



**XV Jornadas de Jóvenes Investigadores**  
**Asociación de Universidades**  
**Grupo Montevideo (AUGM)**  
**"Investigación, Integración y Desarrollo"**  
24, 25 y 26 de octubre de 2007  
Campus de la UNA - Paraguay



# Universidad Nacional de La Plata

Ciencia e Ingeniería de los Materiales

## **EFFECTO DE LA MORFOLOGÍA DEL SILICIO EN LAS PROPIEDADES MECÁNICAS DE LAS ALEACIONES AL-SI PARA MOLDEO**

Ana Laura Cozzarín, Julio Cesar Cuyás

[acozzarin@ing.unlp.edu.ar](mailto:acozzarin@ing.unlp.edu.ar)

**PALABRAS CLAVES:** Aluminio, Silicio, Maclas.



**XV Jornadas de Jóvenes Investigadores  
Asociación de Universidades  
Grupo Montevideo (AUGM)  
"Investigación, Integración y Desarrollo"  
24, 25 y 26 de octubre de 2007  
Campus de la UNA - Paraguay**



## **INTRODUCCIÓN**

El efecto en las propiedades mecánicas de las aleaciones de aluminio para moldeo de las distintas características microestructurales- porosidad, tamaño de espaciado dendrítico, etc.- ha sido investigado por numerosos autores; pero sin llegar a relacionar el comportamiento mecánico de estas aleaciones con la particular forma de crecimiento del Si. Uno de los primeros artículos sobre la morfología del Si en las aleaciones de Al-Si se debe a Day y Hellawell [1].

Estos autores ubican las microestructuras obtenidas en un gráfico  $G$  ( $^{\circ}\text{C}/\text{mm}$ ) – Gradiente de temperatura – y  $V$  ( $\mu\text{m}/\text{s}$ ) – Velocidad de avance del frente de solidificación.

Este gráfico está dividido en regiones A, B, BC y C, en cada una de las cuales se ubican las pruebas que han dado características similares.

En la región C se encuentran la mayoría de las microestructuras obtenidas en las prácticas habituales de laboratorio e industriales siendo característico de ella el que las partículas presenten múltiples maclas  $\{111\}$  [2].

Las aleaciones estudiadas en este trabajo se ubican en las regiones B y C. 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 [3], [4].

La modificación puede ser química o térmica. La primera de ellas se logra por el agregado de determinados elementos químicos, los más habituales son el Na y el Sr. Para lograr la modificación térmica del silicio, caso que se ha utilizado en el presente trabajo, se procede a un enfriamiento rápido en la solidificación.

Como se mencionó anteriormente, en estas aleaciones de aluminio para moldeo el silicio adopta formas variadas que son función de las condiciones de solidificación, contenido de Si y modificación química o térmica. El objetivo del presente trabajo es relacionar las propiedades mecánicas del material con la forma que adopta el Si, en función de las condiciones de solidificación, y la dirección que adopta la fisura en relación a los ejes longitudinal y transversal de las partículas.

## **PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL**

Todas las experiencias realizadas se efectuaron con la aleación de aluminio para moldeo 380. A continuación en la Tabla 1 se detalla la composición química de la aleación utilizada, conjuntamente con los valores típicos de dicha aleación



**XV Jornadas de Jóvenes Investigadores**  
**Asociación de Universidades**  
**Grupo Montevideo (AUGM)**  
**“Investigación, Integración y Desarrollo”**  
24, 25 y 26 de octubre de 2007  
Campus de la UNA - Paraguay



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

En lo que respecta al desarrollo experimental propiamente dicho, debido a que el material con el cual se trabaja posee poca ductilidad, se decidió realizar ensayos de flexión con probetas entalladas para controlar el inicio y desarrollo de las fisuras y de esta manera poder observar la forma en que se fracturan este tipo de aleaciones, pudiendo así realizar análisis microestructurales comparativos de las zonas fisuradas.

