

## Relación entre porosidad y propiedades mecánicas en tracción de aleaciones de aluminio de moldeo. Estado del conocimiento<sup>(\*)</sup>

J.C. Cuyás\*, G.W. Mugica\*, D.O. Tovio\* y A.C. González\*\*

**Resumen** Este artículo revisa sintéticamente algunos trabajos y analiza resultados preliminares propios, dando a conocer el estado actual del conocimiento en relación con el grado de repercusión de la porosidad sobre las propiedades mecánicas en tracción. El análisis se ha realizado sobre varias aleaciones de aluminio de moldeo, de uso habitual. Se concluye que las condiciones operativas empleadas, fundamentalmente el cambio de la velocidad de enfriamiento en los trabajos revisados, son tales que, al modificar simultáneamente distintas características microestructurales a las que se atribuye influencia en las propiedades mecánicas, imposibilitan determinar la contribución de la porosidad. Los trabajos de Surappa y Cáceres, que proponen modelos para relacionar propiedades con porosidad en la superficie de fractura, abren un campo promisorio en el tema.

**Palabras clave** Aluminio. Fundición. Porosidad. Propiedades mecánicas. Microestructura.

### Relation between porosity and mechanical properties in tension of cast aluminium alloys. A critical review

**Abstract** This article reviews several works for different cast aluminium alloys and analyzes own preliminary experimental results obtained with the aim to establish the state of knowledge of the porosity effect on the mechanical properties in tension. It is concluded that the operative conditions employed, mainly the change of solidification rate, modify the microstructural characteristics which affect the mechanical properties not allowing the determination of the porosity contribution. The publications of Surappa and Cáceres, that propose a model to relate properties with porosity, open a promissory field in this subject.

**Keywords** Aluminium. Foundry. Porosity. Mechanical properties. Microstructure.

## 1. INTRODUCCIÓN

Las aleaciones de aluminio de moldeo presentan porosidad por contracción y por hidrógeno, prácticamente, inevitable. Resulta obvio que la presencia de este defecto debe afectar, en algún grado, las propiedades mecánicas en tracción de las piezas coladas, y esto ha dado lugar a numerosas publicaciones.

Los trabajos han seguido dos líneas fundamentales en cuanto a relacionar la porosidad con la respuesta mecánica del material. La mayor parte de ellos atribuyen esa influencia a la porosidad volumétrica global<sup>[1-5]</sup>, mientras que otros apuntan a

relacionar la porosidad en el plano de fractura o en una zona muy próxima a éste<sup>[5-7]</sup>, incluso considerando ciertas características geométricas de la porosidad<sup>[5]</sup>.

La importancia dada a este tipo de defecto respecto al comportamiento mecánico de estas aleaciones ha impulsado un significativo esfuerzo por combatir, en especial, la porosidad por hidrógeno con la correspondiente asignación de recursos, consumibles y mano de obra. Por ello, tiene importancia económica establecer hasta qué punto la presencia del defecto puede perjudicar el comportamiento del material cargado en tracción. Sin embargo, no hubo un esfuerzo equivalente respecto a

(\*) Trabajo recibido el día 16 de Octubre de 2000 y aceptado en su forma final el día ? de ? de 2002.

(\*) Laboratorio de Investigaciones en Metalurgia Física, Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de la Plata, Calle 48 esq. 116, (1900) La Plata.

(\*\*) Facultad de Ingeniería, Universidad Nacional de La Plata, Calle 48 esq. 116, (1900) La Plata. Consejo Nacional de Investigaciones Científicas y Técnicas.

otras características microestructurales a las que se atribuye influencia, en especial, el tamaño de la estructura dendrítica.

La revisión cubre trabajos publicados en los últimos treinta años y abarca las aleaciones más utilizadas, tanto tratables como no tratables térmicamente.

Para facilitar el seguimiento, se consideran, por separado, los trabajos o partes de los mismos que relacionan la porosidad volumétrica global con las propiedades y los que focalizan el análisis en la zona de fractura proponiendo un modelo de comportamiento. Finalmente, se unifican las conclusiones.

Las expresiones matemáticas que relacionan las propiedades mecánicas en tracción con la porosidad, que han sido utilizadas por los autores revisados, en ningún caso, indican las hipótesis bajo las cuales fueron propuestas.

Los términos referidos a las propiedades mecánicas, los símbolos y las unidades empleadas son los correspondientes a la norma UNE 7-474-92 Parte 1, salvo en las fórmulas utilizadas por los autores revisados donde se han mantenido las unidades originales.

## 2. REVISIÓN

### 2.1. Relación entre propiedades mecánicas en tracción y porosidad volumétrica global

Se analizarán los resultados obtenidos por diferentes autores respecto de la relación entre la porosidad volumétrica global ( $p$ ) y la resistencia a tracción ( $R_m$ ), el límite elástico convencional ( $R_p$ ) y el alargamiento porcentual después de la rotura ( $A$ ).

En este trabajo, se denomina porosidad volumétrica global a la obtenida sobre un volumen significativo de material para contraponerla a la correspondiente a una zona muy estrecha próxima al plano o superficie de fractura.

#### 2.1.1. Resistencia a tracción $R_m$

Radhakrishna<sup>[2]</sup>, trabajando con varias aleaciones propone, a partir de resultados experimentales, una relación entre la porosidad y la resistencia a tracción.

De las cinco aleaciones con las que trabaja Radhakrishna<sup>[2]</sup>, dos son similares a las aleaciones denominadas, según la Aluminium Association, 356 y 319 y así se identificarán en el presente trabajo. Éstas se utilizarán para su comparación con

los datos publicados por otros autores<sup>[1 y 3-5]</sup> respecto a estas mismas aleaciones. Radhakrishna<sup>[2]</sup> obtuvo piezas de ensayo rectangulares y cilíndricas utilizando distintas combinaciones de alimentadores y enfriadores de diferentes materiales.

