

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON  
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA  
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



ANALISIS MICROESTRUCTURAL DE UNA  
ALEACION Al-Si DEL TIPO A319

POR

ANDRES FERNANDO RODRIGUEZ JASSO

TESIS

EN OPCION AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA  
INGENIERIA MECANICA CON ESPECIALIDAD  
EN MATERIALES

CD. UNIVERSITARIA

MAYO DEL 2001

FRANZINI  
62011525853  
62011525853  
62011525853

ANALISIS MICROESTRUCTURAL DE UNA  
ALEACION AL-SI TIPO A319

FRANZINI  
62011525853  
62011525853



1020146081



# UANL

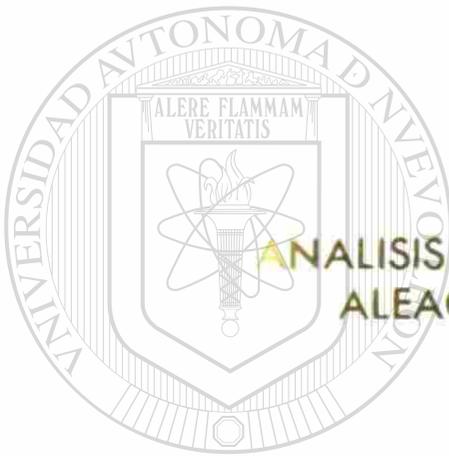
---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON  
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA  
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



ANALISIS MICROESTRUCTURAL DE UNA  
ALEACION Al-Si DEL TIPO A319

POR

ANDRES FERNANDO RODRIGUEZ JASSO

TESIS

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

EN OPCION AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA  
INGENIERIA MECANICA CON ESPECIALIDAD  
EN MATERIALES

CD. UNIVERSITARIA

MAYO DEL 2001

0150-59760

TH  
Z5853  
•Ma  
FINE  
2001  
R62



# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

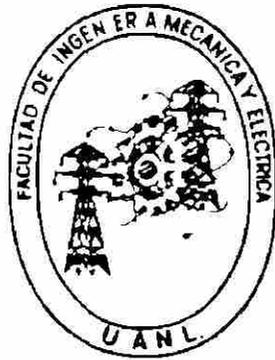
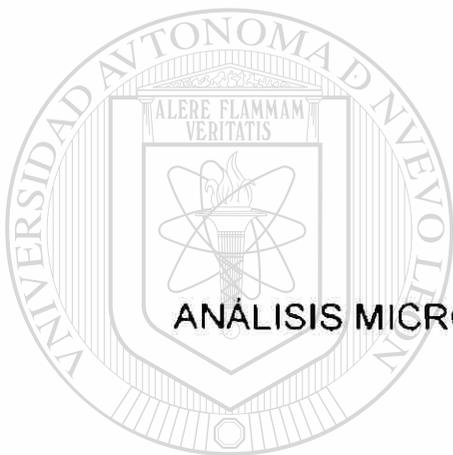


FONDO  
TESIS

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**

**FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**

**DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO**



**ANÁLISIS MICROESTRUCTURAL DE UNA ALEACIÓN AI-SI DEL  
TIPO A319**

**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN**  
**POR**

**DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS**  
**ANDRÉS FERNANDO RODRÍGUEZ JASSO**

**T E S I S**

**EN OPCION AL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS DE LA  
INGENIERÍA MECÁNICA CON ESPECIALIDAD EN MATERIALES**

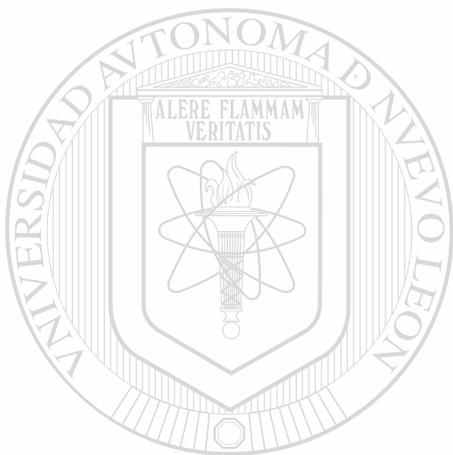
**CD UNIVERSITARIA**

**MAYO DEL 2001**

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN  
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA  
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de Tesis recomendamos que la Tesis "Análisis Microestructural de una Aleación Al-Si del tipo A319" realizada por el Ing Andrés Fernando Rodríguez Jasso sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales

El Comité de Tesis



Asesor

Dr. Rafael Cárdenas Ortiz

Coasesor

Dr. Eugenio Velasco Santes

Coasesor

Dr. Salvador Valterra Garza

Votado

M.C. Roberto Valverde Garza

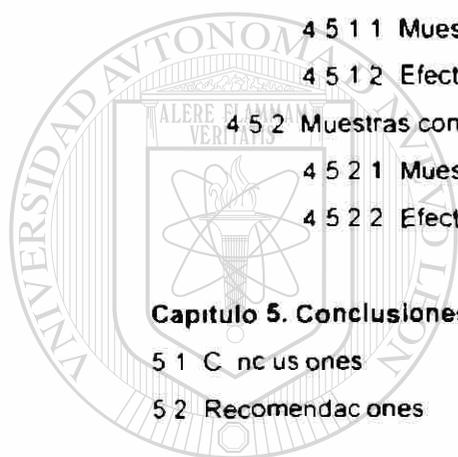
División de Estudios de Postgrado

# ÍNDICE

	Página
<b>Resumen</b>	
<b>Capítulo 1 Introducción</b>	<b>1</b>
<b>Capítulo 2.Solidificación</b>	<b>7</b>
2.1 Introducción	7
2.2 Mecanismos de nucleación	7
2.2.1 Nucleación homogénea	8
2.2.2 Nucleación heterogénea	11
2.2.2.1 Nucleación secundaria	14
2.2.3 Sobreenfriamiento	14
2.2.4 Recalescencia	16
2.2.5 Proceso de fragmentación de los cristales	17
2.3 Solidificación de metales puros	17
2.3.1 Distribución de temperaturas en la interacción de solidificación	18
2.3.1.1 Morfología de la interacción con gradiente positivo	19
2.3.1.2 Morfología de la interacción con gradiente negativo	20
2.3.1.2.1 Crecimiento dendrítico en metales puros	21
2.4 Solidificación en aleaciones	22
2.4.1 Crecimiento dendrítico en aleaciones	23
2.4.2 Solidificación de mezclas eutécticas	25
2.5 Solidificación en aleación A319	27
2.5.1 Refinamiento de grano	27
2.5.1.1 Refinamiento por enfriamiento rápido mediante tapaderas	27
2.5.1.2 Refinamiento químico de tamaño de grano mediante agentes nucleantes	28

2.5.2	Modificación de eutéctico A-S	29
2.5.2.1	Modificación química de eutéctico	31
2.5.3	Fases ricas en Fe	32
2.5.3.1	Sistema A-Fe-Mn-S	33
2.5.3.2	Fases A-FeS y A-Mn-Fe-S	35
<b>Capítulo 3. Procedimiento Experimental</b>		<b>36</b>
3.1	Obtención de muestras	36
3.1.1	Análisis químico	36
3.1.2	Veocidades de solidificación	37
3.1.3	Registro de las curvas de solidificación	38
3.1.4	Corte de las muestras	38
3.2	Tratamientos térmicos	39
3.2.1	Tratamiento térmico de subenfriado	39
3.2.2	Tratamiento térmico T7-S brevemente enfriado	40
3.3	Preparación metalográfica y análisis microestructura	40
3.3.1	Análisis microestructura	40
3.3.1.1	Espaciamiento interdentritico secundario	42
3.3.1.2	Tamaño de grano	42
3.3.1.3	Modificación de eutéctico A-S	43
3.3.1.4	Análisis de fases ricas en Fe	43
3.3.1.5	Análisis de fases ricas en Cu	44
3.3.2	Microscopía electrónica de barrido (MEB)	44
<b>Capítulo 4. Resultados y Discusión</b>		<b>46</b>
4.1	Espaciamiento interdentritico secundario	46
4.2	Refinamiento de grano	47
4.2.1	Muestras con bajas veocidades de solidificación	47
4.2.1.1	Efecto de contenido de T	47
4.2.1.2	Efecto de contenido de Fe	47
4.2.1.3	Efecto de contenido de Sr	47
4.2.2	Muestras con altas veocidades de solidificación	48
4.2.2.1	Efecto de contenido de T	48
4.2.2.2	Efecto de contenido de Fe	49
4.2.2.3	Efecto de contenido de Sr	49
4.3	Modificación de eutéctico A-S	49

4.4	Análisis de fases ricas en Fe	50
4.4.1	Muestras con bajas velocidades de solidificación	51
4.4.1.1	Efecto de contenido de Fe	52
4.4.1.2	Efecto de contenido de Ti	54
4.4.1.3	Efecto de contenido de Sr	54
4.4.2	Muestras con altas velocidades de solidificación	55
4.4.2.1	Efecto de contenido de Fe	55
4.4.2.2	Efecto de contenido de Ti	58
4.4.2.3	Efecto de contenido de Sr	58
4.5	Análisis de fases ricas en Cu	58
4.5.1	Muestras con bajas velocidades de solidificación	59
4.5.1.1	Muestras en la condición de vaciado	61
4.5.1.2	Efecto de los tratamientos térmicos de solidificado	62
4.5.2	Muestras con altas velocidades de solidificación	63
4.5.2.1	Muestras en la condición de vaciado	66
4.5.2.2	Efecto de los tratamientos térmicos de solidificado	66
<b>Capítulo 5. Conclusiones y Recomendaciones</b>		68
5.1	Conclusiones	68
5.2	Recomendaciones	69
<b>Referencias</b>		70
<b>Lista de Tablas</b>		73 <sup>®</sup>
<b>Lista de Figuras</b>		75
<b>Apéndice A. Macrofotografías de tamaño de grano</b>		79
A.1	Macrofotografías de muestras solidificadas en moldes de arena	79
A.2	Macrofotografías de muestras solidificadas en molde metálico	82
<b>Apéndice B. Efecto del Ti, Fe y Sr en el tamaño de grano</b>		85
B.1	Tamaño de grano en muestras solidificadas en moldes de arena	85
B.2	Tamaño de grano en muestras solidificadas en moldes metálicos	87



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

<b>Apéndice C. Fotomicrografías, imágenes y espectros de las fase <math>\alpha</math> y <math>\beta</math> analizadas químicamente</b>	89
C 1 Muestras solidificadas en moldes de arena y bajo contenido de Fe	90
C 2 Muestras solidificadas en moldes de arena y alto contenido de Fe	92
3 Muestras solidificadas en moldes metálicos y bajo contenido de Fe	94
C 4 Muestras solidificadas en moldes metálicos y alto contenido de Fe	95

<b>Apéndice D. Efecto de las condiciones de vaciado sobre los parámetros microestructurales analizados en las fases ricas en Fe</b>	97
---	----

<b>Apéndice E Fotomicrografías de fases ricas en Fe</b>	100
E 1 Fotomicrografías de muestras solidificadas en moldes de arena	100
E 2 Fotomicrografías de muestras solidificadas en molde metálico	103

<b>Apéndice F. Efecto del Fe, Ti y Sr sobre los parámetros microestructurales analizados de las fases ricas en Fe</b>	106
F 1 Muestras solidificadas en moldes de arena	107
F 2 Muestras solidificadas en moldes metálicos	112

<b>Apéndice G Fotomicrografías, imágenes y espectros de las fase ricas en Cu analizadas químicamente</b>	117
--	-----

1 Muestras solidificadas en moldes de arena y bajo contenido de Fe	118
G 2 Muestras solidificadas en moldes de arena y alto contenido de Fe	119
G 3 Muestras solidificadas en moldes metálicos y bajo contenido de Fe	120
G 4 Muestras solidificadas en moldes metálicos y alto contenido de Fe	121

<b>Apéndice H Efecto de las condiciones de vaciado sobre los parámetros microestructurales analizados en las fases ricas en Cu para las muestras en la condición de vaciado</b>	122
---	-----

<b>Apéndice I. Cambios microestructurales provocados por las diferentes temperaturas de solución sobre las fases ricas en Cu segregadas bajo las distintas condiciones de solidificación</b>	125
1 Muestra solidificada en moldes de arena	126
2 Muestra solidificada en moldes metálicos	133

**Apéndice J. Fotomicrografías de las fases ricas en Cu de las muestras en  
condición de vaciado** 140

J 1 Fotomicrografías de muestras solidificadas en moldes de arena 140

J 2 Fotomicrografías de muestras solidificadas en molde metálico 143

**Apéndice K. Fotomicrografías de las fases ricas en Cu de las muestras  
solubilizadas a 460°C** 146

K 1 Fotomicrografías de muestras solidificadas en moldes de arena 146

K 2 Fotomicrografías de muestras solidificadas en molde metálico 149

**Apéndice L. Fotomicrografías de las fases ricas en Cu de las muestras  
solubilizadas a 480°C** 152

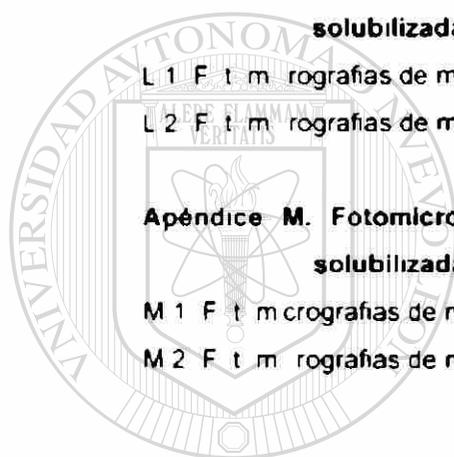
L 1 Fotomicrografías de muestras solidificadas en moldes de arena 152

L 2 Fotomicrografías de muestras solidificadas en molde metálico 155

**Apéndice M. Fotomicrografías de las fases ricas en Cu de las muestras  
solubilizadas a 500°C** 158

M 1 Fotomicrografías de muestras solidificadas en moldes de arena 158

M 2 Fotomicrografías de muestras solidificadas en molde metálico 161



UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## RESUMEN

El presente trabajo se realizó con el primer objetivo de estudiar los efectos obtenidos en parámetros microestructurales como son las fases ricas en Fe y el tamaño de grano cuando el contenido de Fe se reduce en una aleación de aluminio de tipo A319 de su contenido habitual de 6.7 a 0.3% en muestras solidificadas a dos velocidades diferentes y habiendo agregado contenidos atómicos y base de T y Sr. El segundo objetivo es cuantificar los cambios microestructurales sufridos por las fases ricas en Cu en las muestras antes mencionadas antes y después de ser sometidas a distintas temperaturas.

Se obtuvieron muestras de meta en condiciones de planta en las que se varió la composición química para dos velocidades de solidificación distintas, la primera de ellas fue obtenida mediante el uso de moldes de arena y la segunda mediante un molde metálico. Las muestras obtenidas fueron cortadas obteniéndose 4 especímenes, uno para analizar la cantidad de vacado y cada una de las tres restantes fue sometida a un tratamiento térmico de solidificación a diferente temperatura (460, 480 y 500 °C) por un periodo de 6 horas tras un enfriamiento rápido en agua a temperatura ambiente. Las muestras fueron sobre-envejecidas a 24 °C por un periodo de 3 hrs.

Las muestras fueron preparadas metalográficamente para ser estudiadas bajo microscopía óptica y análisis de imagen. Dicho trabajo se realizó a 200 aumentos en las muestras solidificadas en moldes de arena y a 80 aumentos en las muestras vacadas en molde metálico. La cantidad de campos analizados dependió del parámetro estudiado: 200 para las fases ricas en Fe y 50 para las fases ricas en Cu. Los resultados de tamaño de grano fueron obtenidos mediante el método de intersección de línea en un analizador de imágenes.

Se concluye que el tamaño de grano de las muestras disminuye al reducir el contenido de Fe, siendo este efecto más notorio en las muestras con bajo contenido de T. Se observó

también que la disminución de tamaño va acompañada de la desaparición de los granos columnares en las muestras solidificadas en modo metálico con bajo contenido de Ti.

Se encontró que el aumento en la velocidad de solidificación disminuye apreciablemente el área y la longitud de las fases ricas en Fe, o que aumenta la esfericidad de las partículas. Adicionalmente se observó también una disminución sensible en el área total de fases detectada.

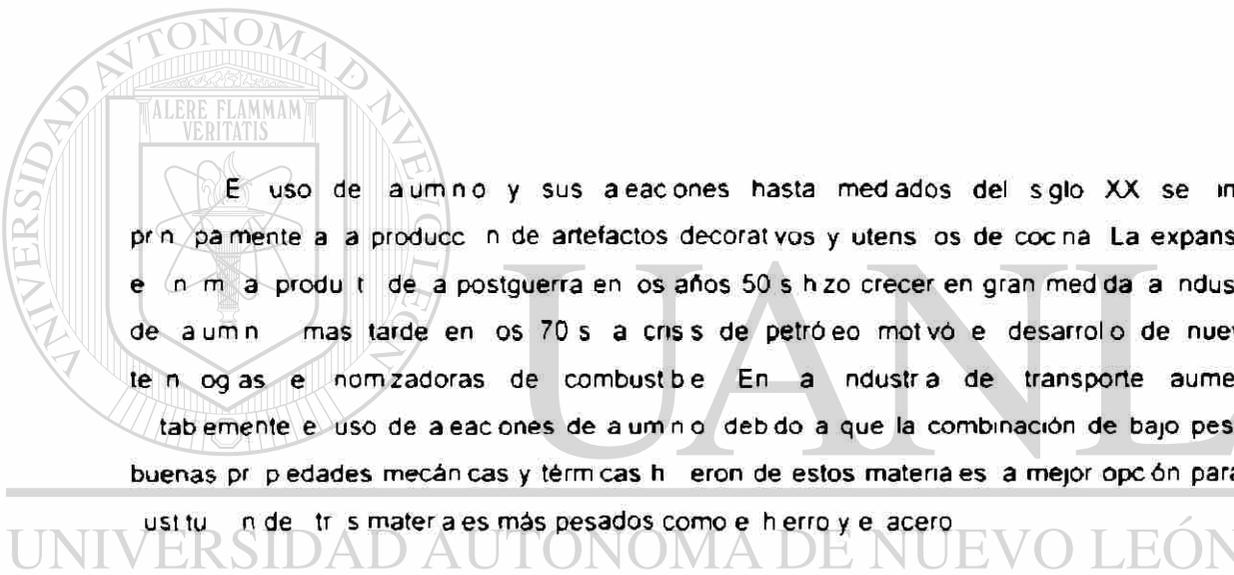
El área de las partículas ricas en Fe aumentó a doble en las muestras solidificadas lentamente con alto contenido de Fe, a formarse en su mayor parte fases  $\alpha$  de menor longitud que hizo que la esfericidad aumentara. Por su parte, las muestras de bajo contenido de Fe presentaron fases con área menor pero con mayor longitud, lo que disminuyó la esfericidad de las fases.

Se encontró que al disminuir el contenido de Fe en las muestras de alto contenido de Ti solidificadas en modo metálico, el área y la longitud de las partículas ricas en Fe tiende a disminuir. En las muestras de bajo contenido de Ti se presentó una disminución apenas perceptible del área de las fases, mientras que la longitud no presentó cambios, lo que dio como resultado una ligera disminución de la esfericidad. Lo que permite concluir los efectos del Fe y el Ti a estas altas velocidades de solidificación sobre la microestructura de las muestras.

Las fases ricas en Cu segregadas durante la solidificación y detectadas durante el análisis de imagen se reducen sustancialmente tanto en su tamaño como en su cantidad al aumentar la temperatura de solidificación de 460 a 500 °C. Las piezas sometidas a tratamiento de solidificación a 500 °C no mostraron indicios de fusión parcial, por lo que esta temperatura podría ser usada en la práctica industrial si se tiene un control adecuado de la misma.

# CAPÍTULO 1

## INTRODUCCIÓN



El uso de aluminio y sus aleaciones hasta mediados del siglo XX se limitó principalmente a la producción de artefactos decorativos y utensilios de cocina. La expansión en materia productiva postguerra en los años 50's hizo crecer en gran medida a la industria de aluminio, más tarde en los 70's la crisis de petróleo motivó el desarrollo de nuevas tecnologías e innovadoras de combustible. En la industria de transporte aumentó notablemente el uso de aleaciones de aluminio debido a que la combinación de bajo peso y buenas propiedades mecánicas y térmicas hicieron de estos materiales la mejor opción para la sustitución de otros materiales más pesados como el hierro y el acero.

Es en estos años en los que se da un amplio desarrollo de las aleaciones de aluminio en la industria aérea y automotriz. Se destacan las aleaciones de tipo aluminio-silicio, aluminio-magnesio, aluminio-magnesio-cobalto y las aleaciones de aluminio-cobalto en la producción de bloques de combustión interna, cabezas de enfriamiento de cilindros, cámaras para motores y pistones para motores diésel.

Una aleación que destaca por su gran desarrollo tecnológico dentro de las aleaciones de aluminio es la 319, esto se debe principalmente a las buenas propiedades mecánicas que se pueden alcanzar con esta aleación, no obstante que la mayor parte de la materia prima que se utiliza para obtenerla proviene de material reciclado, siendo éste un factor que disminuye sensiblemente el precio de producto final.

La materia prima tan heterogénea que se tiene para la producción de la aleación 319 provoca que aumente el contenido de distintos elementos considerados impurezas entre los que destacan el hierro, manganeso, cromo, magnesio y zinc. De estos elementos el que tiene mayor influencia negativa en las propiedades mecánicas es el hierro, el cual al precipitarse junto con otros elementos en forma de fases frágiles disminuye la elongación y la resistencia a la tensión de materia al funcionar como concentradores de esfuerzos. Estas fases influyen también en otros problemas como la porosidad por rechupes<sup>4</sup>.

Un ejemplo de lo anterior lo expone Otte<sup>4</sup> al encontrar en su trabajo que el incremento de contenido de Fe de 0.1% a 1.0% en aleaciones de tipo 380 provoca que la porosidad aumente un 30%. Este reacción y aumento en la porosidad a posibles cambios en la secuencia de solidificación de las distintas fases presentes en la aleación.

La precipitación de fases ricas en Fe aun a bajas concentraciones se hace posible por la baja solubilidad que presenta este elemento dentro de aluminio siendo ésta de 0.05% a 66°C y este valor se reduce conforme disminuye la temperatura o se encuentra en presencia de otros elementos con los cuales se pueda formar compuestos como el S, Mn, Cu y Cr. Otro factor que juega un papel muy importante para la precipitación de fases ricas en Fe es la alta segregación que se da durante el proceso de solidificación dendrítica de la aleación, esta segregación permite la acumulación de grandes cantidades de soluto o que permite la formación de fases ricas en Fe extremadamente frágiles con distintas estructuras y morfologías.

Las fases que se presentan durante la solidificación de una aleación del tipo 319 se presentan en la Tabla 1.1.

Orden de reacción	Reacción	Temperatura sugerida (C)
1	Resarr de la red dendrítica de Al primario	609
2a	$L + A + A_{15} MnFe_3S_2$	590
2b	$L + A + A_{5FeS} + A_{15} MnFe_3S_2$	590
3	$L + A + S + A_{5FeS}$	575
4	$L + A + A_{2Cu} + S + A_{5FeS}$	525
5	$L + A + A_{2Cu} + S + A_{5Mg} u_2Si_6$	507

Tabla 1.1. Reacciones durante la solidificación de una aleación de aluminio de tipo

Dentro de esta aleación las dos fases ricas en Fe que se presentan más frecuentemente son: a) La fase  $\beta$ -A FeS que presenta una morfología de hojuelas (a la cual se observa morfológicamente en dos dimensiones como agujas con una estructura monoclinica Figura 1.1a) b) La fase  $\alpha$ -A MnFe<sub>2</sub>S<sub>4</sub> que presenta una morfología más compacta (escritura china) en una estructura cubica (Figura 1.1b) no obstante que esta estructura es más dura no tiene debido a su forma la misma tendencia a iniciar fracturas como la estructura  $\beta$ -A FeS.



Figura 1.1. Morfologías comunes de las fases ricas en hierro: a) estructura  $\beta$ -A FeS; b) estructura  $\alpha$ -A MnFe<sub>2</sub>S<sub>4</sub>.

El contenido de Fe en la aleación tiene gran importancia ya que al aumentar éste el porcentaje de las fases ricas en Fe tiende a aumentar — se ha reportado en trabajos como el de Gu Tafssin que al aumentar el contenido de Fe a longitud de la fase  $\beta$  aumenta así como la longitud de los brazos de la fase  $\alpha$  este alargamiento va en detrimento de las propiedades mecánicas. Por su parte Mackay encontró que al aumentar el contenido de Fe a temperatura de formación de la fase  $\beta$ -A FeS en aleaciones A-S con bajo contenido de Mn tiende a incrementarse.

Los elementos de aleación también juegan un papel importante en la microestructura y por ende en las propiedades de la aleación ya que ciertos elementos como el Cr, Mo, Co y sobre todo el Mn tienen gran influencia sobre la morfología resultante de las fases ricas en Fe. Lo más importante es la formación de la fase  $\alpha$ -A MnFe<sub>2</sub>S<sub>4</sub> por lo que es común encontrar que en las fundiciones se trate de mantener una relación de 2:1 o mayores entre Fe y Mn siempre y cuando el contenido mínimo de Mn sea superior a 0.4.

También se han encontrado en otras investigaciones como la que Samuel<sup>81</sup> llevó a cabo en aleaciones de tipo 319 con bajo contenido de Mn que la presencia de Mg tiende a transformar las agujas  $\beta$ -A FeS a fases  $\alpha$ ,Mg FeS que tiene forma de escritura china y que la presencia de Sr tiende a disolver la fase  $\beta$ -A FeS en la matriz de aluminio sin una transformación a alguna otra fase encontrando este investigador que 1.2% de Mg tiene un efecto similar a la combinación de 0.5% de Mg + 0.03% de Sr también encontró que el Sr no favorece la nucleación de las fases  $\alpha$ -A MnFe S en forma de nodos o de estrecha

Shabestar encontró también que para las aleaciones de tipo 413 e nivel óptimo de Sr para modificar las fases ricas en Fe es de 0.04-0.06% reduciendo el tamaño de las fases  $\alpha$ -A MnFe S hasta en un 45% y fragmentando las agujas de  $\beta$ -A FeS reduciendo de esta manera la longitud promedio de estas fases hasta en un 50%. Este investigador encontró también que el efecto de Sr se ve invertido a bajas velocidades de solidificación propiciado una aglomeración y alargamiento de las fases ricas en Fe

Como se acaba de mencionar la cinética juega un papel muy importante ya que al variar la velocidad de solidificación se presentarán cambios en las temperaturas de nucleación así como en la morfología de las distintas fases. Por ejemplo al aumentar la velocidad de solidificación la fase  $\alpha$ -A MnFe S tiende a crecer más fácilmente que la fase  $\beta$ -A FeS en las aleaciones de alto contenido de Mn<sup>4</sup>. Bárudt relaciona este fenómeno con la facilidad que tiene la fase cúbica  $\alpha$  para crecer en comparación con la fase monocónica  $\beta$

Por otro lado Anantha encontró en sus estudios que el dominio en la cristalización de la fase  $\beta$  en aleaciones con Mn sólo se presenta a bajas y moderadas velocidades de solidificación y que a altas velocidades se encuentra la presencia de ambas fases  $\alpha$  y  $\beta$

A este respecto Gustafsson encontró en sus estudios de aleaciones A-S-Mg que al aumentar la velocidad de solidificación la longitud de las houelas de A FeS disminuye a guisa que los brazos de la fase  $\alpha$ -A MnFe S escritura china

Wang en sus estudios de aleaciones A-S para piezas de nucleación de aleaciones A-Mn dice que la morfología de las fases ricas en Fe depende de la velocidad de solidificación y del contenido de Cr ya que este elemento tiende a facilitar la formación de la fase  $\alpha$ -A MnFe S en forma de nodos o estrecha

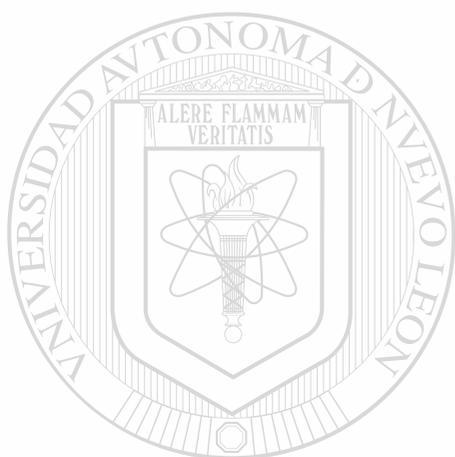
Gauthier en sus estudios sobre tratamientos térmicos de aleaciones de tipo 319 2 encontró que debido a la presencia de fases A Cu de bajo punto de fusión 515 a 540 C las temperaturas de solución se deben mantener dentro de un intervalo muy estrecho. También encontró que el mejor tratamiento de solución era de 8 hrs a 515 C ya que a mayores temperaturas a fusión parcial de las Fases A Cu provocan la aparición de porosidad por rechupes después de temple. Un tratamiento térmico de subsolidado a ternario propuesto por este autor es calentar por un corto periodo de tiempo a 540 C para las esferoidizar las partículas de S y después una parte significativa de Cu, seguido esto de un enfriamiento hasta 515 C durante el cual las fases A Cu se solidificarán de la manera usual para finalmente templar en agua. Este proceso presenta mejores propiedades que las obtenidas mediante tratamientos a bajas temperaturas durante largos periodos de tiempo.

