-Ashby (ec. 6.2 – $C_6=0,3$; $C_6''=0,44$; $n=1.5$).....	150
Figura 6.25. Modelo de comportamiento mecánico según a la ecuación 6.3, ajustado a los datos experimentales.	151
Figura 6.26. Ratio de la tensión soportada por bordes (σ_{en}) según el modelo Gibson-Ashby frente al modelo propuesto.....	152
Figura 7.1. Energía absorbida en compresión hasta una deformación ϵ_d del 55%.	154
Figura 7.2. El pico de tensiones generado en tres espumas de densidad diferente absorbiendo la misma energía W_v se representa como σ_p , σ_2 , σ_3 (Zhang 1994).....	155
Figura 7.3. Diagramas de Maiti: Absorción de energía para varias densidades de la espuma. Los puntos óptimos de utilización coinciden con la tangente.	157
Figura 7.4. Diagrama de deformación óptima para una espuma de aluminio obtenida por fusión.....	159

Figura 7.5. Deformación óptima y tensión límite de una espuma (ensayo de compresión) a partir de su diagrama de deformación óptima.	160
Figura 7.6. Diagrama de deformación óptima para una muestra de espuma Se representa también la línea de máxima eficiencia teórica.	160
Figura 7.7. Diagrama de deformación óptima para una muestra de espuma Alporas (azul) incluyendo la evolución de valores de eficiencia en todo el rango de deformación (rojo).....	161
Figura 7.8. Energía absorbida en función de la altura de la muestra en el bloque. Rojo: muestras verticales. Azul: muestras transversales.....	162
Figura 7.9. Anisotropía en la absorción de energía y en la tensión de plateau en función de la altura de la muestra en el bloque.....	163
Figura 7.10. Evolución de la deformación de densificación en función de la densidad relativa de la espuma. Se presentan los modelos de las ecuaciones 7.4 y 7.6 con los datos experimentales (rojo: muestras longitudinales; azul: muestras transversales).....	165
Figura 7.11. Evolución de ε_D en función de la densidad relativa de la espuma. Se incluyen modelos y datos experimentales.	166
Figura 7.12. Evolución de la energía absorbida en función de la densidad relativa de la espuma. Se presenta el modelo propuesto (ecuación 7.8), así como los datos experimentales (rojo: muestras longitudinales; azul: muestras transversales).....	168
Figura 7.13. Evolución de la energía específica en función de la densidad relativa de la espuma.	169
Figura 7.14. Evolución de la eficiencia en la absorción de energía en el punto de densificación óptima en función de la densidad relativa de la espuma. (Rojo: muestras longitudinales; Azul: muestras transversales)..	170
Figura 7.15. Evolución de la eficiencia en la absorción de energía para una deformación de densificación ε_D de 0.55 en función de la densidad relativa de la espuma. (Rojo: muestras longitudinales; Azul: muestras transversales)	171
Figura 7.16. Energía absorbida en función de la temperatura de ensayo para distintas densidades de espuma.....	172
Figura 7.17. Diagrama de deformación óptima para distintas temperaturas de ensayo de una espuma de densidad $0,25\text{g/cm}^3$ ($d_{rel} = 0,093$).....	173
Figura 7.18. Diagrama de energía absorbida en función de la tensión límite	173
Figura 7.19. Curva tensión deformación obtenida con series de muestras de distinta heterogeneidad. Densidad media $\rho = 0,27\text{g/cm}^3$	176
Figura 7.20. Diagrama de energía específica frente a la deformación. Densidad media $\rho = 0,27\text{g/cm}^3$	177

