

Fig. 4.6. (a) Figura irregular donde se muestra la longitud y el ancho. (b) Cuadrado donde se muestra ambos valores. En ambas figuras los valores se determinan trazando líneas paralelas, de manera que estas sólo toquen la orilla de las mismas.

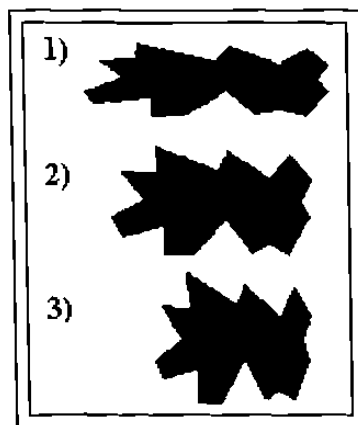


Fig. 4.7 La redondez de las siguientes figuras es 1) 3.84, 2) 2.01, 3) 1.605. Se ve claramente que la redondez distingue el acortamiento de las partículas.

#### 4.6. DUREZA.

La dureza fue medida en las escalas de Brinell y Rockwell, pero se descartó el aceptar los resultados así obtenidos. Por que estos tienen diferencias enormes entre los resultados en muestras del mismo material, sometidas al mismo tratamiento térmico, con el índice Brinell dieron los resultados diferencias de entre el 8 y 70%, con la dureza Rockwell la diferencia fue de entre el 5 y el 55%. Estos resultados fueron obtenidos en cortes obtenidos de la barra, que tenía áreas con una gran cantidad de poros, es a estos últimos a los que se

les considera causantes de la variación en los resultados. No se hicieron pruebas de dureza en los cortes obtenidos de los conos, porque tienen un tamaño muy pequeño y son muy delgados, no se aceptaron cortes grandes para tener una mayor exactitud en la composición que controla parcialmente a la morfología . Además, gracias a los resultados obtenidos de una manera simultánea por Ana Isabel García <sup>40</sup>, se sabe que la dureza en las aleaciones aluminio-silicio está muy ligada con la precipitación de partículas de cobre en la matriz de aluminio. Con lo cual, para obtener la dureza correspondiente, se deben analizar solamente las zonas con eutéctico y descartar la matriz de aluminio.

## **CAPITULO 5.**

### **RESULTADOS Y DISCUSION.**

#### **5.1 ASPECTOS GENERALES.**

La velocidad con la que solidifica el material es una variable que, junto con la composición de la aleación, determina las características morfológicas iniciales de la muestra. Los efectos de la tasa de enfriamiento no se cuantifican sólo se registra si se vació en un molde de arena, con lo que se tendrá un menor refinamiento del eutéctico aluminio-silicio, por el hecho de tener más tiempo para crecer, o según la aleación se vacíe en un molde metálico, en el que el refinamiento será mayor al tener el eutéctico menos tiempo para crecer, alcanzando un menor tamaño. La composición de la aleación fue mencionada en el capítulo anterior y aunque existe una variación en la cantidad de elementos como cobre, silicio, níquel, hierro, etc., se considera que el factor determinante en relación con la esferoidización del eutéctico es la cantidad de estroncio.

Las diferencias en las composición son ignoradas, porque están en el intervalo de la composición de la aleación A319. La cantidad de estroncio en las diferentes series de pruebas es de alrededor de 5 ppm, 20 ppm, 94 ppm y 170 ppm.

Se observó variación en composición química, en forma local. Se realizaron varios análisis en una misma muestra, tomándose la lectura en un corte, se lijó la superficie del mismo, para poder tomar otra lectura. y se obtuvieron otros datos, después se volvió a lijar el material, y se obtuvo otra lectura diferente a las otras 2 anteriores. Lo mismo se hizo en otro trozo, obteniendo 3 diferentes lecturas de composición química. Esto se debe a que la primera superficie del corte al ser lijada desaparece. dejando una nueva superficie, ver Tabla 5.1.

Muestreo realizado en un mismo corte de un cono vaciado en un molde metálico de la olla número 1									
Lectura	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Sr
1	7.50	3.33	0.679	0.425	0.264	0.663	0.113	0.140	0.00267
2	7.40	3.30	0.683	0.421	0.264	0.657	0.115	0.135	0.00240
3	7.44	3.28	0.689	0.418	0.265	0.668	0.111	0.140	0.00251
Muestreo realizado en un mismo corte de un cono vaciado en un molde metálico de la olla numero 4									
Lectura	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ti	Cr	Sr
1	7.32	3.49	0.657	0.432	0.264	0.659	0.087	0.026	0.01708
2	7.36	3.64	0.550	0.350	0.275	0.679	0.084	0.023	0.01770
3	7.17	3.39	0.656	0.446	0.282	0.673	0.085	0.029	0.01850

Tabla 5.1. Variación química en cortes de dos muestras.

Los resultados anteriores ponen en evidencia la diferencia de trabajar con una aleación producida en condiciones industriales y bajo condiciones controladas en un laboratorio experimental, donde la variación en la composición es mínima. Con esto queda asentado, que los cambios en la composición química obtenidos no son determinantes para el estudio del cambio morfológico del eutéctico aluminio-silicio, puesto que el único elemento que se cambió substancialmente fue el estroncio.

La solidificación y las causas de ésta, así como factores relacionados con la misma como el efecto del  $TiAl_3$ , así como de la rugosidad del molde que sirven como puntos donde se favorece la solidificación y otros factores se ignoran. No se estudió la posible variación de dureza, puesto que ésta depende de la distribución y tamaño de precipitados formados durante el tratamiento térmico de la aleación <sup>40</sup>.

## 5.2 ANALISIS METALOGRAFICO.

Es importante distinguir las regiones en donde se encuentra el eutéctico. En un mismo corte se hacen 10 análisis de imagen, de manera que se tenga una representatividad de la microestructura. Los 10 puntos seleccionados se toman para que cada uno esté en una área representativa. Si el punto seleccionado casi no tiene eutéctico y sólo muestra en la imagen matriz de aluminio, se selecciona un punto a la derecha del mismo. Lo que se hace es una rutina de movimientos de reconocimiento de los cortes como el mostrado en la Fig. 5.1.

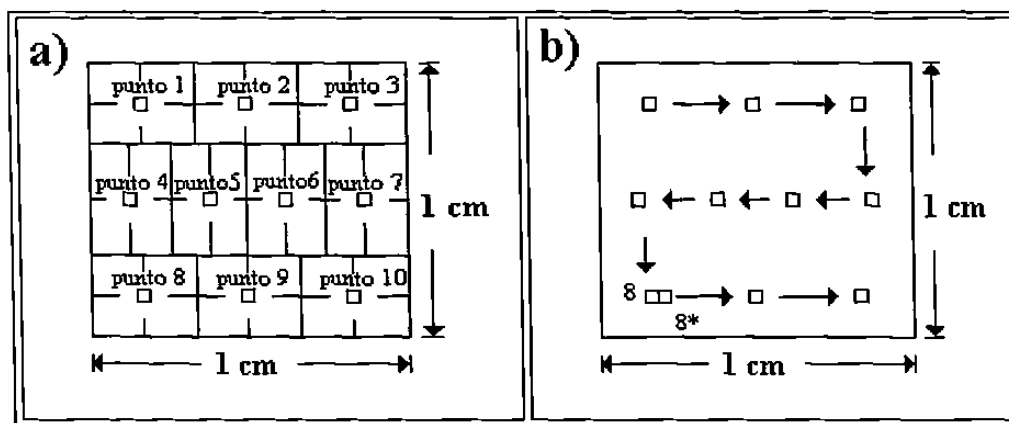


Fig. 5.1. (a) Representación del análisis donde se muestran los puntos en que se capturan las imágenes, la división se hace de manera que se tengan áreas representativas del corte de dimensiones de 1x1 cm. (b) Se muestran el orden de los movimientos de reconocimiento para obtener las 10 imágenes, en el caso de punto 8, éste presenta una imagen con matriz solamente, por lo que se selecciona el punto 8\* a la derecha del primero, siempre y cuando presente suficiente cantidad de eutéctico.

En la Fig. 5.2(a) se ve una fotografía de un corte de la aleación con un contenido de 20 ppm de estroncio tomada a bajos aumentos, se nota claramente puntos con muy poco eutéctico y otros con una alta concentración del mismo. En esta misma fotografía se notan círculos negros sombreados, los cuales son poros. En la Fig. 5.2(b) se ve la misma zona de la fotografía anterior, pero a mayor aumento, donde se muestra un punto con eutéctico. También se notan otros constituyentes como las partículas equiaxiales de  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ , la cual fue confirmada por medio del espectro de rayos X en un microscopio electrónico de barrido. En la Fig. 5.3(b) se muestran partículas  $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$  con forma de caracteres chinos y partículas de  $Al_{15}Mg_8Cu_2Si$ .

encontradas en la aleación con 94 ppm de Sr, el origen de las partículas también se confirmó por medio del espectro de rayos X. Los poros y las partículas antes mencionados son borrados digitalmente, al momento de que las imágenes se analizan, para obtener sólo los cambios en las partículas eutécticas aluminio-silicio. En el Anexo-A se incluyen las microestructuras de muestras con diferentes contenidos de Sr, tratadas a diferentes intervalos de tiempo.

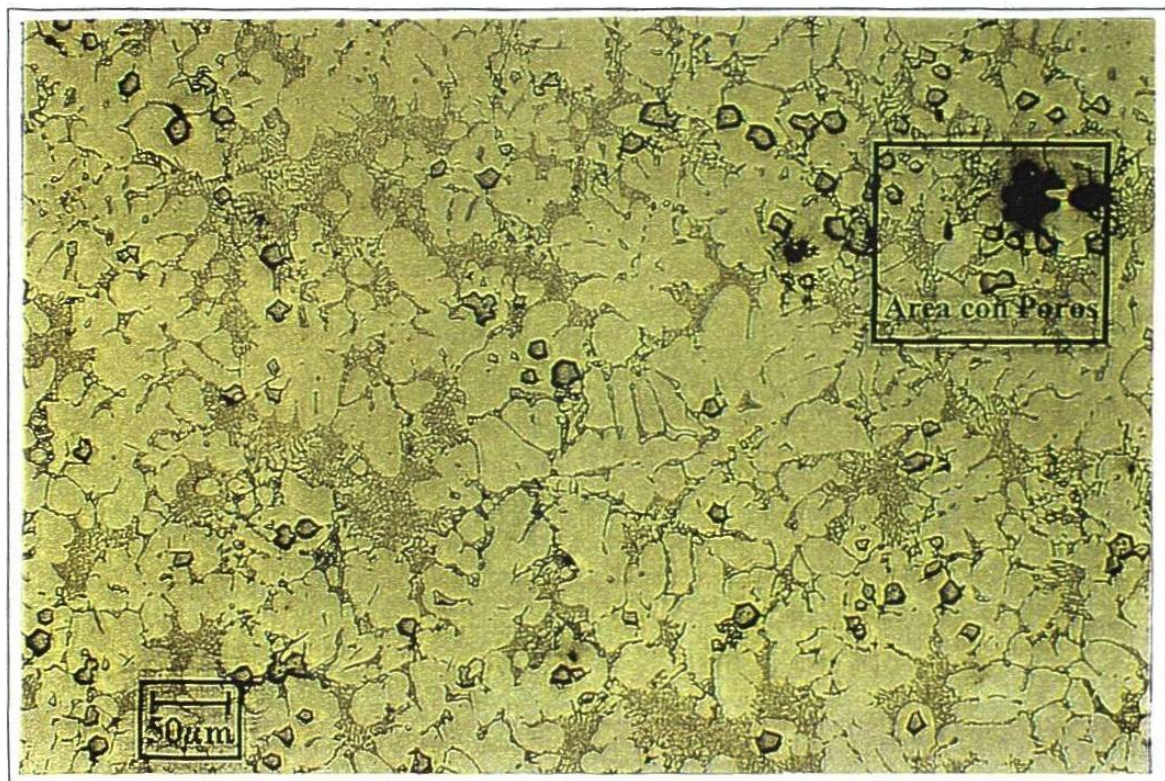


Fig. 5.2(a). Fotografía de la muestra con 20 ppm de Sr.

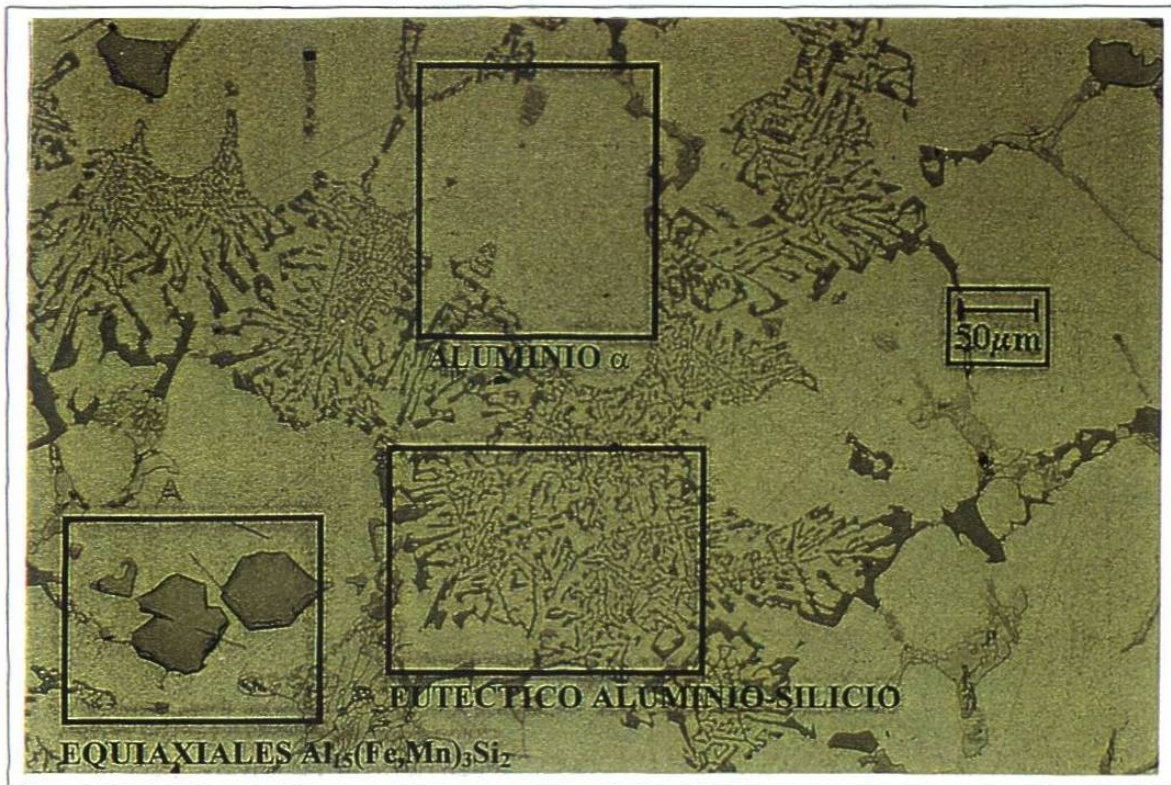


Fig.5.2(b). Fotografía de la muestra con 20 ppm de Sr, a 200 aumentos.

