

RELACIÓN ENTRE EL TAMAÑO Y EL MODO DE FRACTURA DE LAS PARTÍCULAS DE SILICIO EN ALEACIONES PARA MOLDEO Al-Si

Cozzarín, Ana L.; Tovio, Daniel O.; Cuyás, Julio C.; González, Alfredo C.
Laboratorio de Investigaciones de Metalurgia Física "Ing. Gregorio Cusminsky", LIMF
Departamento de Mecánica, Facultad de Ingeniería. Calle 48 y 116, B1900TAG
Email acozzarin@ing.unlp.edu.ar

Palabras claves: Aluminio, Silicio, Fractura, Maclas, Propiedades Mecánicas

RESUMEN

Se ha investigado ampliamente el efecto de las diferentes características microestructurales sobre las propiedades mecánicas en las aleaciones de aluminio para moldeo. En este tipo de aleaciones el silicio adopta diferentes morfologías que están relacionados con las distintas condiciones de solidificación, la cantidad de Si y la modificación química y térmica del mismo.

El objetivo del presente trabajo es relacionar las propiedades mecánicas del material con la dirección que toma la fisura en función del eje de las partículas de Si.

Todas las experiencias se realizaron con la aleación de aluminio A380. Debido a su baja ductilidad, las pruebas de flexión se realizaron con probetas entalladas para controlar el inicio y el desarrollo de la fisura y así, poder observar su crecimiento. La propagación de la fisura en las partículas de Si siempre sigue los planos de maclas.

La resistencia a la flexión está estrechamente relacionada con la velocidad de enfriamiento en el rango de temperatura de la formación del eutéctico. Una zona de transición es visible en los valores de resistencia a ciertas velocidades de enfriamiento que se corresponden con el cambio de dirección de propagación de las fisuras, de longitudinal a transversal, en las partículas de silicio. Teniendo en cuenta la forma en que las maclas crecen en las distintas condiciones de solidificación, es razonable suponer que estas son las que están aportando el elemento que genera planos de clivaje más débiles en una o en la otra dirección de la partícula, por lo que son ellas las que deciden cuáles serán los planos de fractura cuando se las carga en tracción.

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 el tamaño de las partículas de Silicio con el modo de fractura que presenta el material, con su consiguiente variación en las propiedades mecánicas.

PARTE EXPERIMENTAL

Las experiencias realizadas en el Laboratorio se confeccionaron con la aleación de aluminio para moldeo A380. En la Tabla 1, se muestra la composición química de la aleación utilizada, conjuntamente con los valores típicos de dicha aleación. Posteriormente, en la Figura 1, se muestra una micrografía típica de esta aleación sin provocar modificaciones, en la cual se indican las diferentes fases.

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

Aleación	Fe	Mg	Mn	Cu	Si	Ni	Sn	Zn
Utilizada	0.75	0.01	0.32	3.40	8.21	0.02	0.02	1.10
Típica	2	0.1	0.5	3-4	7.5-9.5	0.5	0.35	3

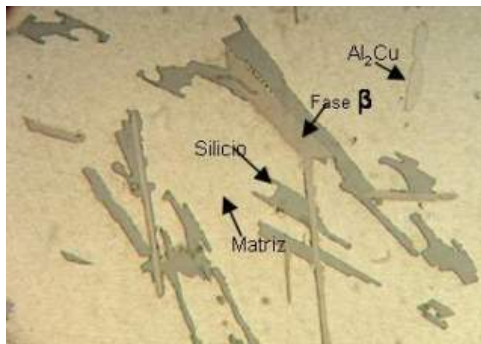


Figura 1: Probeta 1, con pulido mecánico

Debido a la baja ductilidad que presenta el material con el cual se realizaron las experiencias, 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.