La porosidad volumétrica global de las correspondientes probetas obtenidas de estas piezas, se determinó haciendo uso de la técnica de medida de densidad mediante pesadas en aire y en agua. Las curvas de ajuste que utiliza Radhakrishna<sup>[2]</sup> para la resistencia a rotura son las siguientes:

Para la aleación 356:

$$R_m = 7,74 p^2 - 76,24 p + 353,68 \text{ [MPa]} \quad (1)$$

Para la aleación 319:

$$R_m = 5,49 p^2 - 57,23 p + 240,10 \text{ [MPa]} \quad (2)$$

Samuel<sup>[1 y 4]</sup>, trabajando con una aleación 319 obtiene los valores de resistencia a tracción para probetas con contenido de, aproximadamente, 0,1 ml de hidrógeno por cada 100 g de aluminio (0,1 ml/100 g), con y sin modificación con estroncio, refinado de grano con titanio y sin él y con distintos tiempos locales de solidificación. Los diferentes tiempos de solidificación o velocidades de enfriamiento resultan de las distintas distancias al extremo enfriado con agua. Los resultados han sido resumidos en la tabla del anexo I.

En el presente trabajo, se asume, para el análisis de los resultados obtenidos por Samuel<sup>[1 y 4]</sup>, que el espaciado dendrítico secundario depende fundamentalmente de la velocidad de enfriamiento, como proponen Cáceres<sup>[8]</sup> y Spear<sup>[9]</sup>. En consecuencia, se asigna a todas las condiciones un tamaño de estructura dendrítica que es función exclusiva de su posición en la lingotera. Distintas posiciones en la lingotera son equivalentes a distintas velocidades de enfriamiento.

En cuanto a la longitud de la fase  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$ , teniendo en cuenta que la composición química se mantiene constante con excepción del estroncio y el titanio, se formula la misma hipótesis, en la que la longitud promedio de la fase  $\beta\text{-Al}_5\text{FeSi}$  depende sólo de la velocidad de enfriamiento<sup>[10]</sup>.

En las condiciones mencionadas, Samuel<sup>[4]</sup> concluye que la resistencia a tracción muestra un decrecimiento no lineal cuando el espaciado dendrítico secundario se incrementa. Nada dice de la influencia de la porosidad. Sin embargo, los valores de porosidad se indican en las tablas que presenta este autor mostrando que es variable y aumenta en el mismo sentido en que lo hace el espaciado dendrítico secundario.

Surappa<sup>[5]</sup>, trabajando con una aleación 356, propone que la resistencia a tracción depende más del tamaño de los macroporos, en especial del área de éstos en el plano de rotura, que de la fracción volumétrica de porosidad.

Pan<sup>[3]</sup> trabaja con una aleación 356 con distintas velocidades de enfriamiento resultantes del uso de alimentadores y enfriadores, así como del tamaño (espesor) de la pieza colada. La temperatura de colada y el procedimiento de desgasificado previo son siempre los mismos.

Este autor establece una relación entre resistencia a tracción y la porosidad volumétrica global, dada por la siguiente ecuación de regresión con un coeficiente de correlación 0,84:

$$R_m = 154,45 - 19,79 p \quad [\text{MPa}] \quad (3)$$

En el anexo II se encuentran los resultados obtenidos por J. C. Cuyás y colaboradores<sup>[11]</sup>, correspondientes a una aleación 380 sin afinado de grano ni modificado del eutéctico Al-Si. Los mismos muestran una tendencia lineal de la resistencia a tracción con la porosidad volumétrica, a tamaño de celda dendrítica, aproximadamente, constante. El material para los ensayos se obtuvo de piezas de 400×120×18 mm, colado a 750 °C en un molde de arena.

### 2.1.2. Límite elástico convencional $R_{p0,2}$

En el trabajo de Radhakrishna<sup>[2]</sup>, éste asigna una dependencia cuadrática entre la porosidad y el límite elástico convencional. Las curvas de ajuste son de la forma:

$$\text{Para la aleación 356:} \\ R_p = 2,45 p^2 - 31,06 p + 217,65 \quad [\text{MPa}] \quad (4)$$

$$\text{Para la aleación 319:} \\ R_p = 1,37 p^2 - 18,03 p + 132,20 \quad [\text{MPa}] \quad (5)$$

Samuel<sup>[1 y 4]</sup>, analizando los resultados para la aleación 319 no atribuye, en primera instancia y con referencia al límite elástico convencional, ninguna relación significativa entre éste y la porosidad. No obstante, manifiesta que el agregado de estroncio, cuando pasa de 100 p.p.m. a 300 p.p.m., conduce no solo a menor límite elástico convencional, sino también a menor resistencia a tracción debido a la promoción de porosidad.

Surappa<sup>[5]</sup> representa los datos obtenidos por él para la aleación 356, mostrando que el límite elástico convencional se mantiene constante cuando la porosidad volumétrica global varía entre, aproximadamente, 0,03 % y 0,23 %.

### 2.1.3. Alargamiento porcentual después de la rotura $A$

Radhakrishna<sup>[2]</sup> le asigna una relación cuadrática al alargamiento porcentual después de la rotura en tracción con la porosidad. Las curvas de ajuste son de la forma:

Para la aleación 356:

$$A = 0,17 p^2 - 1,39 p + 5,10 \quad [\%] \quad (6)$$

Para la aleación 319:

$$A = 0,08 p^2 - 1,12 p + 5,20 \quad [\%] \quad (7)$$

Radhakrishna<sup>[2]</sup> no indica la longitud inicial entre puntos utilizada en los ensayos con los que obtiene los resultados para establecer las relaciones precedentes.

Samuel<sup>[4]</sup>, analizando sus resultados para la aleación 319, concluye que el alargamiento porcentual después de la rotura presenta una fuerte relación no lineal con el espaciado dendrítico secundario (ver anexo I), atribuyéndole un efecto no significativo a la porosidad volumétrica. El alargamiento porcentual después de la rotura está calculado para una longitud inicial entre puntos de 50 mm.

Pan<sup>[3]</sup> propone una relación logarítmica entre alargamiento porcentual después de la rotura y la porosidad volumétrica global para la aleación 356. La expresión de Pan, con un coeficiente de correlación igual a 0,745, es de la forma:

$$A = 3,12 - 4,10 \log(p) \quad [\%] \quad (8)$$

Los resultados de Surappa<sup>[5]</sup> muestran un incremento del alargamiento porcentual después de la rotura en tracción con el aumento de la porosidad volumétrica global.

En el anexo II se muestran resultados propios<sup>[11]</sup> para la aleación 380, en los cuales se observaría un decrecimiento del alargamiento porcentual después de la rotura con el incremento de la porosidad. El alargamiento porcentual, después de la rotura, se determinó para una longitud inicial entre puntos de 35 mm.