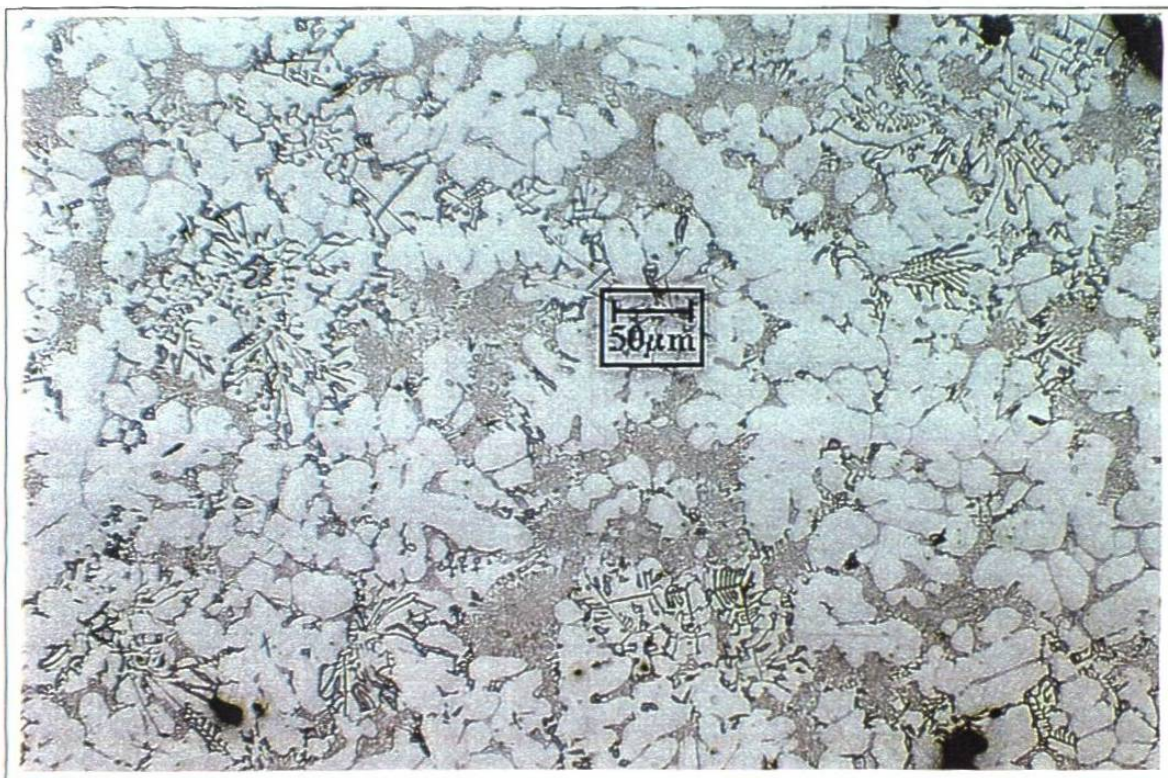


Fig. 5.3(a). Fotografía de la muestra con 94 ppm de Sr.

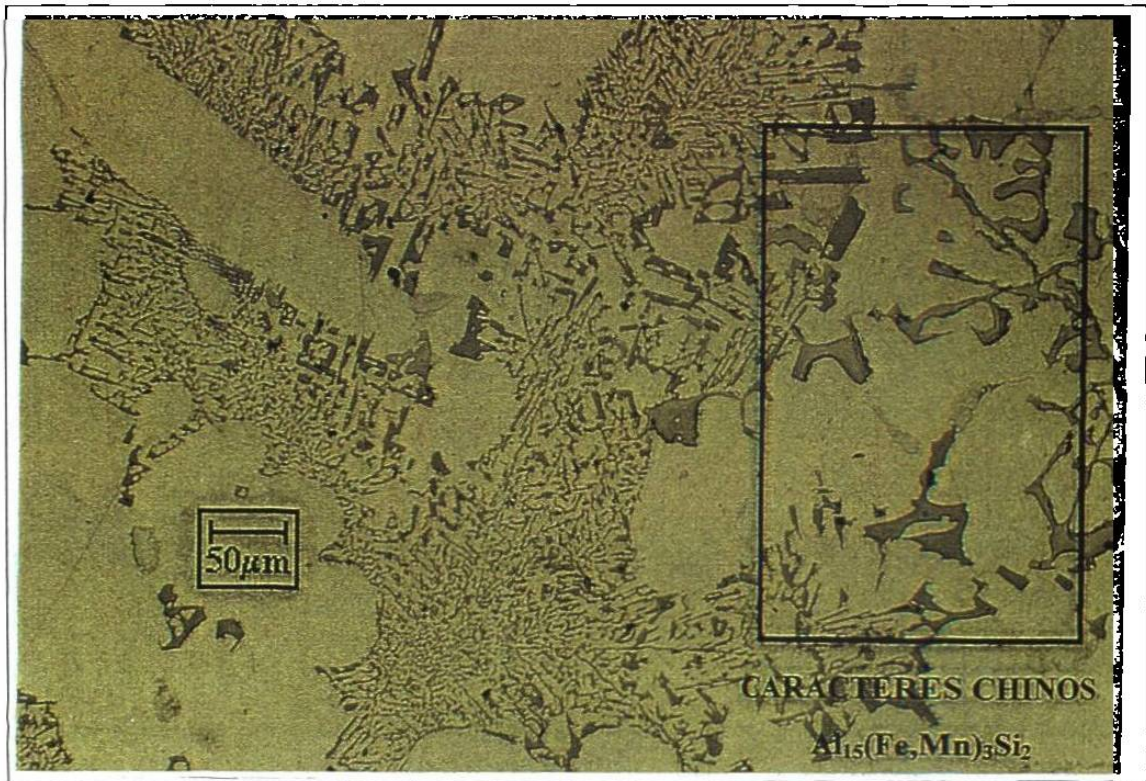


Fig. 5.3(b). Microestructura de la muestra con 94 ppm de Sr.

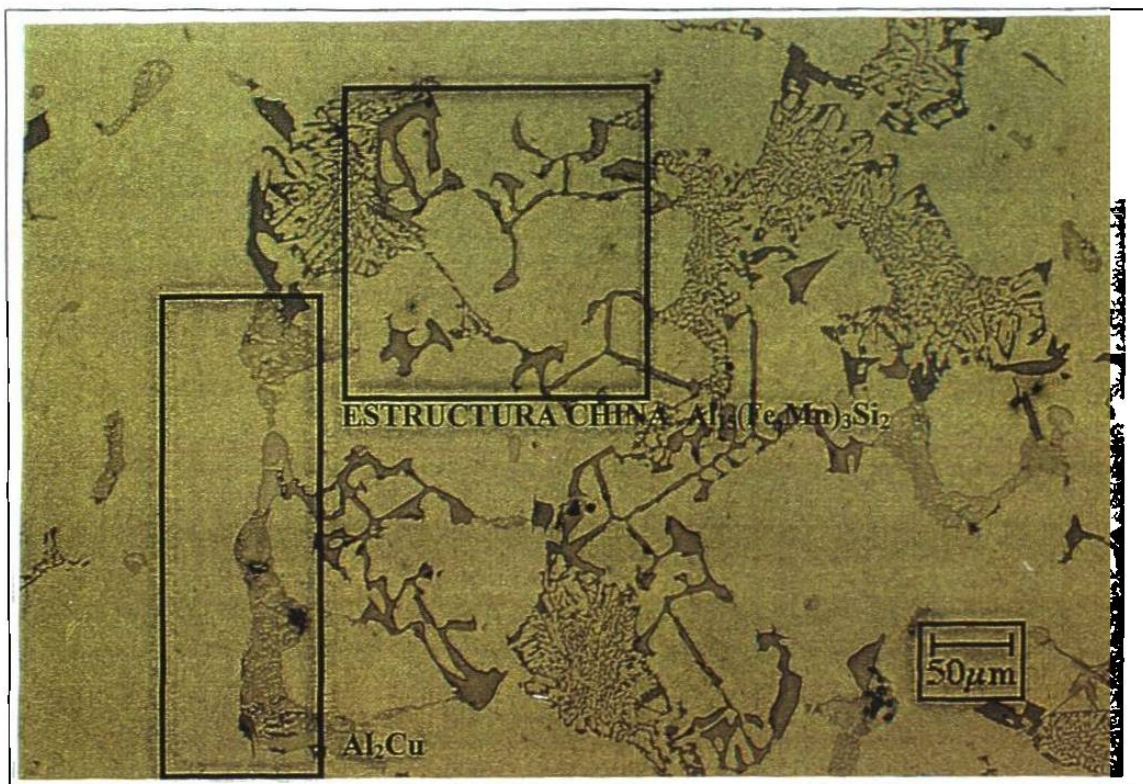


Fig. 5.4. Microestructura de la muestra con 94 ppm de Sr.



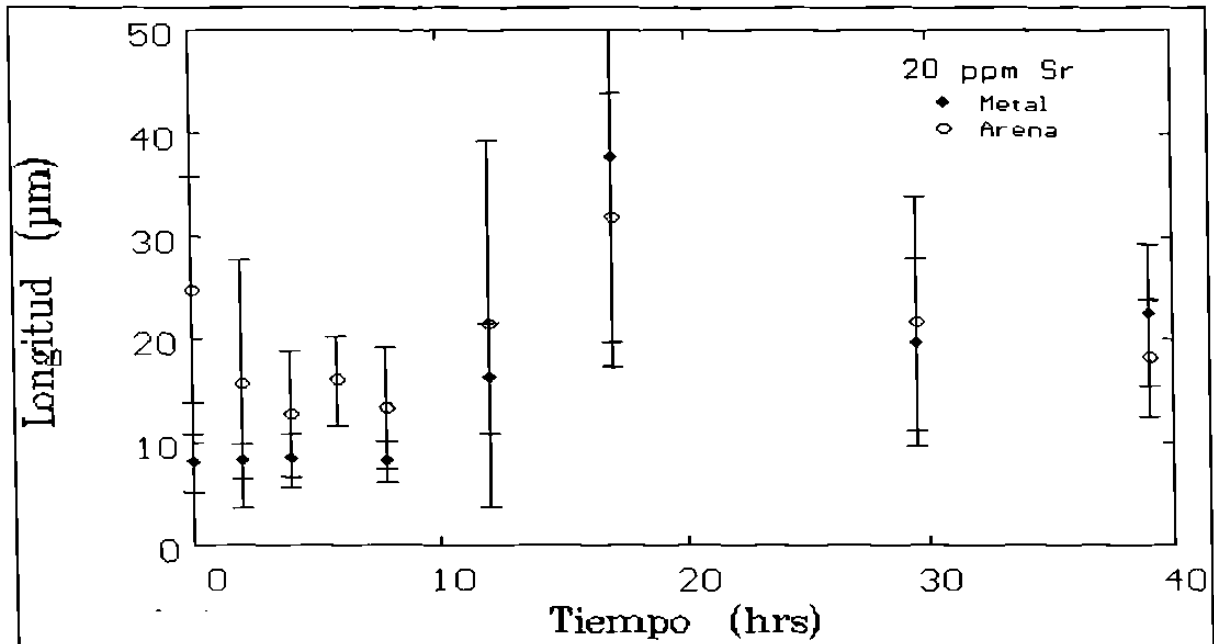


Fig. 5.5. Longitud de los elementos (fibras y partículas) del eutéctico aleación en relación con el tiempo. La línea vertical representa el valor de 4 desviaciones estándar, dos encima del punto y dos debajo de éste, tanto para los vaciados en moldes de arena (puntos claros) como en moldes metálicos (puntos oscuros). De 0 a 10 hrs hay una disminución de la longitud, de 10 a 20 hrs un crecimiento y de 20 en adelante una disminución.

