

Universidad Nacional de La Plata

Ciencia e Ingeniería de los Materiales

**EFEECTO DEL FACTOR DE FORMA EN EL  
CAMBIO DE DIRECCIÓN DE  
PROPAGACIÓN DE LA FISURA EN  
ALEACIONES DE ALUMINIO PARA  
MOLDEO AA 380**

Juan Lacoste, Cristian Bosco, Ana Laura Cozzarín

[juan\\_lacoste@hotmail.com](mailto:juan_lacoste@hotmail.com); [cristiannbosco@hotmail.com](mailto:cristiannbosco@hotmail.com)

PALABRAS CLAVES: Aluminio, Factor de forma, Fisura – Alumínio,  
Factor de forma, fissura.

## INTRODUCCIÓN

Desde hace varios años, vienen realizándose diferentes estudios a la familia de aleaciones de aluminio para moldeo de la serie 3XX (aluminio con aleantes principales al Si con Cu y/o Mg). Ellos se refieren principalmente a las aleaciones que presentan una mayor ductilidad, como ser las denominadas 355, 356 o 357. Si bien es frecuente la utilización de aleaciones con menores capacidades de deformarse plásticamente, como ser la aleación 380, pocos son los estudios que se le realizan y muchos menos referidos a sus propiedades mecánicas y a su forma de fractura; aunque esta última aleación es utilizada entre otras aplicaciones para vehículos en block, carter, caja de velocidad y carcasa de embrague, y en otros usos pueden citarse a modo de ejemplos, quemadores de cocina de gas o aspiradores.

Este trabajo se enmarca en un proyecto de investigación en el cual se está estudiando las diferentes direcciones de fisuración de las partículas de Si con distintas variables del material para deducir el comportamiento que presentan las mismas dado que las fisuraciones se dan en ambas direcciones, unas en sentido longitudinal y otras, las modificadas térmicamente, en sentido transversal.

Uno de los primeros artículos sobre la morfología del Si en las aleaciones de Al-Si que data del año 1968 se debe a Day y Hellawell<sup>[1]</sup>, siendo su título "The microstructure and crystallography of aluminium-silicon eutectic alloys". En él se presentan las diferentes microestructuras en un gráfico (que contiene cuatro zonas) en el cual se relaciona la velocidad de avance del frente de solidificación con el gradiente de temperatura. Todas las microestructuras analizadas en el presente trabajo corresponden a la zona C de dicho gráfico. Por otra parte en estas aleaciones existe una práctica, la modificación del Si, que origina cambios profundos en la morfología de las partículas de dicho elemento <sup>[2]</sup>, <sup>[3]</sup>.

La modificación que se produce en las partículas del Si puede ser química o térmica. La primera de ellas, que no ha sido utilizado en el presente trabajo, se genera por el agregado de determinados elementos químicos, los más habituales son el Na y el Sr. La segunda de las modificaciones y la utilizada en el proyecto, se genera variando la velocidad de enfriamiento durante la solidificación de la aleación. Al analizar las microestructuras resultantes se observa una marcada diferencia en el aspecto de las partículas de Si y, debido a la variación en los resultados de la evaluación de las propiedades mecánicas y, principalmente, del cambio en la dirección de propagación de las fisuras se realiza el presente trabajo con el fin de analizar una variable más del material, el factor de forma o la relación de aspecto. Existen propuestas diferentes definiciones para el factor de forma por diversos autores. La más difundida es la relación entre la longitud y la anchura de la partícula, lo que implica un cálculo ortogonalizado de las dimensiones. Pero aquí no termina la discusión, ya que mayoritariamente se considera a la longitud como la mayor distancia

medida entre dos puntos del perímetro de la proyección de la partícula independientemente de su orientación, sin embargo, en el cálculo de la anchura es donde aparecen discrepancias. En el presente trabajo se utilizó como anchura a la mayor distancia entre dos puntos contenidos en la intersección de uno de los ejes perpendiculares a la longitud y el perímetro. Existen otros criterios que miden a la anchura en la mediatriz de la longitud y otros que utilizan la menor distancia entre puntos contenidos en el perímetro de la partícula.

En trabajos realizados anteriormente, se ha observado que las partículas de silicio presentan un cambio de dirección de fractura en las mismas, según sean ellas enfriadas lentamente o con una modificación térmica severa. La propagación de las fisuras en las partículas de silicio siempre sigue la dirección de la macla, si como menciona Makhlouf<sup>[4]</sup>, en el silicio modificado las maclas crecen casi transversalmente.

## OBJETIVO

El objetivo del presente trabajo es analizar el efecto del factor de forma de las partículas de Si, y relacionarlo con las direcciones de fisuración que presentan dichas partículas de diferente morfología.