Dado que era deseable obtener diferentes variantes en la morfología que presentaba del Si, realizando esta variable por medio de modificación térmica, se colaron probetas en moldes de arena y de cobre, este último a diferentes temperaturas de su pared para obtener distintas variantes microestructurales morfológicas del silicio. En las coladas efectuadas se realizaron registros de velocidades de enfriamiento, teniendo 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. La temperatura de colada utilizada en todas las experiencias en fue de $750\text{ }^{\circ}\text{C} \pm 5\text{ }^{\circ}\text{C}$ y no se desgasificó el líquido, pero se lo mantuvo siempre por debajo de $760\text{ }^{\circ}\text{C}$.

A continuación, en la Figura 2, se presenta una fotografía del molde de cobre utilizado y en la Figura 3 un gráfico en el cual se muestran los valores obtenidos de velocidad de enfriamiento según las condiciones de temperatura en las cuales se encontraban los distintos moldes.



Figura 2: Fotografía del molde de cobre diseñado y utilizado para efectuar microestructuras modificadas

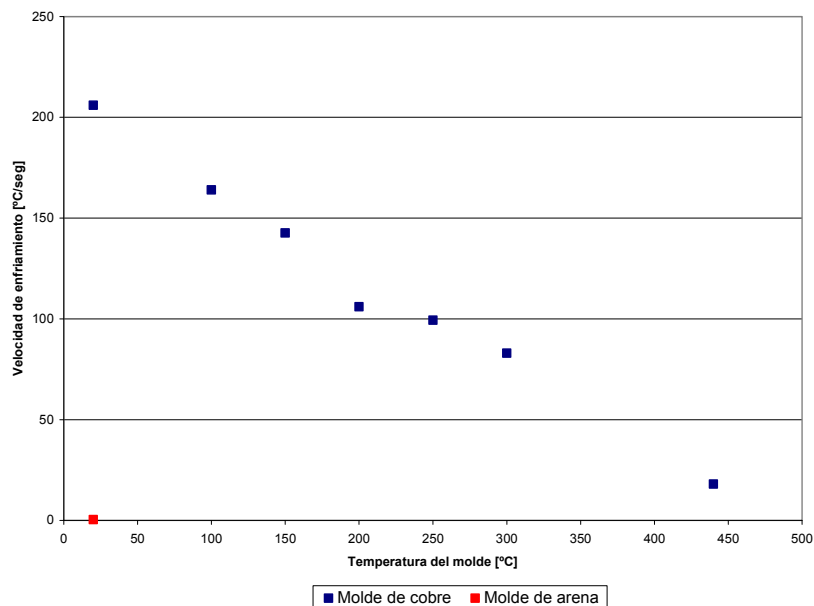


Figura 3: Gráfico de velocidades de enfriamiento según las características del molde utilizado.

Para la observación de las partículas se utilizó microscopía óptica y una vez fotografiadas se realizaron las mediciones con el programa IM50, evaluándose más de 100 partículas por cada condición de enfriamiento. A continuación, en la Figura 4, se presenta un esquema de la forma en la cual se efectuaron las mediciones en las partículas de Si.

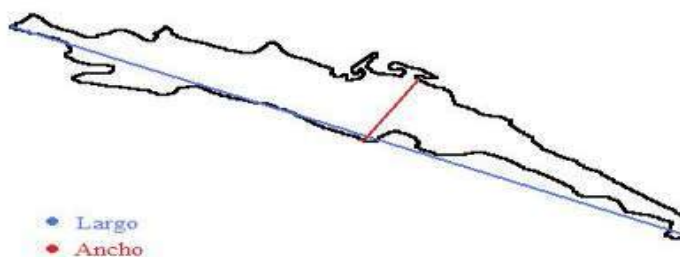


Figura 4: Esquema de una partícula de Si con medidas efectuadas

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

fisurada una vez realizado el ensayo de flexión, y de esta forma efectuar comparaciones con micrografías obtenidas antes del ensayo, los mismos se detuvieron una vez que las fisuras alcanzaron una magnitud de aproximadamente el 50% del área de la sección transversal para evitar así la rotura total de la probeta.