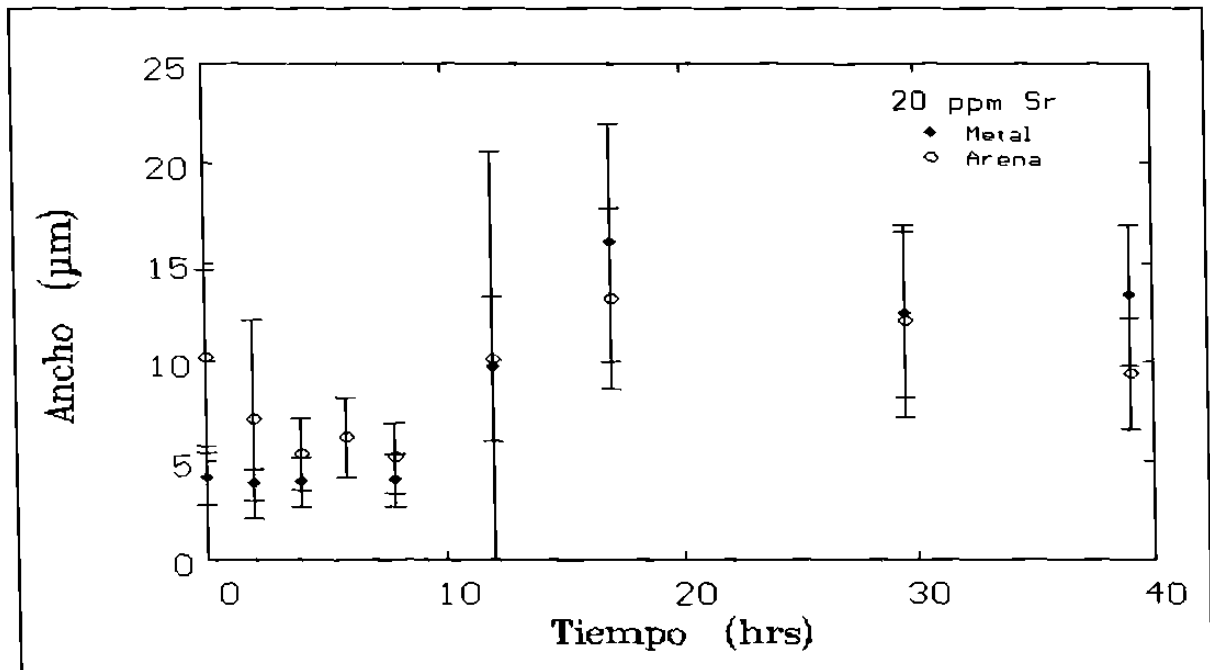


Fig. 5.6. Gráfica donde se representa el ancho de las partículas en relación con el tiempo.

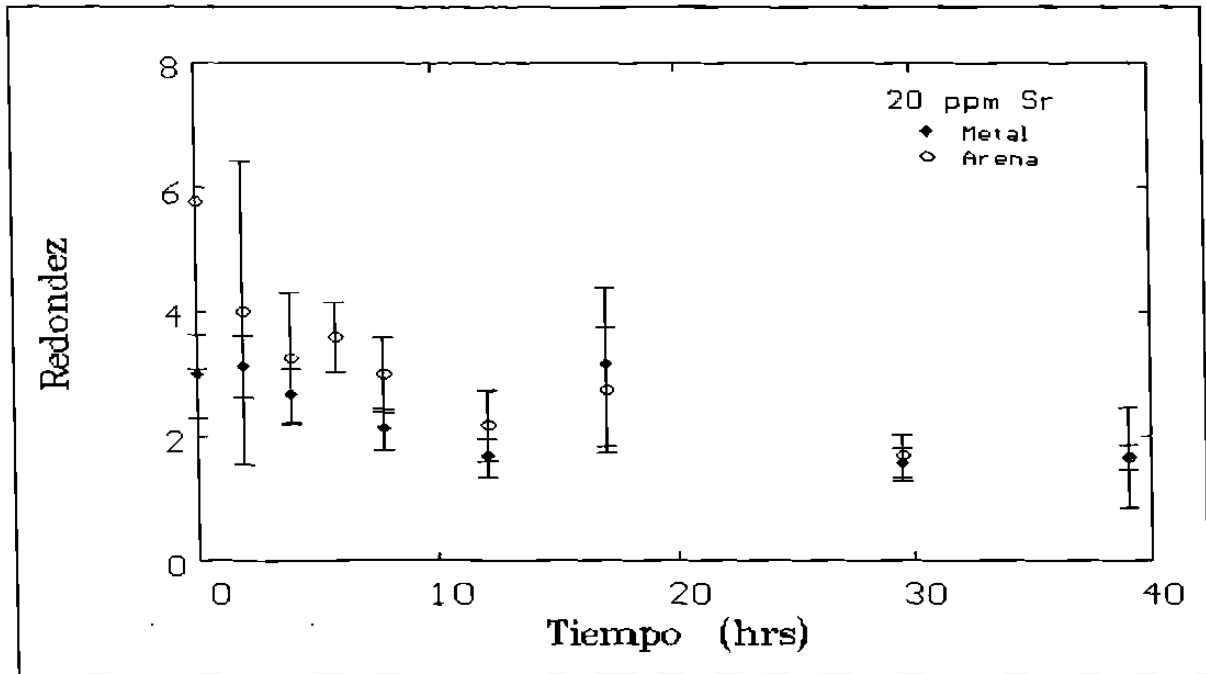


Fig. 5.7. Gráfica donde se representa la redondez de las partículas en relación con el tiempo.

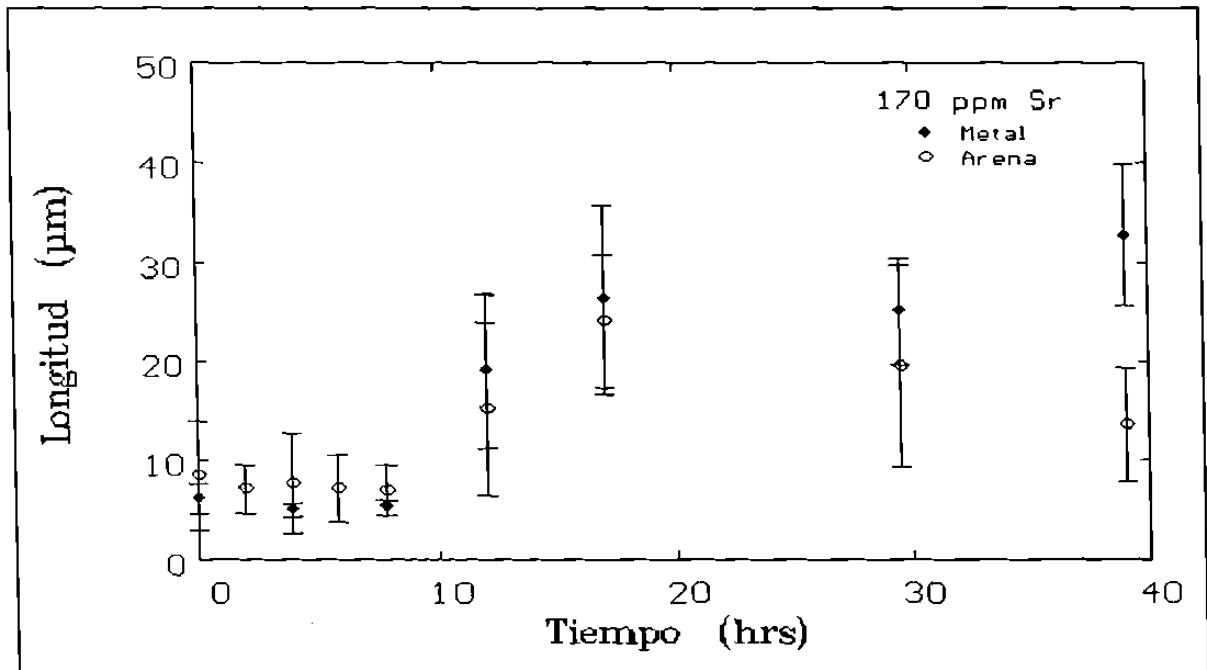


Fig. 5.8. Gráfica donde se representa la longitud de las partículas en relación con el tiempo.

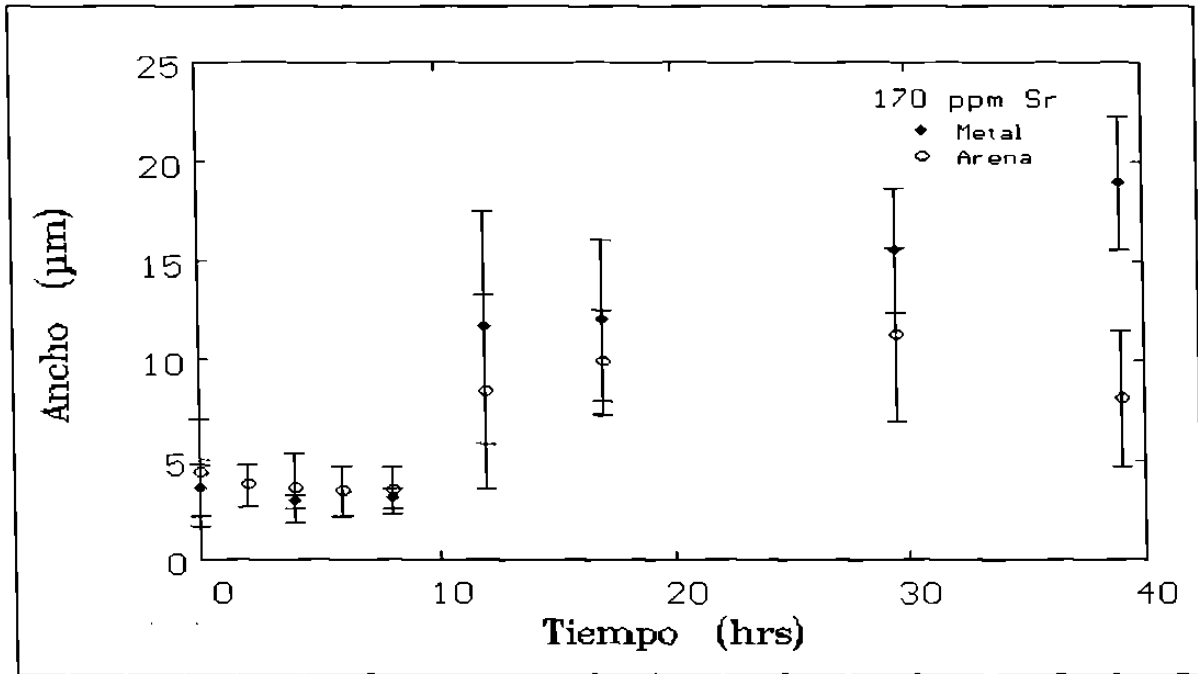


Fig. 5.9. Gráfica donde se representa el ancho de las partículas en relación con el tiempo.

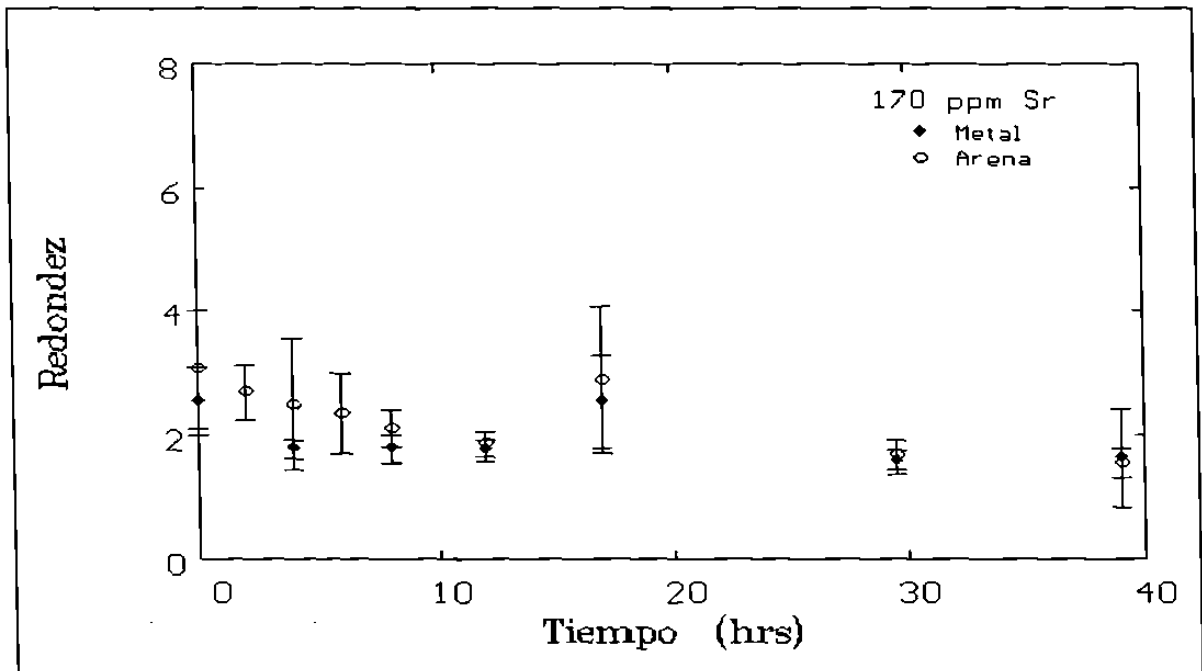


Fig. 5.10. Gráfica donde se representa la redondez de las partículas en relación con el tiempo.