### 2.1.4. Discusión de las relaciones propuestas

Si se analizan las relaciones propuestas entre características microestructurales y resistencia a tracción, para dos tipos de aleaciones de aluminio de moldeo como son las aleaciones 356 y 319, se aprecia que los autores revisados se inclinan a atribuir influencia fundamental, en algunos casos, al

espaciado secundario interdendrítico y, en otros, a la porosidad.

Si se comparan las expresiones propuestas por Pan<sup>[3]</sup> y Radhakrishna<sup>[2]</sup> para la aleación 356 se puede comprobar, tomando la parte que cuantifica el deterioro de la resistencia a tracción por efecto de la porosidad, que los resultados son muy dispares.

En la expresión de Radhakrishna<sup>[2]</sup>, el valor del término independiente correspondiente a 0 % de porosidad resulta extrañamente elevado. Una situación similar a la anterior resulta de la comparación de los valores de la resistencia a tracción obtenidos por las expresiones de estos autores, cuyos resultados se muestran en la tabla I.

Para la aleación 319 se comparan los resultados experimentales de Samuel<sup>[4]</sup> con los valores obtenidos a partir de la expresión propuesta por Radhakrishna<sup>[2]</sup>. Se asume, como valor correspondiente a 0 % de porosidad en las experiencias de Samuel<sup>[4]</sup>, el promedio de aquellos valores con porosidad menor de 0,1 % obtenidos del anexo I. Este valor, 235,29 MPa, coincide prácticamente con el valor del término independiente (porosidad = 0 %) en la expresión de Radhakrishna<sup>[2]</sup>, 240,10 MPa.

La comparación se hace aplicando la expresión de Radhakrishna<sup>[2]</sup> a cuatro porosidades distintas para las que se dispone de valores de resistencia a tracción medidos por Samuel<sup>[1 y 4]</sup> a igual espaciado interdendrítico, contenido de hidrógeno y longitud de la fase  $\beta$ -Al<sub>3</sub>FeSi (ver Anexo I).

En la tabla II se observa que, en la medida que la porosidad incrementa, los valores obtenidos de la expresión propuesta por Radhakrishna<sup>[2]</sup> muestran una tendencia a diferir menos con los valores medidos por Samuel<sup>[1 y 4]</sup>. No obstante, debe ad-

**Tabla I.** Valores de resistencia a rotura y deterioro de ésta, atribuido a la porosidad de acuerdo a las propuestas de Radhakrishna y Pan para valores arbitrarios de porosidad en la aleación 356

*Table I. Values of the tensile strength to fracture and its deterioration, attributed to porosity according to Radhakrishna and Pan's proposals for different porosity values in 356 aluminium alloy*

Porosidad [%]	$\Delta R_m$ [MPa]		R <sub>m</sub> [Mpa]	
	Radhakrishna	Pan	Radhakrishna	Pan
1	-68	-19	285	34
2	-121	-39	232	115
3	-159	-59	295	95
4	-181	-79	172	75

**Tabla II.** Diferencia en los valores de la resistencia a rotura entre las propuestas de Samuel y Radhakrishna para distintas porosidades en la aleación 319

*Table II. Difference in the values of tensile strength between the proposals of Samuel and Radhakrishna for different porosities in 319 aluminium alloy*

Porosidad [%]	R <sub>m</sub> [Mpa]		$\Delta R_m/R_m$ [(2)-(1)]/(1)
	Samuel (1)	Radhakrisna (2)	
0,363	151,60	220,01	0,45
0,505	161,90	212,56	0,31
0,715	157,10	201,98	0,28
1,183	172,30	172,18	0

vertirse que, aunque las experiencias difieren en cuanto al afinado de grano y modificado del eutéctico Al-Si, Radhakrishna<sup>[2]</sup> no asigna mayor significación a estos factores.

La cuestión que queda planteada es: ¿cuál es la razón que justifica que, mientras algunos autores atribuyen la pérdida de resistencia a porosidad<sup>[2 y 3]</sup>, otros lo hagan al espaciado interdendrítico secundario<sup>[4]</sup> o, como en el caso de Surappa<sup>[5]</sup>, nieguen que la porosidad volumétrica sea una característica adecuada para estimar esta pérdida? Y, además, para los autores revisados, ¿por qué, cuando se comparan, resultan tan dispares los valores de resistencia a tracción en función de porosidad?

La respuesta mecánica de estas aleaciones depende, en general, de la composición química, del tamaño y volumen de las fases ricas en hierro, de la modificación o no del silicio, del tamaño de celda dendrítica (TCD) y de la porosidad.

Se acepta que el tamaño de celda dendrítica para una composición química dada sólo responde a la velocidad de enfriamiento<sup>[8 y 9]</sup>, siguiendo la expresión:

$$TCD = C \cdot R^m \quad (9)$$

donde C y m son constantes y R es la velocidad de enfriamiento en °C/s.

A su vez, la porosidad por gas resulta afectada por lo que se designa como el "umbral de hidrógeno", que es una combinación de factores en los que juegan, fundamentalmente, el contenido de hidrógeno, la velocidad de enfriamiento y el tiempo local de solidificación<sup>[12-15]</sup>. También puede verse afectada por el contenido de inclusiones<sup>[16 y 17]</sup> y la modificación con estroncio<sup>[18-20]</sup>.

A la luz de los dos párrafos precedentes, se puede afirmar que, tanto las expresiones dadas por Radhakrishna<sup>[2]</sup> y Pan<sup>[3]</sup> para la resistencia a tracción en función de la porosidad como la afirmación de Samuel<sup>[1 y 4]</sup> de que la resistencia a tracción presenta una variación no lineal con el TCD, se encuentran afectadas por el hecho de que, como se ha visto, tanto la porosidad como el TCD son características que varían fuertemente, en el mismo sentido, con la velocidad de enfriamiento. En consecuencia, los trabajos referidos<sup>[1-5]</sup> y la mayoría de los publicados, no se han realizado en condiciones tales que permitan variar la porosidad manteniendo constante el afinamiento dendrítico y viceversa. En las condiciones operativas utilizadas resulta imposible afirmar cuál es el peso de la contribución a la pérdida de resistencia a tracción de la porosidad y cuál el del TCD.