Con el objeto de observar las maclas formadas en el Si, en probetas coladas en arena, las muestras fueron atacadas en cortos tiempos (segundos) y con un reactivo de composición: 1 HF, 1 HNO₃, 7 CH₃COOH. 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 colaron probetas con diferentes velocidades de enfriamiento para obtener las distintas microestructuras del material. A continuación, en la Figura 5 se presentan dos microestructuras bien diferenciadas del aluminio A380. La primera de ellas, ubicada a la izquierda, corresponde a un enfriamiento extremadamente lento del material (0,4 °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 °C/s.

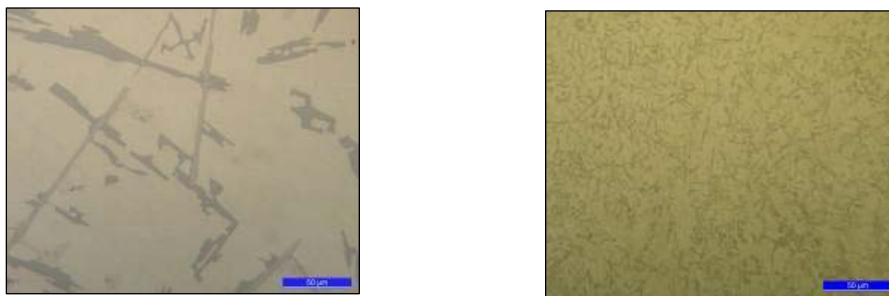


Figura 5: Micrografías de AA380, 750x. Izq.: Sin modificar Der.: Modificada térmicamente

Como se indicó en la parte experimental, se sometió a las probetas entalladas al ensayo de flexión en tres puntos y se obtuvieron los resultados de resistencia. A continuación, en la Tabla 2 se expresan los resultados promedio de dichos ensayos y posteriormente en la Figura 6 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

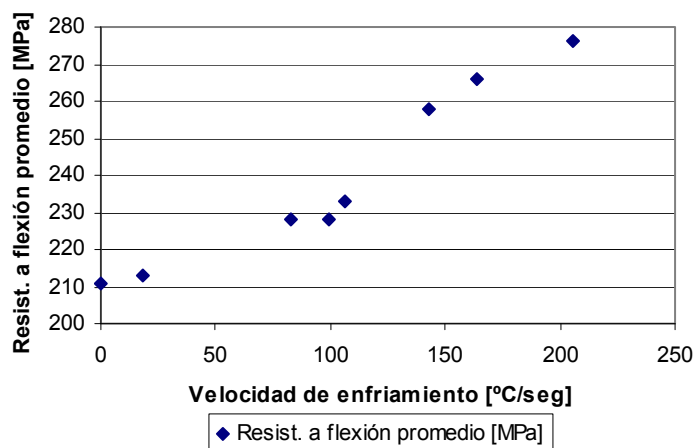


Figura 6: Resistencia a la flexión promedio en probetas entalladas vs. velocidad de enfriamiento

En el gráfico anterior puede observarse que hay tres zonas de valores de resistencia a la flexión bien diferenciadas, 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.

En la Tabla 3 se presentan los resultados promedios de las medidas efectuadas. Se aclara que de las ocho velocidades de enfriamiento efectuadas se tomaron seis para realizar las mediciones de partículas, dos pertenecientes a velocidades menores a 50 °C/seg, dos entre 50 y 150 °C/seg y las últimas dos pertenecientes al grupo de enfriamientos mayores a 50 °C/seg.

Tabla 3: Valores promedios de las medidas efectuadas en las partículas de Si

Velocidad de enfriamiento (°C/s)	Largo promedio [µm]	Ancho promedio [µm]
0,4	47,82	8,28
18	13,46	3,16
83	5,89	1,44
106	5,84	1,46
164	5,74	1,45
206	5,72	1,39

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 209 MPa y la segunda de 213 MPa. Por otro lado, en probetas con alta velocidades de enfriamiento obtenemos en todos los casos valores de resistencia a la flexión superiores a 250 MPa, llegando a ser de 276 MPa para probetas coladas en molde de cobre a temperatura ambiente. 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 de los valores obtenidos en los ensayo.