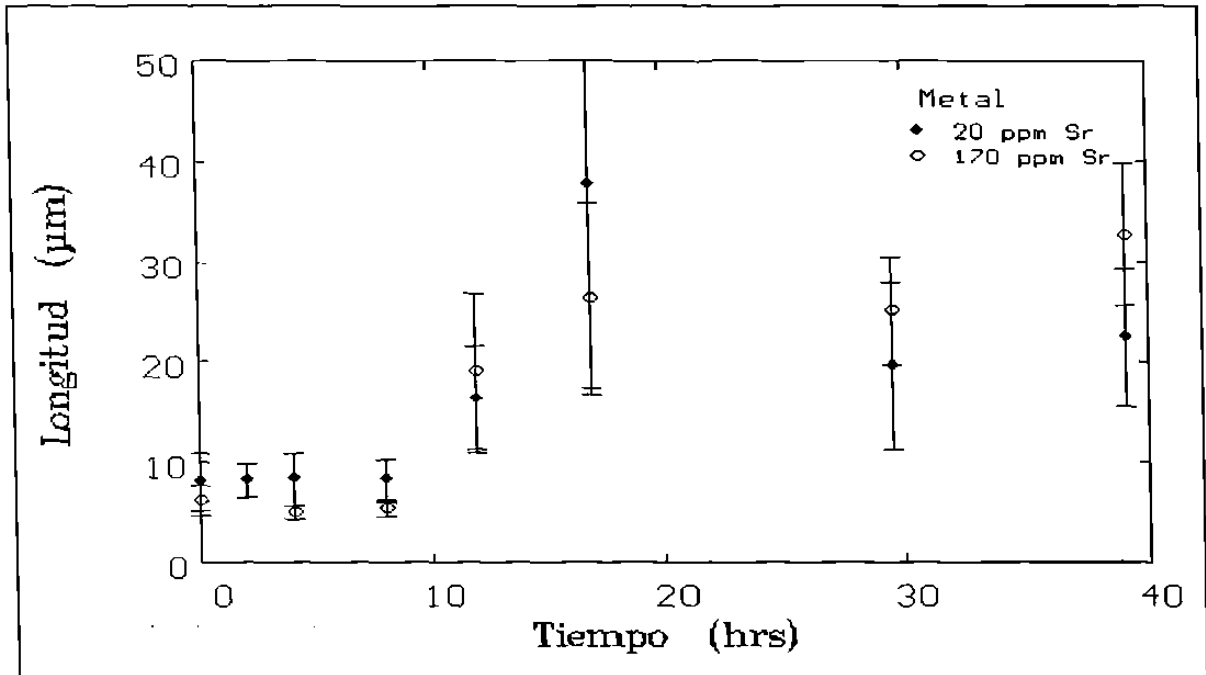


Fig. 5.11. Gráfica donde se representa la longitud de las partículas en relación con el tiempo.

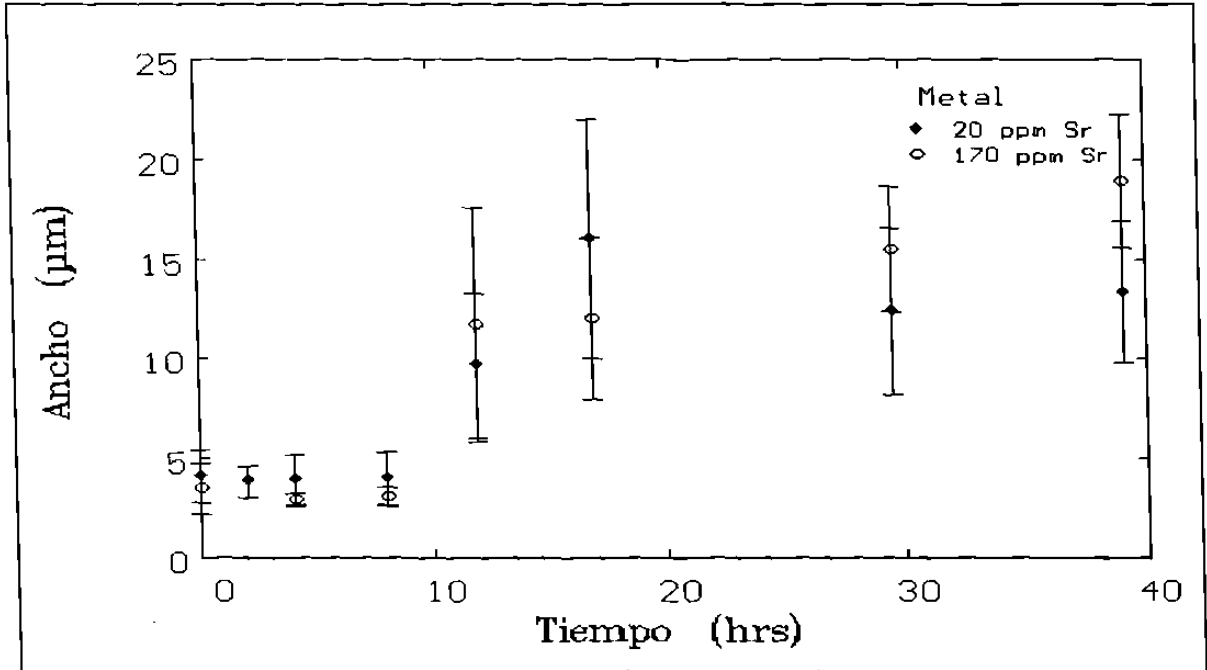


Fig. 5.12. Gráfica donde se representa el ancho de las partículas en relación con el tiempo.

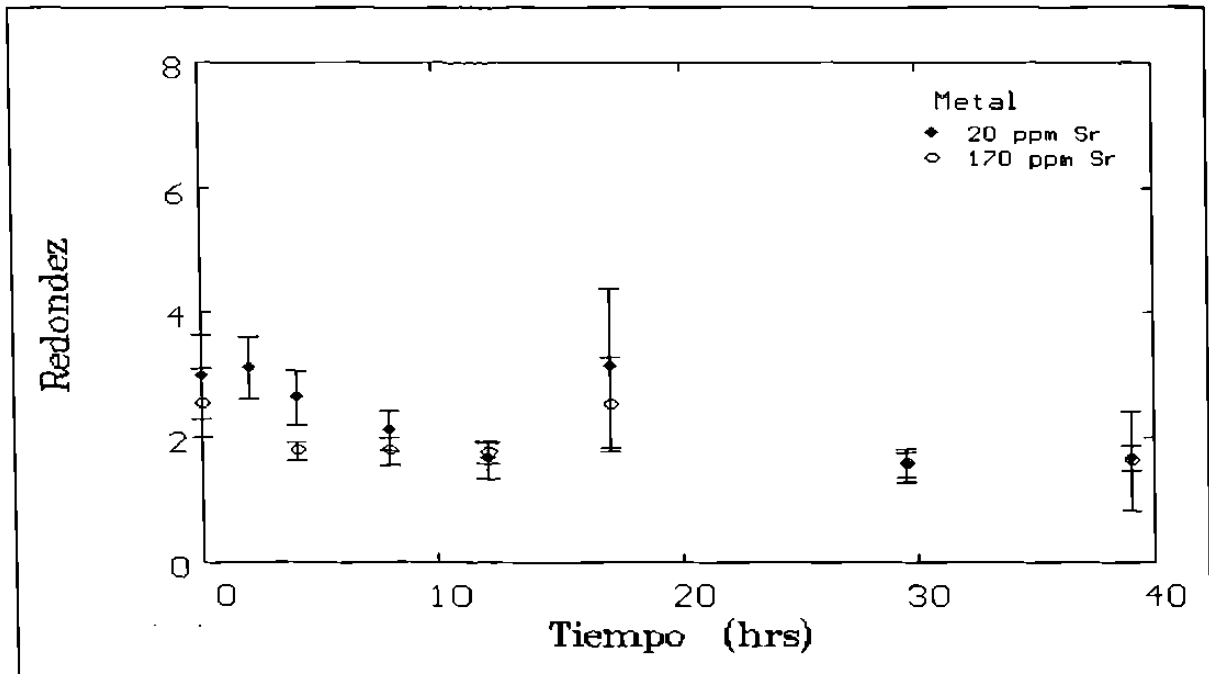


Fig. 5.13. Gráfica donde se representa la redondez de las partículas en relación con el tiempo.

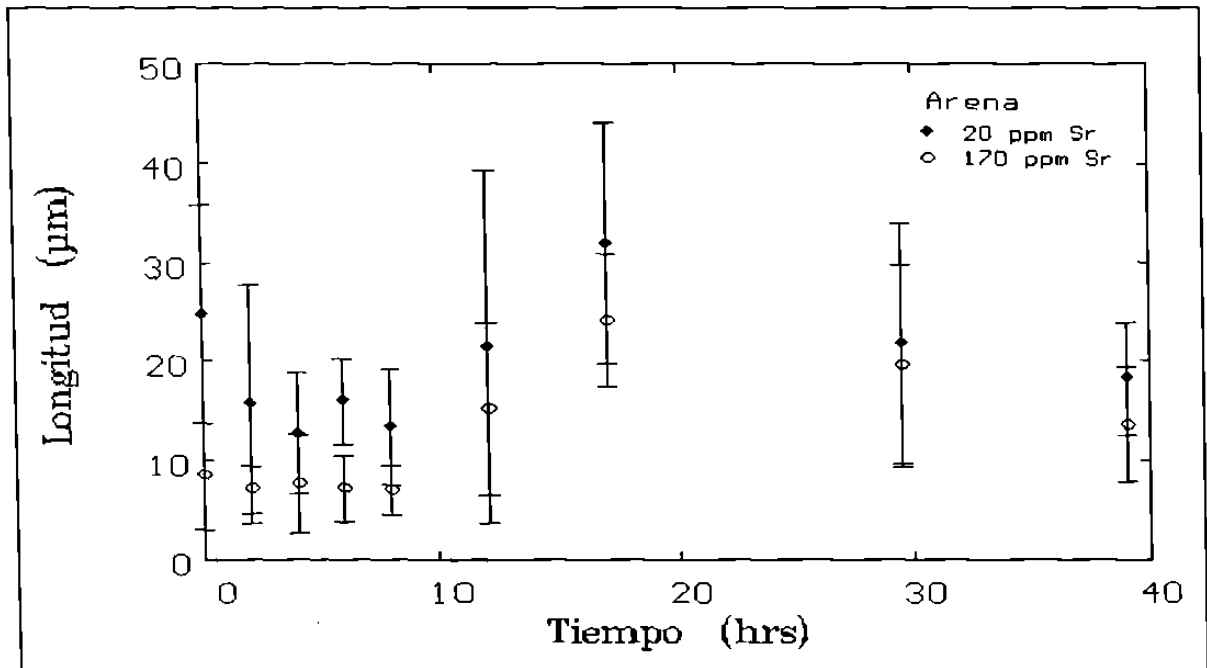


Fig. 5.14. Gráfica donde se representa la longitud de las partículas en relación con el tiempo.

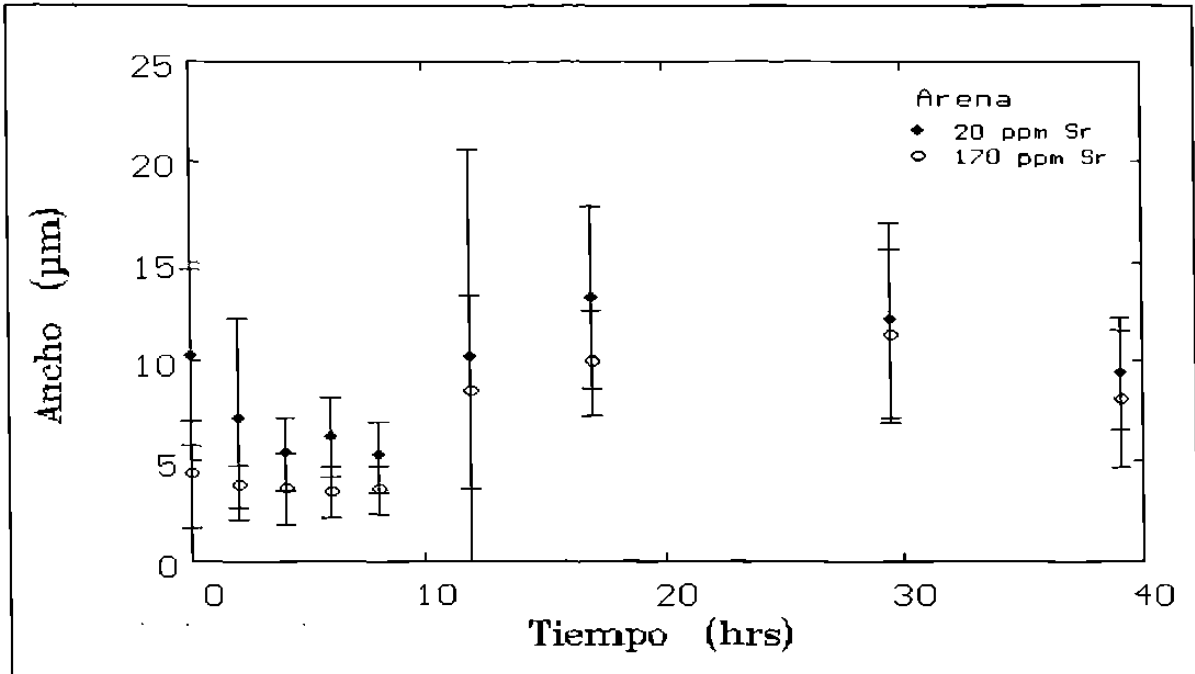


Fig. 5.15. Gráfica donde se representa el ancho de las partículas en relación con el tiempo.