El primer objetivo de este trabajo es estudiar los efectos de la estructura combinados que tendrán el reducir el contenido de Fe en la aleación 319 de un contenido habitual de 0.6-0.7 a 0.3 con cambios en la velocidad de solidificación y cambios en la composición química. El segundo objetivo es cuantificar los cambios de microestructura sufridos por las fases ricas en Cu de las muestras antes mencionadas sin tratamiento térmico y después de ser subsolidadas a distintas temperaturas.

Dentro de la metodología seguida se obtuvieron muestras de metales en condiciones de planta en las que se varió la composición química para dos velocidades de solidificación distintas. Estas fueron obtenidas mediante el uso de dos tipos de moldes: uno de arena y el otro metálico. Las muestras obtenidas fueron tratadas y sometidas a tratamientos térmicos de subsolidado por un periodo de 6 horas en dichos tratamientos se varió la temperatura 460, 480 y 500 C. Tras un enfriamiento rápido en agua a temperatura ambiente las muestras fueron sobreenvicadas a 24°C por un periodo de 3 hrs. Las muestras fueron preparadas metalográficamente para ser estudiadas bajo microscopía óptica y análisis de imagen con lo que se pretende cuantificar los cambios de microestructura sufridos por la aleación bajo las distintas condiciones de vacado, moldes y tratamientos térmicos.

Se plantea la hipótesis de que el cambio en el contenido de Fe tenderá a favorecer a disminuir el tamaño de las fases ricas en Fe. Aunado a este efecto se espera una mayor disminución en la longitud de estas partículas en las muestras sometidas a altas velocidades de solidificación. Se espera también que la cantidad de fases ricas en Cu (A Cu) sea la que su tamaño disminuya a disminuirse más rápido en la matriz conforme se incrementa la velocidad de subsolidado para luego precipitarse en forma de partículas más pequeñas.

durante el sobreenbeccdo de materia tenendo como consecuencia una mejora en las propiedades mecánicas reportadas en estas muestras <sup>4</sup>



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## CAPÍTULO 2

### SOLIDIFICACIÓN

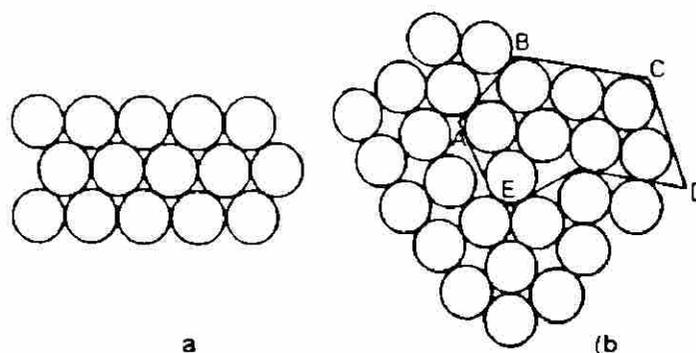
#### 2.1. Introducción.

La mayor parte de los materiales tienen que pasar por un cambio de fase durante alguna etapa en su proceso de fabricación. Uno de las transformaciones más importantes es la transición de estado líquido al sólido ya que todos los metales tienen que sufrir esta transformación para poder convertirse en un objeto útil. A este proceso se le conoce como solidificación.

Durante el proceso de solidificación conforme disminuye la temperatura del líquido la energía cinética de los átomos va siendo cada vez menor y por lo tanto las fuerzas de atracción rigen el agrupamiento de los átomos hasta que finalmente el líquido se solidifica. La mayoría de los materiales al solidificarse experimentan una contracción de volumen lo que indica una separación menor entre los átomos en el estado sólido. En este estado los átomos no permanecen en reposo sino que vibran alrededor de sus posiciones de equilibrio dando lugar a una disposición ordenada de las estructuras cristalinas.

#### 2.2. Mecanismos de nucleación.

Aunque en el estado líquido los átomos no tienen una distribución ordenada definida puede ocurrir que en un instante cualquiera algunos de ellos se agrupen ocupando posiciones muy similares a las que les corresponde en la red espacial que se forma al solidificarse. (ver Figura 2.1)



**Figura 2.1.** Representación esquemática de una estructura a) cristalina y b) de un líquido. El área ABCDE presenta la misma ordenación en el líquido y en el cristal<sup>15</sup>

Estos conglomerados atómicos no son permanentes sino que se forman y destruyen rápidamente; su duración depende de la temperatura de medio y de su tamaño de tal modo que cuanto mayor es la temperatura mayor es la energía cinética de los átomos y más corta la vida de los grupos. Los conglomerados pequeños son muy inestables porque están formados por un número pequeño de átomos y la pérdida de uno de ellos puede ocasionar su destrucción. A medida que disminuye la temperatura de líquido los átomos pierden libertad de movimiento lo que da lugar a un aumento de la vida de conglomerado coexistiendo al mismo tiempo un número mayor de ellos. Este aumento en la vida de conglomerado está acompañado de un aumento gradual de su tamaño; si esta partícula alcanza un tamaño crítico será considerada un núcleo a partir de cual crecerán los cristales metálicos.

Existen dos tipos de procesos de nucleación:

- a) Nucleación homogénea. En este proceso la nueva fase sólo se forma uniformemente en todo el volumen de la fase que da madre.
- b) Nucleación heterogénea. En este proceso la nueva fase sólo se forma en toda la fase madre sino que busca sitios preferenciales para solidificarse.

### 2.2.1 Nucleación homogénea.

Si se considera el proceso de solidificación dentro de la teoría clásica de la nucleación de Volmer y Weber<sup>6</sup> se podría considerar sólo el cambio de energía libre durante la solidificación:

$$\Delta G_V = G_s - G_l$$

[2.1]

donde  $\Delta G_v$  es la energía libre de volumen  $G_s$  es la energía libre de sólido y  $G_l$  es la energía libre de líquido en esta ecuación el cambio de la energía libre de volumen durante la solidificación se vuelve negativo ya que la energía libre de sólido es menor a la de líquido conforme disminuye la temperatura a partir de punto de fusión. Esto se puede observar en la Figura 2.2 en la que se grafica la energía libre de volumen como una función de la temperatura en ambas fases. A la temperatura de solidificación ambas fases deben tener la misma energía libre ya que están en equilibrio termodinámico a esta temperatura. Supóngase que el líquido se enfía por debajo de su temperatura de fusión sin solidificar a este intervalo de temperatura se le llama sobreenfriamiento.

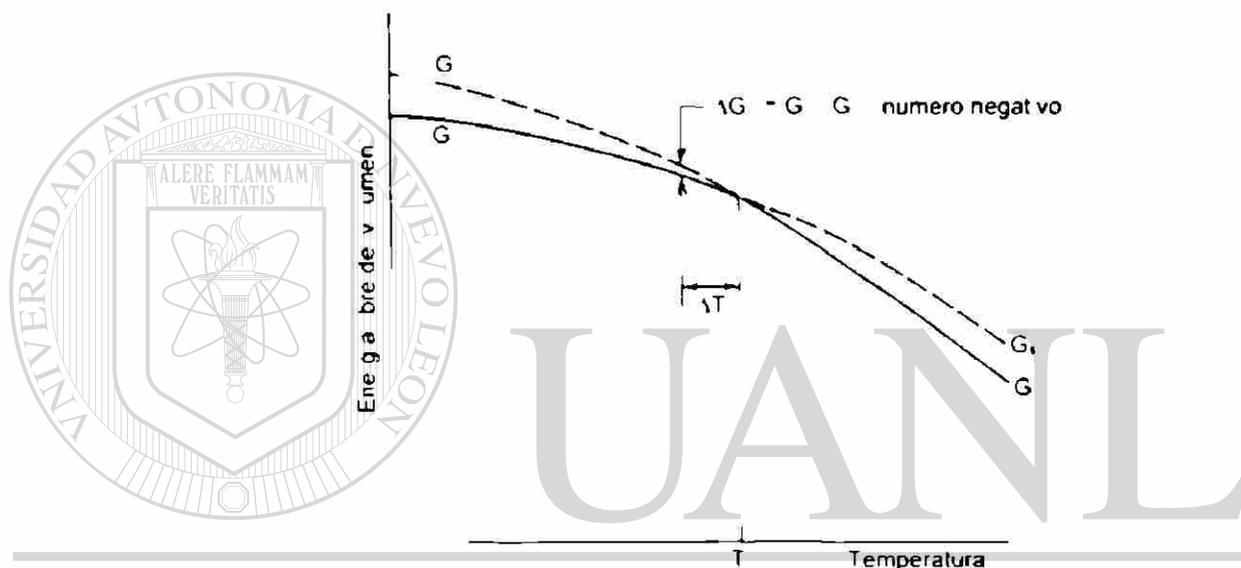


Figura 2.2. Dependencia de la temperatura en la energía libre de volumen de las fases líquida y sólida

## DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

se considerará primero la ecuación homogénea. En este caso el sólido empieza a formarse en regiones muy pequeñas a través de volumen de líquido. Estas pequeñas partículas se llamarán núcleos y se considerará que tienen forma esférica. Cuando estos núcleos se forman primero son muy pequeños probablemente de orden de  $10^{-8}$  m en diámetro. Por consiguiente su relación superficie a volumen es muy alta. Como habrá una energía libre asociada a la formación de la superficie de núcleo esta energía superficial actuará como una barrera para la formación de núcleos pequeños. Para tomar en cuenta este efecto superficial se escribirá el cambio de energía libre para formar un núcleo como

$$\Delta G = \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G_v + 4\pi r^2 \gamma \quad [2.2]$$

donde la energía libre superficial se ha tomado simplemente como la tensión superficial. Lo anterior es correcto en materia de puros pero introduce un pequeño error en las ecuaciones el cual se considerará  $\Delta G_v$  es el cambio de energía libre de volumen definido en la Figura 2.2. Los dos términos de la ecuación [2.2] se grafican en la Figura 2.3 mostrando el término energía libre de volumen negativo que hace que se realice el proceso y el término energía libre superficial positivo que lo inhibe y se ve que el cambio de energía libre total es máxima en  $r^*$ . La Figura 2.3 da el cambio de energía libre total para un proceso en el que un número  $n$  de átomos de núcleo se combinan entre sí para dar un sólido de tamaño  $r$ . Se supone que el proceso de nucleación real no se presenta con este tipo de nucleación a gran escala donde  $n$  átomos de núcleo se vuelven repentinamente sólidos. Se cree que existe una distribución de tamaños de pequeños agregados de átomos en el líquido en cualquier tiempo y estos agregados se consideran como núcleos potenciales. Debido a fluctuaciones térmicas dichos agregados ganan y pierden átomos continuamente. El fenómeno de nucleación se presenta cuando uno de estos agregados gana más átomos de los que pierde.

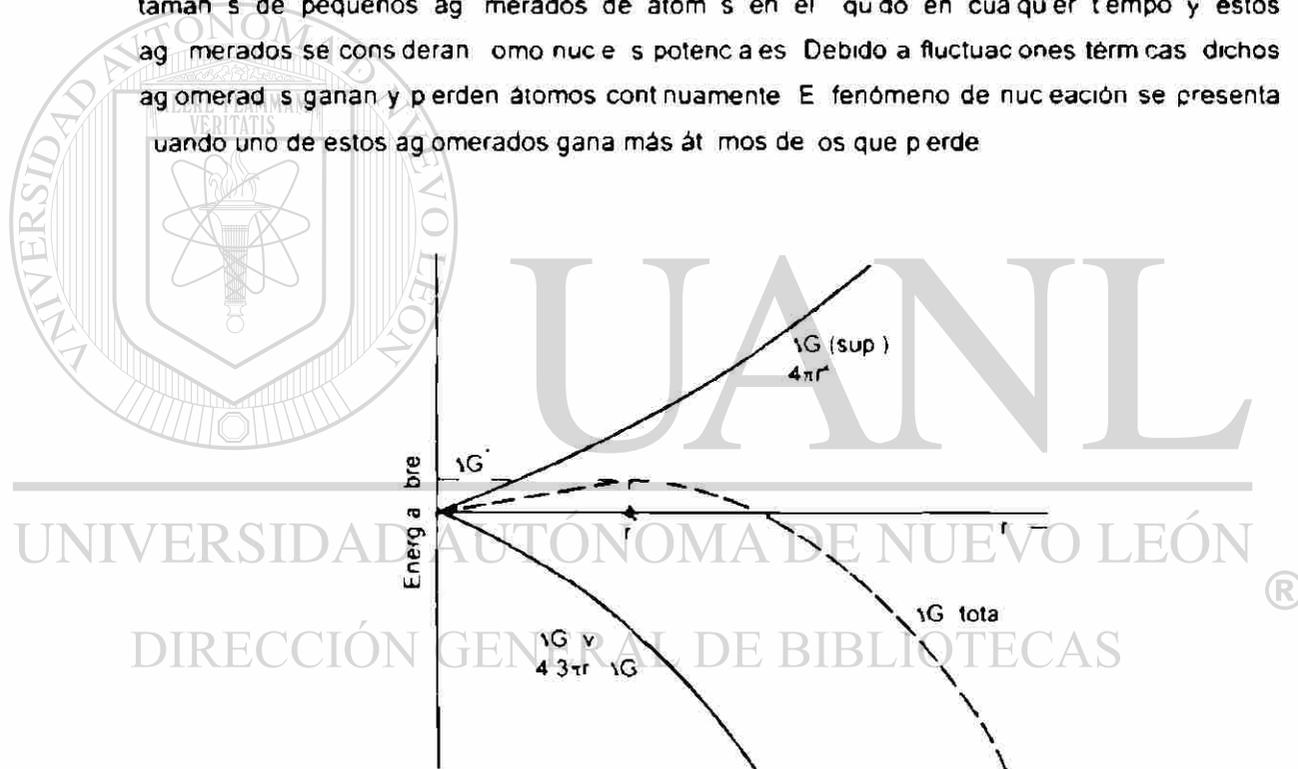


Figura 2.3. Energía libre de formación de un núcleo como una función de su radio

Si el cambio de energía libre para esta reacción es negativo se favorece entonces el fenómeno de nucleación. Al observar la Figura 2.3 se puede ver que para todos los valores de  $r < r^*$  esta reacción tiene un cambio negativo de energía libre es decir, a medida de  $r^*$  e incrementa de un núcleo disminuye la energía libre. Por consiguiente  $r^*$  es un radio crítico y su valor se determina derivando la ecuación [2.2]

$$r^* = \frac{2}{\Delta G_v} \quad [2.3]$$

El cambio de energía libre para formar un núcleo de tamaño crítico  $\Delta G^*$  se encuentra sustituyendo en la ecuación [2.2]

$$\Delta G^* = \frac{16\pi}{3} \gamma_v^2 \quad [2.4]$$

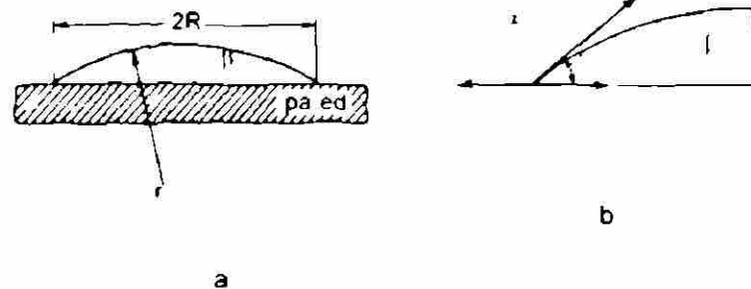
La nucleación es el resultado de la formación de núcleos con un tamaño que los hace estables para el crecimiento de la nueva fase formándose a partir de pequeños aglomerados atómicos en la matriz líquida.

### 2.2.2. Nucleación heterogénea.

Quedará por analizar de análisis anterior que la razón para que no haya nucleación inmediatamente después de alcanzar la temperatura de transformación es la barrera presentada por los requerimientos de energía libre superficial de los núcleos. Por consiguiente, los sistemas fcc que sufren transformaciones de fase intentan reducir esta barrera de energía libre superficial al hacer que la nucleación se presente sobre una interfase preexistente: paredes de molde y partículas suspendidas en el metal líquido. De esta forma la interfase preexistente se borra y entonces el cambio neto de energía libre superficial puede reducirse un poco. El ejemplo se ilustra considerando la formación de una nueva fase fuera de la fase en la pared del recipiente. La Figura 2.4a muestra a la nueva fase formándose como un pequeño esférico sobre la pared de la fase  $\alpha$  es una porción de la esfera que tiene radio  $r$  en la vista superior de la Figura 2.4a mostrar a la fase  $\beta$  como un círculo con radio proyectado  $R$ . Para obtener el cambio de energía libre superficial producido por la formación de esta fase se toma la energía libre superficial igual a la tensión superficial y se tiene

$$\Delta G_{\text{sup}} = A_{\alpha} \gamma_{\alpha} - A_{\beta} \gamma_{\beta} - A_{\alpha\beta} \gamma_{\alpha\beta} \quad [2.5]$$

donde  $A_{\alpha}$  es el área de la interfase  $\alpha$  y  $A_{\beta}$  es el área de la interfase  $\beta$ . Nótese que se debe restar la energía libre superficial de la interfase  $\alpha\beta$  que fue borrada cuando se formó la fase  $\beta$  y el área de esta interfase  $\alpha\beta$  borrada es exactamente  $A_{\beta}$ . Para proseguir se trata el balance de fuerzas de tensión superficial en el borde de las fases como se muestra en la Figura 2.4b.



**Figura 2.4.** a Geometría de casquete esférico b Diagrama de tensión superficial en el borde de casquete

Sea  $S = 2\pi R^2 \cos \theta$  y haciendo  $A_{\text{sup}} = \pi R^2$  se obtiene a combinar las ecuaciones 2.5 y 2.6

$$\Delta G(\text{sup}) = A \cdot \tau R^2 (S) \quad [2.7]$$

La expresión para el cambio total de energía libre en la formación de núcleo del casquete esférico se escribe como

$$\Delta G = \Delta G(\text{vol}) - \Delta G(\text{sup}) = V \Delta G_v - (A - \tau R^2 S) \quad [2.8]$$

Para ampliar esta ecuación se necesitan las expresiones siguientes de volumen y el área de la superficie de casquete esférico

$$V = \frac{\pi}{4} (2R^2 h - \frac{3}{4} h^3) \quad [2.9]$$

$$A = 2\pi R^2 (1 - \cos \theta)$$

$$R = \frac{h}{2 \sin \theta}$$

Sustituyendo en la ecuación [2.8] se obtiene

$$\sqrt{G} = r^3 \left[ \frac{2}{4} (3S + S) \sqrt{G_v} + \left[ 2\pi r^2 (1 - S) - \pi r^2 \sin^2 \theta \right] \right] \quad [2 10]$$

Como seno es  $1 - S^2$  por álgebra se obtiene

$$\sqrt{G} = \frac{4}{3} \pi \sqrt{G_v} + 4\pi r^2 \left[ \frac{2}{4} (3S + S) \right] \quad [2 11]$$

Comparando este resultado con la ecuación [2 2] se ve que la única diferencia es el término entre corchetes de lado derecho. Para obtener el valor crítico de  $r^*$  se deriva y en forma similar a los resultados de la ecuación [2 2] se obtiene

$$r^* = \frac{2}{\sqrt{G_v}} \quad [2 12]$$

Comparando este resultado con la ecuación [2 3] se ve que el radio de curvatura de la cubierta esférica es idéntico al radio de la esfera que se obtendría por nucleación homogénea. Entonces comparando las ecuaciones [2 2] y [2 11] resulta evidente que el  $\sqrt{G}^*$  para la nucleación heterogénea será idéntico al de la nucleación homogénea, excepto por el término de corchetes que implica  $S$  de la ecuación [2 11].

$$\sqrt{G}^*_{het} = \sqrt{G}^*_{hom} \left[ \frac{2}{4} (3S + S) \right] \quad [2 13]$$

El término entre corchetes varía desde 0 hasta 1 conforme el ángulo de hedra de la Figura 2 4b varía desde 0 hasta 180°. Desde luego  $\sqrt{G}^*_{het} < \sqrt{G}^*_{hom}$  lo cual demuestra que para la nucleación heterogénea se requiere menor energía y por consiguiente se presenta con mayor facilidad. Este resultado puede verse también si se observa que

$$R^* = \frac{2}{\sqrt{G_v}} \sin \theta \quad r^* \sin \theta \quad [2 14]$$

Cuando disminuye el valor de  $R^*$  se reduce también lo cual indica que el volumen de núcleo heterogéneo se hará más y más pequeño y por lo tanto requerirá cada vez menos átomos para su formación. En  $\theta = 0$  el volumen se hace cero de tal manera que se espera que el potencial de nucleación sin que se requiera ningún sobreenfriamiento.

### 2.2.2.1. Nucleación secundaria.

Durante el proceso de nucleación pueden crecer nuevas cristales después de que los cristales primarios se han formado y están en su proceso de crecimiento. Esto se debe a que en la interfase sólo cuando el cristal crece a una temperatura  $T$  menor a la temperatura de equilibrio  $T_e$ , por lo que si el metal cuando cercano a las interfaces es sobreenfriado hasta  $T$  y si esta temperatura es menor a la temperatura de nucleación homogénea de cuando se producirá la nucleación de nuevos cristales y si esta temperatura es mayor a la temperatura de nucleación homogénea se presentará el crecimiento de cristales columnares en el modo

Figura 2.5

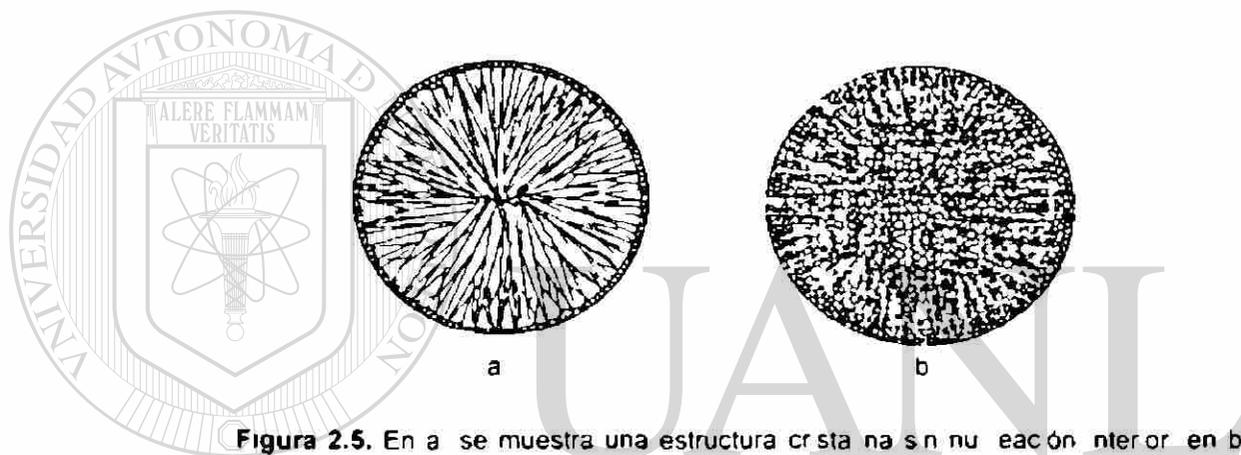


Figura 2.5. En a se muestra una estructura cristalina sin nucleación interior, en b la estructura presenta nucleación interior<sup>1</sup>

### 2.2.3 Sobreenfriamiento.

En los puntos anteriores se vio que los metales se sobreenfrían debido a que la formación de la superficie de nucleación actúa como una barrera para la nucleación. Cuanto mayor es el sobreenfriamiento, mayor es la energía libre  $\Delta G_v$  disponible para forzar la transformación, según puede verse gráficamente en la Figura 2.2. A la temperatura de solidificación  $\Delta G_v$  es exactamente cero, así que se tiene

$$\Delta G_v = \Delta H - T \Delta S \quad [2.15]$$

donde el subíndice  $v$  se refiere a la temperatura de solidificación. Si las capacidades caloríficas de metal líquido y de sólido son iguales ( $\Delta C_p = 0$ ), entonces de la termodinámica se sabe que los cambios de entalpía para la solidificación son independientes de la temperatura. Como ejemplo, el valor promedio para la solidificación de Cu, Fe, Sn, Pb, Ni y Al es solamente de

3.6 De aquí que en una buena aproximación se pueda tomar  $\Delta H$  y  $\Delta S$  como constantes con respecto a la temperatura como  $\Delta H_s$  y  $\Delta S_s$ ,

$$\Delta G_v(T) = \Delta H_s - T\Delta S_s \quad [2.16]$$

Combinando las ecuaciones [2.15] y [2.16] se tiene

$$\Delta G_v = \Delta H_s \left( \frac{\Delta T}{T_s} \right) - S_s \Delta T \quad [2.17]$$

donde  $\Delta T = T - T_s$  esta es una ecuación muy importante ya que da una buena aproximación de la cantidad de energía libre disponible para cualquier transformación de fase como una función de grado de superenfriamiento. Combinando esta ecuación con la ecuación [2.3] se obtiene la dependencia de la temperatura de tamaño crítico de núcleo como

$$r^* = \frac{2\sigma_s}{\Delta S_s \Delta T} \quad [2.18]$$

La curva se grafica en la Figura 2.6. Este resultado demuestra que conforme aumenta el superenfriamiento el tamaño de núcleo crítico disminuye. Consiguientemente la nucleación se hace más fácil a bajas temperaturas debido a que se requieren menos átomos para que se forme un núcleo estable.