Para obtener diferentes variantes en la morfología del Si, se colaron probetas en molde de arena y de cobre, este último a diferentes temperaturas de su pared para obtener distintas variantes microestructurales morfológicas del silicio. A continuación, en la Figura 1, se presenta un gráfico en el cual se muestra la velocidad de enfriamiento obtenida para las distintas situaciones ensayadas. Se destaca que para realizar las mediciones de velocidad de enfriamiento se tuvo presente que, por lo menos dos valores de los registrados por el sistema adquisidor de datos diseñado por personal de la Facultad de Ingeniería (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.

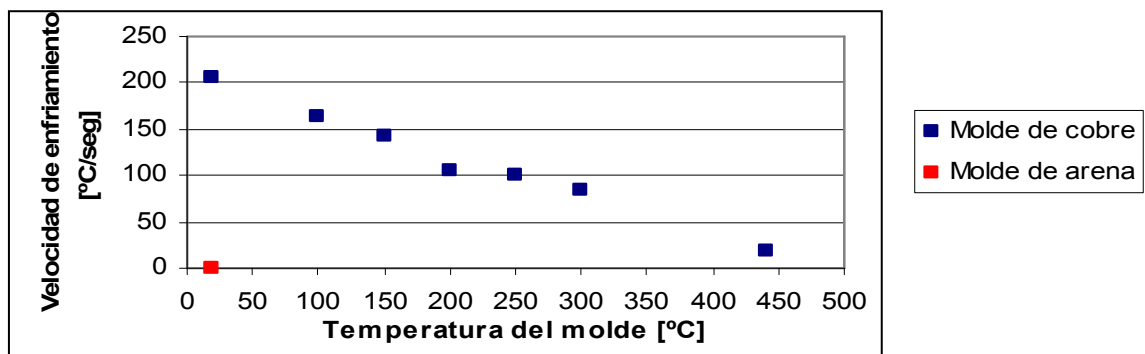


Figura 1: Gráfico de velocidades de enfriamiento según las características del molde usado.

Para la confección de probetas enfriadas en molde de arena se realizaron placas rectangulares de 120 mm de ancho, 20 mm de espesor y 400 mm de longitud, las cuales fueron coladas en dicho molde con una temperatura del baño líquido de  $750\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$  y con temperatura ambiente de  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Como se mencionó anteriormente, a través del adquisidor de datos se midió la velocidad de enfriamiento de la aleación en dicho molde, resultando la misma ser de  $0,4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ . Una vez obtenidas las placas, se tomaron muestras en sentido transversal al eje mayor de las mismas y se realizaron las probetas de flexión entalladas.



**XV Jornadas de Jóvenes Investigadores**  
**Asociación de Universidades**  
**Grupo Montevideo (AUGM)**  
**“Investigación, Integración y Desarrollo”**  
24, 25 y 26 de octubre de 2007  
Campus de la UNA - Paraguay



Las probetas obtenidas en molde de cobre se realizaron en un molde diseñado para esta experiencia, condición que beneficiaba el rápido enfriamiento de las muestras debido a la alta conductividad que posee el cobre y a la poca masa de la aleación de aluminio, dado que en esta situación no se colaron placas para luego hacer probetas, sino que prácticamente se colaron las probetas, faltando sólo terminarlas a través del proceso de mecanizado. La temperatura de colada utilizada en todos los casos fue de  $750\text{ °C} \pm 5\text{ °C}$ .

El ensayo de flexión se realizó bajo la norma ASTM E 1820-96, las probetas para los ensayos de flexión se confeccionaron de sección cuadrada de 10 mm de lado y de longitud igual al ancho de la placa de arena y a la altura del molde de cobre, 120 mm. A dichas probetas, a los efectos asegurar el lugar de inicio de la fisura, y en consecuencia, la posibilidad de tener ubicada la probable zona de propagación para realizar comparaciones microestructurales, se les realizó una entalla de 5 mm de profundidad en forma de “V” a  $45^\circ$  en la zona central de una de las caras. Cuando se realizaron los ensayos de flexión, a esa cara entallada se la ubicó opuesta al punto de aplicación de la carga.

Los ensayos se realizaron en una máquina Instron con capacidad máxima de carga de 5000 kg, a una velocidad de cabezal de 1 mm/min.