## MATERIALES Y MÉTODOS

Las experiencias realizadas se desarrollaron con la aleación de aluminio para moldeo AA380. Se presenta a continuación, en la Tabla 1, la composición química de la aleación utilizada, conjuntamente con los valores típicos de dicha aleación. Puede observarse que la aleación se encuentra dentro de los rangos establecidos por la norma.

Tabla 1: Composición química de la aleación utilizada y de la típica A380.

Aleación	Fe	Mg	Mn	Cu	Si	Ni	Sn	Zn	Al
Usada	0,75	0,01	0,32	3,40	8,21	0,02	0,02	1,10	Resto
Típica	2	0.1	0.5	3 – 4	7.5 – 9.5	0.5	0.35	3	79.6 – 89.5

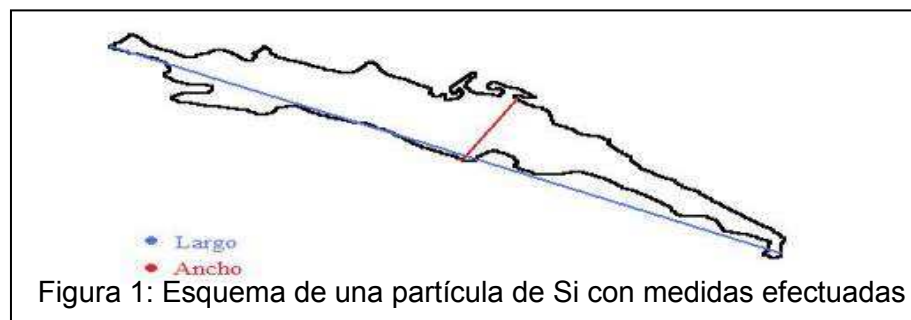
Con la premisa de obtener diferentes variantes microestructurales morfológicas del Si, se confeccionó un molde en cobre para poder variar la temperatura de su pared y de esta forma obtener distintas velocidades de enfriamiento, favorecida esta condición por la alta conductividad que posee el cobre. A su vez, con la finalidad de encontrar una microestructura basta se realizaron probetas en molde de arena, ya que de esta forma se minimizaba al máximo la velocidad de enfriamiento de la aleación.

Durante la colada de las probetas se registró la velocidad de enfriamiento, teniendo en cuenta que, por lo menos dos valores de los registrados por el sistema adquirente de datos (que realiza dos mediciones por segundo) se encuentren por encima de la

temperatura eutéctica, ya que lo que interesa es saber a que velocidad se viene enfriando el líquido cuando se produce la transformación eutéctica.

La temperatura de colada fue de  $750\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$  en todos los casos y no se desgasificó el metal líquido en ninguna de las experiencias. Las velocidades de enfriamiento en el molde de cobre con paredes a distinta temperatura oscilaron entre  $18\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  y  $206\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ , siendo el primero de ellos obtenido con las paredes a  $440\text{ }^{\circ}\text{C}$  y el segundo con las paredes a  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ; mientras que las placas coladas en molde de arena tuvieron un enfriamiento de  $0,4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ .

Para realizar la observación metalográfica de las muestras, se las preparó en una primera instancia mediante lijado, luego se les realizó un pulido con pasta de diamante de  $6\text{ }\mu\text{m}$  y finalmente fueron terminadas con pasta de  $1\text{ }\mu\text{m}$ . Para la observación de las zonas se utilizó microscopía óptica y una vez fotografiadas se realizaron las mediciones con el programa IM50. A continuación, en la Figura 1, se presenta un esquema de la forma en la cual se efectuaron las mediciones en las partículas de Si.



## DISCUSIÓN

Como se mencionó anteriormente, se colaron probetas con diferentes velocidades de enfriamiento para obtener las distintas microestructuras del material. A continuación, en la Figura 2 se presentan dos microestructuras bien diferenciadas del aluminio AA380. La primera de ellas, ubicada a la izquierda, corresponde a un enfriamiento extremadamente lento del material ( $0,4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ ), mientras que la segunda, ubicada a la derecha, fue obtenida a partir de efectuar la modificación térmica de la aleación mediante un enfriamiento de  $206\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ .



A continuación, en la Tabla 2, se presentan los valores de velocidad de enfriamiento obtenidos en las distintas coladas efectuadas. Se destaca que al realizar las coladas se tuvo en cuenta que, al menos dos valores de los registrados por el sistema adquirente de datos diseñado por personal de la Facultad de Ingeniería (que puede registrar datos cada 500 milisegundos) se encuentren por encima de la temperatura eutéctica, dado que el parámetro que se pretende obtener es la velocidad con la cual se viene enfriando el líquido en el momento que se produce la transformación eutéctica. En la misma tabla se expresa también la resistencia a flexión promedio en probetas entalladas para los distintos enfriamientos.