Los resultados propios<sup>[11]</sup>, para el caso de una aleación 380 en probetas en las que lo único que ha variado es la porosidad volumétrica, muestran que el grado de afectación es muy inferior al habitualmente supuesto y semejante al que informa Eady<sup>[21]</sup> para una aleación 356 tratada térmicamente, para porosidad de hasta alrededor de 4 % en el plano de fractura.

Al considerar el límite elástico convencional, mientras Surappa<sup>[5]</sup> y Samuel<sup>[1 y 4]</sup> no observan cambios significativos y Pan<sup>[3]</sup> no lo menciona, Radhakrishna<sup>[2]</sup> le asigna una dependencia cuadrática con la porosidad volumétrica y Eady<sup>[21]</sup> obtiene resultados similares a los de Surappa<sup>[5]</sup> y Samuel<sup>[1 y 4]</sup>. La figura 1 muestra resultados experimentales propios, para una aleación 380, de límite elástico convencional *versus* porosidad, coincidiendo con la tendencia mostrada por Surappa<sup>[5]</sup>, Samuel<sup>[1 y 4]</sup> y Eady<sup>[21]</sup>. En este caso hay una mayor coincidencia entre los distintos autores, que es atribuible a que la propiedad analizada depende de factores más inmediatamente relacionados al movimiento de las dislocaciones. Por ello, entre los factores a los que se asigna importancia está la composición química<sup>[8, 15 y 22]</sup>, en especial aquellos elementos que contribuyen a la formación de precipitados en las aleaciones térmicamente tratadas.

El análisis de los resultados experimentales del límite elástico convencional muestra que éste no se ve afectado por la porosidad y el espaciado interdendrítico secundario, lo que evita la confusión y contradicciones observadas en relación con la resistencia a tracción.

El análisis del alargamiento a rotura en tracción presenta una situación similar al de la resis-

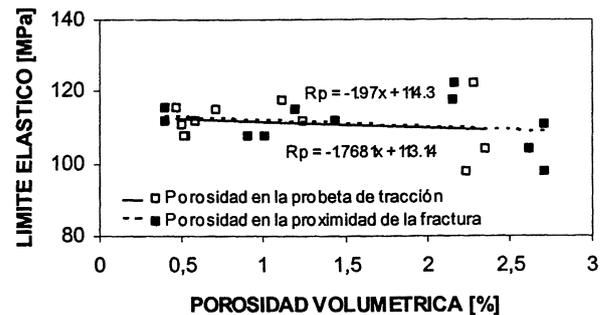


Figura 1. Relación entre límite elástico convencional y la porosidad volumétrica, global y en la proximidad al plano de fractura, en probetas de tracción de aleación 380.

Figure 1. Yield strength versus volumetric porosity both overall and near the fracture surface in tensile tests of 380 aluminium alloy.

tencia a tracción. Mientras Surappa<sup>[5]</sup> muestra un aumento del alargamiento con la porosidad, Radhakrishna<sup>[2]</sup> y Pan<sup>[3]</sup> proponen un descenso de éste dependiente de la porosidad y Samuel<sup>[1 y 4]</sup> resulta poco claro en relación a qué característica microestructural atribuir el comportamiento en materia de alargamiento.

En referencia a la propuesta de Surappa<sup>[5]</sup>, el propio autor al analizar sus resultados manifiesta sorpresa y los atribuye a variaciones locales de porosidad que impedirían establecer una relación fiable.

Samuel<sup>[4]</sup> analiza la situación del alargamiento para dos contenidos de hidrógeno, 0,1 ml/100g y 0,3 ml/100g. En el anexo III, figura la tabla IV del trabajo de Samuel<sup>[4]</sup> para la aleación 319. En este caso, el autor sólo dice que a bajo contenido de hidrógeno, H1, el incremento del tiempo local de solidificación reduce considerablemente la ductilidad de manera no lineal, lo que no permite discernir si la pérdida de ductilidad se debe a la porosidad, al tamaño de celda dendrítica, al tamaño de fase  $\beta$ -Al<sub>3</sub>FeSi o al del silicio en el eutéctico Al-Si, ya que el tiempo local de solidificación actúa sobre todas estas características.

Si se comparan las propuestas de Pan<sup>[3]</sup> y Radhakrishna<sup>[2]</sup> para la aleación 356 se puede comprobar que los resultados son dispares.

Si se hace la comparación de valores de alargamiento porcentual después de la rotura para la aleación 319, entre las medidas obtenidas por Samuel<sup>[4]</sup> y la expresión de Radhakrishna<sup>[2]</sup> para los casos considerados en la tabla II, se obtienen los valores mostrados en la tabla IV.

La comparación de los resultados en las tablas III y IV pone de manifiesto una total discrepancia entre los valores medidos y los resultantes de la

**Tabla III.** Disparidad en los valores de alargamiento a fractura obtenidos por Pan y Radhakrishna para valores arbitrarios de porosidad en la aleación 356

*Table III. Disparity in the values of elongation to fracture obtained by Pan and Radhakrishna for different values of porosity in 356 aluminium alloy*

Porosidad [%]	A [%]	
	Radhakrishna	Pan
1	3,88	3,12
2	3,00	1,90
3	2,46	1,20
4	2,26	0,65

**Tabla IV.** Disparidad en los valores de alargamiento a fractura obtenidos por Samuel y Radhakrishna para valores arbitrarios de porosidad en la aleación 319

*Table IV. Disparity in the values of elongation to fracture obtained by Samuel and Radhakrishna for arbitrary values of porosity in 319 aluminium alloy*

Porosidad [%]	A [%]	
	Samuel*	Radhakrishna
0,363	0,85 ± 0,5	4,8
0,505	0,41	4,66
0,715	0,63 ± 0,20	4,44
1,183	1,00 ± 0,25	3,98

\* Valores extraídos del anexo I.

aplicación de las expresiones que, supuestamente, permitirían obtener el valor del alargamiento porcentual después de la rotura en función de la porosidad volumétrica.

En el caso de la ductilidad, debe agregarse un factor al cual también se le atribuye influencia: la longitud de las placas de fase  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi<sup>[23]</sup>. Estas placas crecen cuanto mayor es el tiempo local de solidificación, como puede verse en el anexo I. El hecho de que la porosidad, la fase  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi y el silicio en el eutéctico Al-Si crezcan cuando el tiempo local de solidificación aumenta, contribuye a confundir los resultados.