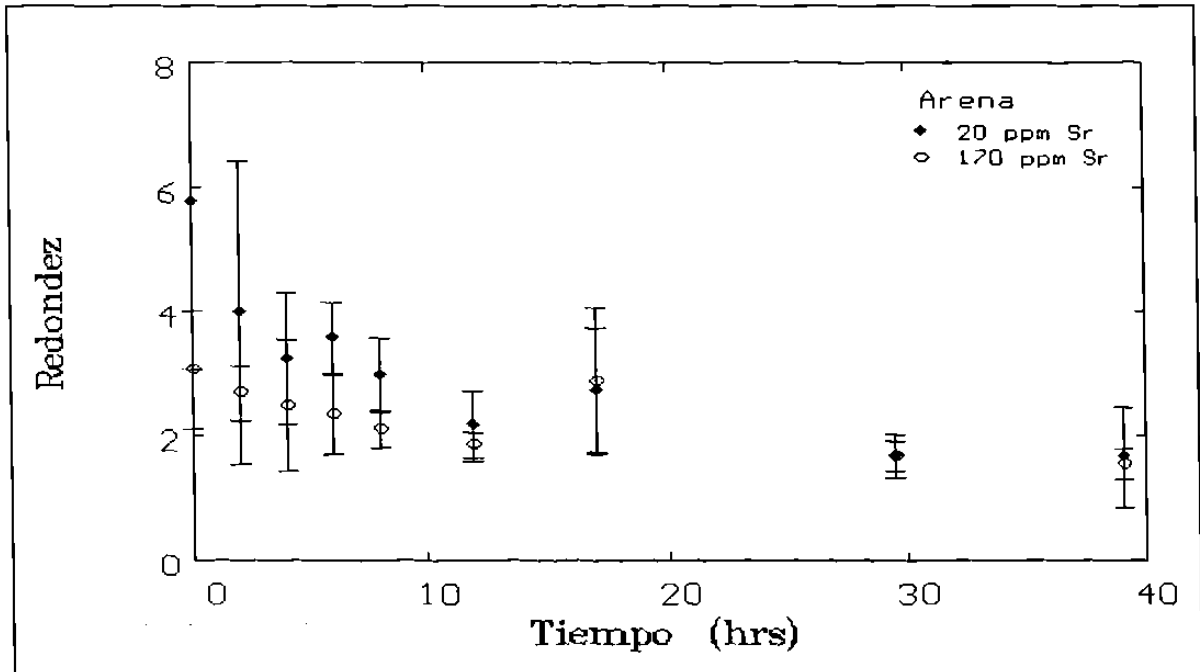


Fig. 5.16. Gráfica donde se representa la redondez de las partículas en relación con el tiempo.

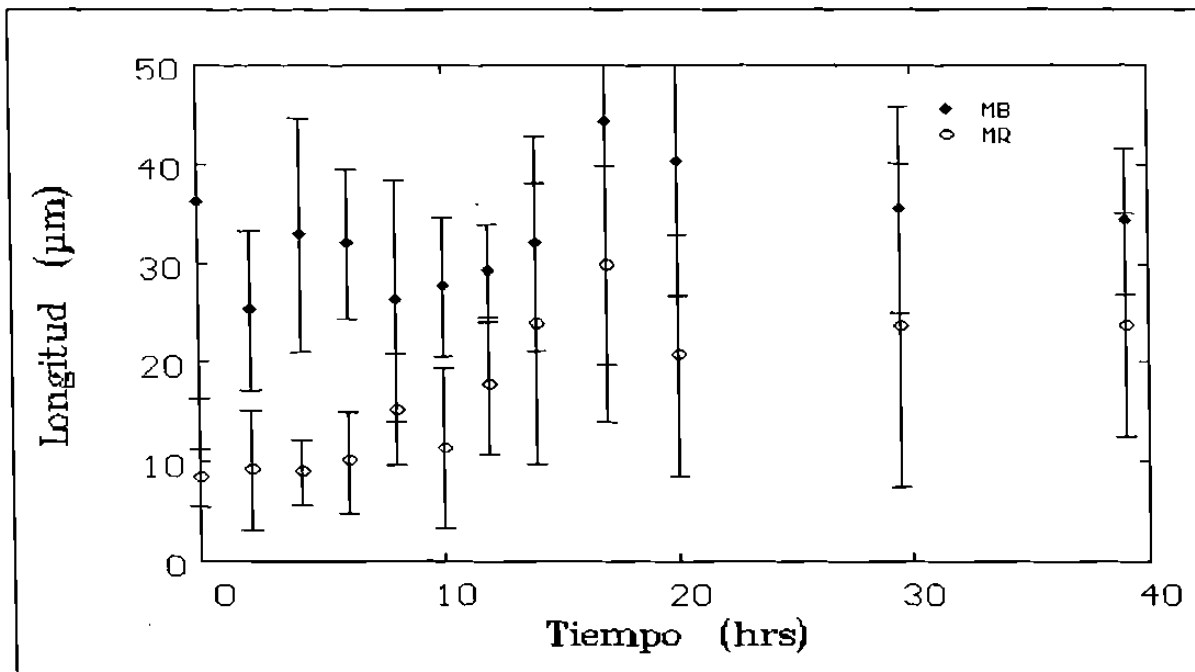


Fig. 5.17. Gráfica donde se representa la longitud de las partículas en relación con el tiempo, donde MB tiene 5 ppm y MR 94 ppm de Sr.

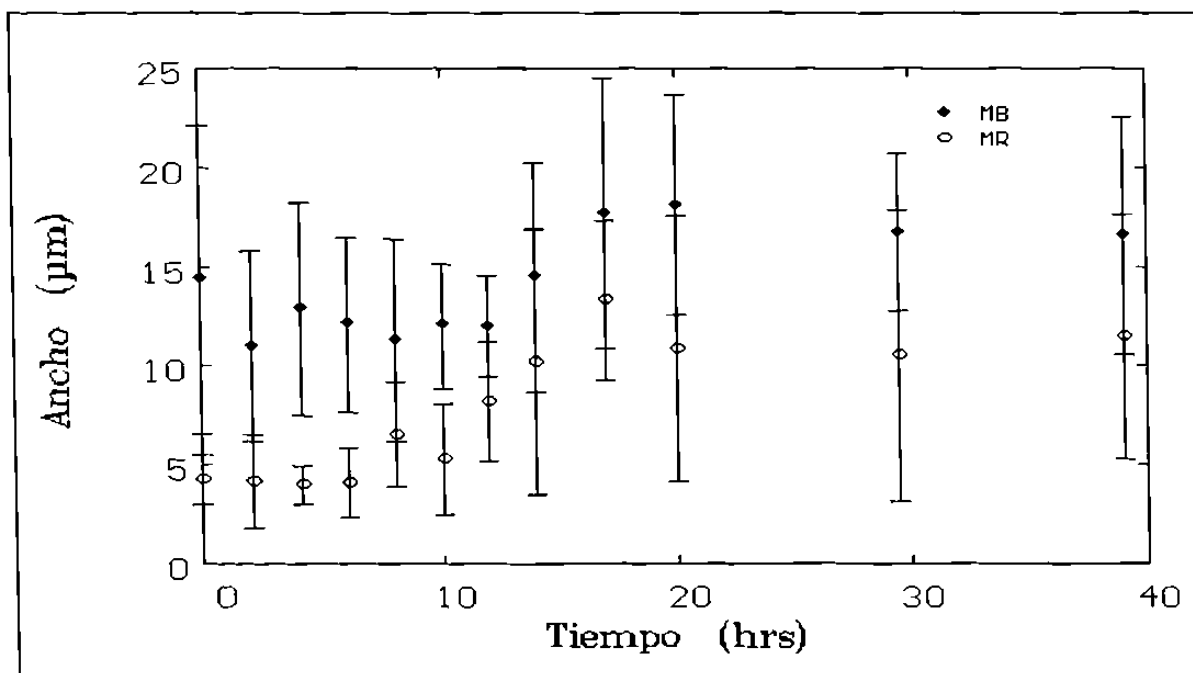


Fig. 5.18. Gráfica donde se representa el ancho de las partículas en relación con el tiempo, donde MB tiene 5 ppm y MR 94 ppm de Sr.

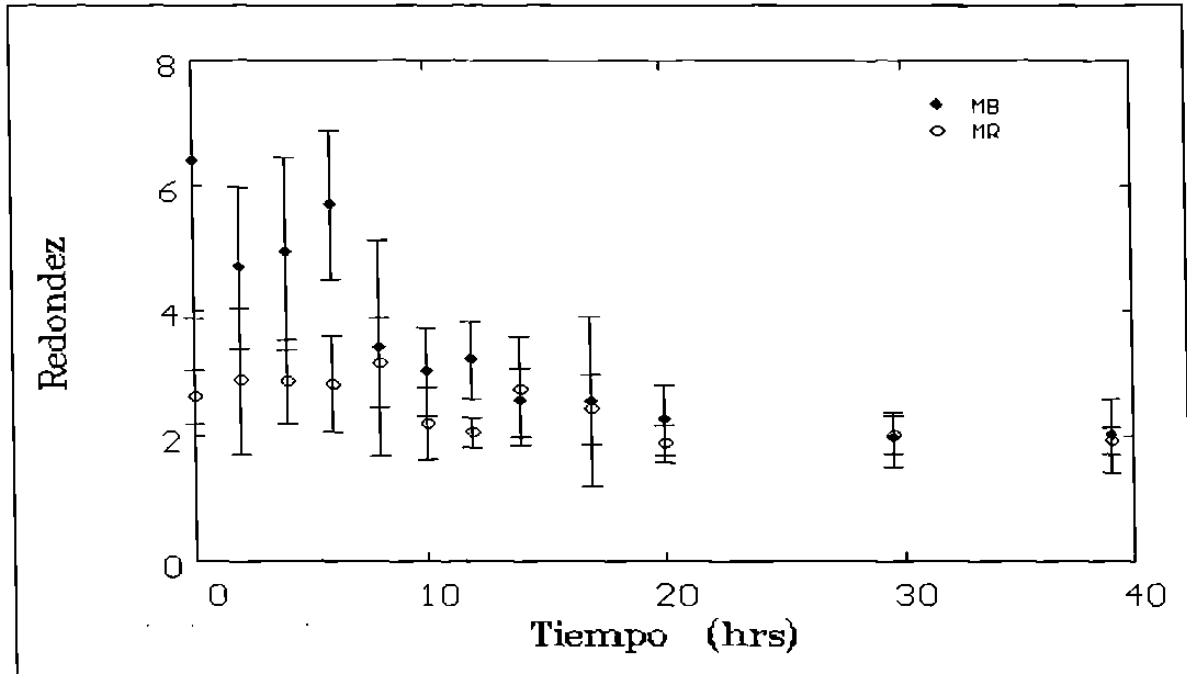


Fig. 5.19. Gráfica donde se representa la redondez en relación con el tiempo, donde MB tiene 5 ppm y MR 94 ppm de Sr.

En las Fig.5.5 y Fig.5.6 se observa el comportamiento típico de la variación de la longitud y ancho de las partículas del eutéctico en función del tiempo. En las Fig. 5.7, 5.10, 5.13, 5.16 y 5.19 se aprecia que hacia 40 hrs el número de la redondez está entre un número menor que 2 y mayor que 1.5. Lo que significa una considerable tendencia de los elementos del eutéctico a generar una forma más redonda y estable con respecto al nivel de energía entre las interfases, la cual disminuye cuando la superficie de elementos se reduce, disminuyendo el potencial de tensión superficial.

Este resultado está de acuerdo con autores como Cline <sup>14</sup> que propone una fuerte esferoidización en aleaciones aluminio con un contenido menor al 18.45 % en peso de silicio. También está de acuerdo con Abbott y Parker <sup>35</sup> que trabajaron con un contenido de silicio menor al 14.3 % en peso y con Adam y Jenkinson <sup>36</sup> que emplearon un valor menor al 14.5% en peso de silicio.



Las muestras que fueron poco modificadas con estroncio y que solidificaron en arena presentan longitudes y anchos de 2 a 4 veces mayores que los encontrados en las muestras vaciadas en metal, ver fig. 5.5, 5.6, 5.14, 5.15, 5.17 y 5.18. Con esto queda claro que el incremento en la velocidad de enfriamiento no contribuye considerablemente a la modificación cuando se ha adicionado estroncio. Sin embargo, como se observa de la Fig. 5.5 a 5.7, la velocidad de enfriamiento (durante la solidificación) en muestras con bajos contenidos de estroncio si contribuye a reducir la longitud, ancho y redondez de las partículas de eutéctico. Es importante resaltar que la morfología de las partículas de silicio exhibe diferencias considerables, entre las muestras vaciadas en arena y en metal, antes del tratamiento térmico de las partículas (desde la 0 hrs y hasta las 4 hrs del mismo y es aun diferenciable hasta las 10 hrs).

Es notorio que aproximadamente después de la 10 hrs de tratamiento térmico, tanto la longitud como el ancho de las partículas crecen considerablemente, e incluso el valor de la redondez a las 17 hrs se incrementa, esto se encuentre en todas las muestras con diferentes cantidades de estroncio. Se nota que hay un crecimiento de los elementos del eutéctico, que puede deberse a que las partículas más grandes absorben a las más pequeñas a su alrededor, también puede deberse a que las partículas del mismo tamaño coalescen, por lo tanto crecen y se alejan más de tener una forma redonda. Después de las 20 hrs el valor de la redondez disminuye, con lo que los elementos eutécticos están más cerca al valor de 1 (que corresponde a un elemento circular). Con el tiempo la cantidad de partículas disminuye considerablemente, Tabla 5.1, lo cual concuerda con las observaciones de I. R. Hughes y H. Jones <sup>26</sup>, quienes trabajaron en eutécticos de aleaciones aluminio-hierro, además de que apoya la idea de la coalescencia.

Cantidad de Sr	5ppm	20ppm arena	20ppm metal	94ppm	170ppm arena	170ppm metal
Horas 0	23	131	190	372	131	243
2	34.66	131	183.8	423.9	183	311.5
4	32.8	93.6	202		274	298
6	29.83	114		255.1	272	
8	28.55	70.8	149	207	277	230
10	26.77			50.14		
12	24.66	85	33.6	97.8	59.5	26
14	22.33			72.1		
17	11.2			32.6		
20	19.9			31.3		
30	15.8	25	30.7	40.5	37.62	10.7
40	18	38	21.2	38.2	56.1	12

Tabla 5.2. Se aprecia una considerable disminución en el número de elementos eutecticos contabilizados (fibras y partículas) todos los casos. Especialmente en las muestras con 94ppm y en las de 170ppm de Sr vaciadas en metal.