Tabla 2: Valores promedio del ensayo de flexión en probetas entalladas para diferentes velocidades de enfriamiento

<b>Material del molde</b>	<b>Temperatura del molde (°C)</b>	<b>Velocidad de enfriamiento (°C/s)</b>	<b>Resistencia a la flexión en probetas entalladas (MPa)</b>
Cobre	20	206	276
Cobre	100	164	266
Cobre	200	106	233
Cobre	300	83	228
Cobre	420	22	215
Cobre	440	18	213
Arena	20	0.4	211

Como se observa en la tabla anterior, las probetas estudiadas presentan diferentes resultados de resistencia a la flexión en probetas entalladas, siendo en promedio, aproximadamente, un 30 % superiores en aquellas en la cual la velocidad de enfriamiento fue elevada (Molde de Cu a temperatura ambiente) con respecto a las enfriadas en molde de Arena a la misma temperatura. La resistencia a la flexión en probetas entalladas coladas en molde de arena y en aquellas en molde de cobre con la temperatura de la pared en 440 °C es muy similar, siendo la primera de 211 MPa y la segunda de 213 MPa. La diferencia en la resistencia a la flexión se asocia con la diferencia de tamaño de partículas, siendo la longitud de las partículas, en los casos colados en arena a temperatura ambiente, ocho veces mayores a las coladas en molde de cobre a la misma temperatura. Al tener tanta diferencia en el tamaño de las partículas, en los casos de mayores velocidades de enfriamiento se requiere de un mayor número de veces que la fisura debe iniciarse para propagar la fractura, con el correspondiente incremento en la energía consumida en el proceso de fractura y por ello el aumento en el resultado del ensayo.

Antes de iniciar con el proceso de medir partículas, a cada una de las microestructuras resultantes de los distintos enfriamientos evaluados se les tomaron fotografías en diferentes zonas de diversas probetas para tener un registro homogéneo de las mismas a la hora de realizar las mediciones correspondientes. Posteriormente, se

midieron las longitudes antes mencionadas e indicadas en la Figura 1 de las partículas de Silicio para calcular el factor de forma de las mismas. Se recuerda que dicho factor fue definido, entre las diversas definiciones existentes, como la relación entre la mayor longitud de la partícula y el mayor ancho de la misma.

Para realizar el análisis estadístico del factor de forma se evaluaron más de 100 partículas por cada condición de enfriamiento, con el programa IM50, a continuación en la Figura 3 pueden observarse las variaciones del factor de forma medido en probetas efectuadas a 20 °C, ya sean ellas en molde de Cu o de Arena.

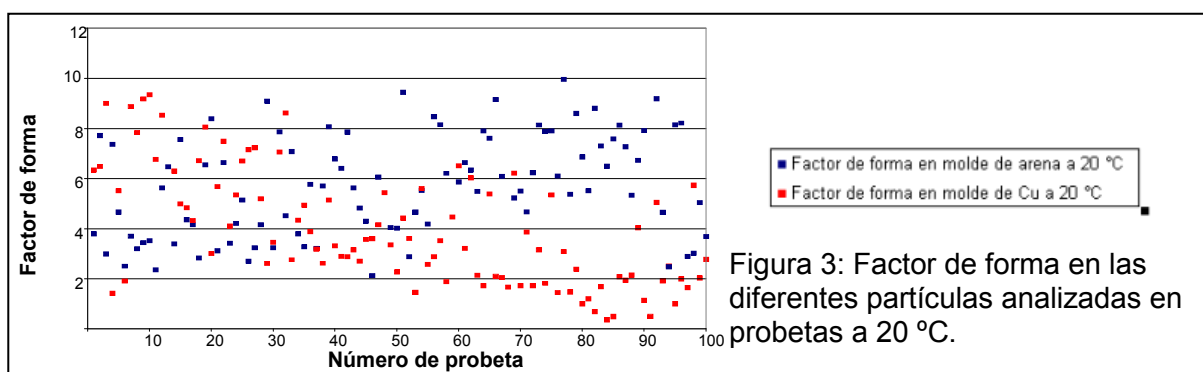


Figura 3: Factor de forma en las diferentes partículas analizadas en probetas a 20 °C.

Los valores promedios de las mediciones efectuadas arrojaron los valores de 5,78 y 4,12 para el factor de forma de las partículas de Silicio coladas en moldes a 20 °C, siendo los mismos de arena y de cobre, respectivamente. Para tener un valor de la dispersión existente en las mediciones realizadas con el programa se evaluó la desviación estándar resultante, siendo la misma de 2,1 en ambos casos.

Como se mencionó anteriormente se evaluaron las partículas de Silicio, en diferentes microestructuras de la aleación AA380, provenientes de distintas velocidades de enfriamiento, en la Tabla 3 se presentan los resultados obtenidos para el factor de forma, como así también la desviación estándar.