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

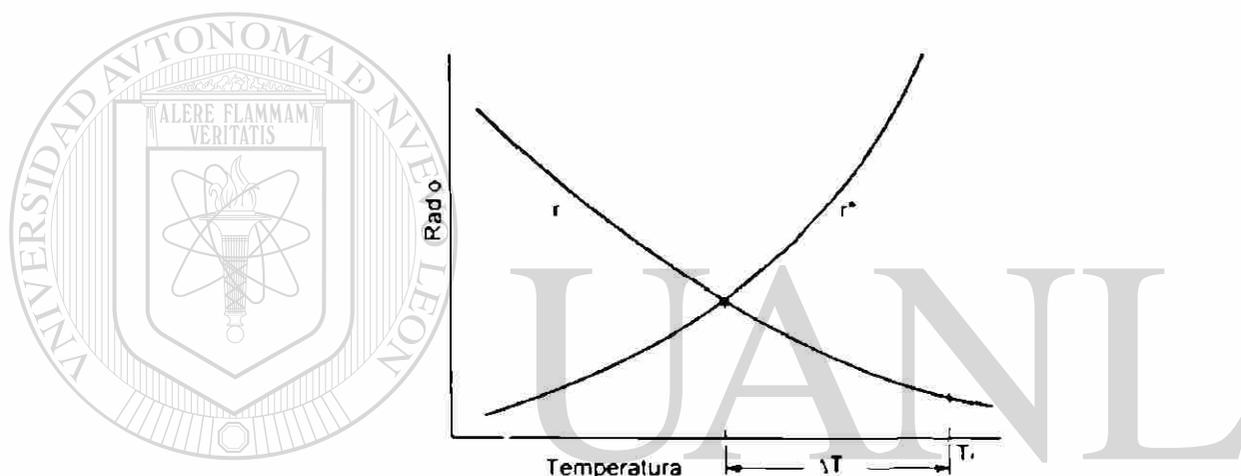
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



**Figura 2.6** Variación de radio de tamaño crítico para la nucleación con la temperatura

Como ya se mencionó anteriormente en la nucleación homogénea el núcleo se forma a partir de un conglomerado de átomos en equilibrio. El conglomerado de mayor tamaño se

tomará como de un radio  $r$  a cualquier temperatura. A medida que disminuye la temperatura el valor de  $r$  se incrementará debido a la reducción de la energía térmica. La forma de esta curva dependerá de la estructura del líquido pero cualitativamente debe aparecer como en la Figura 2.7. La Figura 2.6 se ha superpuesto sobre esta gráfica de  $r$  y se puede ver que a temperaturas por debajo de  $T_m - \Delta T_m$  es el sobreenfriamiento requerido para la nucleación homogénea. Ser imposible sobreenfriar por debajo de  $\Delta T_m$  debido a que la estructura del líquido proporciona núcleos mayores que  $r^*$  bajo este grado de sobreenfriamiento. Quedará claro que la temperatura de nucleación homogénea dependerá de la estructura del líquido. Y por su parte la nucleación heterogénea para darse a cabo más fácilmente como se mostró en el punto anterior requiere de un menor sobreenfriamiento.

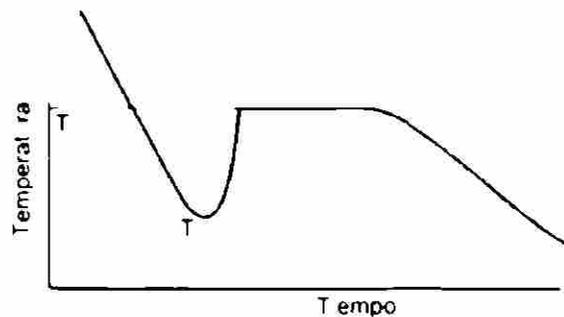


**Figura 2.7.** Ilustración de la temperatura de nucleación homogénea en un punto donde el radio crítico es igual al radio aglomerado de tamaño crítico.

## DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

### 2.2.4. Recalescencia.

En la Figura 2.8 se observa en la curva de enfriamiento para un metal puro para que la solidificación de metal se comience que se sobreenfrarse por debajo de la temperatura de fusión y alcanzar la temperatura de nucleación. Después de que ocurre la nucleación a  $T - T_{nuc}$  la temperatura sube rápidamente debido a calor latente desprendido durante la solidificación. A este proceso se le conoce como recalescencia. Sin embargo esta elevación de temperatura se detiene abruptamente cuando se alcanza la temperatura de punto de fusión  $T_f$ . Ya que no puede haber sobrecalentamiento a temperatura sólo se puede elevar por encima de  $T_f$  si se funde e sólo recién formado. El calor latente por sí mismo es insuficiente para causar esta fusión y así la elevación de la temperatura se detiene en  $T_f$ .



**Figura 2.8.** Curva típica de enfriamiento que muestra el sobreenfriamiento y la recalentamiento de un metal puro.

### 2.2.5. Proceso de fragmentación de los cristales.

Durante la solidificación de los metales es muy común que haya movimientos en el metal que provocan por fluctuaciones de la temperatura o por el grado de la cavidad de molde. Estos movimientos pueden dar lugar a desprendimiento o fragmentación de parte de los cristales ya existentes dando lugar a la formación de nuevos cristales en el centro del molde. Este proceso se puede llevar a cabo en dos etapas:

1. **Fragmentación primaria.** Este proceso se lleva a cabo cuando las corrientes convectivas dentro del metal que arrastran o rompen a los cristales equiaxiales que se han formado cerca de la pared del molde y los arrastran hacia el centro del molde formando una estructura equiaxial a lo largo del molde. Si no sucede así se obtendrá una pieza con cristales equiaxiales en la pared del molde y segundos de cristales columnares orientados hacia el centro del molde.
2. **Fragmentación secundaria.** Este proceso se presenta cuando se tiene la formación de nuevos cristales a partir de fragmentos de cristales ya existentes, por ejemplo, brazos de las dendritas pueden fundirse parcialmente por fluctuaciones de temperatura en el estado líquido y desprenderse de resto de la dendrita madre y formar nuevos cristales.

## 2.3 Solidificación de metales puros.

Es conveniente estudiar los mecanismos de solidificación en este tipo de materiales ya que es necesario para la comprensión de los conceptos de solidificación en las ecuaciones.

Ya que se ha formado el núcleo en el material éste progresa con su fase de crecimiento en la cual los átomos de la matriz quedan unidos al núcleo estable en una zona conocida como zona interfasa. Figura 2.9

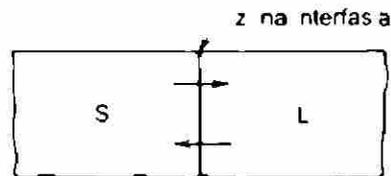


Figura 2.9. Reacciones atómicas en la intercara s/d cuando <sup>6</sup>

### 2.3.1 Distribución de temperaturas en la intercara de solidificación.

Es muy importante el tipo de intercara s/d que presente en el material a que depende el tipo de crecimiento que se presentará en la solidificación. Hay dos tipos de intercara: la de gradiente positivo y la de gradiente negativo.

Para facilitar la explicación de este tipo de conceptos se tomará como ejemplo la solidificación de una barra de metal que solidifica en las condiciones de flujo de calor unidireccional.

1. intercara de gradiente positivo. En este caso la temperatura de cuando es mayor a la de s/d y en el perfil de temperaturas se encuentra que la temperatura sube conforme se aleja de la pared de molde debe de haberse en tal que en la intercara de cuando se tiene que solidificar hasta la temperatura de nucleación para que se logre la solidificación a este solidificación se conoce como  $\Delta T_c$ . Figura 2.1a

2. intercara de gradiente negativo. En este caso la temperatura de cuando es menor a la de s/d y en el perfil de temperaturas se encuentra que la temperatura máxima está en la intercara a la temperatura de nucleación y baja conforme avanza en el cuando o en el s/d debe de haberse en tal que en la intercara de cuando se tiene que solidificar para que se logre la solidificación. Figura 2.10b

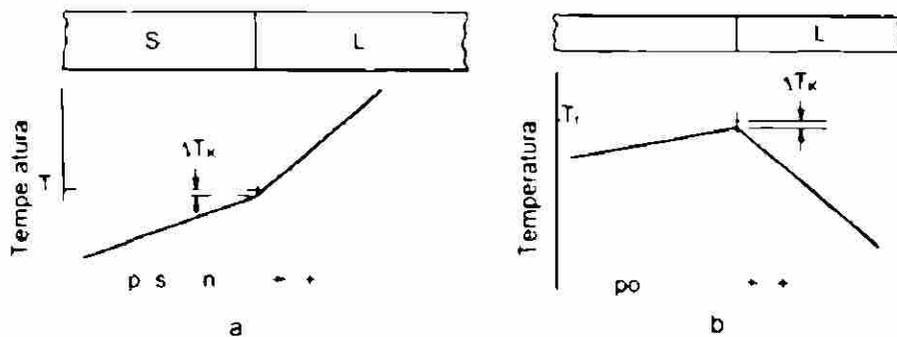


Figura 2.10. a) Gradiente de temperaturas positivo para una intercara s3lo lquido b) gradiente de temperatura negativo para una intercara s3lo lquido

2.3.1.1. Morfología de la intercara con gradiente positivo.

En este tipo de intercara se pueden tener dos tipos de morfología: la fase estada y la no fase estada. Para ambos se muestran en la Figura 2.11a y b respectivamente.

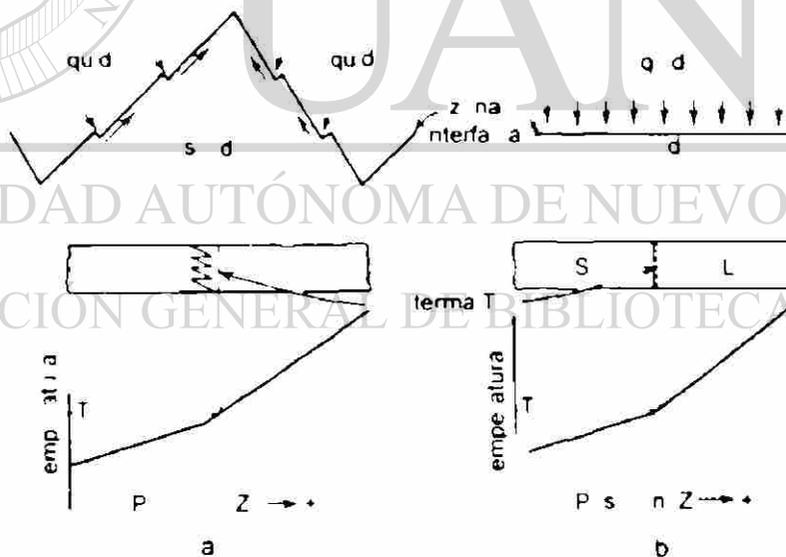
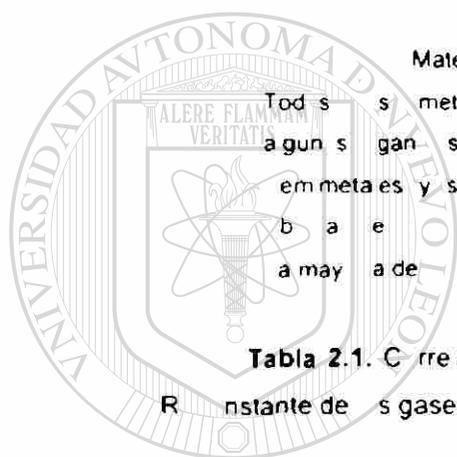


Figura 2.11. Las morfologías de intercara observadas en metaes puras en gradiente positivo a) intercara fase estada b) intercara no fase estada para un

De acuerdo al trabajo de Jackson se sabe que existe una buena correlación entre la entalpía de fusión  $\Delta S_f$  de un material y el hecho de que se difunde con una intercara facetada o con una no facetada (Tabla 2.1). Otra manera sencilla de saber si un material se difunde de una u otra manera es por su sobreenfriamiento crítico ya que en los materiales con crecimiento facetado se tiene un sobreenfriamiento de 1-2 °C y en los que tienen crecimiento no facetado el sobreenfriamiento es solo de 0.1-0.05 °C. Este sobreenfriamiento puede explicarse por la manera en que los átomos se unen a sí mismos ya que en la intercara facetada se cree que crece a unirse los átomos en forma escalonada a lo largo de cada plano facetado en la cual solo puede agregarse otro escalonamiento anterior ya reorientado en el plano (Figura 2.11a) por su parte en la intercara no facetada los átomos se unen fácilmente de manera aleatoria a la superficie de sí mismos (Figura 2.11b).



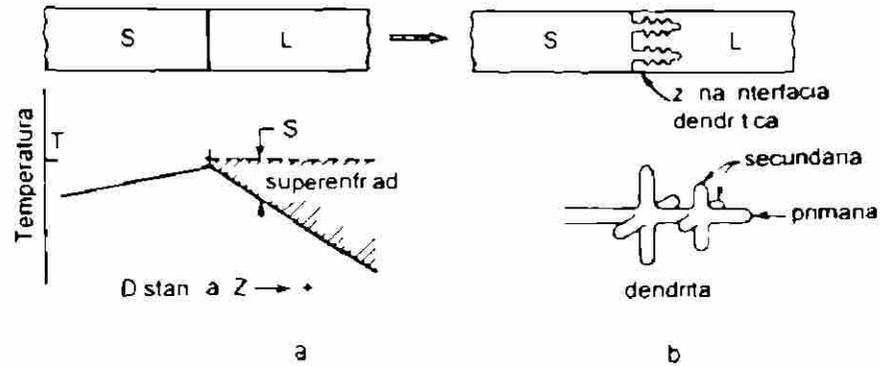
Materiales	A/R	Morfologías
Todos los metales regulares y algunos gases	<2	no facetada
metales y semiconductores B	2-3	* Facetas observadas
algunos metales y algunos gases	5	* Facetas observadas

**Tabla 2.1.** Correlación de la morfología de la intercara en la entalpía de fusión  $\Delta S_f$  y la constante de los gases  $R$ .

### 2.3.1.2. Morfología de la intercara con gradiente negativo.

Primero se considerará el caso de los materiales que son no facetados en los cuales de acuerdo a lo que se muestra en la Figura 2.12a se tiene un gran sobreenfriamiento en el que el material se amara  $S \rightarrow S^*$ . Se ha determinado experimentalmente que cuando  $dZ/dx$  en la intercara se vuelve inestable y degenera en una intercara arbórea ramificada (Figura 2.12b). Para el caso en el que el sobreenfriamiento es muy grande se forman estructuras intermedias entre planares y dendríticas llamadas "moceúares".

Ahora se considerarán los materiales descritos anteriormente como facetados se entenderá que el factor de que depende que se difunde en forma dendrítica o facetada depende del valor de  $\Delta S_f/R$  si el material es facetado de intervalo inferior de  $\Delta S_f/R$  forman dendritas mientras que si el intervalo superior de valores de  $\Delta S_f/R$  se difunden en morfologías facetadas.



**Figura 2.12.** a) Sobreenfriamiento con un gradiente de temperatura negativo b) morfología dendrítica resultante

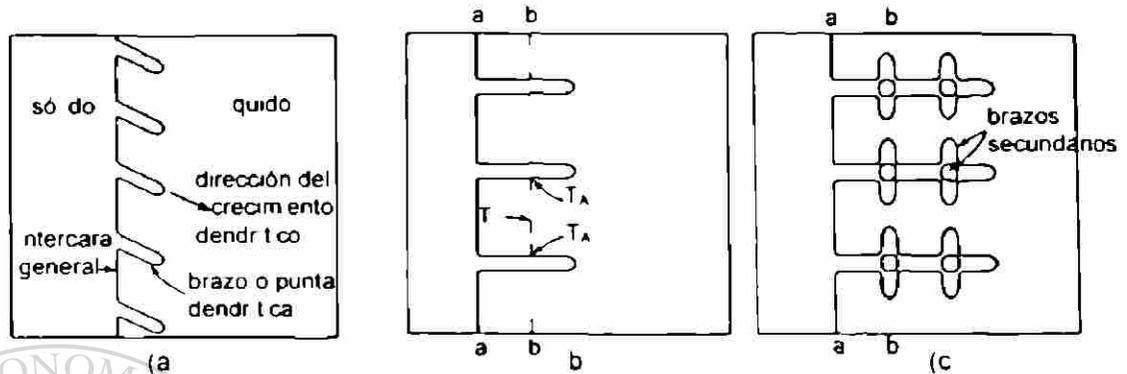
### 2.3.1.2.1. Crecimiento dendrítico en materiales puros.

Es interesante conocer los mecanismos por los cuales es posible obtener durante la solidificación la morfología dendrítica. En el caso de los metales puros se debe primordialmente a heterogeneidades en la temperatura de líquido subenfriado que se encuentra en las inmediaciones de la interfase.

Debido a esta heterogeneidad de temperaturas cada vez que un punto en el frente de solidificación se encuentre enfrente de él en un punto de líquido más sobreenfriado que sus alrededores se producirá un aumento en la velocidad de solidificación en esa área a cuya traerá como resultado la formación de una punta metálica. Este recientemente puntual está acompañado de desprenderse de una cierta cantidad de calor latente de fusión el cual hace que el líquido adyacente a la punta se caliente un poco impidiendo a posibilidad de que crezcan más puntas en la vecindad. Por lo que a finales de cuentas se obtiene un frente de solidificación con un número finito de puntas distribuidas a intervalos regulares de distancia a estas puntas se les conocen como los brazos primarios de las dendritas. Figura 2.13a

La ley de la formación de estos primeros brazos en el frente de solidificación sección a a. Figura 2.13b) la temperatura es mayor a la de la zona intermedia a rededor de brazo primario secundario debido a que el líquido cercano a la interfase de solidificación se calienta por el calor latente de fusión desprendido en la interfase por este mismo motivo la temperatura de la zona a edaña a la punta de brazo primario secundario se encuentra a una temperatura más elevada que la de la zona intermedia b b. Por lo que al estar expuesta a zona intermedia a un líquido más sobreenfriado que el resto de brazo primario se genera el crecimiento de los brazos secundarios creciendo éstos a intervalos regulares por un mecanismo similar a de los

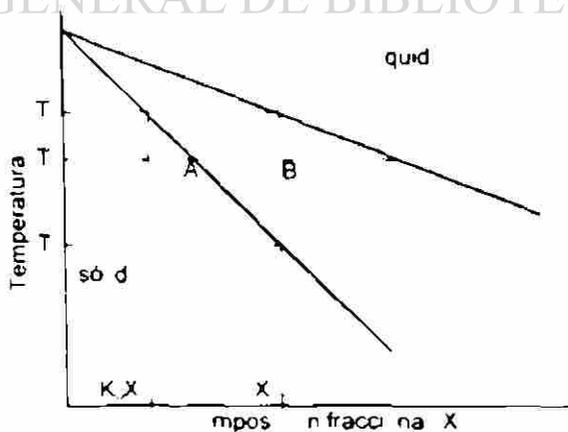
brazos primarios. Figura 2.13c. El crecimiento de los brazos dendríticos sigue hasta donde la geometría lo permite, seguido de un engrosamiento de los brazos hasta unirse y formar un cristal casi homogéneo.



**Figura 2.13.** a Representación esquemática del primer paso en el crecimiento dendrítico. b Los brazos dendríticos secundarios se forman porque hay un descenso en el gradiente de temperatura en un punto intermedio entre los brazos primarios. c Diagrama donde se muestra la formación de los brazos secundarios.<sup>9</sup>

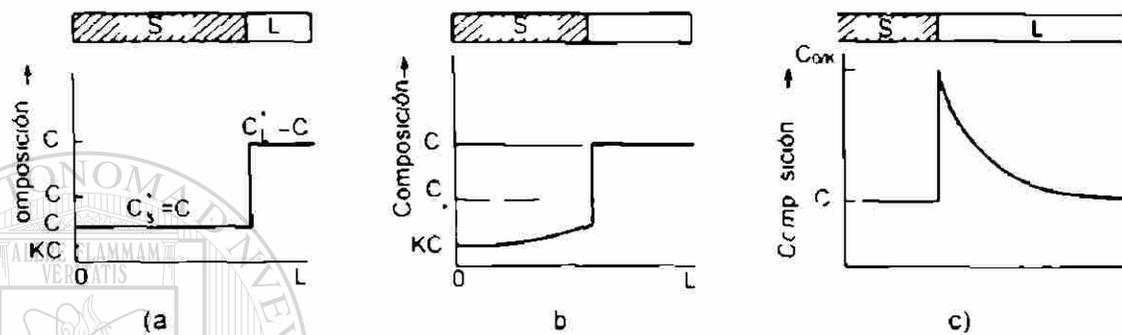
#### 2.4. Solidificación en aleaciones.

Durante la solidificación de las aleaciones la composición resultante a través del sólido no es uniforme, lo que se debe a un proceso de redistribución de soluto llamado segregación. Esto se puede observar en el diagrama de fases de la Figura 2.14 en el cual, para una aleación de composición  $X_0$ , conforme la temperatura disminuye la solidificada la composición del sólido aumenta en su contenido de soluto.



**Figura 2.14** Diagrama de fases de una aleación binaria

Normalmente el proceso de segregación a través de la pieza vaciada depende de factores como la difusión en el líquido cercano a la interfase, la convección en el líquido y el grado de acumulación de soluto cerca de la interfase. En la Figura 2.15 se muestra la influencia de cada uno de estos factores en perfiles de segregación de barras solidificadas unidireccionalmente.



**Figura 2.15.** Perfiles de soluto para barras solidificadas desde el extremo izquierdo: a) Solidificación cerca de equilibrio con difusión completa en el sólido y el líquido; b) Solidificación sin difusión en el sólido; y c) Solidificación con difusión limitada en el líquido y sin convección. [16, 20]

#### 2.4.1. Crecimiento dendrítico en aleaciones.

Como se observó en la Figura 2.15 durante la solidificación de aleaciones puede haber segregación de elementos, lo que a su vez provoca cambios en el proceso de crecimiento de la fase sólida; esto se debe a que el cambio de composición química local frente a la interfase de solidificación (Figura 2.15c) provoca un fenómeno llamado **sobreenfriamiento constitucional** (Figura 1.16) el cual consiste en una disminución local de la temperatura de solidificación obteniendo de esta manera el sobreenfriamiento necesario para obtener estructuras celulares y dendríticas (Figura 1.17) sin la necesidad de tener un gradiente negativo en el frente de solidificación.

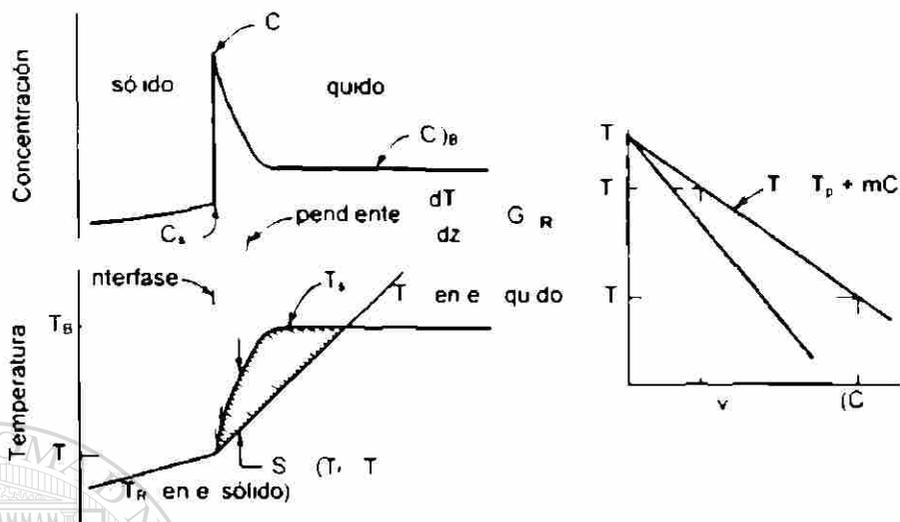


Figura 2.16. La región sombreada muestra el área sobreenfrada producida por la acumulación de soluto en la solidificación de una aleación de gradiente positivo<sup>18</sup>

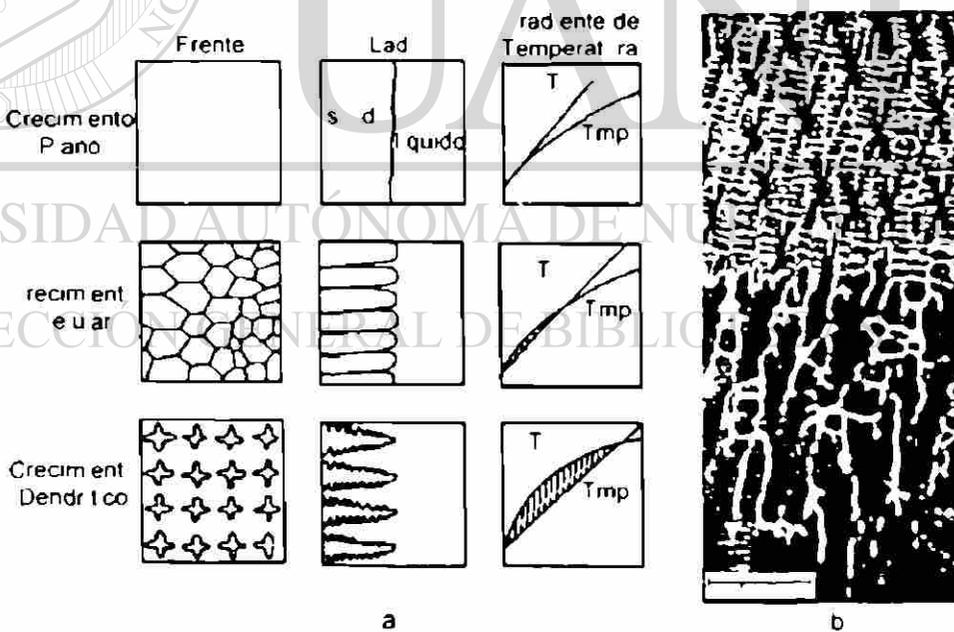
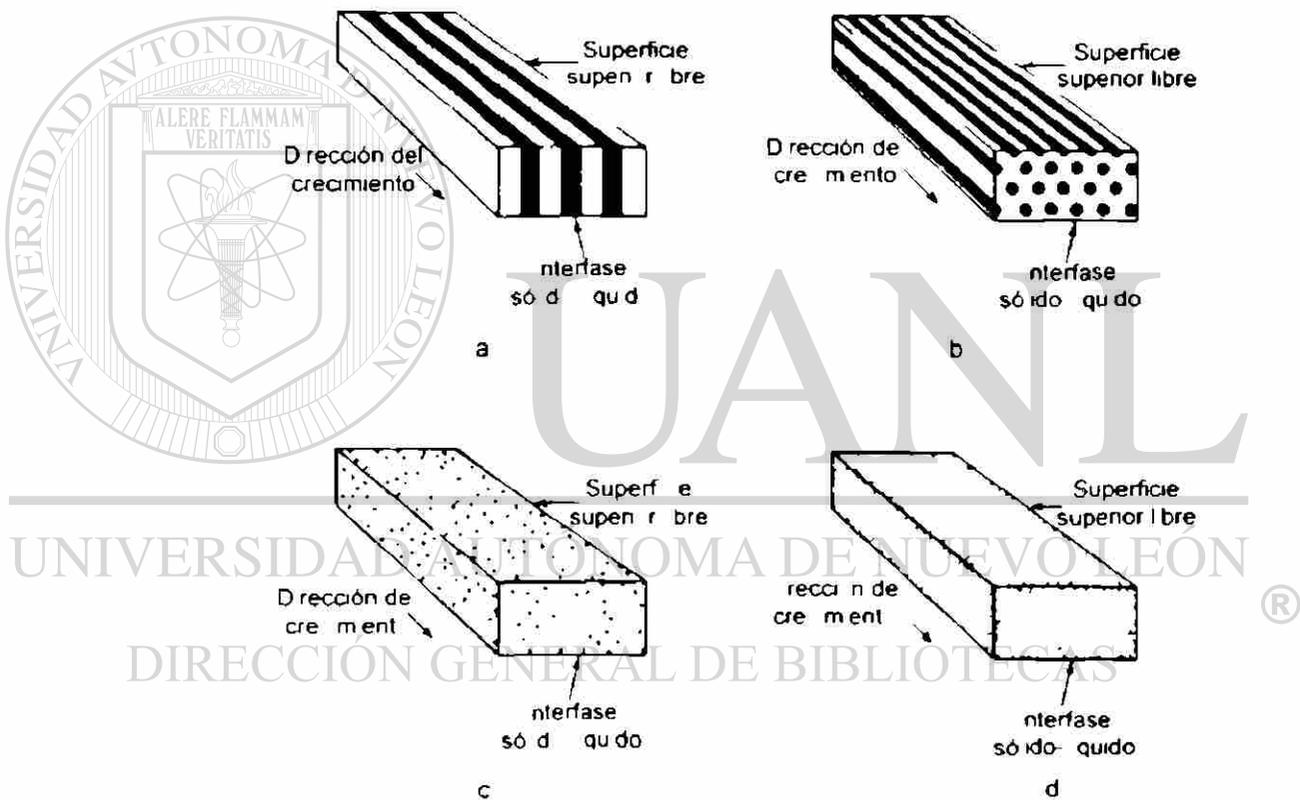


Figura 2.17. Transición de morfologías de crecimiento de planar a celular y posteriormente a dendrítica provocadas por el aumento de sobreenfriamiento constitucionales. a) Esquemáticamente y b) físicamente para un acero de baja aleación<sup>18</sup>

### 2.4.2. Solidificación de mezclas eutécticas.

Muchas aleaciones tienen solubilidad limitada entre sus elementos lo que trae como consecuencia que dentro de ciertos intervalos de composiciones se presente la reacción eutéctica en la cual se forman dos fases sólidas a partir de una fase líquida. Es importante el estudio de esta reacción ya que las dos aleaciones más importantes desde el punto de vista comercial se diferencian cerca de la composición eutéctica como el hierro vaciado y las aleaciones Al-Si. Algunos esquemas de estructuras eutécticas se muestran en la Figura 2.18.