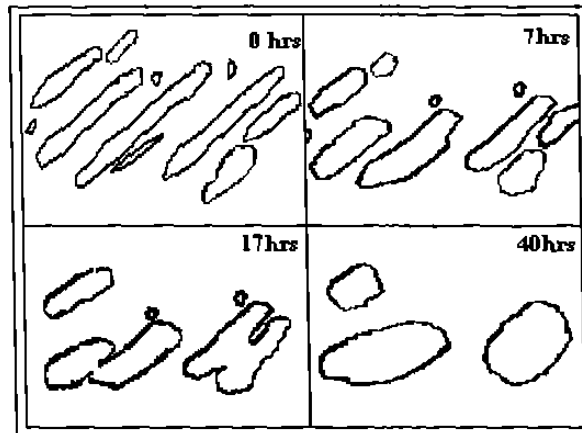


Fig. 5.20. Proceso de esferoidización, donde se aprecia la estructura de eutético en las horas más significativas del proceso, también se tiene una idea de la cantidad de elementos contabilizados.

### 5.3 ESPACIAMIENTO ENTRE PARTICULAS.

Se encontró que los elementos del eutéctico se esferoidizan con el tiempo, de manera que la distancia promedio entre un elemento y otro aumenta ( $\sigma$ ); existe otro concepto que se ve modificado de una manera similar el cual es el camino libre medio ( $\lambda$ ). La diferencia entre estos parámetros se muestra en la Fig. 5.21. La determinación de estas cantidades se efectuó por medio del análisis de imagen tal y como se describe en la literatura <sup>41</sup>.

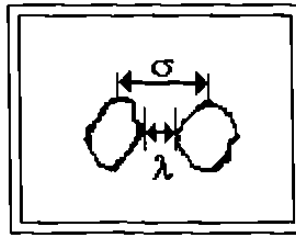


Fig. 5.21. Diferencia entre el promedio de la distancia entre partículas y el camino libre medio.

Resultados experimentales <sup>42</sup> indican que la conductividad térmica aumenta con el grado de modificación. En este trabajo se graficaron valores de conductividad de una serie de muestras <sup>43</sup> en función de  $\lambda$  y de  $\sigma$ , donde se encontró una buena relación entre ellas, Figs. 5.22 y 5.23. Esto se puede deber a la naturaleza semiconductor del silicio, el cual opone una mayor resistencia tanto a transferencia de calor como a la corriente eléctrica. El aluminio es el elemento de mayor conductividad en las aleaciones aluminio-silicio, cuando el silicio se esferoidiza y, además disminuye la cantidad de partículas del mismo, estas últimas obstruyen menos la conductividad y por ende ésta aumenta. Es notorio el aumento de  $\lambda$  y de  $\sigma$  con el tiempo, como se aprecia en la Figs. 5.24 y 5.25. Donde claramente se diferencia que el aumento es mucho mayor en las muestras más modificadas, que tienen 170 ppm de Sr y que fueron vaciadas en metal, sin embargo, se requiere de un tratamiento más profundo con otras condiciones experimentales.

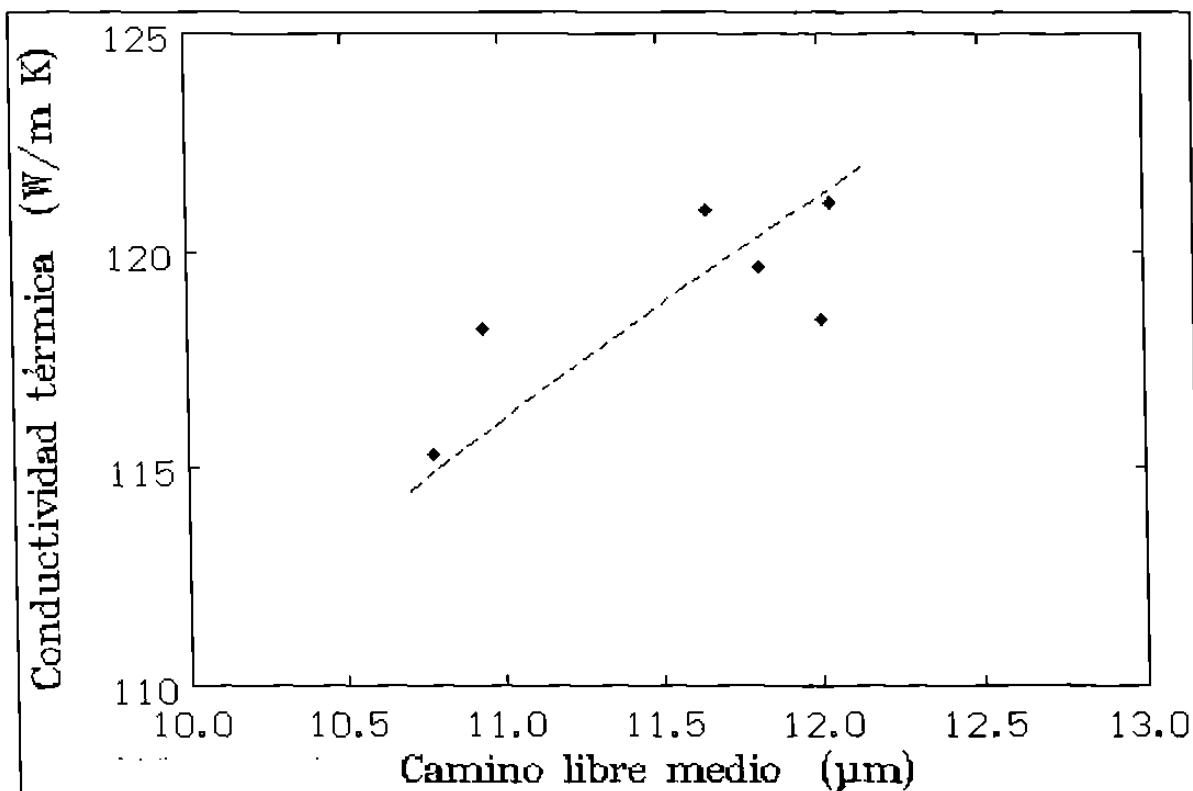


Fig. 5.22. Variación de la conductividad térmica con el camino libre medio  $\lambda$ .

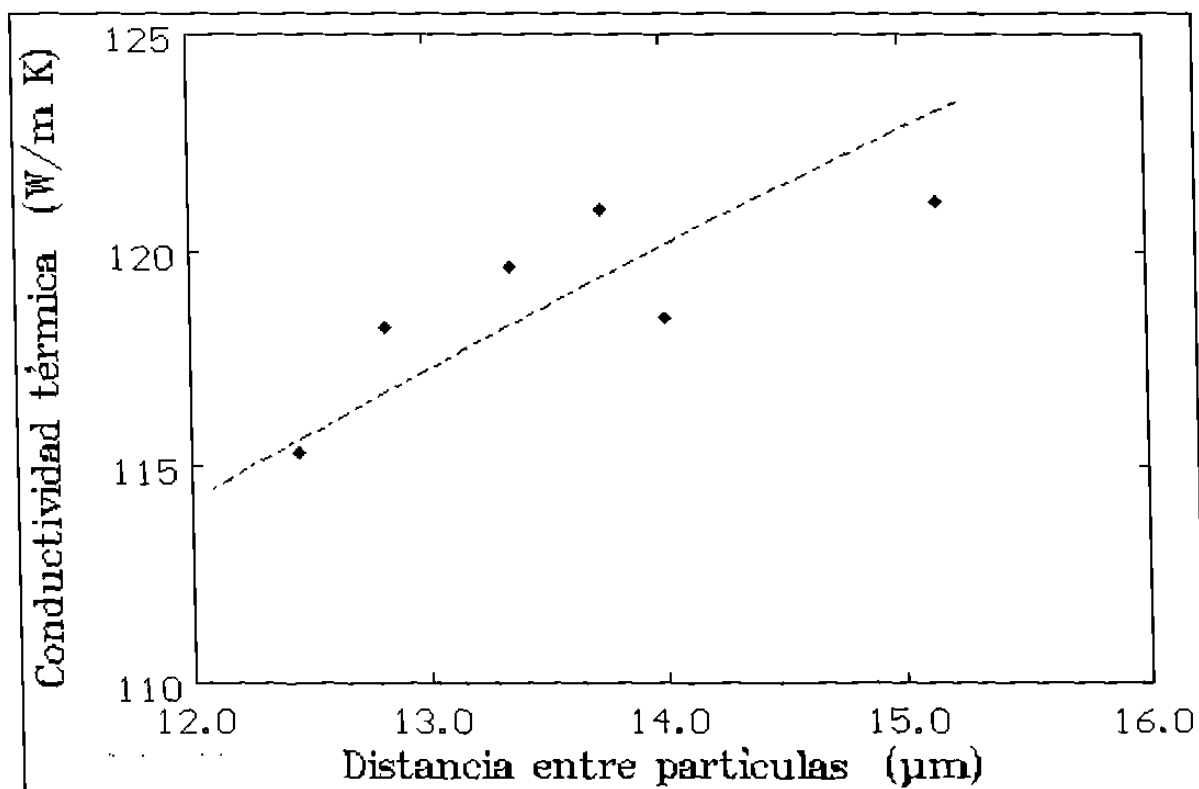


Fig. 5.23. Variación de la conductividad térmica con la distancia entre partículas  $\sigma$ .

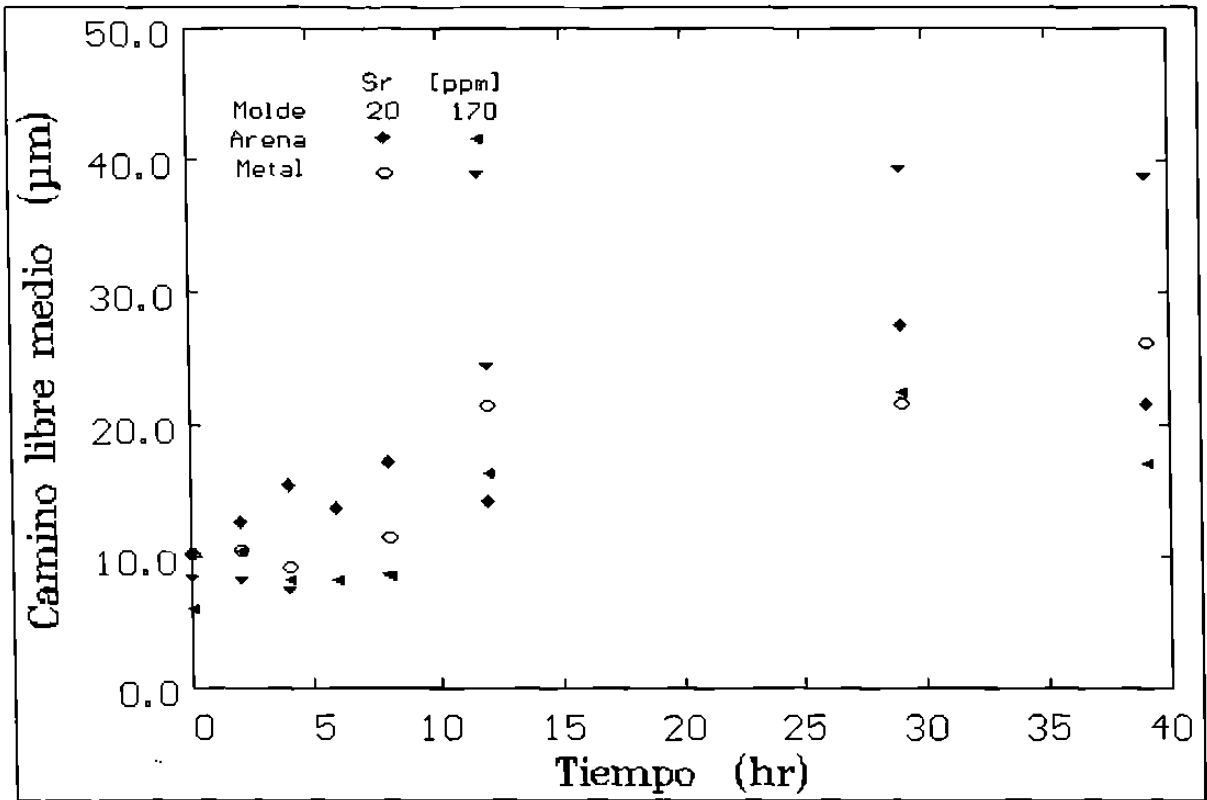


Fig. 5.24. Variación del camino libre medio  $\lambda$  con el tiempo.