Tabla 3: Resultados promedios y desviaciones estándar del factor de forma

Velocidad de enfriamiento(°C/s)	Factor de forma promedio	Desviación estándar
0,4	5,78	2,1
18	4,26	2,1
22	4,24	2,5
83	4,08	1,68
106	3,99	1,13
164	3,95	0,72
206	4,12	2,1

Como puede observarse en la tabla anterior, el factor de forma de las partículas de Silicio, exceptuando aquellas que se obtuvieron en la solidificación en molde de arena, prácticamente se mantiene constante sin cambios en su valor característico.

Para realizar un análisis comparativo de los diferentes valores mostrados en la tabla anterior se decidió tomar como valores bases los efectuados en el molde de cobre a 20 °C y hacer las comparativas con relaciones porcentuales. Los valores en el molde de cobre a distintas temperaturas de pared varían entre un 95,9 – 103,4 %. Al ser las diferencias menores a un 5 % pueden asociarse a errores en la medición de las partículas de Si, dado que su desviación estándar es de 3 %. Por otro lado, se observa una diferencia en el factor de forma de las partículas obtenidas en el molde de arena, ya que este es un 40 % mayor que el obtenido en molde de cobre.

Debido a que la fractura de partículas de Silicio, tanto en aquellas obtenidas en molde de arena como en las que se obtienen en molde de cobre a 440 °C, es longitudinal a la misma y sigue la dirección de la macla, se puede afirmar que la variación del factor de forma que se encuentra entre ambas no afecta la forma de fisurarse,

Por otro lado, partículas de Silicio con similar factor de forma se fracturan en forma bien diferenciada, ya que aquellas que presentan alta velocidad de enfriamiento, como ser las enfriadas en molde de cobre con paredes a 20 °C o 100 °C, presentan fisuras transversales a las partículas de Si, mientras que las obtenidas en molde de cobre a 440 °C o a 420 °C se fisuran en forma longitudinal a las partículas.

Lo observado indica que la propagación de las fisuras en las partículas de silicio sigue siempre la dirección del plano de macla; si, como indica M.M. Makhlof, en el silicio modificado las maclas crecen casi transversalmente y el factor de forma de las mismas no afecta la fisuración de las partículas analizadas.

La resistencia a la flexión esta estrechamente relacionada con la velocidad de enfriamiento en la zona inmediata anterior a la formación del silicio eutéctico. Se observa una zona de transición en los valores de resistencia para ciertas velocidades de enfriamiento, que se corresponde con el cambio neto, de longitudinal a transversal, en la dirección de propagación de las fisuras en las partículas de silicio.

Teniendo en cuenta como crecen las maclas para diferentes condiciones de solidificación, es razonable suponer que son éstas las que están aportando el elemento que genera planos de clivaje más débiles en una u otra dirección de la partícula, por tanto son ellas quienes deciden cual será el plano de fractura cuando se las carga en tracción.

Cuando las maclas crecen en dirección casi transversal a la partícula (alta velocidad de enfriamiento) las mismas son mucho más pequeñas que cuando lo hacen longitudinalmente, con la consiguiente disminución de su efecto concentrador de tensiones.

## **CONCLUSIONES**

En función de los estudios realizados y al tener en cuenta como crecen las maclas para las diferentes condiciones de solidificación, se puede afirmar que son las maclas de

desarrollo del Si en las aleaciones hipoeutécticas de Al-Si las que deciden cual es el plano de fractura del Si cuando se carga el material en tracción y no es afectado en absoluto por el factor de forma que presentan las partículas de Silicio en dichas aleaciones.

El menor tamaño de macla y el mayor número de inicio de fractura para partículas pequeñas (modificadas) de Si, con el consiguiente mayor consumo de energía para fracturar, justifican el incremento de resistencia del material.

### **Referencias Bibliográficas.**

---

<sup>1</sup> M. G: Day y A. Hellawell, The microestructure and crystallography of aluminium – silicon eutectic alloy. Proc. Roy. Soc. A. 305 (1968), pp 473-491

<sup>2</sup> M. Samuel y F. H. Samuel, Effect of metal treatment, solidification conditions and porosity level on the tensile properties of 319.2 endchill aluminium casting, J. Mater. Sci. 30 (1995), pp 4823-4833.

<sup>3</sup> E. Pan, C. S. Lin, y C. R. Loper, Effects of solidification parameters on the feeding efficiency of A356 Aluminium Alloy AFS Trans. (1990), pp 735-746.

<sup>4</sup> M. M. Makhlouf, H.V. Guthy, 2001, The aluminium – silicon eutectic reaction: mechanisms and crystallography. Journal of Light Metals 1, pp 199-218.