**Figura 2.18.** Ilustración esquemática de varas con estructuras eutécticas: a) Laminar; b) Varas c) Gobuar; d) Accuar<sup>22</sup>

Hay tres categorías dentro de las cuales se clasifican las microestructuras de las fases eutécticas:

- 1) Regular. Existen básicamente dos tipos de microestructuras regulares: las laminares y las fibrosas.

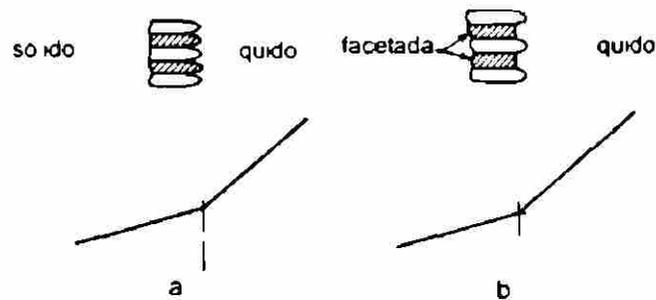
- 2 Regular-comp ejo En la microestructura regular-comp ejo se observan dos regiones una con un patrón regular repetitivo y la otra con orientación aleatoria
- 3 Irregular Esta estructura presenta esencialmente orientación aleatoria de las dos fases

En la Tabla 2.2 se puede observar que hay una buena correlación entre el tipo de microestructura presente y el hecho de que las fases se difunden formando intercaras facetadas o no facetadas

Microestructura	Morfología de crecimiento de fases eutécticas	Ejemplos
1 Regular	No facetada/no facetada	Sn-Pb, Al-Zn
2 Regular-comp ejo	No facetada/facetada	Al-Sn, Sn-Bi
3 a Irregular	No facetada/facetada	Al-Si, Fe-C
b Irregular	Facetada/facetada	

**Tabla 2.2.** Correlación entre la morfología eutéctica y la tendencia de las fases a facetarse.

La razón para la correlación de la Tabla 2.2 es probablemente el diferente subenfriamiento crítico que hay entre los materiales facetados y los no facetados. Cuando ambas fases son no facetadas las puntas de cada fase están dentro de casi 0.02 °C de la temperatura eutéctica y la interfase sólo se difunde que genera esencialmente isotérmica y por lo tanto planar como se muestra en la Figura 2.19a. Sin embargo para el caso facetado-no facetado las puntas de la fase facetada deben subenfriarse alrededor de 1 ó 2 °C en comparación con 0.02 °C para la fase no facetada. Consiguientemente las puntas de la interfase facetada deben crecer a temperaturas de 1 a 2 °C más frías que las puntas de la fase no facetada. Con un gradiente de temperatura positivo esto significa que la fase facetada se rezagará generalmente de la fase no facetada según se muestra en la Figura 2.19b. Aparentemente esta configuración es inestable y la fase no facetada tenderá a sobrepasar en crecimiento a la fase facetada de una manera aleatoria. Esto hace que la fase facetada se ramifique donde empieza a ser sobrepasada y esta ramificación conduce a las microestructuras irregulares.



**Figura 2.19.** El perfil de intercara para a) eutéticos no facetado-no facetado y b) eutéticos no facetado facetado <sup>16</sup>

## 2.5. Solidificación en la aleación A319.

En este punto se verá desde un punto de vista más detallado los factores que influyen en el proceso de solidificación de una aleación A319 y su relación con las propiedades finales de la aleación.

### 2.5.1 Refinamiento de grano.

Una de las principales beneficios que se obtienen al tener un grano fino en una pieza vaciada y en especial en las aleaciones A319 es la disminución de la tendencia del agrietamiento en caliente y la mejora en la distribución de la porosidad a lo largo de las piezas vaciadas. En cuanto a las propiedades mecánicas se observa una mejora en la resistencia a la tensión y a la elongación pero en su efecto de refinamiento de grano es secundario ya que los factores principales que modifican las propiedades mecánicas son la morfología de eutéctico y el espacamiento interdendrítico secundario. Uno de los efectos adversos de refinamiento de grano es la disminución en la fluidez de metal líquido.

Los dos procesos de uso comercial más usados para refinar el tamaño de grano son mediante enfriamiento rápido con el uso de templaderas en los moldes y el refinamiento químico mediante agentes nucleantes.

#### 2.5.1.1. Refinamiento por enfriamiento rápido mediante templaderas.

Este tipo de refinamiento se logra cuando se utilizan moldes metálicos como en la inyección y vaciados en modo permanente o cuando se utilizan moldes de arena con insertos metálicos los cuales ayudan a extraer el calor de la pieza rápidamente para de esta manera provocar el subenfriamiento necesario para que se de la nucleación heterogénea. Este tipo de

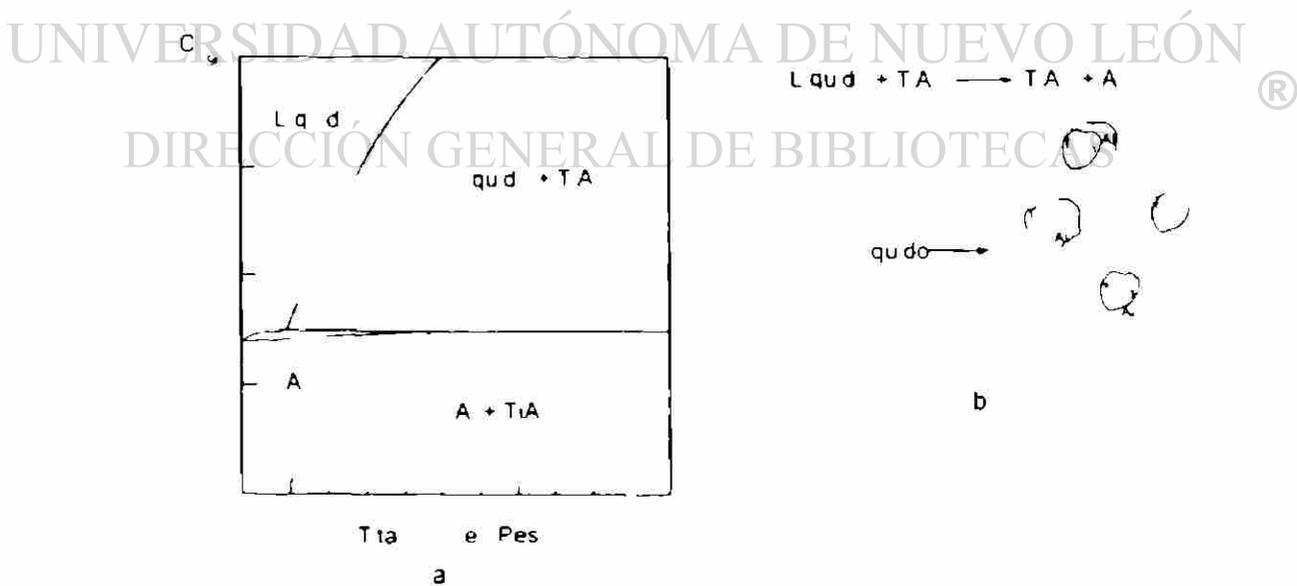
refinamiento tiene una cierta profundidad hacia el interior de la pieza a la cual depende de la geometría de la pieza y de la capacidad de extracción de calor de la tempadera

Además de refinamiento de grano e enfriamiento rápido tiene otros efectos en la microestructura como la modificación parcial de la estructura eutéctica la influencia en la redistribución y morfología de las fases ricas en Fe que se mencionó en el capítulo anterior y el más importante que es la disminución de espaciamiento interdendrítico secundario factor que mejora notablemente las propiedades mecánicas

**2.5.1.2. Refinamiento químico del tamaño de grano mediante agentes nucleantes.**

Este tipo de refinamiento de grano se logra mediante la adición de suficiente número de partículas que puedan actuar como núcleos activos para el proceso de nucleación heterogénea disminuyendo sensiblemente la necesidad de un gran subenfriamiento

Para esta reacción el titanio ha sido utilizado desde hace 50 años como refinador de grano como se muestra en el diagrama binario A-T de la Figura 2.20a se presenta la precipitación de compuesto TiA a partir de una cantidad de titanio mayor a 0.2 Este compuesto actúa como un nucleante mediante la reacción peritectica de la ecuación 2.19 a una temperatura aproximada de 665 °C (Figura 2.20b)



**Figura 2.20.** a) Diagrama de fases para el sistema A-T b) Proceso de nucleación mediante la reacción peritectica

Como ya se mencionó anteriormente la precipitación de la fase  $T_A$  sólo se da a altas concentraciones de  $T$  y debido a que este elemento es muy caro normalmente en las fundiciones se trata de refinar con contenidos de entre 0.01 a 0.03 % de  $T$  por lo que el titanio es añadido al baño metálico mediante sales de  $T$  o aleaciones maestras  $A-Ti$  en las que se observa debido a su alto contenido de titanio la presencia de fases  $T_A$ , Figura 2.21a. Es por esto que al introducir estas partículas al baño de alumina se vuelven inestables y luego de un corto tiempo desaparecen gradualmente disminuyendo su capacidad refinadora. Se ha descubierto recientemente que la adición de boro mediante aleaciones maestras  $Al-T-B$  aumenta el tiempo de vida de las partículas refinadoras mediante un proceso que aun no es comprendido. Figura 2.21b.

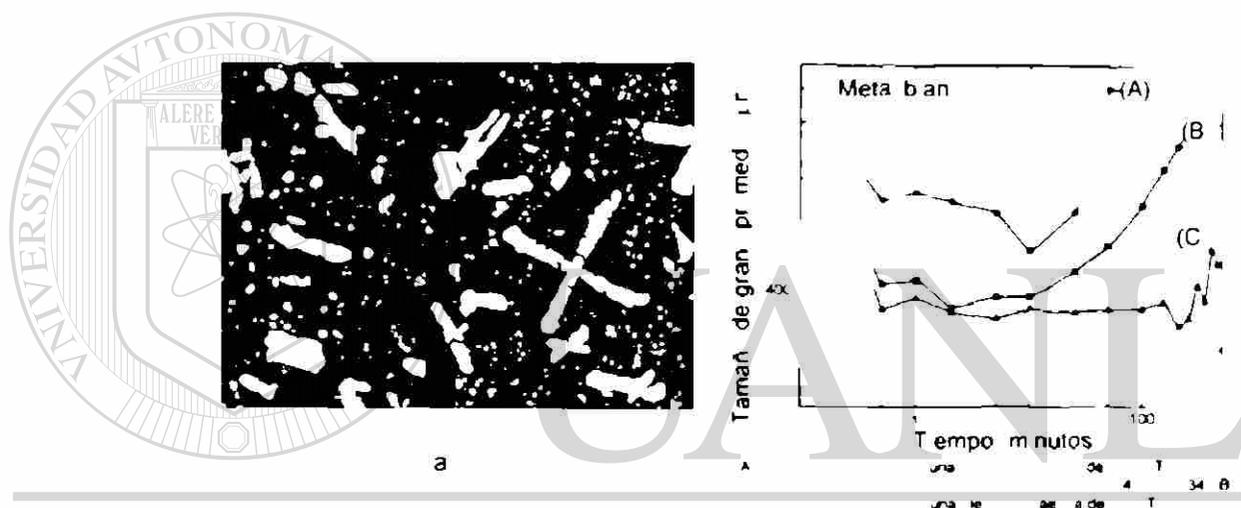
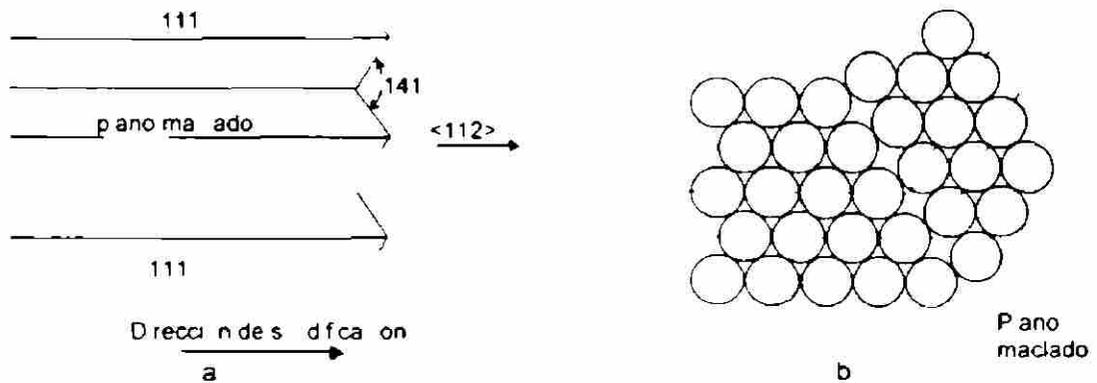


Figura 2.21. a) Microestructura de una aleación maestra comercial de  $A-Ti$  b) Capacidad refinadora de distintas aleaciones maestras.

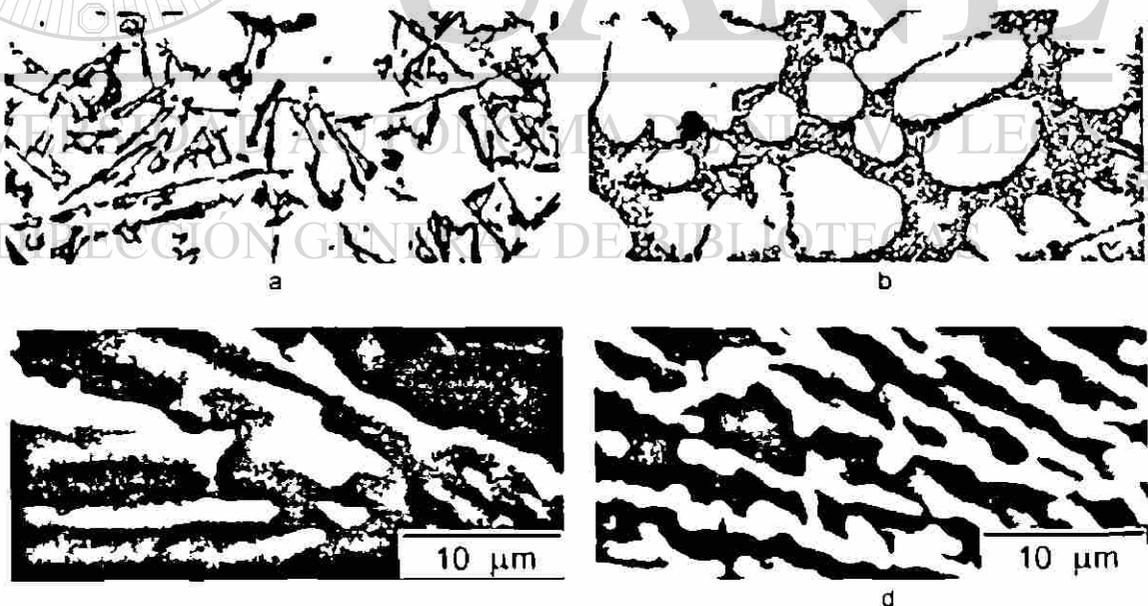
### 2.5.2. Modificación del eutéctico $Al-Si$ .

Como ya se mencionó en puntos anteriores el crecimiento de la fase eutéctica se da con una intercara facetada en ciertas direcciones cristalográficas. Figura 2.22a. Durante el crecimiento de la fase de  $S$  es muy fácil que se formen macas en el plano  $(111)$  con un ángulo de 141 grados en la interfase sólido-líquido. Figuras 2.22a y b.



**Figura 2.22.** a Representación esquemática de crecimiento de los cristales de Si b) Representación esquemática de arreglo atómico a través de plano maclado<sup>1</sup>

La modificación de la estructura eutéctica es el cambio de una morfología laminar a una fibrosa. Figura 2.23. La diferencia entre estas dos estructuras es el aumento de ramas de crecimiento durante la solidificación de la morfología fibrosa. Este aumento de ramas ha sido expuesto mediante microscopía electrónica, ya que se ha observado que la estructura modificada tiene una mayor cantidad de ramas varios ordenes de magnitudes mayor que la estructura no modificada.



**Figura 2.23.** Fotografías de estructuras eutécticas no modificadas (izquierda) y modificadas (derecha) a y b) microscopio óptico 10x c y d) microscopio electrónico de barrido

En cuanto a las propiedades mecánicas la estructura no modificada actúa como acumulador de esfuerzos internos facilitando la propagación de las fracturas disminuyendo sobre todo la resistencia al impacto en cuanto a la estructura modificada por su tamaño más fino y su forma más redondeada contribuye al aumento de esfuerzo último de tensión y sobre todo incrementa el valor de la ductilidad.

Existen dos maneras de lograr una estructura modificada:

1. Modificación por altas velocidades de enfriamiento. Esta no es realmente una modificación ya que se ha encontrado que la cantidad de panos macados no aumenta con el incremento en la velocidad de enfriamiento lo que sucede es que el tamaño promedio de las estructuras laminares disminuye.
2. Modificación química. Este tipo de modificación es provocada por la adición de elementos químicos que actúan como impurezas durante la solidificación de sílice facilitando la formación de panos macados.

#### 2.5.2.1. Modificación química del eutéctico.

Este tipo de modificación tiene lugar cuando ciertos elementos cuyo radio atómico es aproximadamente 1.646 veces el radio de sílice se agregan al baño metálico y son absorbidos en la interfaz de solidificación de la fase eutéctica de sílice funcionando como impurezas provocando el aumento de la aparición de panos macados en el Si (Figura 2.24).

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

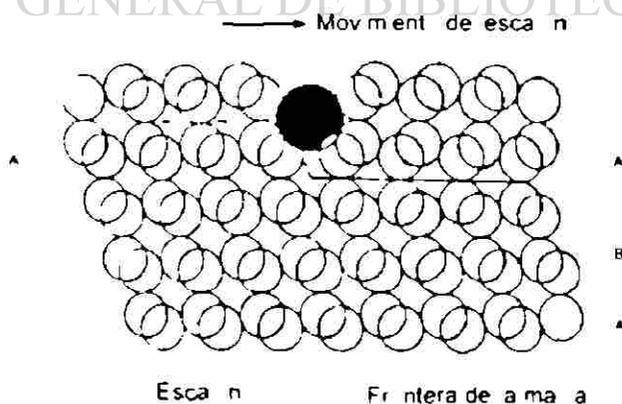


Figura 2.24 Representación esquemática de una impureza provocando una maca<sup>1</sup>

Elementos como el sodio, potasio, antimonio, rubidio, cesio, calcio, estroncio, bario, antimonio y tribofuncionan como modificadores, pero comercialmente sólo son utilizados el sodio, estroncio y antimonio. De estos tres el Na es el mejor formador de macas, pero tiene el defecto de que su efecto modificador dura muy poco tiempo. El Sb tiene una vida larga como agente activo, pero sólo se pueden obtener con él estructuras laminares. Por su parte el Sr tiene buena capacidad modificadora y su tiempo de vida activa es aceptable, por lo que es el de mayor uso a nivel industrial.

### 2.5.3. Fases ricas en Fe.

Como ya se mencionó anteriormente en la introducción, ciertos elementos como el Fe, Cu y Mg presentan baja solubilidad en estado sólido, por lo que tienden a segregarse durante la solidificación (Figura 2.25) y cuando el líquido remanente se ha enriquecido lo suficiente y alcanza la composición adecuada, se presenta la solidificación de fases ricas en estos elementos.

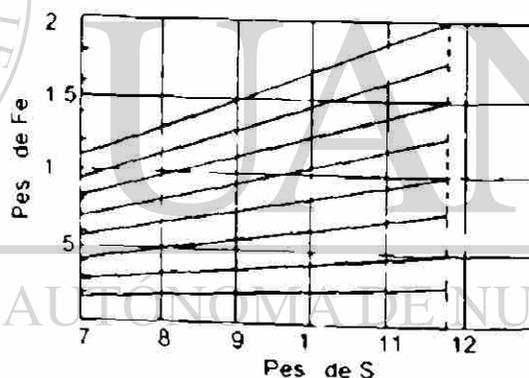


Figura 2.25. Líneas de Segregación de Fe calculadas de acuerdo a la ecuación de Sche

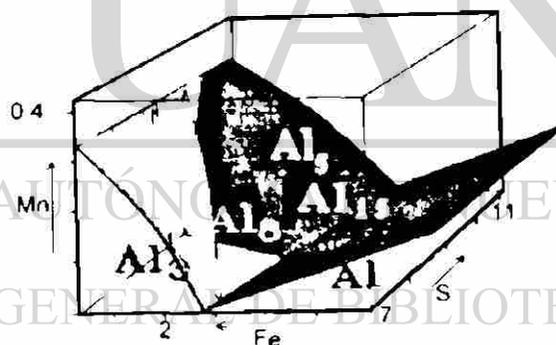
De acuerdo a la composición del líquido remanente y las condiciones de solidificación, se pueden presentar distintos tipos de fases ricas en Fe, las más comunes son la  $A-FeS$  y  $A-MnFe_2S_4$ . En la Tabla 2.3 se muestran la secuencia de precipitación de fases para una reacción hipoeutéctica  $A-S$ .

Orden de reacción	Reacción	Temperatura sug. (°C)
	A - MnFe - S primario	Pre-dendrítica
1	Desarrollo de la red dendrítica de A primario	Dendrítica
2a	$q \rightarrow A + A \cdot MnFe - S$	Post-dendrítica
2b	$q \rightarrow A + A \cdot FeS + A \cdot MnFe - Si$	Pre-eutéctica
3	$q \rightarrow A + S$	Eutéctica
	+ A FeS	Co-eutéctica
4	$q \rightarrow A + A \cdot Cu + S + A \cdot FeS$	Post-eutécticas
5	$q \rightarrow A + A \cdot Cu + S + A \cdot Mg \cdot Cu \cdot S$	Post-eutécticas

**Tabla 2.3.** Secuencia de precipitación de fases para una aleación hipoeutéctica Al-Si<sup>3</sup>

### 2.5.3.1. Sistema Al-Fe-Mn-Si.

Para facilitar el estudio de la precipitación de fases ricas en Fe se tendrá que analizar el diagrama simplificado de fases de sistema A-Fe-Mn-S de la Figura 2.26



**Figura 2.26.** Diagrama de fases de sistema A-Fe-Mn-S en el que se muestran las regiones para cada fase rica en Fe:  $A_3$ ,  $A$ ,  $Fe$ ,  $A$ ,  $Fe_2S$ ,  $A$ ,  $A \cdot FeS$ ,  $A_{15}A_1$ ,  $MnFe_3S_2$ <sup>3</sup>

Como se puede ver en el diagrama anterior se que siendo complejo por lo que tomando en cuenta que la solubilidad de Mn en Fe es muy baja y cuando es necesario se puede considerar que el contenido de Mn permanece constante durante la solidificación. De esta manera se puede simplificar el diagrama de la Figura 2.26 haciendo cortes horizontales obteniendo diagramas como los mostrados en la Figura 2.27

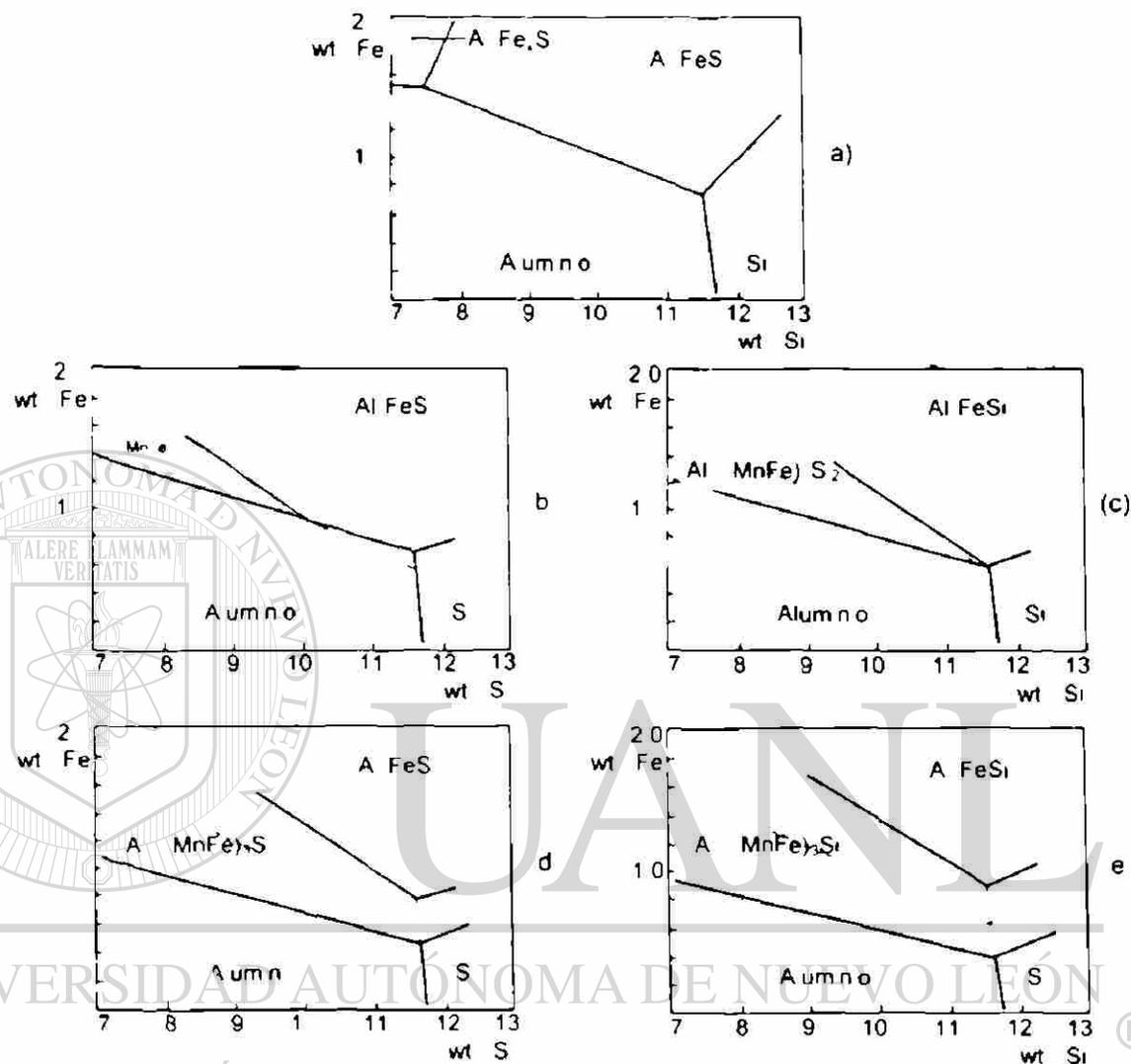
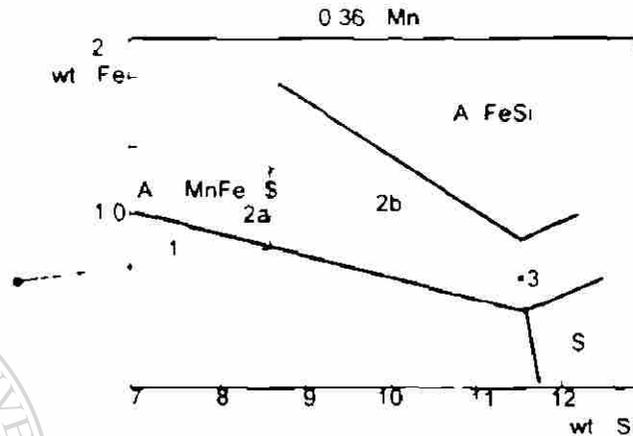


Figura 2.27. Representación simplificada de diagrama A Fe S con distintos contenidos de Mn a 0 Mn b 0.1 Mn c 0.2 Mn d 0.3 Mn e 0.4 Mn

Si se superpone a línea de segregación de Fe a un diagrama con 0.36 de Mn como se muestra en la Figura 2.27 se obtendrá la ruta de segregación y precipitación para una aleación de tipo 319 Figura 2.28

En esta última figura se puede observar que conforme se difunde el aluminio primario en forma dendrítica el contenido de Fe y S aumenta en el líquido remanente 1 cuando la línea de segregación penetra a la zona de la fase  $\alpha$  A MnFe) S, esta comienza a solidificarse a  $T_c$ . Conforme solidifica esta fase el Mn se consume y la zona A MnFe) S disminuye y

aumenta la zona de la fase  $\beta$   $Al_5FeS$  por lo que al llegar e quido a la composicion de la linea divisora entre estas dos zonas comienzan a so d fcar las dos fases juntas 2b hasta a canzar a composc ón eutéctica. Cuando se a canza a composc ón eutéctica e Al Si y la fase  $\beta$  so d fcan juntas 3



**Figura 2.28.** Ruta de segregación y precipitación de fases ricas en Fe dentro de un diagrama de fases A-Fe-S con 0.36 de Mn.