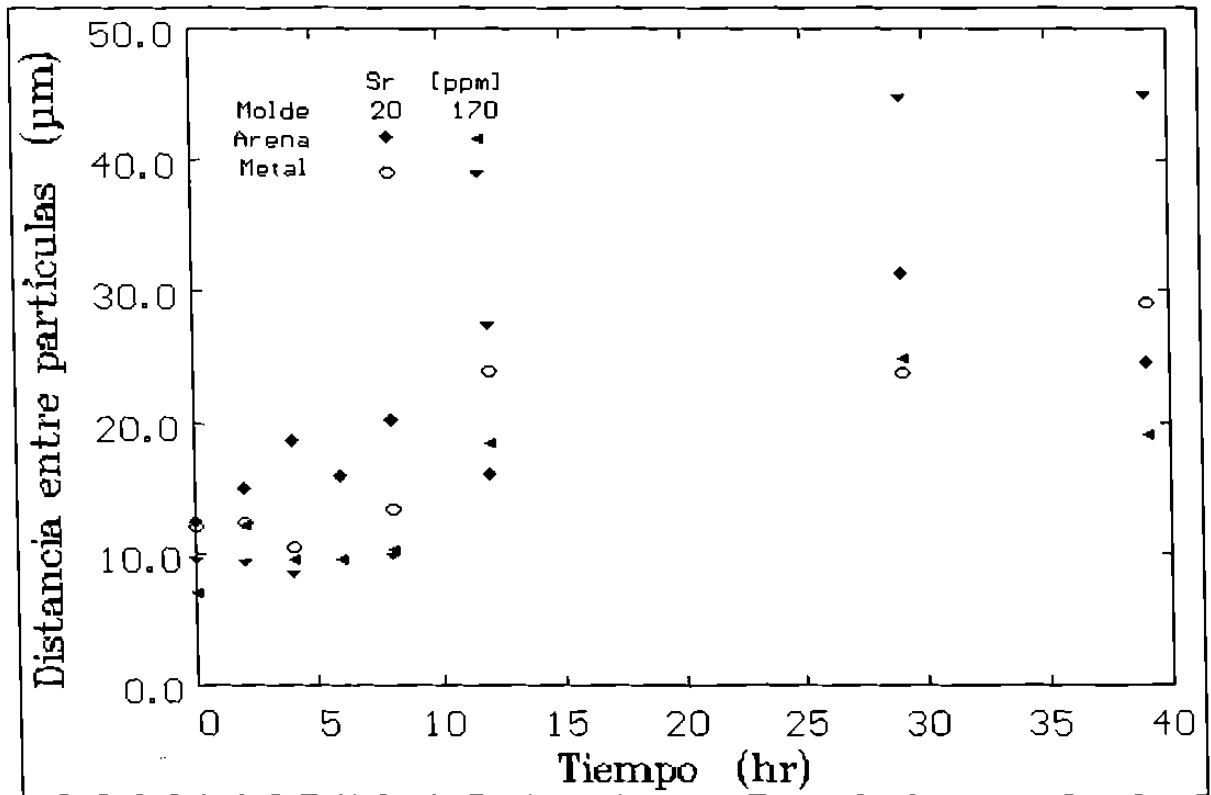


Fig. 5.25. Variación entre la distancia

## CAPITULO 6.

### CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.

#### 6.1 CONCLUSIONES.

Un efecto de refinamiento de la estructura eutéctica puede obtenerse al variar la rapidez de enfriamiento durante la solidificación, aún sin utilizar modificantes como el Sr. Si la aleación se enfría rápidamente las placas aciculares crecen menos, al tener un tiempo menor de solidificación, con lo que se reduce su tamaño. El efecto del enfriamiento al vaciar la aleación en un molde metálico con fondo de arena y otro idéntico en todo menos en que tiene un fondo metálico, es que en el primero al enfriarse más lentamente se obtienen partículas de eutéctico más grandes que las vaciadas en el metálico. Los efectos del Sr y de la rapidez del enfriamiento pueden ser combinados. Cuando la cantidad de Sr es pequeña el efecto de un enfriamiento rápido será más notorio y al contrario si la cantidad de Sr es alta el efecto del enfriamiento será pequeño.

El tratamiento térmico dado a las muestras pone en evidencia la influencia de éste en la cantidad de elementos o partículas de eutéctico, hasta las 8 hrs se encuentra un incremento en el número de éstos en las muestras que fueron modificadas por estroncio o por la velocidad de solidificación (ya sea de arena o metal) o por una combinación de ambas. Hay un aumento en el número de partículas en algunas muestras, que es acompañado por una disminución del tamaño de los mismos. A un mayor tiempo las partículas de eutéctico se aglomeran, formando partículas más grandes y robustas volviéndose más redondas, disminuyendo considerablemente la cantidad de éstas y aumentando el tamaño de los elementos y su espaciamiento.

La cantidad de elementos de eutéctico por unidad de área se reduce después de que han pasado 8 hrs. Las muestras con una modificadas por estroncio o por rapidez de

enfriamiento o por una combinación de ambas muestran una cantidad de elementos mayor a las encontradas en muestras con poca modificación inicial. Sin embargo, las muestras más modificadas tienen un aumento en el número de elementos en las primeras horas de tratamiento térmico para después reducir su número de una manera más rápida.

Se encuentra que la conductividad térmica aumenta con el incremento en el espaciamiento entre partículas, mismo que depende del cambio morfológico y de la cantidad de elementos eutécticos.

## 6.2 RECOMENDACIONES.

Existen áreas de oportunidad muy importantes para continuar este trabajo. La primera de ellas es sin duda alguna la determinación de la dureza. No se determinó en este trabajo porque se encontró que ésta depende de la distribución y tamaño de precipitados coherentes, más que en los cambios morfológicos del eutéctico. La dureza del eutéctico podría ser afectada por la esferodización de una manera considerable. Por esto se recomienda que se realice un estudio similar al de este trabajo y que se estudie la dureza sólo en el eutéctico.

Sería conveniente analizar la redondez en muestras con un intervalo más amplio de estroncio, de manera que se pueda proporcionar una serie de valores más completa para usos industriales.

Sería conveniente determinar los mecanismos responsables de la esferodización, como el efecto de todas las variables que participan en el mismo, así como la comprobación y cuantificación de cada uno de éstos, para establecer por completo este fenómeno.

---

Existen otras variables en juego en la modificación del eutéctico, así como otras que varían de una manera simultánea con tendencias similares o diferentes a la modificación del mismo. Entre éstas se encuentra el coeficiente de difusión y el de solubilidad que afecta la rapidez y el mecanismo de control de la modificación del eutéctico. También se requerirá cuantificar otras variables como la magnitud de la tensión superficial entre el aluminio y el silicio. Existen otros factores que puede estudiarse como el grosor de los elementos eutécticos o la cuantificación de la inestabilidad de Rayleigh. Así como un estudio del cambio de la morfología en tres dimensiones, el cual se lograría disolviendo la matriz de aluminio con sustancias químicas para descubrir el silicio eutéctico.



APENDICE A

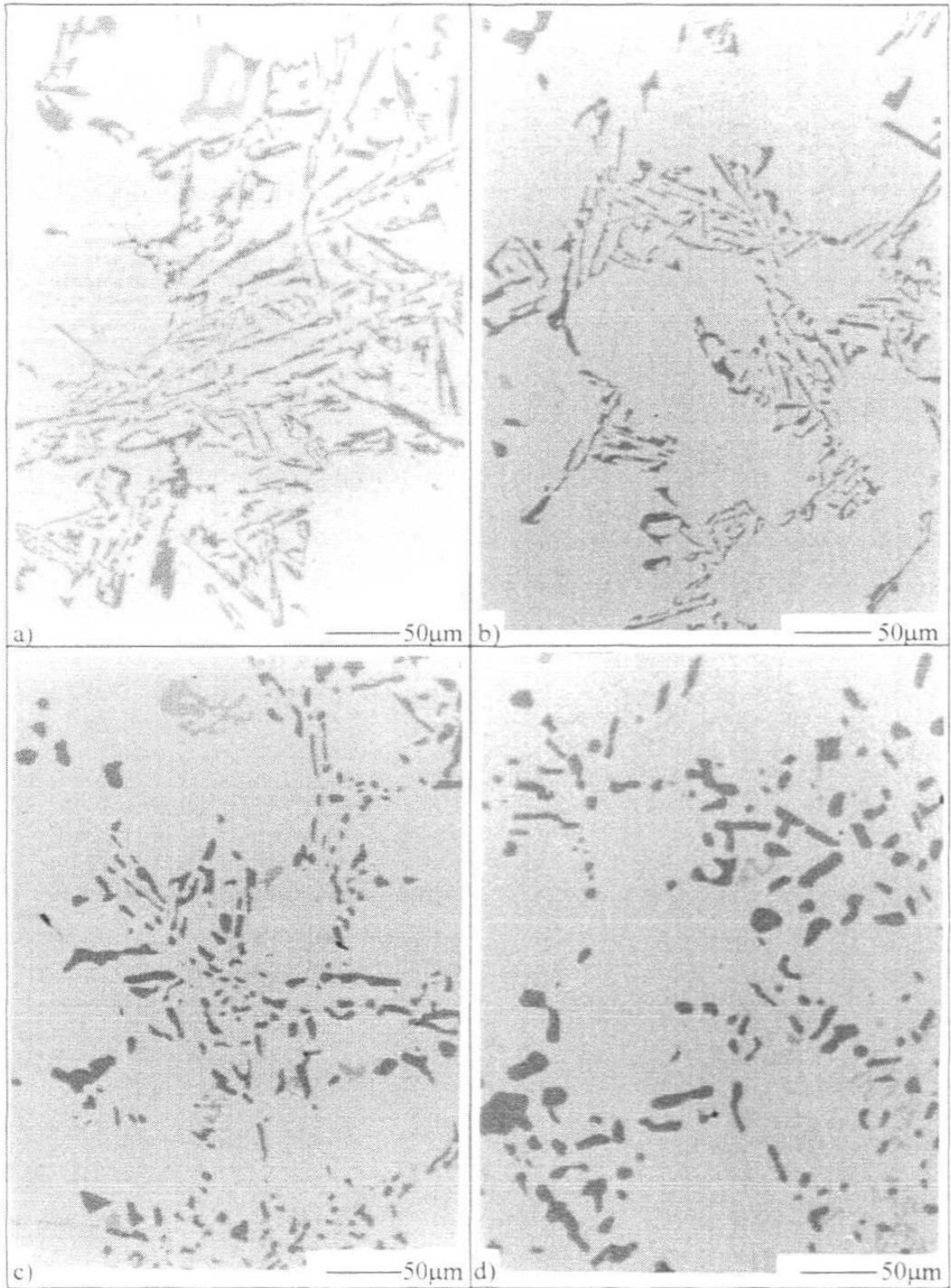


Fig. A. Cambio en la estructura del eutéctico con 20 ppm, vaciado en arena y con un tratamiento térmico a 470 C a) 0 hrs. b) 8 hrs. c) 12 hrs y d) 40 hrs.

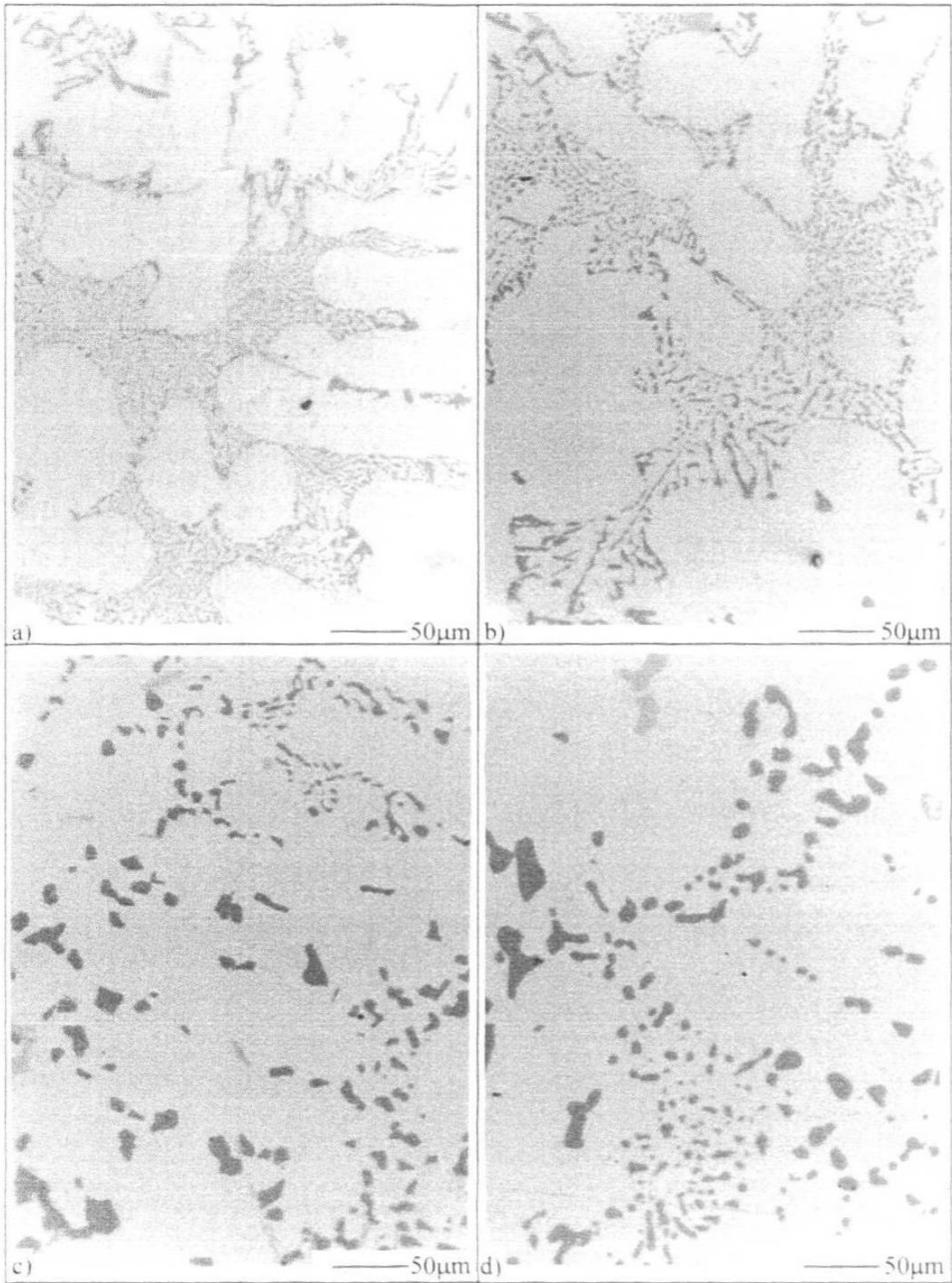


Fig. B. Cambio en la estructura del eutéctico con 170 ppm. vaciado en arena y con un tratamiento térmico a 470 C a) 0 hrs. b) 8 hrs. c) 12 hrs y d) 40 hrs.