En todos los casos, en los trabajos revisados excepto en el de Surappa<sup>[5]</sup>, se ha empleado para relacionar las propiedades mecánicas con la porosidad, la porosidad volumétrica global, no aquella correspondiente al plano de fractura. Normalmente son distintas<sup>[24]</sup> y en la mayoría de los casos esta diferencia es grande, siendo generalmente mayor en esta última.

## 2.2. Relación entre propiedades mecánicas en tracción y porosidad en la superficie de fractura

Son muy pocos los trabajos que relacionan las propiedades mecánicas en tracción con la porosidad existente en la superficie de fractura o en la zona muy próxima a ella (Surappa<sup>[5]</sup>, Cáceres<sup>[6 y 7]</sup>, Eady<sup>[21]</sup>).

Tanto Eady<sup>[21]</sup> como Surappa<sup>[5]</sup> consideraron negativamente la utilización de la porosidad volumétrica global de una pieza.

Herrera<sup>[25]</sup> y, también, Eady<sup>[21]</sup> señalaron, a su tiempo, que la dispersión de valores, cuando se representan gráficamente las propiedades contra la porosidad, disminuye cuando se toma la porosidad volumétrica en la zona adyacente a la fractura.

Surappa<sup>[5]</sup> y Cáceres<sup>[6 y 7]</sup> son los únicos autores, dentro de la revisión realizada, que proponen una aproximación al tema orientada a la construcción de un modelo, con capacidad para una estimación razonable del daño provocado por la porosidad sobre las propiedades mecánicas. Sin embargo, estos modelos requieren un mayor desarrollo y confrontación experimental.

Una vez descartada la posibilidad de relacionar la resistencia a tracción con la porosidad volumétrica global, Surappa<sup>[5]</sup> evalúa distintas posibles causas de la pérdida de resistencia con la porosidad y para ello representa la resistencia a tracción frente al área proyectada de poros en la superficie de fractura. Observa que el valor de resistencia que resultaría de descontar al área total de la sección de la probeta de tracción la que corresponde a los poros, como área proyectada en el plano de fractura, es, aún, muy superior al medido. Considera la posibilidad de que los poros actúen como concentradores de tensión, lo que de acuerdo a diferentes hipótesis de tamaño de esos concentradores, debería dar un factor de concentración de tensiones de entre 3 y 20. Surappa<sup>[5]</sup> considera esto como una evidente sobreestimación del efecto de los poros.

En vista de estos resultados, Surappa<sup>[5]</sup> vuelve a considerar el área de poros en la superficie de fractura. Sin embargo, para justificar la pérdida en la resistencia a tracción, el área de poros debería ser algo más del doble de la verificada, lo que requiere una reinterpretación de la forma de los poros. Observa que los poros tienen muchas veces formas alargadas con brazos laterales, lo que hace más realista considerar como falla crítica el desarrollo de la estructura del poro más que el área observada sobre la superficie de fractura.

Surappa<sup>[5]</sup> midió la longitud de la cuerda máxima de los poros sobre la fractografía de sus experiencias. Encontró que si tomaba estas cuerdas como los “diámetros efectivos” de los poros postulados, obtenía una excelente correlación entre los valores de resistencia medidos y los calculados. El área portante de la probeta de tracción resulta de la diferencia entre el área nominal y el área de poros, calculada, esta última, a partir del “diámetro efectivo” (Fig. 2).

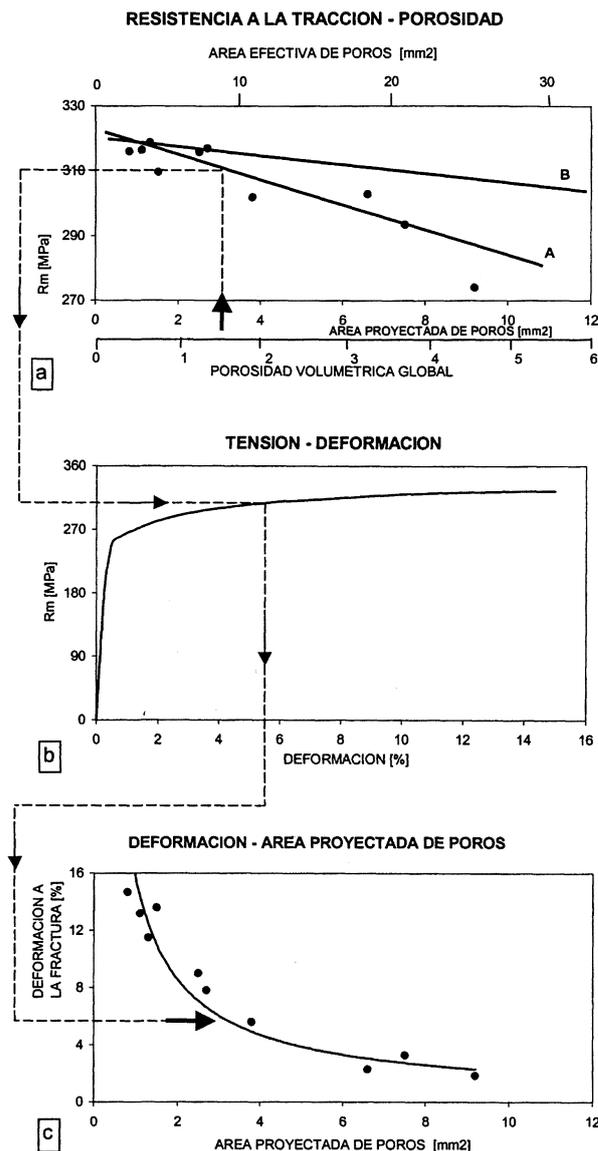
En su trabajo Surappa presenta tres gráficos (Figs. 2 a), b) y c)). En la figura 2 a), la curva identificada con “A” corresponde a la recta de regresión de los valores observados por el autor, mientras que se designa con “B” la resistencia a tracción esperada, utilizando para su cálculo el área nominal de la probeta de ensayo restada el área de poros. A esta figura se ha agregado una escala de porosidad, en porcentaje, para facilitar la comparación con otros datos. Para esto se tuvo en cuenta que la sección de la probeta de tracción usada tiene un valor nominal de 200 mm<sup>2</sup>.