### 2.5.3.2. Fases $Al_5FeSi$ y $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ .

Como se vio en el punto anterior la fase  $Al_5FeS$  se so d fca preferencialmente en ausencia de Mn o elementos que tengan efectos similares como el Cr (Figura 2.27a). Esta fase tiene forma de paquetas vista en 2 dimensiones su forma es acicular (Figura 1.1a) su estructura es monocónica por lo cual es muy dura y frágil por su forma tiende a concentrar esfuerzos internos en la pieza además de ser sensible preferencialmente para la propagación de grietas.

Por su parte la fase  $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$  crece preferencialmente sólo en presencia de elementos como el Mn, Cr, Co, Be, Mo, N y S siendo de estos el Mn el más efectivo en cambiar de la estructura lática. Esta fase crece con estructura cúbica y es extremadamente dura más aun que la fase  $\beta$  la ventaja que presenta ante la fase  $\beta$  es su forma más compacta amada estructura china (Figura 1.1b).

## CAPÍTULO 3

### PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

#### 3.1. Obtención de muestras.

Las probetas se vacaron en condiciones de planta. Para obtener las composiciones deseadas la trayectoria del meta fue la siguiente: primeramente se fundió la aleación en un horno rotatorio de cuya el meta pasó a una estada en un horno mantenedor de reverbero. Luego de lo cual el meta fue llevado en una oía de 5 toneladas hacia una estación de desgasificado en los cuales se realizaron ajustes a la composición. Después de proceso de desgasificado el quido fue llevado a un horno mantenedor de 6 toneladas de ser necesario e ajuste final de la composición se realizó en este lugar. Este horno a su vez la menta a una estación de baja presión, las muestras fueron tomadas de este último par de hornos.

##### 3.1.1. Análisis químico.

Las probetas no fueron validadas hasta que el personal de laboratorio químico de la empresa realizara los análisis de composición de meta para cada experimento. De ser necesario la composición fue ajustada como ya se mencionó anteriormente.

Las muestras obtenidas fueron identificadas y se utilizaron para obtener la composición química final de cada muestra. Los resultados obtenidos se muestran en la Tabla 3.1. Todos los análisis se realizaron en un espectrómetro de chispa.

Prueba	Condiciones	S	Cu	Fe	Mn	Mg	Ti	Cr	Sr	A
1	Fe T Sr	6.78	3.123	0.282	0.09	0.34	0.066	0.01	0.0081	89.2
2	Fe( T Sr +)	6.66	3.045	0.330	0.14	0.27	0.069	0.013	0.0158	89.2
3	Fe(- T +) Sr	6.43	2.926	0.299	0.12	0.27	0.151	0.011	0.0078	89.6
4	Fe( ) Ti(+) Sr(+)	6.50	2.901	0.318	0.13	0.28	0.181	0.012	0.0132	89.5
5	Fe +) Ti ) Sr )	7.55	3.324	0.619	0.44	0.35	0.083	0.031	0.0088	86.7
6	Fe + T Sr +)	7.46	3.329	0.620	0.44	0.31	0.085	0.032	0.0147	86.9
7	Fe + T + Sr	7.29	3.223	0.641	0.43	0.28	0.142	0.032	0.0069	87.1
8	Fe + T + Sr(+)	7.33	3.185	0.628	0.42	0.30	0.152	0.032	0.0159	87.1

Tabla 3.1. Composición química de las distintas muestras

### 3.1.2. Velocidades de solidificación.

Para la obtención de las distintas velocidades de enfriamiento se utilizaron dos moldes: uno de arena y otro de metal. Para las bajas velocidades de enfriamiento se empleó un molde de arena equipado con un termopar en el centro de la copa, como se muestra en la Figura 3.1a, el cual permitió hacer el registro de la curva de enfriamiento. Las altas velocidades de enfriamiento se obtuvieron con el molde de metal, como se utilizó normalmente para obtener muestras estándar para el análisis químico de la aleación (Figura 3.1b); este molde fue modificado para insertar un termopar tipo K de 1.6 mm de espesor y obtener de esta manera el registro de la curva de enfriamiento.

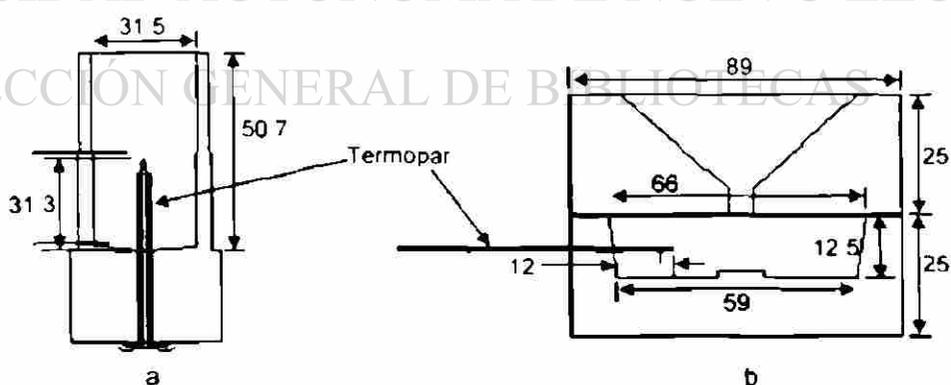


Figura 3.1. Diagrama de los moldes utilizados para el vaciado de las muestras: a) molde de arena; b) molde de metal. Las dimensiones están en mm.

### 3.1.3. Registro de las curvas de solidificación.

El registro de las curvas de enfriamiento se realizó mediante un programa diseñado para la captura de temperaturas por medio de una computadora personal. El sistema consta de una interfase digital cuya función es eliminar la punta fría de los termopares que están insertados en los moldes y una interfase analógica digital instalada en la computadora (Figura 3.2)

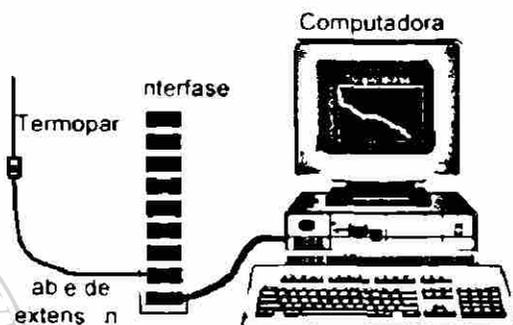


Figura 3.2. Diagrama de equipo usado para capturar las temperaturas

### 3.1.4. Corte de las muestras.

Las muestras después de ser utilizadas para obtener la composición química fina fueron seccionadas mediante una cortadora metalográfica Abrasmat c 2 tal como se muestra en la Figura 3.3 obteniendo de esta manera la cantidad necesaria de probetas para el análisis en la condición de vaciado y con los diferentes tratamientos térmicos.

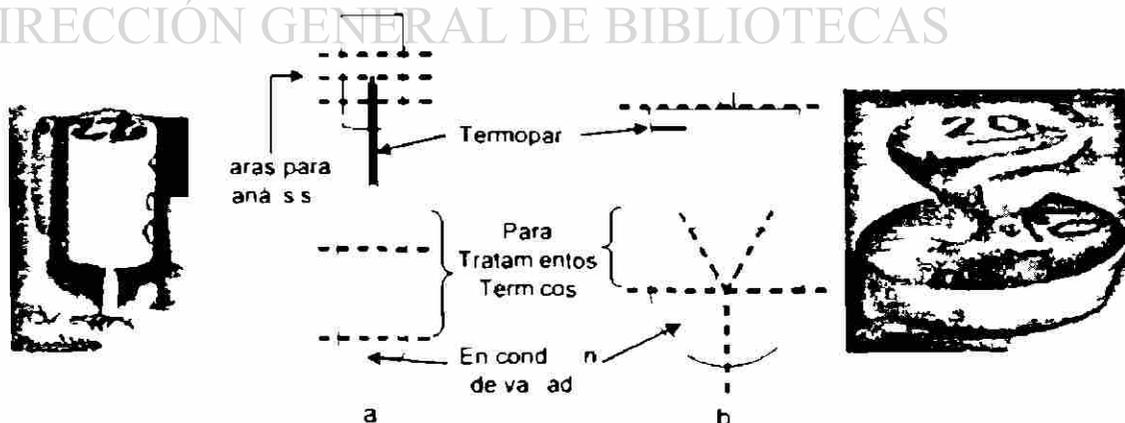


Figura 3.3. Diagrama de corte de las muestras para los distintos tratamientos térmicos a) muestra solidificada en modo de arena y b) muestra solidificada en modo de metalico

### 3.2. Tratamientos térmicos.

Durante la realización de los tratamientos térmicos se utilizó el equipo de captura de temperaturas descrito en el punto 3.1.3 con el cual se obtuvieron dos lecturas de temperaturas adicionales a las del controlador de horno: una de ellas cercana a las probetas y la otra en el centro de una de las probetas. Dichas lecturas fueron tomadas con termopares tipo K de 1.6mm de diámetro exterior. Adicionalmente todo el grupo de probetas fue empaquetado en papel aluminio para mejorar la uniformidad de la temperatura entre ellas. Este arreglo permitió tener un mayor control sobre la temperatura alcanzada en las muestras.

#### 3.2.1. Tratamiento térmico de solubilizado.

Los tratamientos térmicos de solubilizado se realizaron a temperaturas de 460, 480 y 500 °C en un horno de resistencia eléctrica Industrias SOLA BASIC Lindberg. Tomando un tiempo de permanencia a la temperatura de solubilizado de 6 horas, seguido de un enfriamiento rápido en agua a temperatura ambiente. Las curvas de temperatura tiempo registradas en cada uno de estos tratamientos se muestran en la Figura 3.4.

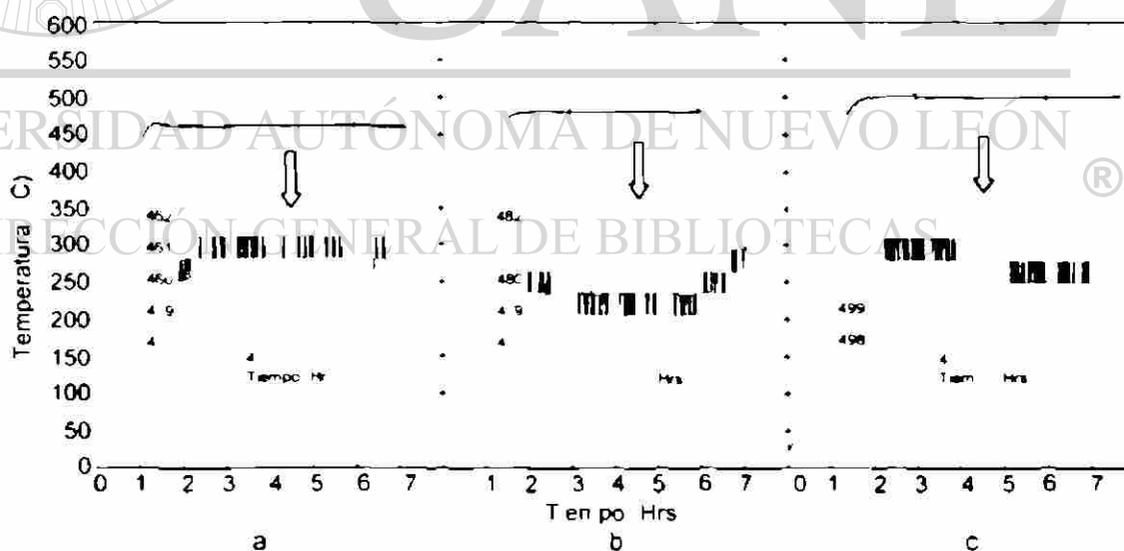
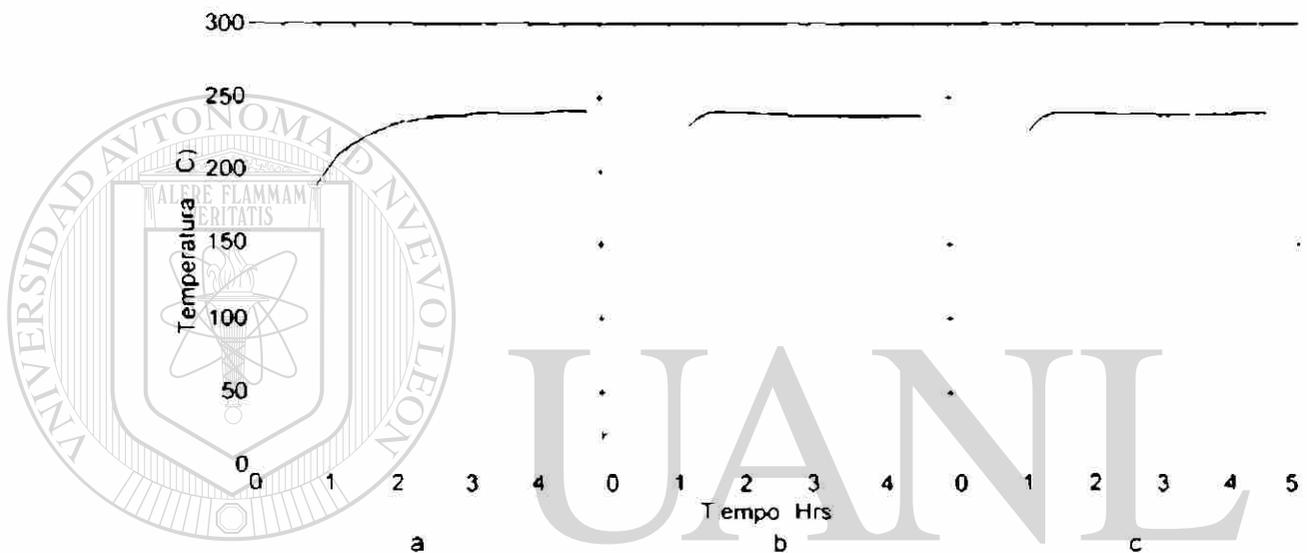


Figura 3.4. Registro de temperaturas de los tratamientos térmicos de solubilizado a 460 °C b) 480 °C y c) 500 °C

### 3.2.2. Tratamiento térmico T7 (Sobreenvejecido).

El tratamiento térmico de sobreenvejecido se realizó a una temperatura de 240 °C en un horno de resistencia eléctrica FELISA modelo 291. Tomando un tiempo de permanencia a la temperatura de solubilidad de 3 horas seguido de un enfriamiento a la aire. Debido a la cantidad de muestras se decidió tratar por separado cada uno de los grupos antes mencionados. Las curvas de temperatura-tiempo registradas en cada uno de estos tratamientos se muestran en la Figura 3.5.



**Figura 3.5.** Registro de temperaturas de los tratamientos térmicos de sobreenvejecido a) muestras solubilizadas a 460 °C b) muestras solubilizadas a 480 °C y c) muestras solubilizadas a 500 °C

## DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

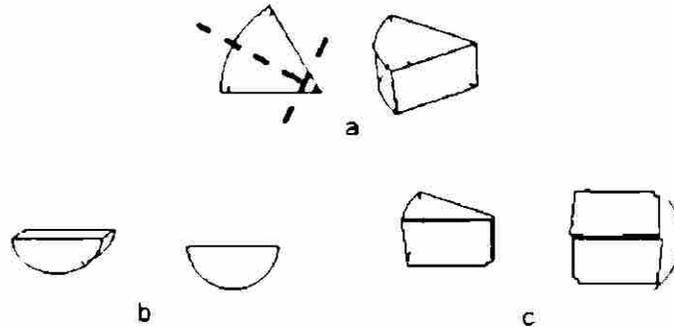
### 3.3. Preparación metalográfica y análisis microestructural.

Las muestras fueron cortadas y montadas en ucita (Figura 3.6) seguido de un desbaste en grueso y fino con lijas de SiC de 180 hasta 2400 para proseguir con un pulido fino con diamante de 3 y 1  $\mu\text{m}$  seguido de un pulido con una suspensión de sílica coloidal de 0.25  $\mu\text{m}$ .

#### 3.3.1. Análisis microestructural.

Las muestras fueron analizadas en la condición de pulido mediante microscopía óptica (Microscopio Olympus MN3) desde 50 hasta 800 magnificaciones y microscopía estereográfica

conectados ambos a un analizador de imágenes Cemex Vision versión 2.2 opcionalmente se obtuvieron fotomicrografías de ambos microscopos utilizando película ASA 100



**Figura 3.6.** a Corte fina y para muestras de enfriamiento rápido b y c montaje en uita para preparación metalográfica

Se obtuvo el análisis de las distintas fases ricas en Fe y las fases ricas en Cu y datos de parámetros como el espacio interdendrítico secundario DAS y el tamaño de grano. En la Tabla 3.2 se muestra el área analizada y las magnificaciones a las que fueron realizadas las mediciones de las fases ricas en Fe y Cu

Tipo de medida	Fases ricas en Fe		Fases ricas en Cu	
	M. de de Arena	M. de Meta. co	M. de de Arena	M. de Meta. co
Magnificaciones	200	800	200	800
Area por campo $\mu\text{m}^2$	247721.27	15188.3	247721.27	15188.3
campos	2	200	50	50
Area total $\text{mm}^2$	495442.54	3.3766	123860.63	759.415

**Tabla 3.2** Parámetros y áreas analizadas en cada muestra

De análisis de las distintas fases se obtuvieron datos como el porcentaje de área detectada, la cantidad de partículas detectadas por campo analizado y el área longitudinal y la esfericidad de cada una de las fases detectadas.

A continuación se da una breve descripción de cada uno de los parámetros medidos en el análisis de imágenes.

- 1 El porcentaje de área detectada Es el promedio de área suma de los pixels detectados a lo largo de campo analizado expresado en unidades previamente calibradas detectada en los campos analizados con respecto a área de campo
- 2 Partículas detectadas por campo Es el promedio aritmético de la cantidad de partículas fases detectadas en cada campo analizado a lo largo de las muestras
- 3 El área promedio de las fases Es el promedio de área medida en cada una de las fases partículas detectadas en el área analizada
- 4 La longitud promedio de las fases Es el promedio de la longitud máxima distancia lineal entre los dos puntos más alejados de la partícula medida en cada una de las fases partículas detectadas en el área analizada
- 5 La esfericidad Es el promedio de la esfericidad  $4 \times \text{Área} / \text{Perímetro}$  medida en cada una de las fases partículas detectadas en el área analizada

#### 3.3.1.1. Espacio interdendrítico secundario.

El espacio interdendrítico secundario (DAS) fue tomado sólo en las muestras que permanecían en condiciones de vacado ya que estos parámetros se mantienen constantes aun después de tratamiento térmico. Para obtener este dato se obtuvo el promedio de la distancia entre 40 brazos dendríticos secundarios para ello la ubicación de estos brazos se encuentra dentro de área de análisis de fases.

#### 3.3.1.2. Tamaño de grano.

Para este análisis se utilizaron las muestras en condición de vacado las cuales fueron atacadas químicamente para revelar la frontera de grano con el siguiente reactivo: nmersión durante 5 minutos en una solución compuesta de 2m HF, 3m HC y 5 m de HNO<sub>3</sub> en 190 ml de H<sub>2</sub>O.

Para determinar el tamaño de grano se utilizó el microscopio estereográfico iluminado con luz polarizada rojo, amarillo, verde y azul para remarcar las fronteras de grano de las

distintas muestras se utilizó el método de intersección nea de acuerdo a la norma ASTM E 112

### 3.3.1.3. Modificación del eutéctico Al-Si.

La obtención de grado de modificación de las muestras se logró mediante el método de comparación de las imágenes obtenidas a 200 aumentos en el microscopio óptico de cada una de las muestras que permanecían en la condición de vacado. La comparación se hizo contra la clasificación propuesta por Apean<sup>1</sup> a la cual se ha convertido en el estándar

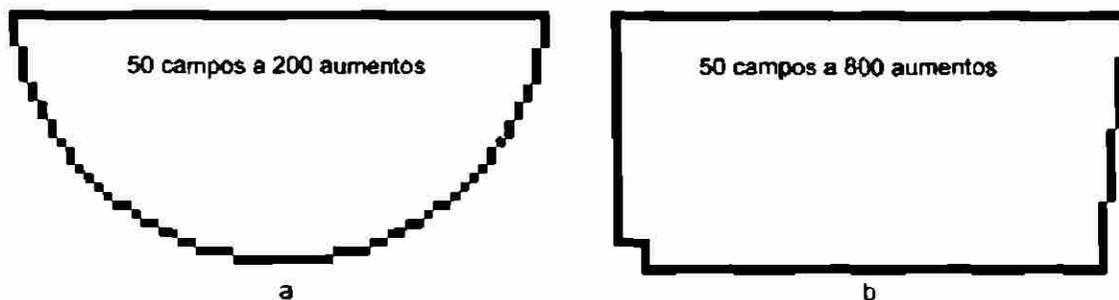
### 3.3.1.4. Análisis de fases ricas en Fe.

En el análisis de las fases ricas en Fe presentó problemas ya que no obstante que a simple vista las fases eran detectables por su color el analizador de imágenes presentaba problemas para discernir entre la matriz de aluminio y las fases ricas en hierro y las ricas en cobre sobre todo a altas magnificaciones esto debido a la similitud de los tonos entre estas fases y la matriz provocada por la digitalización de la imagen y la heterogeneidad de la iluminación en la imagen proveniente de microscopio óptico

Por lo anterior se hizo necesario hacer un contraste más fuerte entre las fases presentes en la aleación mediante el ataque químico de las probetas. El ataque químico de las muestras presentó grandes dificultades y no obstante que se utilizaron la mayor parte de los ataques reportados en la literatura<sup>12, 28</sup> y con ellos se lograba distinguir las fases con mayor facilidad no eran lo suficientemente contrastantes para ser utilizados en el analizador de imágenes de manera automática. El mejor ataque para distinguir las fases ricas en hierro sobre todo la fase  $\delta$  fue el siguiente: inmersión durante 5 minutos a temperatura ambiente en una solución compuesta de 50 ml de agua y 50 ml de ácido fosfórico  $H_3PO_4$ . Este reactivo realiza un ataque preferencial sobre la fase  $\delta$   $MnFe_3Si$  y en menor grado ataca a la fase  $\beta$   $Al_3FeSi$ .

El análisis de las fases ricas en Fe se realizó tanto en las muestras que permanecían en condición de vacado como en las que fueron sometidas a tratamiento térmico ya que a temperatura de horno durante el tratamiento térmico no alcanzó la temperatura mínima para que hubiera cambios en la morfología de estas fases. Por lo que fue posible analizar 50 campos en la misma sección de cada una de las muestras: 1 en condición de vacado y 3 muestras con distinta temperatura de solidificación como lo muestra la Figura 3.7 teniendo de esta manera

en total 200 campos para cada una de las 16 condiciones (8 composiciones distintas a 2 velocidades de solidificación).



**Figura 3.7.** Diagrama de área de análisis microestructura de las muestras (a) modo de arena (bajas velocidades de solidificación) (b) modo metálico (altas velocidades de solidificación).

### 3.3.1.5. Análisis de fases ricas en Cu.

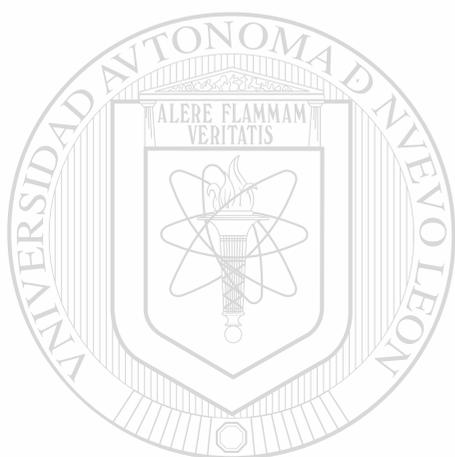
En el caso de análisis de las fases ricas en Cu, la temperatura a la que se realizaron los tratamientos térmicos de subenfriado afecta a la forma y el área de las fases, por lo que siguiendo el patrón de análisis de la Figura 3.7 se obtuvieron en total 50 campos para cada una de las 64 condiciones (una muestra en condición de vacado y tres con diferentes temperaturas de subenfriado) por 8 composiciones distintas y 2 velocidades de solidificación.

### 3.3.2. Microscopía electrónica de barrido (MEB).

El análisis se realizó en cuatro muestras en condición de vacado (dos de ellas con bajo contenido de Fe, misma composición; una de ellas vacada en el modo de arena y la otra en el modo metálico) y las dos muestras restantes que presentaban alto contenido de Fe, misma composición que las anteriores, sólo variando el contenido de Fe (una muestra vacada en modo de arena y la otra en el modo metálico).

El análisis se realizó en un microscopio electrónico de barrido MEB LEO S440. Previo a este análisis, las muestras fueron preparadas metalográficamente como se mencionó anteriormente; seguido de esto se realizaron microdentaciones cerca de las áreas con presencia de las fases de interés, ya con un buen número de dentaciones en cada muestra se procedió a tomar fotomicrografías en dichas áreas a 200 aumentos en las muestras vacadas en modo de arena y a 800 aumentos en las muestras vacadas en el modo metálico.