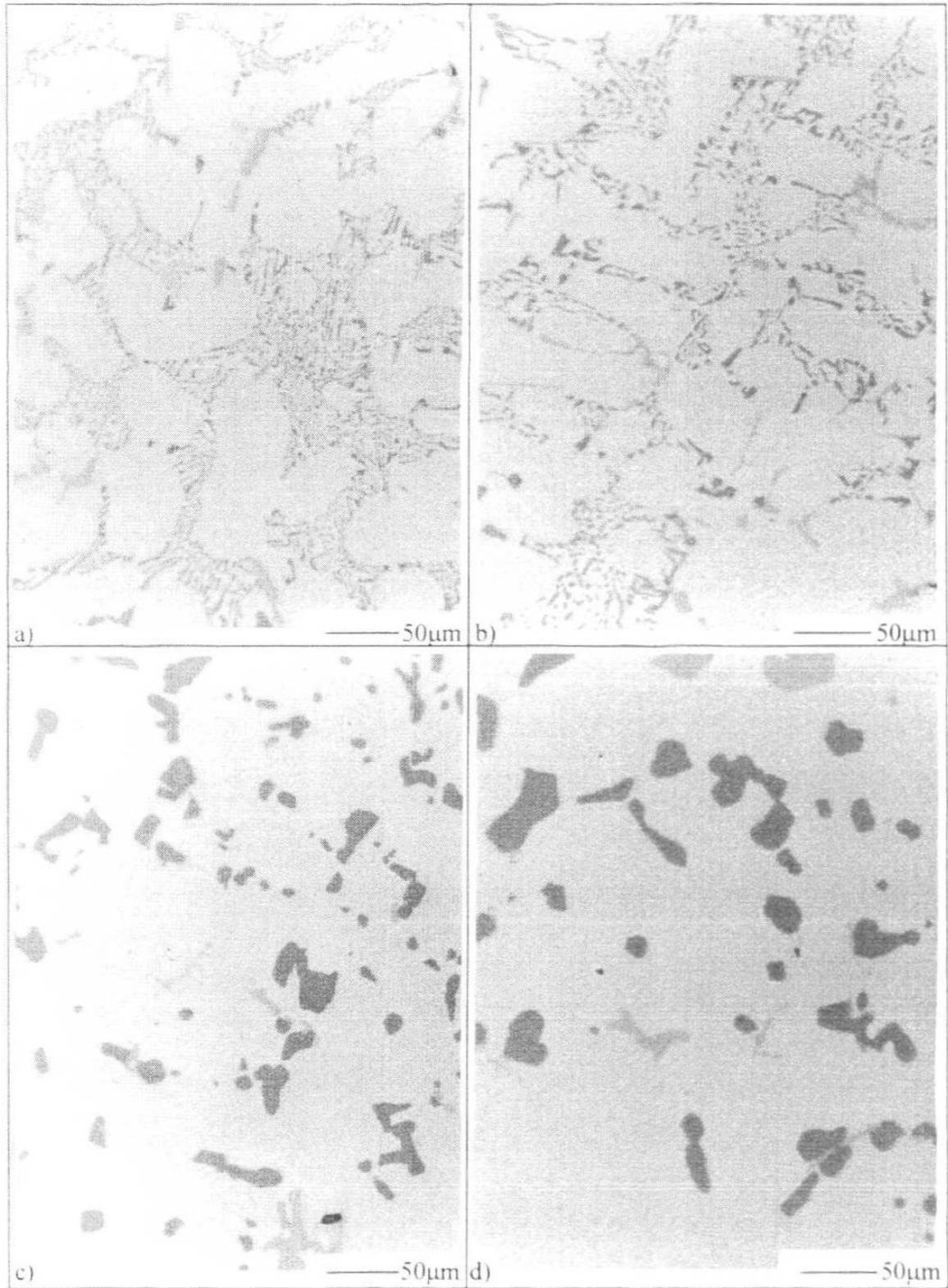


Fig. C. Cambio en la estructura del eutectico con 20 ppm. vaciado en metal y con un tratamiento térmico a 470 C a) 0 hrs. b) 8 hrs. c) 12 hrs y d) 40 hrs.

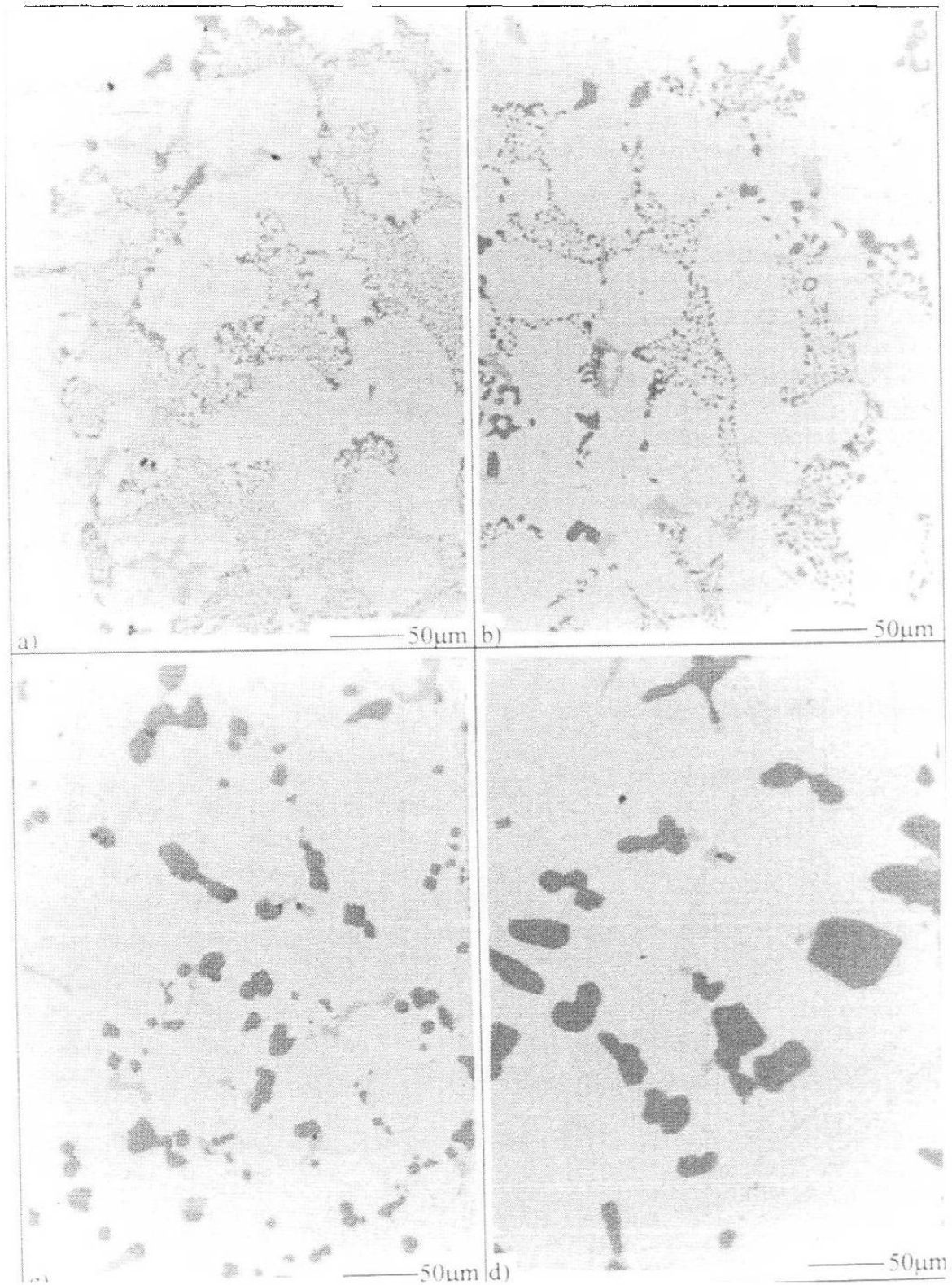


Fig. D. Cambio en la estructura de eutéctico en 1.0 ppm. Vacío en metales  
 tratamiento term. a 1470°C. a) t = 8 h. c) 7 h. d) 40 h.

## REFERENCIAS

1. J. North, F. Chiesa, Aluminium casting conversions for automotive markets, Light Metals 1996, The Metallurgical Society of the Canadian Institute of Mining, Metallurgy and Petroleum.
2. ASM Handbook, Volume 2, Properties and Selection: Nonferrous alloys and special-purpose materials, E.U.A., 1993.
3. Raymond Chang, Química, Mc Graw Hill, México, 1992, p.320.
4. G. W. Greenwood, The mechanism of phase transformations in crystalline solids, Institute of Metals, London, 1969, p.103.
5. J.W. Martin, R.D. Doherty, Stability of microstructures in metallic systems, Cambridge Solid State Science Series, 1976, p.9.
6. John E. Gruzleski, Bernard M. Closset, The treatment of liquid aluminum-silicon alloys, American Foundrymen's Society, Inc. E.U.A., 1990.
7. ASM Handbook, Volume 18, Friction Lubrication and Wear Technology, E.U.A., 1992.
8. R.W. Cahn, P. Haansen, Physical Metallurgy, North-Holland Physics Publishing, Amsterdam, 1983.
9. J.W. Cahn, Acta Metallurgica 4, 1956, p.449.
10. E. Velasco, Estudios microestructurales de una aleación Al-Si tipo 319, UANL, 1996, p.43.
11. P.D. Hess y E.V. Blackman, Strontium as a modifying agent for hypoeutectic Aluminum-Silicon Alloys, AFS Transactions 84, 1975, p. 87-90.
12. William F. Smith, Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales, Mc Graw Hill, México, 1990.
13. P. A. Porter y K.E. Easteling, Phase transformations in metals and alloys, Chapman & Hall. London, 1992, p.207-229.
14. H. E. Cline. Acta Metallurgica, 1971, p.481.
15. A.J. Ardell, Metallurgical Transactions, 1972, p. 1395.
16. W. Ostwald, Z. Phys. Chem., 1900, p.495.
17. L. Kampmann y M. Kahlweit., Bunsenges Physik. Chem 74, p.456.
18. Lord Rayleigh, London Math. Soc. Proc. 10, p.4.
19. G.C. Weatherly y Y.G. Nakagawa. Scripta Metallica, 1971, p. 777.
20. W.W. Mullins, Journal of Applied Physics 30, 1959, p.77.
21. L.D. Graham y R.W. Kraft, Trans. Met. Soc. A.I.M.E 236, 1966, p.94.
22. B.J. Bayles, J.A. Ford y M.T. Salkind, Trans. Met. Soc. A.I.M.E. 239, p.844.
23. D. Jaffrey y G. Chadwick, Met. Trans. 1, 1970. p.3389.
24. S. Marich, Met. Trans. 1, 1971, p.2953.
25. H.M. Smart, L.K. Tu y T.H. Courtney, Met. Trans. 2, 1971, p.2717.
26. I.R. Hughes y H. Jones, Coupled eutectic growth in Al-Fe alloys, Journal of Materials Science 12, 1977, p.323.
27. Y.G. Nakagawa y G.C. Weatherly, Acta Met. 20, 1972. p.345.
28. L.D. Graham y R.W. Kraft, Tans. Met. Soc. A.I.M.E. 236. 1966. p. 94.
29. S.M. Salkind, F. George y W. Tice, Trans. Met. Soc. A.I.M.E. 245, 1969, p.2339.

30. S.M. Salkind, G. Leverant y F. George, *J. Institute Metals* 95, 1967, p.349.
31. B. Soutiere y A.W. Kerr, *Trans. Met. Soc. A.I.M.E.* 245, 1969, p.2595.
32. H.I. Aaronson, *The decomposition of austenite by diffusional processes*, Interscience, Nueva York, 1962, p.387.
33. E.A. Chojnowski y W. J. Mc Tegart, *Met. Sci. Jl.* 3, 1969, p.7.
34. B. R. Butcher, G.C. Weatherly y H.R. Petit, *Met. Sci. Jl.* 3, 1969, p.7.
35. T.B. Abbott y B.A. Parker, *Department of Material Engineering*, Monash University, Victoria, Australia, 1988.
36. C. Adam y D.C. Jenkinson, *In Proceedings of the 27th Annual Conference of the Australian Institute of Metals*, Christchurch, Nueva Zelandia, p.58.
37. B.A. Parker, D.S. Sunders y J.R. Griffiths, *Metals Forum* 5, 1982, p. 48.
38. L.F. Mondolfo, *In aluminium alloys: structure and properties*, Butterworths, London, 1976, p. 28.
39. Sigifredo Cano, *Análisis térmico y microestructural de una aleación aluminio silicio tipo 319*, UANL, México, 1996.
40. Ana I. García, *Estudio de los tratamientos térmicos de una aleación vaciada de Al*, UNAM, México, 1998.
41. Ervine E. Underwood, *Quantitative metallography*, ASM Handbook, Volume 9, E.U.A. 1992.
42. R. Colás, C. Huitrón, S. Valtierra, J.F. Mojica y E. Váldez, *Thermal conductivity of a heat treatable cast aluminum alloy*, 17th Heat Treating Society Conference & Exposition, Indianapolis, 1997.
43. R. Colás, V. Páramo, C. Huitrón, E. Velasco, S. Valtierra, J.F. Mojica, *Microstructural effects on thermal conductivity in a heat treatable cast aluminum alloy*, 1st International Conference on Automotive Heat Treatment, Puerto Vallarta, 1998.