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  $\mu\text{m}$  y finalmente fueron terminadas con pasta de 1  $\mu\text{m}$ . Para la observación de las zonas se utilizó en diferentes instancias microscopía óptica y electrónica de barrido. Para comparar las partículas de Si, antes y después de la fisuración, se realizó un registro micrográfico de la zona por la que previsiblemente correría la fisura, dado que se produjo la entalla en las probetas con tal fin.

Con el objeto de observar las maclas en el Si, en probetas coladas en arena, las muestras fueron atacadas repetitivamente en cortos tiempos (segundos) y con un reactivo de composición: 1 HF, 1 HNO<sub>3</sub>, 7 CH<sub>3</sub>COOH. Se destaca que en las probetas coladas en molde de cobre no es posible visualizar de esta forma las maclas en el silicio, dado que el mismo ha sido modificado térmicamente dando partículas demasiado pequeñas para su observación por este procedimiento.

## **RESULTADOS Y DISCUSIÓN**

Como se mencionó anteriormente, se sometió a las probetas entalladas al ensayo de flexión en tres puntos y se obtuvieron los resultados de resistencia. A continuación, en la



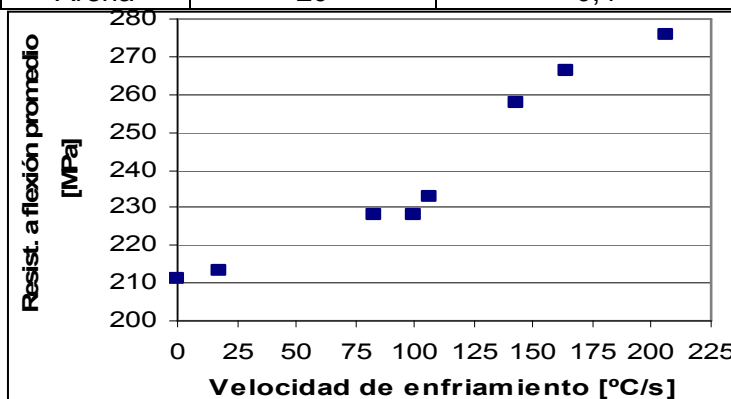
**XV Jornadas de Jóvenes Investigadores**  
**Asociación de Universidades**  
**Grupo Montevideo (AUGM)**  
**“Investigación, Integración y Desarrollo”**  
24, 25 y 26 de octubre de 2007  
Campus de la UNA - Paraguay



Tabla 2 se expresan los resultados promedio de dichos ensayos, y posteriormente en la Figura 2 se muestra un gráfico en el cual se relaciona la resistencia a la flexión en probetas entalladas con la velocidad de enfriamiento.

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

Material del molde	Temperatura del molde (°C)	Velocidad de enfriamiento (°C/s)	Resistencia a la flexión en probetas entalladas (MPa)
Cobre	20	206	276
Cobre	100	164	266
Cobre	150	143	258
Cobre	200	106	233
Cobre	250	99	228
Cobre	300	83	228
Cobre	440	18	213
Arena	20	0,4	209



■ Resist. a flexión promedio [MPa]

Figura 2: Resistencia a la flexión promedio en probetas entalladas vs. velocidad de enfriamiento

Como se observa en el gráfico anterior, hay 3 (tres) zonas bien diferenciadas de valores de Resistencia a la flexión en probetas entalladas en función de la velocidad de enfriamiento. Como se verá posteriormente, estas zonas coinciden con el comportamiento que presentan las diferentes microestructuras y, puede observarse en el gráfico una zona de transición que se obtiene para velocidad de enfriamiento entre 75 y 150 °C/s.

Cuando se realizaron los ensayos de flexión, los mismos se detuvieron una vez que las fisuras alcanzaron una magnitud promedio de aproximadamente el 50% del área de la sección transversal, para poder observar la zona fisurada y realizar comparaciones con micrografías obtenidas antes de dicho ensayo.