En la Figura 4 se indicó el esquema de medidas empleado sobre las partículas de Silicio para medir la longitud y el ancho de las partículas de Silicio y de allí 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.

Tabla 4: 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
83	4,09	1,68
106	4,00	1,13
164	3,95	0,72
206	4,12	2,1

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 similares 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 se fisuran en forma longitudinal a las partículas. Esta condición puede observarse en las Figuras 7 y 8 en la cual se presentan micrografías de la aleación A380 en diferentes condiciones de solidificación, la primera corresponde a un enfriamiento lento y la segunda a un enfriamiento rápido, con su consiguiente modificación del Si.

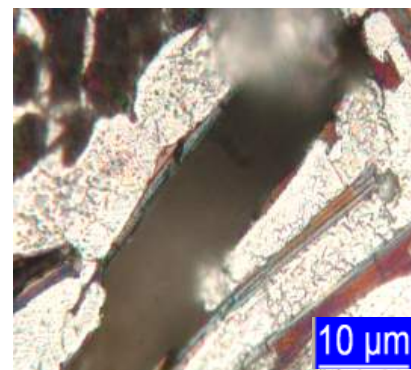
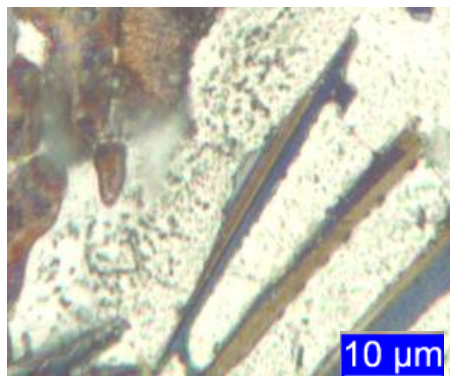


Figura 7: Micrografía de partícula de Silicio en probeta obtenida en molde de arena y atacada. Se observa una partícula, antes y después del ensayo de flexión

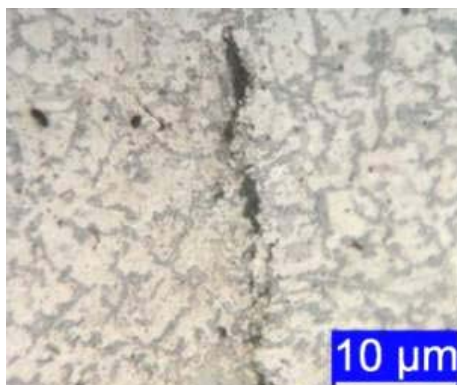


Figura 8: Micrografía de la zona final de la fisura en una probeta colada en molde de cobre a 100 °C

Como puede observarse en la Tabla 3 la longitud de la probeta colada en molde de arena ($0,4\text{ }^{\circ}\text{C/s}$) es más de tres veces que aquella realizada en molde de cobre a $440\text{ }^{\circ}\text{C}$ ($18\text{ }^{\circ}\text{C/s}$). Sin embargo, como se mencionó anteriormente, el modo de fisuración de las partículas de Silicio es similar en ambos casos, ya que las mismas rompen en forma longitudinal. Por otro lado, existen partículas que son menos de tres veces menores a aquellas que se colaron en molde de arena a $440\text{ }^{\circ}\text{C}$ que rompen en forma diferente. Son las partículas con altas velocidades de enfriamiento las menores en tamaño que rompen transversalmente al eje principal de las mismas y partículas con velocidades medias de enfriamiento (de tamaño muy similar a las enfriadas rápidamente) rompen en forma aleatoria en relación a su eje. Esto podría inducir a asumir que es el tamaño de partícula lo que determina el modo de fractura de las mismas; sin embargo ello está encubriendo el hecho de que al tamaño de partícula está asociado el modo de crecimiento (dirección) de las maclas.

En las partículas de Silicio las maclas crecen formando ángulos reentrantes en las superficies de las partículas, constituyendo verdaderas entallas en las mismas. A continuación en la Figura 9 puede observarse el ángulo formado en la macla.