La figura 2 b) es la curva tensión-deformación ingenieril para la probeta con menor tamaño de poro, considerada como “material sano”. La deformación con que va a fracturar una probeta que contenga un poro corresponde a la del material sano cargado hasta el punto en que la tensión a la tracción de éste, iguale a la resistencia a tracción del material con poro. De ahí, que conociendo la tensión de fractura del material con distinta porosidad se puede predecir la deformación a la fractura en función de la porosidad, utilizando la curva tensión-deformación del “material sano”.

En las figuras 2 a) y 2 b) se puede construir la figura 2 c) siguiendo el camino indicado por las flechas y partiendo de, aproximadamente, 3 % de porosidad, por ejemplo. Se observa el buen ajuste entre los datos experimentales y la curva obtenida a través de los pasos indicados, permitiendo obtener la ductilidad real del material en función de la porosidad en el plano de fractura.

Cáceres<sup>[6 y 7]</sup>, haciendo expresa mención al trabajo de Surappa<sup>[5]</sup>, retoma esta línea. Propone que, en una probeta de tracción parece razonable asumir que la deformación plástica comience en la región porosa debido a la reducción del área portante, concentrando la deformación cerca de los poros. La geometría para el modelo está descrita en la figura 3 donde, por simplicidad de tratamiento, considera un único poro.

Plantea la siguiente ecuación de equilibrio:



**Figura 2.** Predicción de la deformación a fractura en función de la porosidad volumétrica global utilizando la curva tensión deformación del material sano.

Figure 2. Prediction of elongation to fracture as a function of overall volumetric porosity using the stress - deformation curve for sound material.

$$\sigma_i \cdot (1-f) \cdot A_0 \cdot e^{-\varepsilon_i} = \sigma_h \cdot A_0 \cdot e^{-\varepsilon_h} \quad (10)$$

donde  $A_0$  es el área nominal de la probeta de tracción,  $f$  es la fracción de porosidad como fracción areal en la superficie de fractura,  $\sigma_i$  y  $\varepsilon_i$  son, respectivamente, la tensión y deformación verdadera en la sección de poros y,  $\sigma_h$  y  $\varepsilon_h$  son, respectivamente, la tensión y deformación verdaderas fuera de la sección de poros.

Para resolver numéricamente la ecuación (10), usa la ecuación constitutiva siguiente:

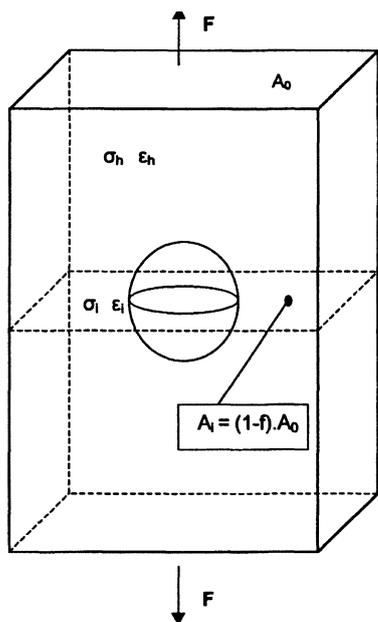


Figura 3. Geometría del modelo propuesto por Cáceres.

Figure 3. Geometry of the model proposed by Cáceres.

$$\sigma = k \cdot \epsilon^n \quad (11)$$

Sustituyendo (11) en (10):

$$(1-f) \cdot A_0 \cdot e^{-\epsilon_i} \cdot k \cdot \epsilon_i^n = A_0 \cdot \epsilon_h^n \cdot k \cdot e^{-\epsilon_h} \quad (12)$$

$$(1-f) \cdot e^{-\epsilon_i} \cdot \epsilon_i^n = \epsilon_h^n \cdot e^{-\epsilon_h} \quad (13)$$

Se resuelve numéricamente (13) y se representan los resultados para distintos valores de  $f$  en la figura 4.

A partir del modelo construido, Cáceres<sup>[6 y 7]</sup> encuentra posible evaluar la ductilidad y resistencia del material en relación con la porosidad en la superficie de fractura. Utilizando la figura 4, confronta los datos de Surappa<sup>[5]</sup> con el modelo. El ejemplar más dúctil en la experiencia de Surappa<sup>[5]</sup> rompe con  $A=14,6$  %; por ello, el modelo asume que la fractura va a ocurrir, en cualquier caso, cuando se alcance la deformación verdadera,  $\epsilon_i^* \cong 0,14$ , en la región de poros.

Partiendo de los valores de  $\epsilon_i^*$  y de los de  $f$  correspondientes al caso de que se trate, se puede conocer (Fig.4) el valor de  $\epsilon_h$ , deformación verdadera total, con que va a romper el material.

La resistencia a tracción puede ser obtenida a partir de que, en el material sano, la misma se alcanza cuando  $\epsilon_h = n$  en la ecuación (11), esto es,  $\sigma^* = K \cdot n^n$ . Luego, si la porosidad provoca una ro-

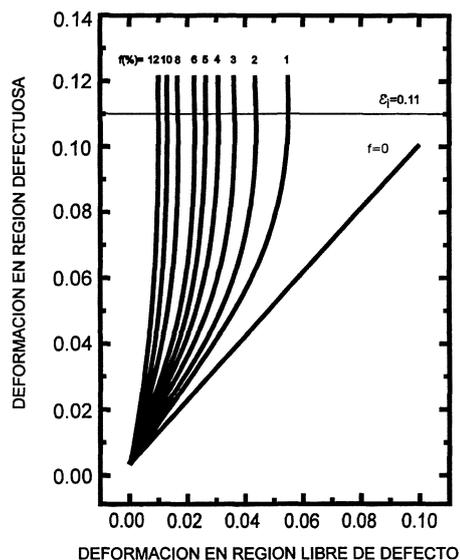


Figura 4. Deformación en la región libre de defectos, vs. deformación en región de defectos, para diferentes fracciones de porosidad volumétrica en el plano de fractura. Cáceres<sup>[6]</sup>.