Con las detecciones en las muestras y las fotomicrografías se realizó la identificación de las distintas fases en el MEB donde se obtuvieron imágenes principalmente en la manera de electrones retrodispersados y una buena cantidad de análisis químicos semicuantitativos puntuales mediante EDX energía de dispersión de rayos X de las distintas fases ricas en Fe y Cu también se obtuvieron los espectros correspondientes



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## CAPÍTULO 4

### RESULTADOS Y DISCUSIÓN

#### 4.1. Espaciamiento interdendrítico secundario.

Al realizar las medidas de espaciamiento interdendrítico secundario en las muestras se comprobó que los experimentos se realizaron bajo dos regímenes de solidificación diferente. El primer de ellos con muestras solidificadas lentamente en moldes de arena mostro valores de 49.8 a 62.54  $\mu\text{m}$  y el segundo con muestras solidificadas rápidamente en molde presentar n valores de 12.61 a 17.1  $\mu\text{m}$  Tabla 4.1

Prueba	Elementos	Muestras solidificadas en moldes de arena $\mu\text{m}$	Muestras solidificadas en moldes de metales $\mu\text{m}$
1	Fe - T - S	61.45	15.65
2	Fe - T - Sr +	60.59	16.1
3	Fe - T + r	59.27	17.1
4	Fe - T + r +	61.37	16.9
5	Fe + T - r	53.95	13.21
6	Fe + T - Sr +	51.25	12.61
7	Fe + T + Sr	49.8	14.72
8	Fe + T + r +	62.54	15.75

**Tabla 4.1.** Espaciamiento interdendrítico secundario de las muestras solidificadas en moldes de arena y en molde de metales

Estas diferencias de solidificación provocan que el análisis de resultados durante el presente trabajo se haga separando las muestras de acuerdo a la velocidad de solidificación tipo de molde

## 4.2. Refinamiento de grano.

A analizar las muestras se decidió separarlas en dos grandes grupos: las muestras enfriadas en moldes de arena y las muestras enfriadas en molde metálico debido a que la velocidad de solidificación es un factor que afecta sensiblemente el refinamiento de grano.

### 4.2.1. Muestras con bajas velocidades de solidificación.

Al atacar químicamente las muestras enfriadas lentamente para revelar los granos se observó que la totalidad de las muestras presentaban granos equiaxiales. Las microfotografías de estas muestras se presentan en el Apéndice A.

#### 4.2.1.1. Efecto del contenido de Ti.

Al realizar la medición de tamaño de grano se observó que todas las muestras que tenían alto contenido de Ti mostraban tamaños de grano de entre 45 y 80  $\mu\text{m}$  más pequeño que las muestras de composición similar de bajo contenido de Ti. Esta comprobación es un buen refinamiento de tamaño de grano obtenido en las muestras de alto contenido de Ti. Los resultados obtenidos de la medición de tamaño de grano se muestran en la Tabla 4.2 y se presentan graficados contra el contenido de Ti en el Apéndice B.

#### 4.2.1.2. Efecto del contenido de Fe.

Se observó que las muestras que tienen un bajo contenido de Fe presentan un tamaño de grano menor que las que tienen alto contenido de Fe. Este fenómeno es mucho más apreciable en las muestras que tienen bajos contenidos de Ti. En dichas muestras el tamaño de grano que se obtuvo fue de 2648 y 2245  $\mu\text{m}$  para las de alto contenido de Fe y de 776 y 680  $\mu\text{m}$  para las muestras con bajo contenido de Fe. En cambio, las muestras con alto contenido de Ti presentan una disminución de tamaño de grano menos apreciable obteniéndose valores de 491 y 438  $\mu\text{m}$  para las muestras con alto contenido de Fe y de 378 y 372  $\mu\text{m}$  para las de bajo contenido de Fe. Tabla 4.2. Al graficar el tamaño de grano contra el contenido de Fe se observa más claramente esta tendencia. Apéndice B.

#### 4.2.1.3. Efecto del contenido de Sr.

En la totalidad de las muestras enfriadas lentamente se observó que en composiciones similares a aumentar el contenido de Sr el tamaño de grano tiende a disminuir en las muestras.

con composiciones de alto T este efecto se reduce mientras que en las de bajo contenido de T la reducción en el tamaño de grano se aprecia más. Apéndice B

Prueba	Indicaciones	Muestras solidificadas en molde de arena ( $\mu\text{ms}$ )	Muestras solidificadas en molde metálico ( $\mu\text{ms}$ )
1	Fe Ti Sr	776	713
2	Fe T Sr +	680	570
3	Fe Ti + Sr	378	430
4	Fe( ) T + Sr +	376	384
5	Fe + T ) Sr )	2648	754
6	Fe + T Sr +	2245	855
7	Fe + T + Sr	491	564
8	Fe(+ T + Sr +	438	436

**Tabla 4.2.** Tamaño de grano promedio obtenido para las muestras solidificadas en molde de arena y en molde metálico

#### 4.2.2. Muestras con altas velocidades de solidificación.

Al atacar químicamente las muestras enfriadas rápidamente para revelar los granos se observó que la mayor parte presentaban granos equiaxiales sólo dos muestras con bajo contenido de T presentaban granos columnares. Las microfotografías de estas muestras se presentan en el Apéndice A.

##### 4.2.2.1. Efecto del contenido de Ti.

Al realizar la medición de tamaño de grano en estas muestras se observó que las que presentaban alto contenido de T mostraban tamaños de grano de entre 25 y 49  $\mu\text{ms}$  más pequeño que las muestras de composición similar de bajo contenido de T siendo este porcentaje menor que el de las muestras enfriadas lentamente pero aun así bastante alto para las condiciones de solidificación. Los resultados obtenidos de la medición de tamaño de grano se muestran en la Tabla 4.2 y se presentan graficados contra el contenido de T en el Apéndice B.

Un punto interesante es el hecho de que las muestras con alto contenido de T solidificadas rápidamente muestran un tamaño de grano mayor que el presentado por las muestras de alto contenido de T solidificadas lentamente contrastando este comportamiento con el de las muestras de bajo contenido de T que presentan menor tamaño de grano que sus similares de bajo contenido de este elemento solidificadas en molde de arena siendo éste el comportamiento normalmente esperado.

#### 4.2.2.2. Efecto del contenido de Fe.

Se observó que las muestras que tienen un bajo contenido de Fe presentan un tamaño de grano menor que las que tienen alto contenido de Fe. Ésto se puede apreciar en la gráfica de tamaño de grano contra el contenido de Fe de Apéndice B. Esta disminución del tamaño de grano no es tan apreciable como el cambio observado en las muestras enfriadas lentamente. Lo interesante de este fenómeno de tamaño de grano se presenta en las muestras que tienen bajos contenidos de Ti. En las que se observó la presencia de granos columnares solo en las que tienen alto contenido de Fe. Apéndice A.

#### 4.2.2.3. Efecto del contenido de Sr.

En estas muestras también se encontró el mismo fenómeno de generación de tamaño de grano mencionado en las muestras solidificadas en moldes de arena y un conjunto de composiciones que no siguió esta tendencia fue el de las muestras de alto contenido de Fe y Ti. Apéndice B.

### 4.3. Modificación del eutéctico Al-Si.

Dentro del análisis microestructural se verificó el grado de modificación de las estructuras eutécticas de Al-Si de las muestras solidificadas en moldes de arena. Dichas muestras presentaron un bajo e irregular grado de modificación que puede clasificarse como Clase 3 parcialmente modificado. Esta falta de modificación se presenta en todas las muestras enfriadas lentamente haciéndose más notorio en las muestras con bajo contenido de Sr. Tabla 4.3. Este fenómeno posiblemente se deba a que al hacer los ajustes finales a las composiciones de algunos de los experimentos se agregó el Sr poco antes de que se obtuvieran las muestras por lo que la falta de homogeneización o estroncio remanente en el baño pueden ser las causas de la falta de modificación.

Al realizar el análisis de las muestras solidificadas en moldes metálicos se encontró que éstas presentaron un grado de modificación que puede clasificarse como entre Clase 4 y 5 caracterizadas por la ausencia de estructuras laminares y estructuras fibrosas respectivamente. Tabla 4.3. Este grado de modificación es causado en mayor medida por la formación de estructuras laminares finas de Si que vistas al microscopio óptico se presentan como estructuras modificadas únicamente y en menor medida al aumento en la formación de

maclas durante la solidificación de eutéctico A-S<sup>129</sup> ambos fenómenos son causados por las altas velocidades de solidificación que se tuvieron en los moldes metálicos

Prueba	Condiciones	Muestras solidificadas en moldes de arena	Muestras solidificadas en moldes metálicos
1	Fe - T - Sr	3	4
2	Fe( ) T - Sr +	3	4
3	Fe ) T + Sr	3	5
4	Fe - T + Sr +	3	4
5	Fe + T ) Sr	3	5
6	Fe + T - Sr(+)	3	4
7	Fe +) T + Sr	3	4
8	Fe + T + Sr +	3	4

**Tabla 4.3.** Grado de modificación de eutéctico A-S de las muestras solidificadas en molde de arena y en molde metálico

En este trabajo no se estudiaron los cambios sufridos por el eutéctico A-Si debidos a los diferentes tratamientos térmicos de sueldado que recibieron las muestras

#### 4.4. Análisis de fases ricas en Fe.

El análisis de las fases ricas en Fe comenzó con el procesamiento de las imágenes obtenidas de cada una de las muestras mediante el microscopio óptico y el analizador de imágenes con los cuales se obtuvieron datos acerca de porcentaje de área detectada, el área promedio de las fases, la longitud promedio de las fases y la esfericidad. El conteo de las fases se realizó diferenciando las fases  $\alpha$  y  $\beta$  de acuerdo a sus formas características: escritura chana y agujas respectivamente.

El segundo paso de análisis fue verificar la composición química de las fases ya detectadas para este fin se utilizaron las muestras de bajo y alto contenido de Fe solidificadas en moldes de arena y moldes metálicos en la condición de meta modificado y refinado esto se logró mediante el análisis semicuantitativo puntual en el microscopio electrónico de barrido de los resultados obtenidos se muestran las composiciones más representativas en la Tabla 4.4

En el estudio de las composiciones se encontró una alta similitud en ambas fases por lo que se decidió que en el análisis se tomara el comportamiento de todas las fases ricas en Fe para cada una de las distintas condiciones de vacado y composiciones químicas

estudadas. En cuanto a la clasificación que se realizó de las fases se hace sólo una breve descripción de las fases encontradas, su ubicación y cual fue el criterio de clasificación utilizado.

Composición química de la fase							Composición química de la fase $\beta$						
Enfriamiento lento y bajo contenido de Fe (0.3)													
#.i	A	S	Mn	Fe	Cu	Cr	#	Al	S	Mn	Fe	Cu	Cr
1 i	56.0	11.7	8.66	16.5	5.6	1.47	1	46.9	35.5	2.49	13.2	1.17	
2 i	55.6	12.1	9.02	15.6	5.87	1.59	2 j	55.3	19.1	3.19	16.4	5.87	
Enfriamiento lento y alto contenido de Fe (0.6)													
3 i	56.6	12.5	10.6	15.2	3.72	1.08	3 j	57.2	18.7	2.75	19.5	1.67	
4 i	56.9	10.8	4.62	18.5	9.04		4	76.8	8.99		5.45	8.77	
Enfriamiento rápido y bajo contenido de Fe (0.3)													
5 i	69.1	12.3	1.11	4.72	12.7		5 $\beta$						
6 i	77.7	10.2	1.25	4.89	5.81		6						
Enfriamiento rápido y alto contenido de Fe (0.6)													
7 i	61.9	9.39	6.54	11.9	10.1		7 $\beta$	67.5	18.3	3.77	6.94	3.39	
8 i	51.7	27.6	5.56	13.7	1.31		8 j	67.2	18.9	3.47	7.85	2.5	

**Tabla 4.4.** Análisis químico semicuantitativo de las fases  $\alpha$  y  $\beta$  bajo diferentes condiciones de vacado.

Los espectros y las imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido de cada una de las fases analizadas en la Tabla 4.4 así como sus respectivas fotomicrografías se muestran en el Apéndice C.

#### 4.4.1. Muestras con bajas velocidades de solidificación.

Los resultados obtenidos de análisis de imagen de las ocho composiciones químicas de las muestras solidificadas en moldes de arena se pueden observar en la Tabla 4.5 para facilitar el análisis preliminar de estos resultados se graficaron en el Apéndice D los datos de cada uno de los parámetros microestructurales medidos de acuerdo a su condición de vacado y su composición química.

Al comparar los valores de porcentaje de área detectado de las muestras de baja y alta velocidad de solidificación mostrados en la Figura D1 se puede observar que este valor es mayor para las de baja velocidad de solidificación.

Prueba	Condiciones	Área detectada	Área promedio de las fases $\mu\text{m}^2$	Longitud promedio de las fases $\mu\text{m}$	Esféricidad
	Fe T Sr -	1 008	108 53	40 02	0 298
2	Fe T Sr +	1 277	113 51	38 25	0 345
3	Fe T + Sr	1 181	108 25	28 85	0 311
4	Fe( T + Sr +	1 226	116 73	28 84	0 320
5	Fe + T Sr	2 692	225 32	28 72	0 502
6	Fe + T Sr +	2 970	246 26	28 44	0 525
7	Fe + T + Sr	3 138	275 40	31 93	0 493
8	Fe + T + Sr +	3 057	269 51	31 36	0 509

**Tabla 4.5.** Análisis de mágen de las fases de alto contenido de Fe de las muestras so d f cadas en moldes de arena

El área y la longitud promedio de las fases son otros parámetros que reflejan la influencia de la velocidad de so d f cación. Figuras D2 y D3 ya que se puede observar que las fases de las muestras so d f cadas en moldes de arena son de 15 a 20 veces más grandes y de 5 a 8 veces más largas que las fases de las muestras so d f cadas rápidamente. Esto se puede explicar por la cinética de crecimiento de las fases ya que las bajas velocidades de so d f cación permiten nuclearse y crecer hasta formar estructuras más definidas (estructura chinal y agujas).

Se encontró que la esféricidad de las muestras so d f cadas lentamente es baja generalmente pero las muestras de bajo contenido de Fe presentan los valores más bajos.

Figura D4

#### 4.4.1.1. Efecto del contenido de Fe.

Al observar las imágenes obtenidas durante el análisis de mágen de las muestras de bajo contenido de Fe so d f cadas lentamente se puede apreciar que la mayor parte de área detectada está ocupada por la fase  $\text{Al}_2\text{SiO}_5$  (aguas) las cuales se localizan en el eutéctico de A-S. Esto puede apreciarse en la Figura 4.1a en la cual se muestra la micrografía de la prueba 1 [Fe T y Sr] después de ser procesada en el analizador de mágenes en el cual se observa la microestructura en general y las fases detectadas al realizar el análisis de mágen fase a fase en color morado y fase en color amarillo. Las imágenes obtenidas para la totalidad de las condiciones de vacado en la condición de ataque y después de análisis de mágen se muestran en el Apéndice E.



**Figura 4.1.** Fotomicrografas de análisis de las fases ricas en Fe de las muestras modificadas entamente a Prueba 1 [Fe - Ti - Sr ] y b Prueba 5 [Fe + Ti - Sr ]

En las muestras de alto contenido de Fe se encontraron en su totalidad las fases  $\alpha$ -Al, MnFeS<sub>2</sub> con forma de estructura hñna. Figura 4.1b a cuya tendencia a ubicarse dentro de la matriz de aluminio y en muy pocas ocasiones se localizan aguas de la fase  $\beta$  que se localizan en el eutéctico de Al-Sr. En la Figura 4.1b se puede apreciar la fotomicrografía de la prueba 5 [Fe + Ti - y Sr ] en la cual se pueden observar las dos fases detectadas al realizar el análisis de imagen: fase  $\alpha$  en color morado y fase  $\beta$  en color amarillo. El resto de las imágenes de las muestras de alto contenido de Fe modificadas en moldes de arena se muestran de las Figuras E5 a la E8 de Apéndice E.

Al comparar los resultados de las muestras con bajo y alto contenido de Fe se encontró que las primeras presentan por lo general valores menores en la mayoría de los parámetros microestructurales analizados, a unca que no siguió esta tendencia fue el longitud promedio de las fases. Figura F1.

El primer parámetro analizado fue el área de fase detectada en cada campo a cuya presenta valores de entre 1.0 y 1.3 de área total analizada para las muestras de bajo contenido de Fe y de 2.6 a 3.2 de área total analizada para las muestras de alto contenido de Fe encontrándose que las muestras sin refinamiento y sin modificación presentaban las áreas detectadas con valores más bajos lo que puede explicarse por ser esta la muestra con contenidos de Fe más bajos en ambas composiciones. Figura F1a y F4. Otro punto importante es que tanto en las muestras de bajo contenido de Fe como en las de alto contenido se encontró que conforme se aumenta el contenido de Fe el área de fase detectada aumenta también. Tabla 4.5 y Tabla 3.1.

El área promedio de las fases presenta la misma tendencia a la alza sólo que el aumento no es tan pronunciado ya que este parámetro presenta aumentos de entre el 107 y el 154 a cambiar el contenido de Fe de bajo a alto. En las Figuras F1b y F4 se puede observar que los valores de las muestras de alto contenido de Fe presentan un aumento en el área promedio de las fases conforme se incrementa el contenido de Fe.

La única variable que fue a la baja al aumentar el contenido de Fe fue la longitud promedio de las fases (Figura F1c) ya que ésta tiende a disminuir obteniéndose disminuciones desde el 17 hasta el 28 (Figura F4) esto se puede explicar por la aparición de agujas largas vista en dos dimensiones de la fase  $\beta$  propiciadas por el bajo contenido de Mn en la composición química de las muestras con bajos contenidos de Fe lo que hace que no se cumpla la relación de 2 a 1 entre el Fe y el Mn factor que favorece el crecimiento de la fase  $\beta$ .

La esfericidad es otra variable que se puede apreciar a la alza en la Figura F1d con valores entre 0.29 a 0.35 para las muestras de bajo contenido de Fe hasta valores de entre 0.49 y 0.53 (Tabla 4.5) este aumento en la esfericidad puede ser atribuido también a la formación de la fase en forma de agujas en las muestras de bajo contenido de Fe y Mn.

#### 4.4.1.2. Efecto del contenido de Ti.

En la Figura F2 se muestran los promedios de los valores obtenidos de analizador de imágenes para las fases ricas en Fe de las muestras soñificadas en moldes de arena los cuales se encuentran graficados de acuerdo a su contenido de Ti en estas gráficas se puede observar que sólo las muestras de alto contenido de Fe presentan tendencias a aumentar el valor de parámetros como el área detectada por campo, el área promedio de las fases y la longitud promedio de las fases conforme se aumenta el contenido de Ti en las muestras y pasar de muestras sin refinamiento con valores de alrededor de 0.8 a valores de 0.15 en las muestras refinadas. El único parámetro que no siguió la tendencia es la esfericidad la cual se comportó como en las muestras de bajo contenido de Fe esto es sin un cambio apreciable a lo largo de los diferentes contenidos de Ti.

#### 4.4.1.3. Efecto del contenido de Sr.

Analizando las Figuras F3 y F6 en la que se muestran los distintos parámetros microestructurales medidos en las muestras soñificadas en moldes de arena graficados contra su contenido de Sr se puede determinar que el contenido de este elemento no juega un papel importante en la formación y crecimiento de las fases ricas en Fe.

#### 4.4.2. Muestras con altas velocidades de solidificación.

En la Tabla 4.6 se presentan los resultados obtenidos de análisis de imágenes de las ocho composiciones químicas de las muestras solidificadas rápidamente en modo metálico. Estos valores también se graficaron en el Apéndice D de acuerdo a su condición de vacado y su composición química.

El porcentaje de área detectada para estas fases es un poco menor como ya se mencionó anteriormente. Esta diferencia se le puede atribuir a la imposibilidad práctica de detectar fases demasiado pequeñas ya que éstas no tuvieron tiempo suficiente para crecer durante la rápida solidificación propiciada por el modo metálico (Figura D1).

En estas muestras se presentaron estructuras más pequeñas que las muestras solidificadas lentamente. El área promedio de las fases se encuentra entre  $4$  y  $14 \mu\text{m}^2$  y su longitud promedio es de  $3$  a  $8 \mu\text{m}$ . Tabla 4.6. Las altas velocidades de solidificación hacen que la forma de las fases sea poco definida y achatada, siendo estos factores que aumentan sensiblemente la esfericidad de las partículas. Figuras D4.

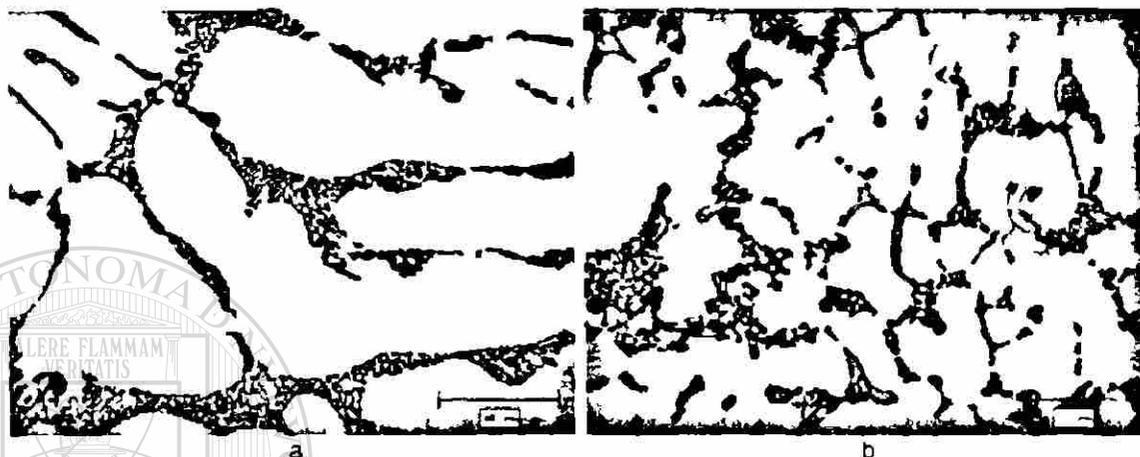
Prueba	Composiciones	Área detectada	Área promedio de las fases $\mu\text{m}^2$	Longitud promedio de las fases $\mu\text{m}$	Esfericidad
1	Fe( Ti ) Sr	0.931	4.86	3.72	0.710
2	Fe( Ti ) Sr +	1.074	4.97	3.81	0.687
3	Fe ) Ti (+ Sr )	1.058	6.21	4.35	0.652
4	Fe ) Ti +) Sr +	0.927	5.5	3.99	0.667
5	Fe + Ti ) Sr	2.556	4.56	3.90	0.679
6	Fe + Ti Sr +)	2.511	4.17	3.60	0.684
7	Fe + Ti + Sr	2.922	13.09	7.98	0.539
8	Fe + Ti + Sr +	2.577	13.27	8.04	0.527

**Tabla 4.6.** Análisis de imágenes de las fases de alto contenido de Fe de las muestras solidificadas en modos metálicos.

##### 4.4.2.1. Efecto del contenido de Fe.

A observar las imágenes obtenidas durante el análisis de imágenes de las muestras de bajo contenido de Fe solidificadas rápidamente se puede apreciar que la mayor parte de área detectada está ocupada por fases pequeñas localizadas en el eutéctico de Al-S como se observa en la Figura 4.2a. Durante el análisis de imágenes se decidió clasificar estas pequeñas fases por no tener forma aguda como fases Al-MnFe-S<sub>2</sub>, por lo cual se encuentran

coloradas de morado no obstante que esta condición de vacado presentó los menores contenidos de Fe y Mn. La totalidad de las imágenes obtenidas bajo estas condiciones de vacado se pueden apreciar en el Apéndice E en la condición de ataque y después de análisis de imagen de las Figuras E9 a a E12.



**Figura 4.2.** Fotomicrografas de análisis de las fases ricas en Fe de las muestras solidificadas rápidamente a Prueba 1 [Fe - Ti - Sr -] y b Prueba 5 [Fe + Ti - Sr -]

En las muestras de alto contenido de Fe se encontraron fases con dos morfologías diferentes la primera de ellas eran una muy similar en su forma a las encontradas en las muestras de bajo contenido de Fe esto es fases pequeñas de morfologías compactas ubicadas en el eutéctico de A-S las cuales fueron clasificadas como fase  $\alpha$ -A<sub>1</sub>(MnFe)Si<sub>2</sub> la composición química de estas fases tiene valores mayores en el contenido de Fe y Mn que el de las muestras de bajo contenido de Fe solidificadas en el mismo tipo de modo pero aun menores al de las muestras solidificadas en modos de arena. La segunda fase algo más grande y de formas alargadas que también se encuentran ubicadas en el eutéctico A-S se clasificó por su forma como la fase  $\beta$ -A<sub>3</sub>FeS esta estructura presentó contenidos de Fe y Mn un poco menores a los encontrados de la primera fase detectada en estas muestras. En la Figura 4.2b se puede apreciar la micrografía de la prueba 5 [Fe + Ti - y Sr -] solidificada en modo metálico en la cual se pueden observar las dos fases detectadas a realizar el análisis de imagen fase  $\alpha$  en color morado y fase  $\beta$  en color amarillo. El resto de las imágenes de las muestras de alto contenido de Fe se muestran de la Figura E13 a a E16 de Apéndice E.

Las muestras de alto contenido de Fe presentan por lo general valores mayores que las de bajos contenidos de Fe so d ficadas rápidamente en los valores referentes a área promedio por part cu a y a promedio de porcentaje de área detectada por campo

A comparar los resultados de las muestras con bajo y alto contenido de Fe se encontró que estas muestras no presentan las mismas tendencias que en las so d ficadas en modos de arena esto es que solo en algunas ocasiones a menores contenidos de Fe se presentan valores menores en los parámetros microestructura es analizados. Figura F7

El primer parámetro analizado es el área de fase detectada en cada campo el cual presenta valores de entre 0.9 y 1.1 de área total analizada para las muestras de bajo contenido de Fe y de 2.5 a 2.9 de área total analizada para las muestras de alto contenido de Fe encontrándose que las muestras sin refinamiento y sin modificación presentaban las áreas detectadas con valores más bajos lo que puede explicarse por ser ésta la muestra con contenidos de Fe más bajos para ambas composiciones. Figura F7a y F10. La relación entre el aumento de contenido de Fe y el aumento en el área de fase rica en Fe encontrada en las muestras so d ficadas en modos de arena no se sigue a la perfección en las muestras so d ficadas rápidamente encontrándose que solo las muestras con más contenido de Fe presentaban los mayores valores encontrados (Tabla 4.6 y Tabla 3.1).

El área promedio de las fases presenta valores muy homogéneos de entre 4.86 y 6.21  $\mu\text{m}^2$  en las muestras de bajo contenido de Fe mientras que para las de bajo contenido de Fe se presentan dos tendencias una a la alza para las muestras refinadas en la cual el tamaño de las partículas alcanza valores de alrededor de 13  $\mu\text{m}^2$  mientras que para las muestras sin refinamiento se encontraron valores de 4.17 y 4.56  $\mu\text{m}^2$  de la muestra modificada y la de metal blanco. (Figura F7b y Tabla 4.6) este extraño comportamiento se puede relacionar con la cantidad de fases por campo encontradas en estas dos muestras tales valores oscilan alrededor de 80 y 90 fases por campo mientras que el resto de las muestras presentan valores de entre 23 y 33 partículas por campo analizado.

La longitud promedio de las fases presentó una tendencia muy similar al área promedio de las fases. (Figura F7c) este comportamiento también se le puede atribuir a la cantidad de partículas detectadas por campo analizado. Un punto muy importante a analizar en los valores graficados de esta variable es que en las dos muestras de alto contenido de Fe muestra refinada y muestra modificada y refinada que tienen cantidades normales de fases detectadas por campo alrededor de 30 la longitud de las fases tiende a aumentar alrededor de un 100.6

con respecto a sus tamaños de bajo contenido de Fe. Lo interesante de estos resultados es que se contraponen con los obtenidos en las muestras solidificadas en moldes de arena (Figura F10) mostrando esto que a bajos contenidos de Fe a las velocidades de solidificación tienen un efecto mayor de disminución de tamaño de las fases ricas en Fe que el efecto de formación de agujas largas de la fase  $\beta$  producto de la reacción 2 a 1 entre el Fe y el Mn.