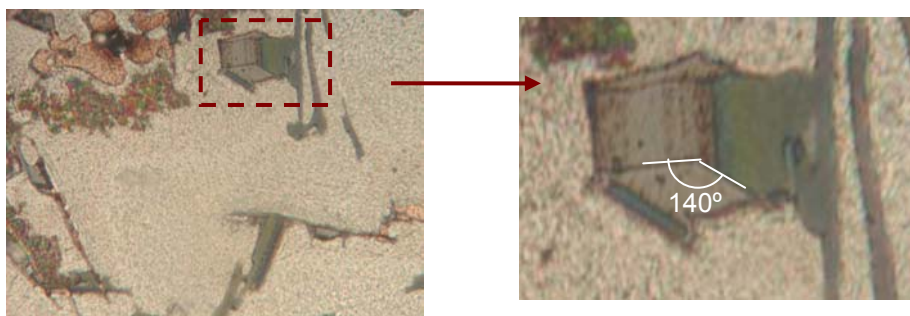


Figura 9: Ángulo formado por la macla en probetas coladas en molde de arena

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.

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.

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.

CONCLUSION

La modificación térmica de las partículas de Si en aleaciones de Al-Si, provoca un cambio en la trayectoria de las fracturas a través de las mismas, pasando de longitudinal a transversal a medida de que las partículas de Si disminuyen de tamaño.

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.

El hecho que partículas de diferente tamaño rompen en diferente dirección podría inducir a asumir que es el tamaño de partícula lo que determina el modo de fractura de las mismas; sin embargo ello está encubriendo el hecho de que al tamaño de partícula está asociado el modo de crecimiento (dirección) de las maclas, y son ellas las que generan planos de clivaje más débiles en una u otra dirección de la partícula.

Por tanto, 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

Bibliografía

1. M. G. Day y A. Hellawell, 1968, The microstructure and crystallography of aluminium – silicon eutectic alloy. Proc. Roy. Soc. A. 305, pp 473-491.
2. M. M. Makhlouf, H.V. Guthy, 2001, The aluminium – silicon eutectic reaction: mechanisms and crystallography. Journal of Light Metals 1, pp 199-218.
3. R.E. Napolitano, H. Meco, C.Jung. 2004, JOM, 2004, pp 16 – 21.
4. J. Yeh y W. Liu, 1996, The cracking mechanism of Silicon particules in an A357 Aluminum alloys. Metallurgical and Materials Transactions A. Volume 27 A, Canada, pp 4832 – 4833.
5. J.P. Choi, K.B. Kim y E.P. Yoon, 2004, Effect of electromagnetic force on the silicon size in hypereutectic Al – Si alloy. Materials Science Forum Vols. 449 – 452, pp. 157 – 160.
6. A. Kelly and G. J. Davies, 1965, "The Principles of the Fibre Reinforcement of Metals" . Metallurgical Rev., 10
7. O. A. Atasoy, F. Yilmaz , R. Elliott, 1984, Journal of Crystal Growth 66), pp 137 – 146.
8. C. H. Cáceres y B. I. Selling, Mater. Sci. Eng. A220 (1996), pp 109-116.
9. J. C. Cuyás, G. W. Mugica, D. O. Tovio y A. C. González, Proc. SAM 2000 y IV Coloquio Latinoamericano de Fractura y Fatiga, Vol 1, Neuquén, Argentina, 2000, pp 191-198
10. E. Pan, C. S. Lin, y C. R. Loper, 1990, Effects of solidification parameters on the feeding efficiency of A356 Aluminium Alloy AFS Trans, pp 735-746
11. M. Samuel y F. H. Samuel, 1995, Effect of metal treatment, solidification conditions and porosity level on the tensile properties of 319.2 endchill aluminium casting, J. Mater. Sci. 30, pp 4823 – 4833.
12. J.S. Stroh, 1954, The formation of cracks as a result of plastic flow. Proc. Roy. Soc. (Londres) Vol. 223, pag. 404 – 414.