Figure 4. Deformation in the defect free zone versus deformation in the defects zone, for different fractions of the volumetric porosity in the fracture plane. Cáceres<sup>[6]</sup>.

tura prematura,  $\epsilon_h^*$ , la tensión de fractura verdadera,  $\sigma_f^*$ , es tal, que:

$$\frac{\sigma_f^*}{\sigma^*} = \left[ \frac{\epsilon_h^*}{n} \right]^n \quad (14)$$

### 3. CONCLUSIONES

- A pesar de la existencia de muchos trabajos relacionados con el tema, publicados a lo largo de las tres últimas décadas, no hay un modelo que permita una razonable cuantificación del efecto de la porosidad sobre las propiedades mecánicas en tracción.
- Las confusiones y contradicciones que aparecen al confrontar los resultados de los trabajos en los que se relacionan las propiedades mecánicas en tracción con la porosidad, son consecuencia de la concurrencia de cambios en diferentes características microestructurales sin el debido discernimiento.
- Muchos de los trabajos consideran la porosidad volumétrica global, la cual no es representativa de la porosidad en el plano de fractura, verdadera responsable de impulsar la rotura prematura.

- Los modelos propuestos por Surappa y Cáceres son los únicos, hasta aquí, que abren una posibilidad de explicar, predecir y cuantificar el comportamiento de estas aleaciones cargadas en tracción.
- Dado que los modelos de Surappa y Cáceres son muy idealizados, requieren trabajo posterior y mayor confrontación experimental, que permita incorporar otras cuestiones tales como el

tamaño y morfología de las partículas de silicio y tamaño y cantidad de la fase  $\beta$ -Al<sub>5</sub>FeSi.

### Agradecimientos

Los autores desean expresar su agradecimiento a la Comisión de Investigaciones Científicas de la Provincia de Buenos Aires (Argentina) y a la Universidad Nacional de La Plata por los fondos aportados para la realización de este trabajo.

### Anexo I. Resultados experimentales de la aleación de aluminio 319 obtenidos por Samuel<sup>[4]</sup>

#### Annexe I. Experimental results obtained by Samuel<sup>[4]</sup> for 319 aluminium alloy

Distancia desde extremo templado	Tiempo local de solidificación	Espaciado interdendrítico medio**	Longitud promedio de fase $\beta$ **	Porosidad volumétrica	Rm	Rp <sub>0,2</sub>	A	Condición*
[mm]	[min]	[ $\mu$ m]	[mm]	[%]	[MPa]	[MPa]	[%]	
5	2,86	15	20	0,014	234,3 ± 13,8	130,9	4,5 ± 0,5	H1
20	5,75	52	83	0,024	213,6 ± 8,96	141,2 ± 10,3	1,7 ± 0,16	H1
40	9,88	73	138	0,212	191,5 ± 3,4	141,2 ± 7,9	1,1 ± 0,3	H1
100	20,36	95	173	0,505	161,9 ± 6,9	144,7 ± 9,6	0,41	H1
5	2,86	15	20	0,029	248,1 ± 3,4	157,1 ± 2,1	4,5 ± 0,9	H1T
20	5,75	52	83	0,115	1.964 ± 12,4	144,7 ± 3,4	2,5 ± 1,0	H1T
40	9,88	73	138	0,187	172,3	144,7 ± 11,7	1,1 ± 0,8	H1T
100	20,36	95	173	0,363	151,6 ± 18,6	144,7 ± 10,3	0,85 ± 0,5	H1T
5	2,86	15	20	0,027	227,4 ± 10,3	130,9 ± 6,9	3,8 ± 0,6	H1S3
20	5,75	52	83	0,150	210,1 ± 6,9	130,9 ± 6,9	2,5	H1S3
40	9,88	73	138	0,696	192,9 ± 6,9	130,9 ± 6,9	1,5 ± 0,5	H1S3
100	20,36	95	173	1,183	172,3	134,4 ± 10,3	1,0 ± 0,25	H1S3
5	2,86	15	20	0,031	231,5 ± 2,1	137,8	3,7 ± 0,8	H1TS3
20	5,75	52	83	0,214	199,81 ± 3,4	137,8	1,8 ± 0,3	H1TS3
40	9,88	73	138	0,347	175,7 ± 5,5	130,9	1,1 ± 0,1	H1TS3
100	20,36	95	173	0,715	157,1 ± 1,4	130,9 ± 3,4	0,63 ± 0,2	H1TS3

\* H1: con ~ 0,1 ml/100 g Al

H1T: con ~ 0,1 ml/100 g Al más refinador de grano (0,02 % Ti)

H1TS3: con ~ 0,1 ml/100 g Al más refinador de grano (0,02 % Ti) más modificado con Sr (300 p.p.m.)

H1S3: con ~ 0,1 ml/100 g Al más modificado con Sr (300 p.p.m.)

\*\* Estos valores se obtuvieron para H1TS3

**Anexo II. Resultados experimentales propios de la aleación 380**

*Annexe II. Own experimental results obtained for 380 aluminium alloy*

Experiencia	Porosidad volumétrica	Rm	A	Tamaño celda dendrítica*	Velocidad de enfriamiento*	Tiempo local de solidificación*	Distancia al extremo templado
Nº	[%]	[MPa]	[%]	[µm]	[°C/s]	[s]	[mm]
1	0,3	191	1,1	34	4,6	155	10
2	0,4	153	1,1	34	4,6	155	10
3	0,5	149	0,1	34	4,1	191	70
4	0,6	153	0,4	34	4,6	155	10
5	0,6	156	1,1	35	1,5	260	345
6	0,7	155	0,7	34	4,1	191	70
7	0,8	131	0,6	35	1,1	261	390
8	0,8	150	0,7	35	1,7	260	330
9	0,9	135	0,3	35	1,1	262	390
10	0,9	138	0,4	35	1,1	262	390
11	0,9	148	0,4	34	3,9	200	85
12	1,0	131	0,9	35	1,1	262	390
13	1,0	154	1,0	34	3,9	200	85
14	1,0	158	0,9	34	4,6	155	10
15	1,1	130	1,1	35	1,8	259	315
16	1,2	154	0,1	34	4,2	182	55
17	1,2	153	0,3	34	4,2	182	55
18	1,2	134	0,7	35	1,7	260	330
19	1,6	124	0,4	35	4,4	260	30
20	1,7	139	0,3	35	1,1	262	390
21	1,7	132	0,3	35	1,7	260	330
22	1,8	122	0,1	35	1,1	262	390

\* Valores obtenidos de las correspondientes curvas de regresión.