La única variable que siguió una tendencia a la baja al aumentar el contenido de Fe fue la esfericidad (Figura F7d) mostrando de esta manera que las altas velocidades de solidificación tienen un efecto preponderante en la disminución de crecimiento y desarrollo de las fases, lo que hace que se formen sólo partículas pequeñas y muy compactas aumentando la esfericidad.

#### 4.4.2.2. Efecto del contenido de Ti.

En la Figura F8 se presentan los promedios de los valores obtenidos de analizador de imágenes para las fases ricas en Fe de las muestras solidificadas en molde metálico graficados de acuerdo a su contenido de Ti. En estas gráficas se puede observar que sólo las muestras de alto contenido de Fe presentan la misma tendencia a la baja que presentan las muestras solidificadas entamente en moldes de arena, sobre todo en el área promedio de las fases y la longitud promedio de las fases. El único parámetro que cambia su comportamiento es la esfericidad, la cual sigue una tendencia pronunciada a la baja al aumentar el contenido de Ti en las muestras de alto contenido de Fe.

#### 4.4.2.3. Efecto del contenido de Sr.

En la Figura F9 se muestran los distintos parámetros microestructurales medidos en las muestras solidificadas en molde metálico graficados contra su contenido de Sr, encontrándose que a guisa que en las muestras solidificadas entamente el Sr juega un papel importante en la formación y crecimiento de las fases ricas en Fe.

### 4.5. Análisis de fases ricas en Cu.

Es conveniente mencionar que al realizar la planeación de las composiciones de los experimentos de presente trabajo el contenido de Cu no fue tomado como una variable, pero los resultados de análisis químico fina presentado de la Tabla 3.1 muestran que las composiciones de bajo contenido de Fe también presentan una general disminución en el contenido de Cu mostrando valores de 0.20 a 0.29 en peso de Cu, menos que las muestras

de a to contenido de Fe por lo anterior se hace una diferenciaci3n durante e an3sis de las distintas muestras tomando en cuenta s e contenido de Fe es a to o bajo s endo esto una referencia tamb3n de contenido de Cu

A hacer e an3sis qu3mico de las fases de a to contenido de Cu Tab a 4.7 en e microscopio e electr3nico de barrido se encontr3 que e contenido de este elemento vara de manera s gnificativa con e cambio de velocidad de solidificaci3n encontr3ndose va ores de 50 a 55 % de Cu en peso para las muestras solidificadas en mo des de arena y va ores entre 25 y 40 para las muestras solidificadas r3p damente en mo de met3lico

Composici3n qu3mica de las fases ricas en Cu								
Enframamiento lento y Fe				Enframamiento r3pido y Fe				
#	A	Cu	S	#	A	Cu	S	
1	46.27	51.47	2.27	5	62.68	37.32		
2	46.18	51.44	2.38	6	73.95	26.05		
Enframamiento lento y Fe +				Enframamiento r3pido y Fe +				
3	42.15	55.47	2.38	7	53.09	37.93	7.93	
4	42.25	55.41	2.34	8	65.85	34.15		

**Tabla 4.7.** An3sis qu3mico semcuantitativo de las fases de a to contenidos de Cu precipitadas durante la solidificaci3n bajo diferentes condiciones de vacado

Los espectros y las im3genes obtenidas en e microscopio e electr3nico de barrido de cada una de las fases analizadas en la Tab a 4.7 as como sus respectivas fotomicrografas se muestran en el Ap3ndice G

#### 4.5.1. Muestras con bajas velocidades de solidificaci3n.

Los resultados obtenidos de an3sis de imagen de las ho composiciones qu3micas de las muestras solidificadas en mo des de arena se pueden observar en la Tab a 4.8

Para facilitar e an3sis preliminar de estos resultados se graficaron en e Ap3ndice H los datos de cada uno de los par3metros microestructurales medidos en las muestras que permanecan en la condici3n de vacado s n tratamiento t3rmico de subizado graficandose de acuerdo a su condici3n de vacado velocidad de solidificaci3n y su composici3n qu3mica

Prueba	Tratamiento térmico	Condiciones	Área detectada	Fases promedio detectadas por campo	Área promedio de las fases	Longitud promedio de las fases	Esfericidad
1	Cond Vac	Fe T Sr	1 183	61 86	47 39	12 94	0 657
1	So 460 C	Fe T Sr	0 963	51 24	46 58	12 71	0 685
1	So 480 C	Fe T Sr	0 695	38 28	45 2	12 06	0 726
1	So 500 C	Fe T Sr	409	19 14	53 02	13 47	0 700
2	Cond Va	Fe T Sr +	1 391	59 7	57 75	13 91	0 651
2	So 46 C	Fe T Sr +	0 920	46 78	48 72	12 55	0 708
2	So 480 C	Fe T Sr +	0 789	29 48	66 31	14 98	0 684
2	S 500 C	Fe T Sr +	0 587	21 9	66 42	14 56	0 686
3	Cond Va	Fe T + Sr	892	4 92	54 04	13 57	0 640
3	S 460 C	Fe T + Sr	1 51	45 7	56 99	13 57	0 703
3	So 48 C	Fe T + Sr	668	24 96	66 30	14 80	0 694
3	So 500 C	Fe T + Sr	0 102	7 62	33 48	9 99	0 749
4	Cond Vac	Fe T + Sr +	0 896	42 76	51 93	13 38	0 649
4	S 460 C	Fe T + Sr +	1 072	46 22	57 47	13 30	0 719
4	So 480 C	Fe T + Sr +	553	21 52	63 71	14 82	0 671
4	S 500 C	Fe T + Sr +	447	16 9	65 58	14 71	0 705
5	Cond Vac	Fe + T Sr	1 3 5	43 64	74 11	15 60	0 62
5	So 460 C	Fe + T Sr	1 452	43 1	83 48	15 98	0 677
5	S 480 C	Fe + T Sr	1 098	33 94	80 16	16 14	0 682
5	S 500 C	Fe + T Sr	0 626	18 82	82 45	16 33	663
6	Cond Va	Fe + T Sr +	1 627	50 96	79 95	16 04	630
6	S 460 C	Fe + T Sr +	1 380	39 96	85 58	16 67	0 668
6	So 480 C	Fe + T Sr +	0 860	25 14	84 83	16 97	657
6	S 500 C	Fe + T Sr +	679	17 8	94 50	17 29	0 661
7	Cond Vac	Fe + T + Sr	1 71	45 54	93 06	17 56	606
7	S 460 C	Fe + T + Sr	0 6 3	23 36	64 1	14 61	0 647
7	So 48 C	Fe + T + Sr	0 393	11 66	8 64	16 1	649
7	So 500 C	Fe + T + Sr	393	11 66	90 88	17 05	0 675
8	Cond Va	Fe + T + Sr +	1 88	39 56	68 18	14 51	0 639
8	S 46 C	Fe + T + Sr +	0 649	21 5	74 81	15 41	676
8	S 480 C	Fe + T + Sr +	0 751	18 28	101 80	18 7	0 655
8	S 500 C	Fe + T + Sr +	237	6 52	90 18	17 79	605

Tabla 4.8. Análisis de imagen de las fases de alto contenido de Cu segregadas durante la solidificación en las muestras solidificadas en moldes de arena

A comparar los valores de porcentaje de área detectado en las muestras de baja y alta velocidad de solidificación. Figura H1 no se observa ninguna tendencia predominante

La cantidad de partículas detectadas por campo se graficaron en la Figura H2 en la que se observa una clara tendencia decreciente de la cantidad de fases conforme el baño metálico es tratado metaúrgicamente pasando de meta blanco a meta modificado o refinado y finalmente meta modificado y refinado.

El área y la longitud promedio de las fases graficadas en las Figuras H3 y H4 respectivamente se puede observar la influencia de la velocidad de solidificación sobre el tamaño y longitud de las fases ya que las muestras solidificadas en moldes de arena son de 7 a 30 veces más grandes y de 2 a 5 veces más largas que las fases de las muestras solidificadas rápidamente.

Otro punto a tomar en cuenta al revisar los valores de área y la longitud de las muestras solidificadas en moldes de arena es el claro decaimiento en los valores de las muestras de bajo contenido de Fe con respecto a las de alto contenido de Fe. Como ya se mencionó anteriormente las muestras de bajo contenido presentan valores de entre 0.20 y 0.29 en peso de Cu menores que sus similares de alto contenido de Fe por lo que se pueden relacionar estas disminuciones en el área promedio de las fases (de entre 23.9 para las muestras refinadas y modificadas y 41.93 en las muestras solamente refinadas) y en la longitud promedio de las fases (de entre 7.8 para las muestras refinadas y modificadas y 22.8 en las muestras solamente refinadas) en el contenido de Cu en el metal.

Por lo expuesto en el párrafo anterior se decidió que al hacer el análisis de la influencia de las temperaturas de solidificación sobre los parámetros microestructurales analizados se tomara en cuenta el contenido de Cu. Apéndice por lo que se compararon los valores de las muestras de composiciones similares en cuanto a Ti y Sr en bajo y alto contenido de Fe para así tener una referencia de la influencia del contenido de Cu en el crecimiento de las fases.

Se encontró que la esfericidad de las muestras solidificadas lentamente es menor que la de las muestras solidificadas en medio metálico. Al analizar las muestras de bajo y alto contenido de Fe solidificadas en moldes de arena se encontró que las de alto contenido de este elemento presentaban valores un poco menores a las de bajo contenido. Figura H5.

#### 4.5.1.1. Muestras en la condición de vaciado.

Las muestras de menor contenido de Cu para todas las condiciones de vaciado presentan un porcentaje de área menor que las de las muestras de mayor contenido de Cu. Este comportamiento también se presenta en lo referente al área y la longitud promedio de las fases. Figuras 1a c d y 4a c d.

Con relación a la esfericidad y comportamiento anterior cambia totalmente a encontrarse que las muestras de menor contenido de Cu-Fe- presentan por lo general vaiores un poco mayores que los mostrados por las muestras de mayor contenido de Cu-Fe. Figuras 1e-14e. Estos dos comportamientos pueden relacionarse ya que al aumentar el tamaño de las fases las cuales comienzan a crecer en el quilo remanente durante la solidificación tienen una restricción en sus direcciones de crecimiento esto es que crecen en los huecos que de anteaumino primario y eutéctico A-S además de las fases ricas en Fe lo que hace que adquieran formas cada vez más complejas disminuyendo de esta manera su grado de esfericidad.

Los datos obtenidos de la cantidad de partículas detectadas por campo analizado mostraron una tendencia muy similar a la esfericidad. Figuras 1b-4b. Esto también se podrá asociar a la restricción en el crecimiento provocada por la solidificación de la mayor parte de metales decir que a menor contenido de Cu se requiere que solidifique mayor cantidad de aluminio para alcanzar la composición eutéctica haciendo que los sistemas donde se acumula el metal segregado se hagan más pequeños y se comuniquen un sistema otros cada vez menos provocando el aumento de las fases y la disminución de fases grandes de formas intrincadas.

#### 4.5.1.2. Efecto de los tratamientos térmicos de solubilizado.

Al observar las microestructuras de las muestras solidificadas en moldes de arena en la condición de vacado. Apéndice J y compararlas con las microestructuras de las muestras solubilizado a 460, 480 y 510 °C. Apéndices K, L y M respectivamente se comprobó que los cambios microestructurales encontrados se relacionaban a la esfericidad de las partículas de S<sub>2</sub> de eutéctico principal de la aleación efecto que no se estudió en el presente trabajo y también se presentaron cambios en la morfología de las fases ricas en Cu. A<sub>2</sub>Cu no se observó aumento de la porosidad y al hacer la inspección visual de las piezas no se encontraron rastros de fusiones parciales. Agrumeo lo que comprueba que a las temperaturas de solubilizado no se presentó la fusión de eutéctico primario de materia.

Al analizar los resultados de las imágenes obtenidas de las muestras tratadas térmicamente se observó que en ocasiones los resultados no siguen la tendencia lógica a ser comparados con la muestra en que se analizó en la condición de vacado es decir que los resultados siguen una tendencia hacia la alza o hacia la baja dependiendo del parámetro microestructural analizado. Esto se debe a dos factores el primero de ellos es inherente a la materia que durante su proceso de solidificación segrega estas fases ricas en Cu lo que provoca variaciones notables en la cantidad de fases detectada no obstante a gran cantidad de

campos analizados en las muestras. El segundo factor se debe a que los datos reportados de los parámetros microestructurales son el promedio de los datos medidos en las fases encontradas y al subsobir las piezas las partículas fases más pequeñas tienden a desaparecer lo que hace que los promedios cambien notablemente.

En las gráficas mostradas en las Figuras 11a-4a e 15 de Apéndice I se observa claramente la tendencia a la baja que sigue el porcentaje de área detectado obteniéndose valores finales de entre 0.123 y 0.679 siendo en promedio los valores más bajos para las muestras de menor contenido de Cu-Fe.

Los datos obtenidos de la cantidad de partículas detectadas por campo analizado para las muestras sometidas a los tratamientos térmicos de subsobido mostraron una clara tendencia a la baja (Figuras 11b-4b e 6) siendo este resultado de la desaparición de las partículas pequeñas provocada por la difusión de Cu hacia la matriz de aluminio primario. En estas muestras también se observa la gran que en las muestras sin tratamiento térmico que las muestras de mayor contenido de Cu-Fe<sup>+</sup> presentaban valores menores que los de las muestras con menor contenido de Fe.

En lo referente a área y longitud promedio de las fases (Figuras 11c-d-4c-d y 7-18) se observan claras tendencias a la alza lo que se puede explicar en base a la difusión de las partículas más pequeñas por lo que el promedio de área y longitud de las fases aumenta de manera significativa aunque al desaparecer las fases más pequeñas las grandes y medianas también disminuyen su tamaño lo que provoca que solo haya un ligero aumento en los valores obtenidos para estas variables. En estos resultados se observa que las muestras tratadas térmicamente de menor contenido de Cu-Fe también siguen la tendencia observada en las muestras que permanecen en la condición de vacado esto es valores menores que los reportados por las muestras con mayor contenido de Cu-Fe<sup>+</sup>.

La esfericidad tiende a aumentar en el tratamiento térmico este resultado ya era esperado (Figuras 1e-4e-9) debido a la difusión de Cu y a la fragmentación de las fases. Esta variable siguió la misma tendencia que la cantidad de partículas detectadas.

#### 4.5.2. Muestras con altas velocidades de solidificación.

En la Tabla 4-9 se muestran los resultados obtenidos de análisis de imagen de las ocho composiciones químicas de las muestras solidificadas rápidamente en medio metálico. Estos valores también se graficaron en el Apéndice H para las muestras que permanecen en la

condición de vacado sin tratamiento térmico de subizado separándose los datos de acuerdo a su condición de vacado y su composición química

La cantidad de partículas detectadas por campo se muestran graficadas en la Figura H2 donde se observa una tendencia más clara que la observada en las muestras solidificadas en moldes de arena. Esta tendencia a la disminución de la cantidad de fases conforme el baño metálico es tratado metaúrgicamente pasando de meta blanco a meta modificado o refinado y finalmente meta modificado y refinado da como resultado disminuciones desde 67.96 hasta 37.2 para las muestras de bajo contenido de Fe y desde 61.18 hasta 26.26 para las muestras de alto contenido de Fe mostrando esto que el tratamiento metaúrgico de baño metálico tiende a disminuir la cantidad de fases de alto contenido de Cu precipitadas durante la solidificación.

En estas muestras se presentan estructuras más pequeñas que en las muestras solidificadas entamente e área promedio de las fases se encuentra entre 2 y  $10 \mu\text{m}^2$  y su longitud promedio es de 2.5 a 6  $\mu\text{m}$ . Tabla 4.9. Otro punto a observar en la gráfica de estos datos en las Figuras H3 y H4 es la general tendencia reente que siguen los valores a pasar de meta blanco a muestras con tratamientos metaúrgicos en el baño de meta líquido de modificación o refinamiento. Sendo el anterior comportamiento contrario a mostrado por la cantidad de partículas detectadas por campo. Figura H2. manteniendo las muestras de esta manera un área detectada constante y similar a la de las muestras solidificadas en moldes de arena.

En lo referente a la diferencia que existe en área y longitud de las fases de alto contenido de Cu precipitadas en las muestras solidificadas en molde metálico de bajo y alto contenido de Fe se presenta un comportamiento cruzado. Figuras H3 y H4. esto es que las muestras modificadas y de bajo contenido de Fe presentan valores generalmente mayores que las de alto contenido de Fe y las muestras refinadas de bajo contenido de Fe presentan una disminución en el área con respecto a sus similares de alto contenido de Fe de entre 51.8 y 58.1 y en la longitud de entre 31.5 y 36.9 siendo este comportamiento diferente a mostrado por las muestras solidificadas en moldes de arena.

La esfericidad de las fases ricas en Cu en las muestras con alto contenido de Fe tiende a ser menor que en las muestras de bajo contenido de Fe pudiéndose explicar esto por el aumento en el área y la longitud de las fases al aumentar el contenido de Cu en las muestras con alto contenido de Fe. Figuras H5.

Prueba	Tratamiento término	Condiciones	Área detectada	Fases promedio detectadas por campo	Área promedio de las fases $\mu\text{m}^2$	Longitud promedio de las fases ( $\mu\text{m}$ )	Estereidad
1	nd Vac	Fe T Sr	1 172	67 96	2 62	2 81	0 715
1	So 460 C	Fe T Sr	0 355	11 88	4 54	3 46	0 749
1	S 48 C	Fe T Sr	0 88	1 86	7 26	4 33	0 737
1	So 500 C	Fe T Sr	0 0013	0 2	9 92	7 77	0 408
2	Cond Vac	Fe T Sr +	1 280	44 04	4 41	3 60	0 701
2	So 460 C	Fe T Sr +	0 394	8 36	7 16	4 34	0 775
2	So 480 C	Fe T Sr +	0 083	1 22	10 36	4 70	0 808
2	So 500 C	Fe T Sr +	0 012	0 14	13 28	5 27	0 913
3	Cond Vac	Fe T + Sr	1 56	43 56	3 68	3 2	0 708
3	S 460	Fe T + S	0 19	6 3	7 70	4 64	0 749
3	S 48	Fe T + Sr	1 1	2 12	7 89	4 11	0 783
3	S 500	Fe T + Sr	0	0	0	0	0
4	Cond Vac	Fe T + Sr +	999	7 2	4 7	3 56	0 692
4	S 460 C	Fe T + Sr +	23	5 54	6 40	4	0 767
4	S 480 C	Fe T + Sr +	52	7 4	10 82	5 7	0 731
4	So 500 C	Fe T + Sr +	0	0	0	0	0
5	Cond Vac	Fe + T Sr	1 27	61 18	2 55	2 72	0 742
5	S 460	Fe + T Sr	71	13 28	4 25	3 16	0 83
5	S 48 C	Fe + T Sr	51	1 6	4 93	3 35	0 808
5	S 500 C	Fe + T Sr	0	0	0	0	0
6	nd Va	Fe + T Sr +	0 04	48 98	7 3	3 48	0 676
6	S 460 C	Fe + T Sr +	4 8	8 2	7 57	4 57	0 739
6	S 480	Fe + T Sr +	0 116	3 06	5 78	5 2	0 799
6	S 500 C	Fe + T Sr +	0	0	0	0	0
7	nd Va	Fe + T + Sr	1 661	3 04	7 63	4 84	0 645
7	S 460 C	Fe + T + S	284	7 22	5 99	8 9	0 780
7	S 48	Fe + T + Sr	85	1 56	8 34	4 2	0 855
7	S 500 C	Fe + T + Sr	0	0	0	0	0
8	nd Va	Fe + T + Sr +	1 679	26 26	9 71	5 64	0 616
8	S 460	Fe + T + Sr +	419	9	7 7	4 12	0 775
8	S 48	Fe + T + Sr +	0 38	1 22	4 75	3 14	0 882
8	So 500	Fe + T + Sr +	0	0	0	0	0

Tabla 4.9. Análisis de imagen de las fases de alto contenido de Cu segregadas durante la solidificación en las muestras solidificadas en medios metálicos

#### 4.5.2.1. Muestras en la condición de vaciado.

En las muestras de altas velocidades de solidificación se presentan dos comportamientos distintos en lo referente a los resultados obtenidos para el porcentaje de área detectada por campo de área y longitud promedio de las partículas. El primer comportamiento se presenta en las muestras de alto contenido de T y es similar al mostrado por la totalidad de las muestras solidificadas en moldes de arena, esto es que las muestras de menor contenido de Cu-Fe<sup>-</sup> presentan valores menores que las de las muestras con mayor contenido de Cu-Fe<sup>+</sup> (Figuras I12a c d y I13a c d). El segundo comportamiento lo presentan las muestras de bajo contenido de T, en estas muestras los valores obtenidos para los parámetros microestructurales antes analizados son casi iguales o con un ligero dominio de las muestras de bajo contenido de Cu-Fe<sup>+</sup> (Figuras I10a c d y I11a c d).

La esfericidad presenta valores muy similares para las muestras de menor y mayor contenido de Cu-Fe<sup>-</sup> y Fe<sup>+</sup> con bajo contenido de T (Figuras I10e y I11e) mientras que las de alto contenido de este elemento muestran un comportamiento muy similar al presentado por sus similares de bajas velocidades de solidificación, esto es que las muestras de menor contenido de Cu-Fe<sup>-</sup> presentan por lo general valores un poco mayores que los mostrados por las muestras de mayor contenido de Cu-Fe<sup>+</sup> (Figuras I12e y I13e).

Los datos obtenidos en relación a la cantidad de partículas detectadas por campo analizado mostraron un comportamiento muy similar al presentado por sus similares de bajas velocidades de solidificación, esto es que las muestras de menor contenido de Cu-Fe<sup>-</sup> presentan por lo general valores un poco mayores que los mostrados por las muestras de mayor contenido de Cu-Fe<sup>+</sup> (Figuras I10b, I12b y I13b), las únicas muestras que no presentaron este comportamiento fueron las de alto contenido de Sr (Figura I11b).

#### 4.5.2.2. Efecto de los tratamientos térmicos de solubilizado.

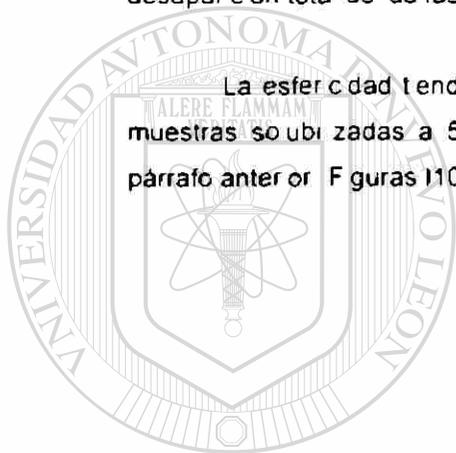
En las muestras solidificadas en molde metálico tratadas térmicamente (Apéndices K, L y M) tampoco se observaron rastros de fusiones parciales o que comprueba que a las temperaturas de solubilizado usadas son confiables, se logra tener un control estricto de la temperatura.

Al analizar los valores obtenidos en las muestras tratadas térmicamente solidificadas en molde metálico se observó que presentaban tendencias más caóticas que de las muestras solidificadas directamente, lo que hace de pronto confusas las gráficas, es la desaparición total de las fases ricas en Cu-A<sub>2</sub>Cu durante los tratamientos de solubilizado a 500 °C.

El porcentaje de área detectada y la cantidad de partículas detectadas por campo se grafica en las Figuras 110a y b- 13a y b 114 e 115. Apéndice I y muestra claramente la tendencia a la baja hasta llegar prácticamente a cero en la mayoría de las pruebas durante el sobrecalentamiento a 500 C. En estas muestras casi no se presenta diferencia al comparar las muestras de menor y mayor contenido de Cu.

En lo referente a área y longitud promedio de las fases Figuras 110c d – 113c d y 116– 117 se observan dos tendencias: la primera es a la alza lo que se debe a la desaparición de la mayor parte de las partículas quedando sólo unas cuantas de gran tamaño lo que hace que el promedio suba drásticamente; el segundo comportamiento es a la baja y se debe a la desaparición total de las fases lo que hace que el promedio sea cero.

La esfericidad tiende a aumentar hasta temperaturas de sobrecalentamiento de 480 C. En las muestras sobrecalentadas a 500 C se presentan los mismos comportamientos descritos en el párrafo anterior. Figuras 110e–113e 118.



# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## CAPÍTULO 5

### CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

#### 5.1. Conclusiones.

El tamaño de grano de las muestras disminuye al reducir el contenido de Fe siendo este efecto más notorio en las muestras con bajo contenido de T. Se observó también que la disminución de tamaño va acompañada de la desaparición de los granos columnares en las muestras solidificadas en modo de metalúrgico con bajo contenido de T.

El aumento en la velocidad de solidificación es deseable ya que disminuye apreciablemente el área y la longitud de las fases ricas en Fe lo que favorece el aumento de la esfericidad de las partículas. Adicionalmente el área total de fases disminuyó en todas las muestras estudiadas al aumentar la velocidad de solidificación.

Al aumentar el contenido de Fe en las muestras solidificadas lentamente el área de las partículas ricas en Fe aumenta a más de doble al formarse fases ricas en Fe con menor longitud lo que hizo que la esfericidad aumentara mientras que en las muestras de bajo contenido de Fe en las que no se respetó la relación 2:1 entre Fe y Mn en el contenido mínimo de 0.4 de este último elemento se presentaron fases de área menor pero con mayor longitud lo que disminuyó la esfericidad de las fases.

Se encontró que al disminuir el contenido de Fe en las muestras de alto contenido de T solidificadas en modo de metalúrgico el área de las partículas ricas en Fe tiende a disminuir. Efectos

simares se observaron en la longitud o que hizo que la esfericidad de las partículas disminuyera. En las muestras de bajo contenido de T se presentó una disminución apenas perceptible de área de las fases, mientras que la longitud no presentó cambios, lo que dio como resultado una generación de esfericidad. Lo que permite concluir los efectos de Fe y e T a estas altas velocidades de solidificación sobre la microestructura de las muestras.

Las fases ricas en Cu segregadas durante la solidificación y detectadas durante el análisis de imagen se reducen sustancialmente tanto en su tamaño como en su cantidad al aumentar la temperatura de subización de 460 a 500 °C. La disminución de las fases durante el subizado tiende a mejorar la respuesta de materia al tratamiento térmico posterior y por ende debe mejorar las propiedades mecánicas. Las piezas sometidas al tratamiento de subizado a 500 °C no mostraron indicios de fusiones parciales, agrieteo, por lo que esta temperatura podría ser usada en la práctica industrial si se tiene un control adecuado de la misma.

Bajo las condiciones de las pruebas estudiadas no se encontró que el Sr afectara la morfología de las partículas ricas en Fe o Cu.

## 5.2. Recomendaciones para trabajos futuros.

Es necesario que en trabajos futuros se trate de variar solamente el contenido del Fe y de Mn en modos que provean un gradiente de velocidades de solidificación o que permitiría simular el efecto de la modificación química causada por el Mn en las fases ricas en Fe. También sería deseable estudiar el efecto de aumento o disminución de cualquiera de estos elementos sobre la morfología de las fases intermetálicas bajo la gama de velocidades de solidificación que se pueden observar en las piezas finales.

El desarrollo de un estudio microestructural con otro relacionado con las pruebas de tensión y fatiga mecánica permitiría conocer mejor el mecanismo de propagación de grietas en el material y ver qué efecto tiene la modificación de la geometría de las fases ricas en Fe sobre este mecanismo.