Dado que microestructuralmente no se observan significativas diferencias entre las probetas coladas en molde de cobre a 20 °C, 100 °C y 150 °C y son las dos últimas las que permiten una mejor visualización de las partículas del Si sin utilizar magnificaciones extremas, se ha preferido utilizar éstas para hacer análisis comparativos con las realizadas en molde de arena.



**XV Jornadas de Jóvenes Investigadores**  
**Asociación de Universidades**  
**Grupo Montevideo (AUGM)**  
**"Investigación, Integración y Desarrollo"**  
24, 25 y 26 de octubre de 2007  
Campus de la UNA - Paraguay



A continuación, en la Figura 3, se presentan micrografías de algunas probetas a analizar, obtenidas en diferentes condiciones de colada, para visualizar la microestructura resultante. En ellas puede observarse, básicamente, en color gris oscuro el silicio, en gris claro  $Al_2Cu$  y por último de fondo la matriz de aluminio. El aumento utilizado en las micrografías es de 1500x.

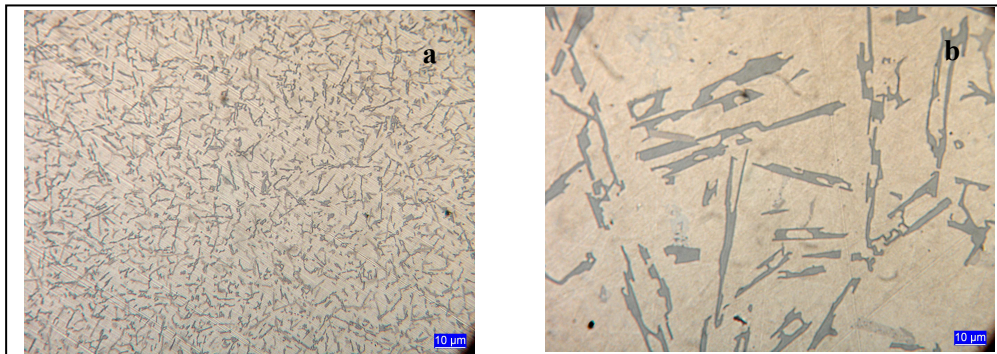


Figura 3: Microestructura de muestras obtenidas en diferentes condiciones  
Aumento: 1500x. a) Molde de cobre a 100 °C. b) Molde de arena a 20 °C.

Estas últimas micrografías corresponden a dos velocidades de enfriamiento bien diferenciadas, lo que las ubica en las zonas extremas del gráfico de resistencia a la flexión en probetas entalladas en función de la velocidad de enfriamiento (Fig. 2).

Como se mencionó anteriormente, se trabajó con microscopía óptica y con microscopía electrónica de barrido. A continuación en la Figuras 4 y 5 se pueden observar detalles de las partículas de Silicio, correspondientes a una probeta colada en molde de arena. Las Figuras 4a y 4b muestran las partículas de Silicio con maclas longitudinales, antes y después de producida la fisura. En la Figura 4b se puede observar claramente una de las partículas fisurada siguiendo la dirección de la macla.

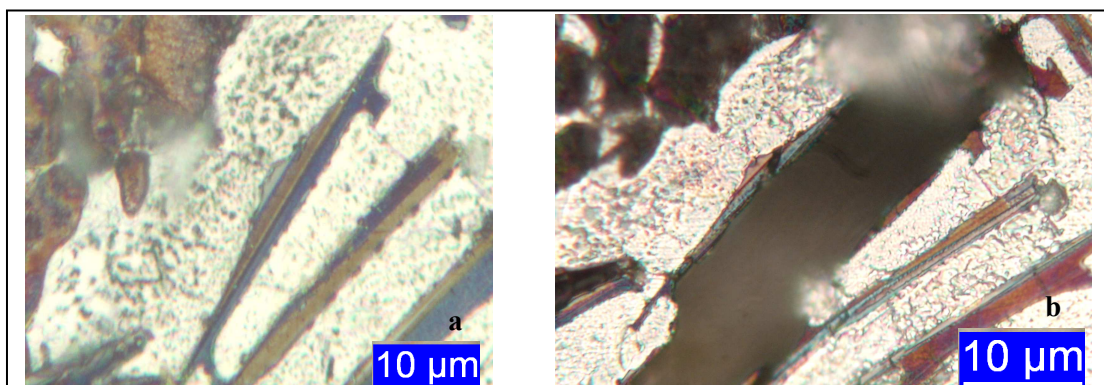


Figura 4: Micrografías de probeta obtenida en molde de arena donde se observa una partícula de silicio. a) Antes del ensayo. b) Posterior al mismo, se observa parte de la fisura.