**Anexo III. Resultados experimentales de la aleación 319 obtenidos por Samuel<sup>[4]</sup>**

*Annexe III. Experimental results obtained by Samuel<sup>[4]</sup> for 319 aluminium alloy*

Condición	Distancia desde el extremo templado [mm]	A [%]	Porosidad volumétrica [%]
H1	5	4,5 ± 0,5	0,014
	20	1,7 ± 0,16	0,024
	40	1,1 ± 0,3	0,212
	100	0,41	0,505
H1T	5	4,5 ± 0,9	0,029
	20	2,5 ± 1,0	0,115
	40	1,1 ± 0,8	0,187
	100	0,85 ± 0,5	0,363
H1S3	5	3,8 ± 0,6	0,027
	20	2,5	0,150
	40	1,5 ± 0,5	0,696
	100	1,0 ± 0,25	1,183
H1TS3	5	3,7 ± 0,8	0,031
	20	1,8 ± 0,3	0,214
	40	1,1 ± 0,1	0,347
	100	0,63 ± 0,2	0,715
H3	5	0,85 ± 0,30	0,513
	20	0,5 ± 0,05	1,613
	40	0,4	1,795
	100	0,13	2,495
H3T	5	1,13 ± 0,2	0,582
	20	0,55 ± 0,1	1,974
	40	0,42 ± 0,05	2,217
	100	0,27 ± 0,03	2,694
H3S3	5	1,25 ± 0,22	0,892
	20	0,47 ± 0,05	2,638
	40	0,34 ± 0,06	2,784
	100	0,28	4,830
H3TS3	5	0,72 ± 0,08	1,187
	20	0,55 ± 0,03	2,970
	40	0,4	3,226
	100	0,26	3,642

H1: con ~ 0,1 ml/100 g Al

H1T: con ~ 0,1 ml/100 g Al más refinador de grano (0,02 % Ti)

H1S3: con ~ 0,1 ml/100 g Al más modificado con Sr (300 p.p.m.)

H1TS3: con ~ 0,1 ml/100 g Al más refinador de grano (0,02 % Ti) más modificado con Sr (300 p.p.m.)

H3: con ~ 0,3 ml/100 g Al

H3T: con ~ 0,3 ml/100 g Al más refinador de grano (0,02 % Ti)

H3S3: con ~ 0,3 ml/100 g Al más modificado con Sr (300 p.p.m.)

H3TS3: con ~ 0,3 ml/100 g Al más refinador de grano (0,02 % Ti) más modificado con Sr (300 p.p.m.)

**REFERENCIAS**

- [1] M. SAMUEL y F.H. SAMUEL, *J. Mater. Sci.* 30 (1995) 4.823-4.833.
- [2] RADHAKRISHNA, SESHAN y M.R. SESHADRI, *Trans. Indian. Inst. Metals.* 34 (1981) 169-171.
- [3] E. PAN, C. S. LIN y C.R. LOPER, *AFS Trans.* (1990) 735-746.
- [4] A.M. SAMUEL y F.H. SAMUEL, *Metall. Mater. Trans.* 26, A (1995) 2.359-2.372.
- [5] M.K. SURAPPA, E. BLANK y J.C. JAQUET, *Scr. Metall.* 20 (1986) 1.281-1.286.
- [6] C.H. CÁCERES, *Scr. Metall. Mater.* 32 (1995) 1.851-1.856.
- [7] C.H. CÁCERES y B.I. SELLING, *Mater. Sci. Eng. A220* (1996) 109-116.
- [8] C.H. CÁCERES, C.J. DAVIDSON, J.R. GRIFFITHS y Q.G. WARY, *Metall. Mater. Trans.* 30, A (1999) 2.611-2.618.
- [9] R.E. SPEAR y GARDNER, *AFS Trans.* 71 (1963) 209-215.
- [10] L. ANANTHA NARAYANAN, F.H. SAMUEL y J.E. GRUZLESKI, *Metall. Mater. Trans.* 25, A (1994) 1.761-1.773.
- [11] J.C. CUYÁS, G.W. MUGICA, D.O. TOVIO y A.C. GONZÁLEZ, *Proc. SAM-2000. IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga*, vol. 1, Neuquen, Argentina, 2000, pp. 191-198.
- [12] Q.T. FANG y D.A. GRANGER, *AFS Trans.* (1989) 989-1.000.
- [13] P.M. THOMAS y J.E. GRUZLESKI, *Metall. Trans.* 9, B (1978) 139-141.
- [14] K. SIGWORTH y T.A. ENGH, *Metall. Trans.* 13, B (1982) 447-460.
- [15] S.T. KAO, E. CHANG y L.C. CHAN, *AFS Trans.* (1995) 531-536.
- [16] P.S. MOHANTY, F.H. SAMUEL y J. E. GRUZLESKI, *Metall. Mater. Trans.* 26, B (1995) 103-109.
- [17] D. EMADI, J.E. GRUZLESKI y M. PEKGULERYUZ, *AFS Trans.* (1996) 763-768.
- [18] G.K. SIGWORTH, C. WANG, H. HUANG y J.T. BERRY, *AFS Trans.* (1994) 245-261.
- [19] J.R. DENTON y J.A. SPLITTLE, *Mater. Sci. Tech.* 1 (1985) 305-311.
- [20] R. FUSCO, E.R. CORREA y H. GOLDSTEIN, *AFS Trans.* (1996) 1.151-1.157.
- [21] J.A. EADY y D.M. SMITH, *Mater. Forum.* 9 (1986) 217-223.
- [22] L. WANG, M. MAKHLOU y D. APELIAN, *AFS Trans.* (1995) 675-681.
- [23] R.C. VOIGT, D.R. BYE, *AFS Trans.* (1991) 33-50.
- [24] M.D. DIGHE, X.G. JIANG, A. TEWARI, A.S.B. RAHARDJO y A.M. GOKHALE, *AFS Trans.* (1998) 181-190.
- [25] A. HERRERA and V. KONDIC, *Proc. of Conference on Solidification and Cast Metals*, Sheffield, 1977, pp. 460-467.