Figura 7.21. Diagrama de absorción de energía específica frente a la tensión. Densidad media $\rho = 0.27 \text{ g/cm}^3$	178
Figura 8. 1. Ejemplo de gráfica de frecuencia-espesor de paredes de celda de una muestra de espuma de aluminio de densidad $0,3 \text{ g/cm}^3$, con espesor de pared medio $0,22 \text{ mm}$ ($\sigma = 0,12 \text{ mm}$ y $C_v = 0.54$).....	181
Figura 8. 2. Simulación del crecimiento de celdas en 2D. (Ribeiro-Ayeh S., 2005).....	182
Figura 8. 3. Diagrama Voronoi de 160 puntos creada con Matlab®.....	183
Figura 8.4. Estructura tipo Voronoi exportada a Ansys® tras su vectorización.....	183
Figura 8.5. Gráfico del modelo de material bilineal isotrópico (BISO - Ansys®).....	185
Figura 8.6. Condiciones de contorno aplicadas: a) Compresión vertical; b) Compresión horizontal	186
Figura 8.7. Curva tensión deformación ensayo vertical anisotropía 1 obtenida en la simulación.	189
Figura 8.8. Curvas tensión deformación (simulación compresión uniaxial) para una anisotropía estructural $R=1$	189
Figura 8.9. Curvas tensión deformación (simulación compresión uniaxial) para una anisotropía estructural $R=1,43$	190
Figura 8.10. Tensión de colapso en función de la anisotropía estructural.	190
Figura 8.11. Anisotropía en la tensión de colapso frente a la anisotropía estructural. Modelo numérico y resultados obtenidos tras la simulación.	191
Figura 8.12. Estructura voronoi 2D dividida al azar en 2 grupos de paredes	192
Figura 8.13. Curvas tensión-deformación obtenidas mediante simulación MEF para distintos niveles de heterogeneidad en el espesor de paredes (función de C_v)	193
Figura 8.14. Efectos de la heterogeneidad de espesores de pared sobre la resistencia relativa al colapso (Espesor medio $175 \mu\text{m}$).	194

DIFUSION DE RESULTADOS

Se incluye una relación de trabajos publicados que están directamente relacionados con el trabajo de investigación desarrollado en esta tesis doctoral.

Análisis MEF de los efectos de dispersión de espesores de pared sobre el comportamiento mecánico de espumas de aluminio. B. Cárcel, A.C. Cárcel, E. Giménez. (PMS 2012). Alcoi 28/09/2012. ISBN 978-84-8363-897-2. Páginas 97-102.

Caracterización de partículas estabilizantes intermetálicas Al-Ti-Ca en espumas de aluminio de poro cerrado. A.C. Cárcel, B. Cárcel. (PMS 2012). Alcoi 28/09/2012. ISBN 978-84-8363-897-2. pp 109-114.

Creep behaviour of closed cell aluminium foams from stress relaxation tests. B. Carcel; A.C. Carcel; P. Arrué. *Key Engineering Materials*. 43, (2010), 131-136.

Homogeneity effects on the energy absorption performance of aluminium foams. B. Cárcel, A.C. Cárcel. in *Porous Materials and Metallic Foams*.eds. L.P.Lefebvre, J.Banhart, D.Dunand. Destech Publ Inc. USA (2008). ISBN 978-1-932078-28-2 ; pp 411-414.

Comportamiento mecánico de espumas de aluminio de poro cerrado como núcleos de paneles sandwich. A.C. Carcel; B. Cárcel; E.Giménez. XI Congreso Nacional de Materiales, Zaragoza 2010.. *Boletín Extraordinario de SOCIEMAT* (2010). 676-679

Morfología estructural de espumas de aluminio de poro cerrado obtenida a partir de análisis de imagen 2D. B. Cárcel; A.C. Cárcel. X Congreso Nacional (PMS 2006). Santiago de Compostela 05/09/2006. ISBN 84-611-4121-0. pp 149-151.

Eficiencia máxima y densificación óptima para la absorción de energía frente a impactos con espumas metálicas de aluminio de poro cerrado. B. Cárcel; A.C. Cárcel. X Congreso Nacional (PMS 2006). Santiago de Compostela 05/09/2006. ISBN 84-611-4121-0. pp 155-159.