**XV Jornadas de Jóvenes Investigadores**  
**Asociación de Universidades**  
**Grupo Montevideo (AUGM)**  
**"Investigación, Integración y Desarrollo"**  
24, 25 y 26 de octubre de 2007  
Campus de la UNA - Paraguay



A esta misma partícula de Silicio fisurada se la analizó en el microscopio electrónico de barrido, realizando observaciones en ambas caras de la misma. En la Figura 5 se muestran dos micrografías obtenidas. Para la obtención de ambas micrografías se utilizó un ángulo de inclinación de la probeta de 20°.

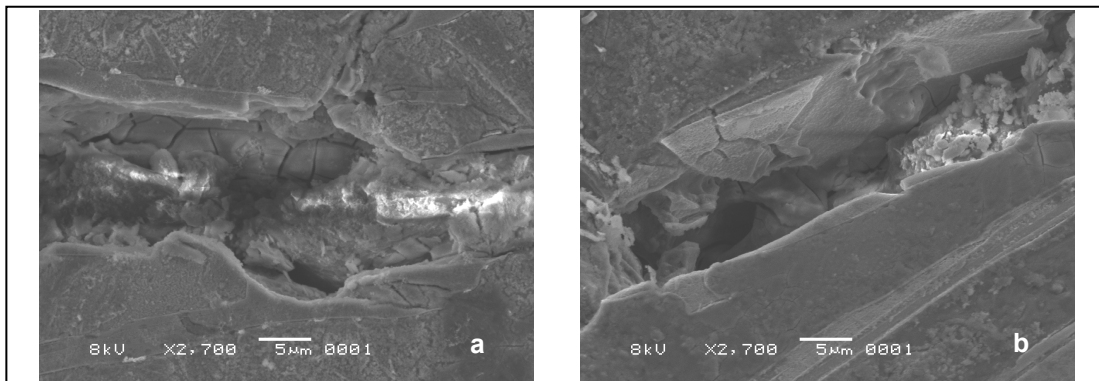


Figura 5: Micrografías obtenidas por SEM de la misma partícula de silicio fisurada. Aumento 2700x.

Cabe destacar que las zonas fuera de foco que se presentan en distintas micrografías de probetas fisuradas se deben a que las mismas, muchas veces, para poder realizar las comparaciones no son repulidas luego de ser ensayadas a flexión, por lo que la matriz se encuentra deformada plásticamente.

A continuación, en la Figura 6 se presenta una micrografía de la zona fisurada en una probeta colada en molde de cobre a 100 °C luego de ser ensayada a flexión y posteriormente, en la Figura 7, micrografías de una probeta obtenida en molde de cobre a 150 °C antes y después de fisurarse. En ellas se observa la forma de rotura que presentan las partículas de silicio, la cual resulta transversal al eje mayor de la partícula, este comportamiento ha sido descrito por numerosos autores, entre otros [5]. Esto implica un cambio radical en la dirección de propagación de la fisura en relación con lo sucedido en las probetas obtenidas en molde de arena, en las cuales, como se mencionó anteriormente, la fisura corre en la dirección del eje mayor de las partículas.

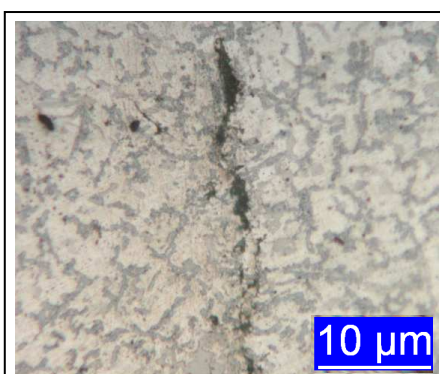


Figura 6: Micrografía de la zona final de la fisura en una probeta colada en molde de cobre a 100 °C.



**XV Jornadas de Jóvenes Investigadores**  
**Asociación de Universidades**  
**Grupo Montevideo (AUGM)**  
**“Investigación, Integración y Desarrollo”**  
24, 25 y 26 de octubre de 2007  
Campus de la UNA - Paraguay

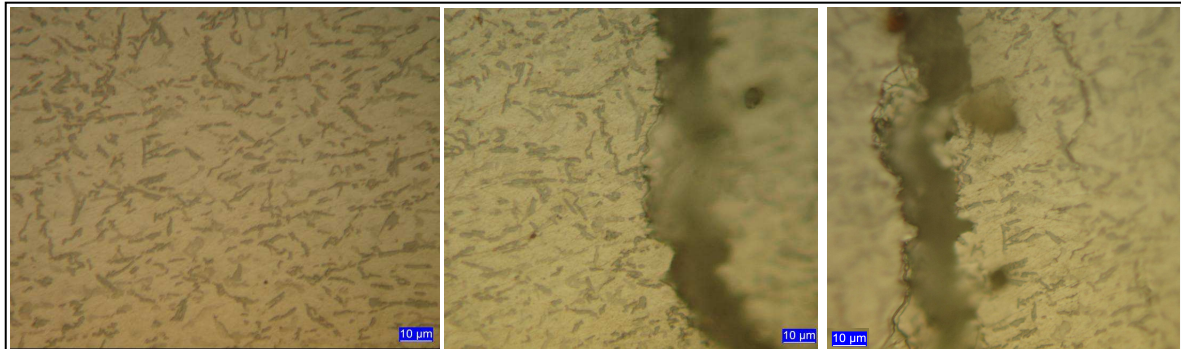


Figura 7: Micrografías zona de probeta colada en molde de cobre a 150 °C antes y después de realizar el ensayo

Se analizó parte del recorrido de las fisuras en probetas de zonas extremas, y para ello se decidió trabajar con probetas coladas en moldes a 20 °C, tanto en molde de cobre como de arena. Dicho análisis se realizó para evaluar por donde corría la misma y cuantas veces debía iniciarse una fisura. En la Tabla 3 se presentan las mediciones efectuadas.

Tabla 3: Valores sobre el recorrido de la fisura en probetas coladas en moldes a 20 °C

Material del molde	% de matriz recorrida	% de partículas recorridas	Cantidad de inicio de fisuras/longitud medida
Arena	46,1	53,9	0,052
Cobre	49,3	50,7	0,85

Lo observado indica que la propagación de las fisuras en las partículas de silicio siguen siempre la dirección de la macla, si como menciona M.M. Makhlof, en el silicio modificado las maclas crecen casi transversalmente.

Al analizar la tabla 2 se observa que 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 velocidades de enfriamiento entre 75 y 150 °C/s, valores que se corresponden con el cambio neto, de longitudinal a transversal, en la dirección de propagación de las fisuras en las partículas de silicio.

Los valores de resistencia en la zona de velocidades superiores a esta zona de transición, son en promedio un 30 % mayor que los correspondientes a la zona previa. Se han propuesto dos mecanismos de transferencia de carga de la matriz a las partículas para explicar la fractura de las mismas. Una conocida como la teoría de la “fibra cargada” debida a Kelly y Davies, utilizada para analizar la micromecánica de los compuestos matriz – fibra, que sería la que actúa cuando la fractura es transversal a la partícula, y otra, la tensión de tracción actuante sobre la partícula por la acumulación de dislocaciones en la superficie





**XV Jornadas de Jóvenes Investigadores  
Asociación de Universidades  
Grupo Montevideo (AUGM)  
"Investigación, Integración y Desarrollo"  
24, 25 y 26 de octubre de 2007  
Campus de la UNA - Paraguay**



partícula – matriz durante el flujo plástico de la matriz, modelo de Stroh [6], que sería el mecanismo actuante cuando las partículas se rompen longitudinalmente.

No resulta explicable este cambio en la orientación del plano de fractura si no hubiera en las partículas algo que lo justifique. 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 (longitudinal – transversal).

Cuando las maclas crecen en dirección casi transversal a la partícula (alta velocidad de enfriamiento) las mismas son significativamente más pequeñas que cuando lo hacen longitudinalmente con la consiguiente disminución de su efecto concentrador de tensiones. Por otra parte, si bien la cantidad de matriz y partícula que recorre una fisura (ver tabla 3) es prácticamente igual en uno y otro caso, el número de veces que la fisura debe iniciarse para la fractura transversal es en lo casos extremos 16 veces superior, con el correspondiente incremento en la energía consumida en el proceso de fractura.

Resultados similares han sido obtenidos por Choi, Kim y Yoon [7] quienes al modificar el tamaño del silicio con la variación de la frecuencia de la fuerza electromagnética aplicada al material durante la solidificación (ver figura 4 del artículo citado) verificaron que aparece claramente una zona de transición en los valores de resistencia en función de la frecuencia aplicada, cuando la misma provoca cambios significativos en el tamaño de las partículas, lo que hace presumible el cambio en la dirección de las maclas. El cambio observado en la resistencia por estos autores es de aproximadamente 28 %.

## **CONCLUSIONES**

Dado que la hipótesis que se pretende verificar es que la propagación de la fisura esta fuertemente influenciada por la orientación de las maclas, es significativo que:

1. Las probetas coladas en molde de arena presentan una fisura que se propaga siguiendo una trayectoria que coincide, preferentemente, con el eje longitudinal de las partículas de Si, es decir en la dirección de las maclas.
2. Las probetas coladas en molde de cobre a baja temperatura de molde, presentan una fisura que se propaga partiendo las partículas de Si en el sentido transversal a las mismas, lo que implican en la dirección de las maclas.

En consecuencia, se puede concluir:



**XV Jornadas de Jóvenes Investigadores**  
**Asociación de Universidades**  
**Grupo Montevideo (AUGM)**  
**"Investigación, Integración y Desarrollo"**  
24, 25 y 26 de octubre de 2007  
Campus de la UNA - Paraguay



1. Las maclas de desarrollo del Si eutéctico en las aleaciones hipoeutécticas Al – Si deciden cual será el plano de fractura de las mismas cuando se las carga en tracción.
2. El tamaño de los pares de maclas formadas podrían tener significativa importancia en su efecto como concentrador de tensiones, al respecto debería profundizarse la investigación para poder asegurarlo.
3. Según enseña la teoría de la fractura de materiales, el mayor número de inicios de fractura cuando esta es transversal a las partículas justifica una fracción importante del aumento de la resistencia del material.
4. Los resultados obtenidos aportan a la necesidad de profundizar en el conocimiento de los mecanismos involucrados en la formación de las maclas ya que ello redundaría en el manejo de las propiedades mecánicas de las partículas de Si, y en definitiva, de las aleaciones hipoeutécticas Al – Si.

#### **REFERENCIAS**

1. M. G: Day y A. Hellawell, The microestructure and crystallography of aluminium – silicon eutectic alloy. Proc. Roy. Soc. A. 305 (1968), pp 473-491.
2. M. M. Makhlof, H.V. Guthy. The aluminium – silicon eutectic reaction: mechanisms and crystallography. Journal of Light Metals 1 (2001), pp 199-218.
3. 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.
4. 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.
5. J. Yeh y W. Liu. The cracking mechanism of Silicon particules in an A357 Aluminum alloys. Metallurgical and Materials Transactions A. Volume 27 A, Canada, November 1996. pp 4832 – 4833.
6. J.S. Stroh The formation of cracks as a result of plastic flow. Proc. Roy. Soc. (Londres) Vol. 223, pag. 404 – 414 (1954).
7. J.P. Choi, K.B. Kim y E.P. Yoon. Effect of electromagnetic force on the silicon size in hypereutectic Al – Si alloy. Materials Science Forum Vols. 449 – 452 (2004) pp. 157 – 160