## Referencias

- [1] J E Gruz esk y B M Cosset The Treatment of Liquid Aluminium-Silicon Alloys AFS 1990 pp 76-77 25-50 y 127 141
- [2] P N Crepeau The Effects of Iron in Aluminium-Silicon Casting Alloys A Critical Review AFS 99<sup>th</sup> Casting Congress Apr 23 26 1995
- [3] L Bäckerud G Cha and J Tamminen Solidification Characteristics of Aluminium Alloys volume 2 Foundry Alloys AFS skana aluminium U S A 1990 pp 71 101
- [4] M Otte S McDona d J Taylor D Stohn W Schneider Controlling Porosity Related Casting Defects Understanding the Role of Iron in Aluminium-Silicon Alloys CASTEXPO American Foundrymen's Society St Louis Missouri U S A March 13-16 1999
- 
- [5] A M Samue and F H Samue G B undreau t Microstructural Observation of Porosity in A319 2 A y Effect of Mold Type and Cooling Rate CASTEXPO American Foundrymen's Society St Louis Missouri U S A March 13-16 1999
- [6] G Gustafsson T Thorvass n y G L Dunop The influence of Fe and Cr on the Microstructure of Cast Al-Si-Mg Alloys Metallurgical Transactions A Volume 17A January 1986 pp 45 52
- [7] R Ma kay and J E Gruz esk Quantification of Iron in aluminium-silicon foundry alloys via thermal analysis Int J Cast Metals Res 1997 Vo 10 pp 131-145

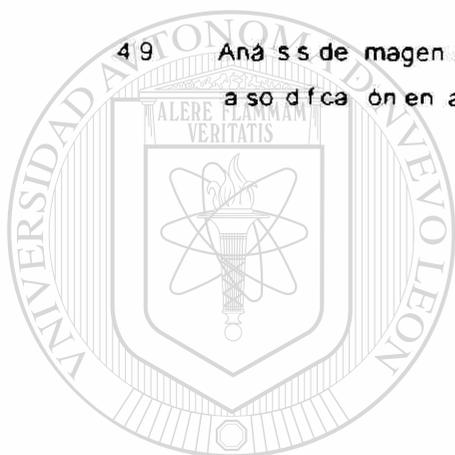
- [8] F H Samue, P Oue et A M Samue and H W Doty. Effect of Mg and Sr Additions on the Formation of Intermetallics in A-6 Wt Pct S-3.5 Wt Pct Cu-0.45 to 0.8 Wt Pct Fe 319-type Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. Volume 29A. December 1998. pp 2871-1884
- [9] L Anantha Narayanan, F H Samue and J E Grzesk. Crystallization Behavior of Iron-Containing Intermetallic Compounds in 319 Aluminum Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*. Volume 25A. August 1994. pp 1761-1773
- [10] L Wang, D Apean, M Makhoul. Iron Bearing Compounds in A.S. Diecasting Alloys. Their Morphology and the Conditions Under Which they Form. CASTEXPO American Foundrymen's Society. St. Louis, Missouri, U.S.A. March 13-16, 1999
- [11] A M Samue and F H Samue. Modification of Iron Intermetallics by magnesium and strontium in A.S. Alloys. *International Journal of Cast Metals Research*. Vol. 10. 1997. pp 147-157
- [12] S. G. Shabestar and J. E. Grzesk. Modification of Iron Intermetallics by Strontium in 413 Aluminum Alloy. *AFS 99<sup>th</sup> Casting Congress*. Apr. 23-26, 1995
- [13] J. Gauthier, P. R. Louchez and F. H. Samue. Heat treatment of 319.2 aluminum automotive alloy. Part 1. Solution heat treatment. *Cast Metals*. Volume 8, number 2. pp 91-106, 1995
- 
- [14] R. Torres. Tesis de Maestría. Análisis Térmico y Propiedades Mecánicas de una Aleación tipo A319. ANL México, 2000
- [15] Sidney H. Avner. *Introduction to Physical Metallurgy*. McGraw-Hill, 1964
- [16] John D. Verhoeven. *Fundamentals of Physical Metallurgy*. John Wiley & Sons, Inc. 1987
- [17] L. Backerud, E. Krøl, y J. Tammnen. Solidification Characteristics of Aluminum Alloys. Vol. 1. SKANAL, MN. M. Suza, 1986. pp 5-7
- [18] K. Jackson. *Modification*. ASM Metals Park, Ohio, 1971. pp 121-151

- [19] R E Reed-H Physica Metallurgy Principles Van Nostrand Company 1973 pp 476-538
- [20] M C F emngs Solidification Processing McGraw-H 1974 pp 31-49
- [21] J Campbe Castings Butterworth He nemann Ltd 1991
- [22] W F Smith Fundamentos de la Ciencia e Ingeniería de Materiales McGraw H 1993 pp 470
- [23] Cemex Version 2.2 User Guide Chapter 13 pp 1 16
- [24] G Petzow Metallographic etching ASM 1978
- [25] Annual Book of ASTM Standards v 3 1995 Designation 112 88
- [26] Ape an D G K Sgworth and K R Wha er Assessment of Grain Refining and Modification of Al-Si Alloys by Thermal Analysis AFS Transactions 92 1984 pp 297 307
- [27] ASM Handbook Volume 9 Metallography and Microstructures Ninth Edition ASM 1985 pp 351 388
- 
- [28] F Ke er and G W W x Identification of Constituents of Aluminum Alloys Alcoa Research Laboratories Technica Paper No 7 Pittsburgh P A 1942 Revised 1958 ®
- [29] Shu Zu Lu A He awe The Mechanism of Silicon Modification in Aluminum Silicon Alloys Impurity Induced Twinning Metallurgical Transactions A Vol 18<sup>a</sup> October 1987 pp 1721 1733

## Lista de Tablas

Tabla	Descripción	Página
1 1	Reacciones durante la solidificación de una aleación de aluminio de tipo 319 <sup>d</sup>	1
2 1	Corrección de la morfología de la interfaz con la entropía de fusión $\Delta S_f$ , R constante de los gases <sup>6</sup>	1
2 2	Corrección entre la morfología eutéctica y la tendencia a las fases a facetarse <sup>6</sup>	1
2 3	Secuencia de precipitación de fases para una aleación hipoeutéctica A-S <sup>3</sup>	1
3 1	Composición química de las distintas muestras	1
3 2	Parámetros y áreas analizadas en cada muestra	1
4 1	Espaciamiento interdendrítico secundario de las muestras solidificadas en módulo de arena y en módulo de metalco	1 <sup>®</sup>
4 2	Tamaño de grano promedio obtenido para las muestras solidificadas en módulo de arena y en módulo de metalco	1
4 3	Grado de modificación de eutéctico A-S de las muestras solidificadas en módulo de arena y en módulo de metalco	1
4 4	Análisis químico semicuantitativo de las fases $\alpha$ y $\beta$ bajo diferentes condiciones de vacado	1

- 4.5 Análisis de imagen de las fases de alto contenido de Fe de las muestras solidificadas en moldes de arena 1
- 4.6 Análisis de imagen de las fases de alto contenido de Fe de las muestras solidificadas en moldes metálicos 1
- 4.7 Análisis químico semicuantitativo de las fases de alto contenidos de Cu precipitadas durante la solidificación bajo diferentes condiciones de vacado 1
- 4.8 Análisis de imagen de las fases de alto contenido de Cu segregadas durante la solidificación en las muestras solidificadas en moldes de arena 1
- 4.9 Análisis de imagen de las fases de alto contenido de Cu segregadas durante la solidificación en las muestras solidificadas en moldes metálicos 1



# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

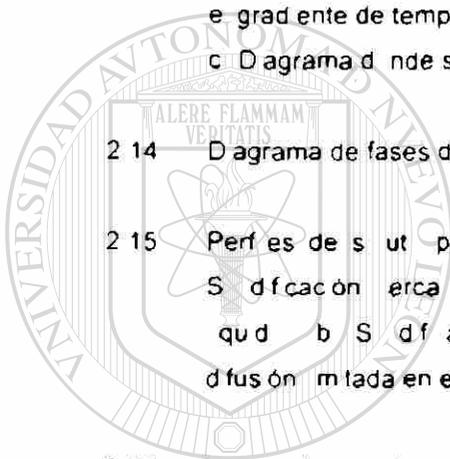


DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## Lista de Figuras

Figura	Descripción	Página
1.1	Morfologías comunes de las fases ricas en hierro a estructura $\alpha$ (A) FeS b estructura $\gamma$ (A), MnFe S <sub>2</sub>	1
2.1	Representación esquemática de una estructura a cristalina y b de un quíodo E área ABCDE presenta la misma ordenación en el quíodo y en el cristal <sup>5</sup>	1
2.2	Dependencia de la temperatura en la energía libre de volumen de las fases sólida y líquida <sup>16</sup>	1
2.3	Energía libre de formación de un núcleo como una función de su radio <sup>16</sup>	1
2.4	a Geometría de casquete esférico b Diagrama de tensión superficial en el borde de casquete <sup>6</sup>	1
2.5	En a se muestra una estructura cristalina sin nucleación interior en b la estructura presenta nucleación interior <sup>17</sup>	1
2.6	Varación de radio de tamaño crítico para la nucleación con la temperatura	1
2.7	Ilustración de la temperatura de nucleación homogénea en un punto en donde el radio crítico es igual al radio aglomerado de tamaño crítico	1
2.8	Curva típica de enfriamiento que muestra el sobreenfriamiento y la recalescencia de un metal puro <sup>16</sup>	1
2.9	Reacciones atómicas en la intercara sólido-líquido <sup>1</sup>	1

- 2 10 a Gradiente de temperaturas positivo para una intercara sólo cuando b 1  
gradiente de temperatura negativo para una intercara sólo cuando<sup>16</sup>
- 2 11 Las morfologías de intercara observadas en metaes puros con gradiente 1  
positivo a intercara facetada b intercara no facetada o planar<sup>1</sup>
- 2 12 a Sobreenfriamiento con un gradiente de temperatura negativo b morfología 1  
dendrítica resultante
- 2 13 a Representación esquemática de primer paso en crecimiento dendrítico 1  
b Los brazos dendríticos secundarios se forman porque hay un descenso en  
el gradiente de temperatura en un punto intermedio entre los brazos primarios  
c Diagrama donde se muestra la formación de los brazos secundarios
- 2 14 Diagrama de fases de una aleación binaria 1
- 2 15 Perfiles de solubilidad para barras solidificadas desde el extremo izquierdo a 1  
Solidificación cerca de equilibrio en difusión completa en el sólido y en  
equilibrio b Solidificación en difusión en el sólido y Solidificación con  
difusión limitada en el líquido y en el sólido<sup>1, 2</sup>
- 2 16 La región sombreada muestra el área sobreenfriada producida por la 1  
aleación de solubilidad en la solidificación de una aleación de gradiente  
positivo
- 
- 2 17 Transición de morfologías de crecimiento de planar a celular y posteriormente 1  
a dendrítica provocadas por el aumento de sobreenfriamiento instantánea  
a Esquemáticamente y b Físicamente para un acero de bajo carbono<sup>2</sup>
- 2 18 Ilustración esquemática de varas eutecticas eutécticas a Láminas b 1  
Varas G. B. Garofalo A. Ugar
- 2 19 El perfil de intercara para la eutéctica no facetada y b 1  
eutécticos no facetados facetados
- 2 20 a Diagrama de fases para el sistema A-B b Perfiles de nucleación mediante la 1  
reacción peritéctica



U A N L

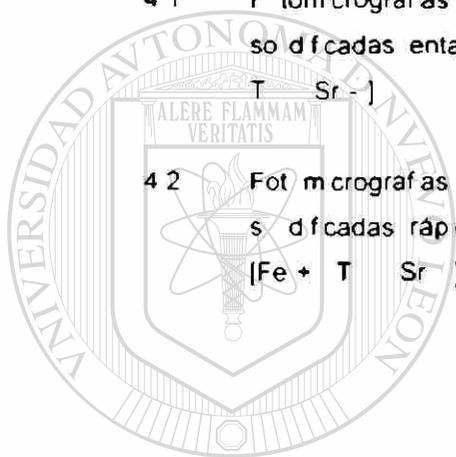
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

- 2 21 a Microestructura de una aleación maestra comercial de Al-T b Habilidad refinadora de distintas aleaciones maestras <sup>1</sup> 1
- 2 22 a Representación esquemática de crecimiento de los cristales de Si b Representación esquemática de arreglo atómico a través de plano maclado <sup>1</sup> 1
- 2 23 Fotomicrografías de estructuras eutécticas no modificadas (izquierda y modificadas derecha a y b microscopio óptico 100x) c y d microscopio electrónico de barrido 1
- 2 24 Representación esquemática de una impureza provocando una macla <sup>1</sup> 1
- 2 25 Líneas de Segregación de Fe calculadas de acuerdo a la ecuación de Sche 1
- 2 26 Diagrama de fases de sistema A-Fe-Mn-S en el que se muestran las regiones para cada fase rica en Fe A A Fe A<sub>6</sub>Al<sub>3</sub>Fe<sub>2</sub>S Al<sub>3</sub>A<sub>3</sub>FeSi A<sub>3</sub>A<sub>1</sub> Mn Fe<sub>3</sub>S<sub>2</sub> 1
- 2 27 Representación simplificada de diagrama A-Fe-S con distintos contenidos de Mn a 0 Mn b 0.1 Mn c 0.2 Mn d 0.3 Mn e 0.4 Mn <sup>3</sup> 1
- 
- 2 28 Ruta de segregación y precipitación de fases ricas en Fe dentro de un diagrama de fases A-Fe-S en 0.36 de Mn <sup>3</sup> 1
- 3 1 Diagrama de los modos utilizados para el vaciado de las muestras a molde de arena b molde de metal c dimensiones en mm 1
- 3 2 Diagrama de equipo usado para capturar las temperaturas 1
- 3 3 Diagrama de corte de las muestras para los distintos tratamientos térmicos a muestra soportada en molde de arena y b muestra soportada en molde de metal c 1
- 3 4 Registro de temperaturas de los tratamientos térmicos de soportado a 460 C b 480 C y c 500 C 1

- 3.5 Registro de temperaturas de los tratamientos térmicos de sobreenvendido a muestras sobrecalentadas a 460 °C b) muestras sobrecalentadas a 480 °C y c) muestras sobrecalentadas a 500 °C 1
- 3.6 a) Corte fino y para muestras de enfriamiento rápido b) y c) montaje en uca para preparación metalográfica 1
- 3.7 Diagrama de área de análisis microestructural de las muestras a) modo de arena bajas velocidades de solidificación b) modo metalográfico altas velocidades de solidificación 1
- 4.1 Fotomicrografías de análisis de las fases ricas en Fe de las muestras solidificadas lentamente a Prueba 1 [Fe - T - Sr -] y b) Prueba 5 [Fe + T - Sr -] 1
- 4.2 Fotomicrografías de análisis de las fases ricas en Fe de las muestras solidificadas rápidamente a Prueba 1 [Fe - T - Sr -] y b) Prueba 5 [Fe + T - Sr -] 1



# UANL

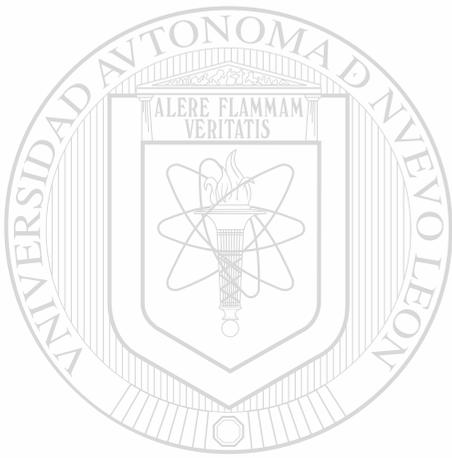
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

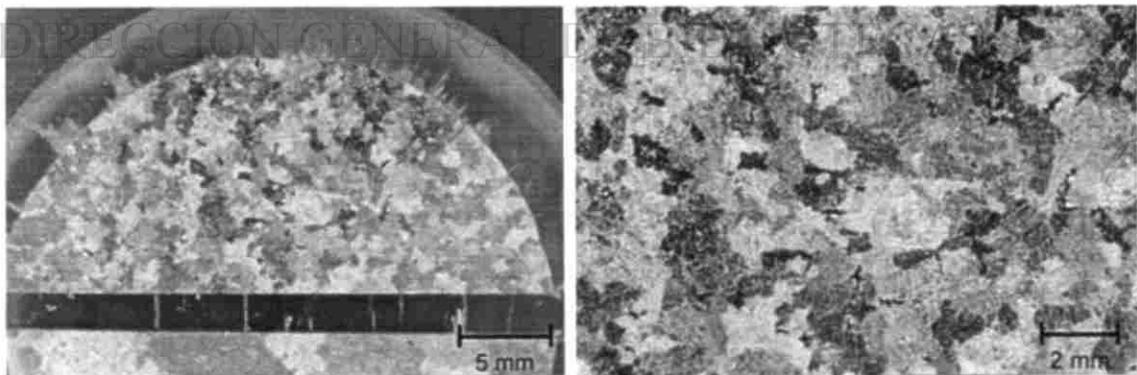
## Apéndice A

### Macrofotografías de tamaño de grano

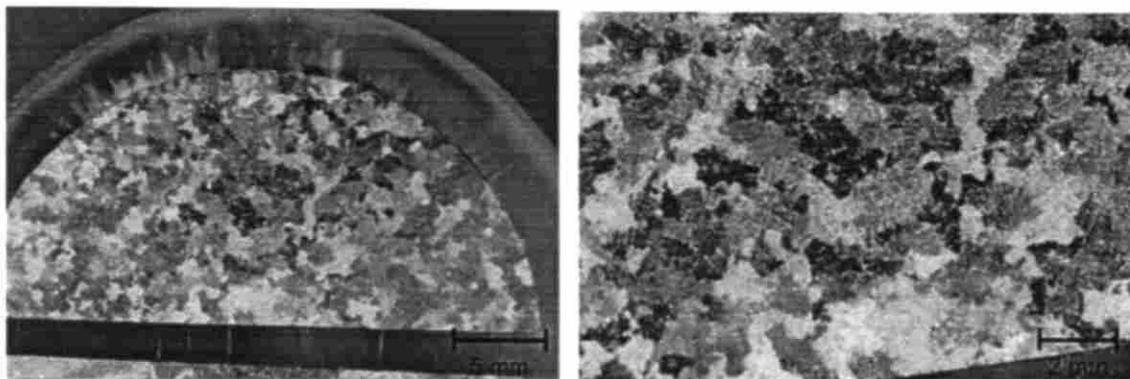


# UANL

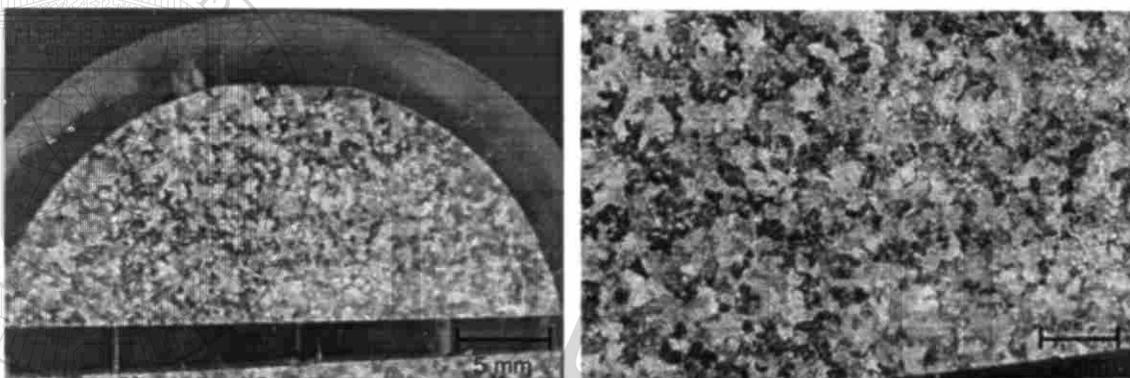
#### A.1. Macrofotografías de muestras solidificadas en moldes de arena.



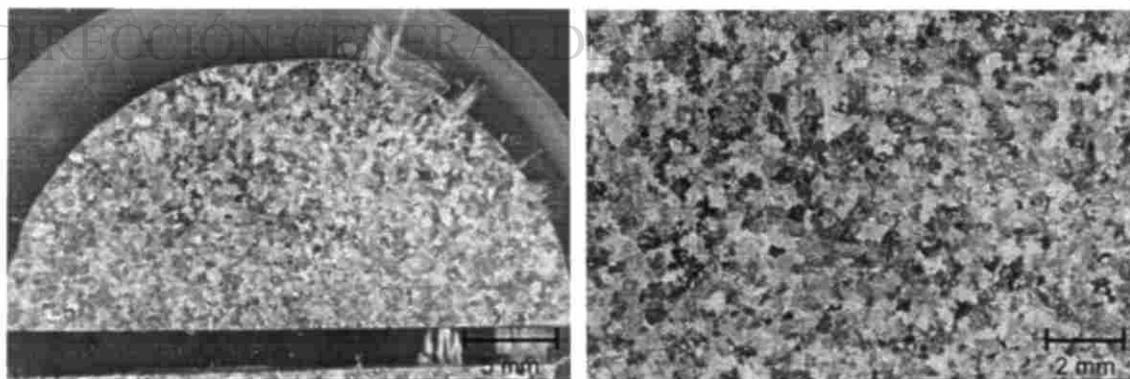
**Figura A1.** Macrografías de tamaño de grano de la prueba 1 [Fe(-), Ti(-), Sr(-)] solidificada en molde de arena.



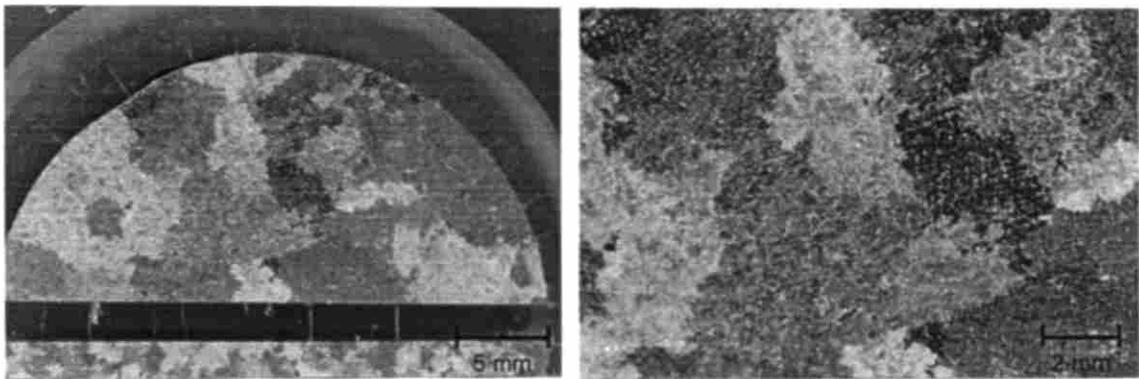
**Figura A2.** Macrografías de tamaño de grano de la prueba 2 [Fe(-), Ti(-), Sr(+)] solidificada en molde de arena.



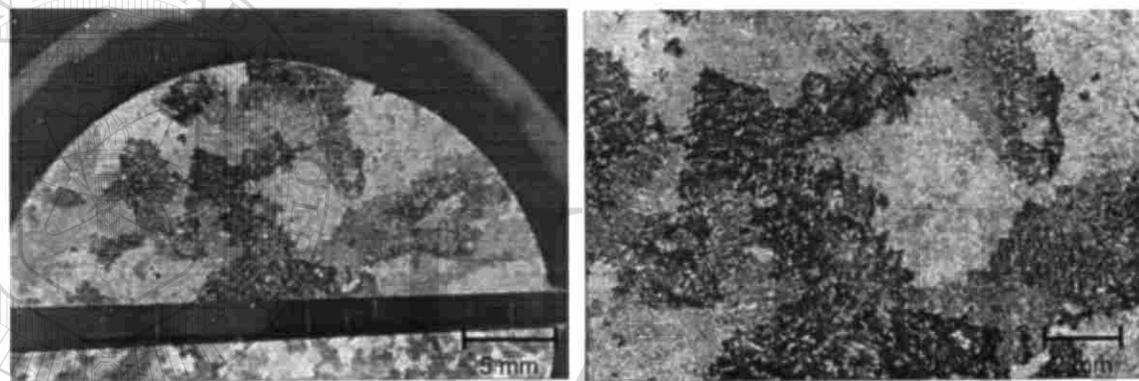
**Figura A3.** Macrografías de tamaño de grano de la prueba 3 [Fe(-), Ti(+), Sr(-)] solidificada en molde de arena.



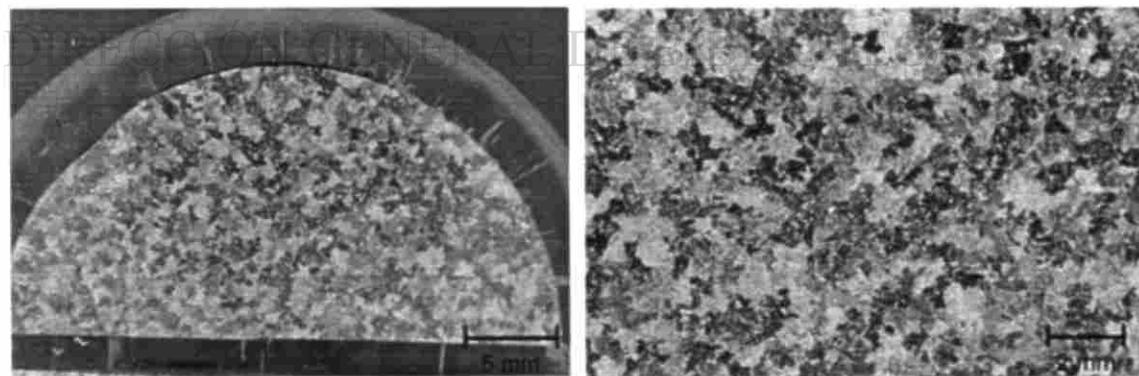
**Figura A4.** Macrografías de tamaño de grano de la prueba 4 [Fe(-), Ti(+), Sr(+)] solidificada en molde de arena.



**Figura A5.** Macrografías de tamaño de grano de la prueba 5 [Fe(+), Ti(-), Sr(-)] solidificada en molde de arena.



**Figura A6.** Macrografías de tamaño de grano de la prueba 6 [Fe(+), Ti(-), Sr(+)] solidificada en molde de arena.



**Figura A7.** Macrografías de tamaño de grano de la prueba 7 [Fe(+), Ti(+), Sr(-)] solidificada en molde de arena.

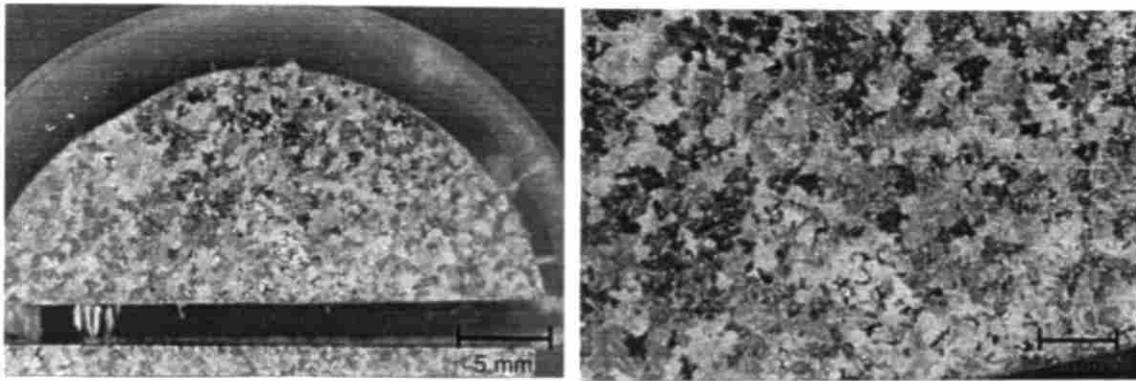


Figura A8. Macrografías de tamaño de grano de la prueba 8 [Fe(+), Ti(+), Sr(+)] solidificada en molde de arena.

### A.2. Macrofotografías de muestras solidificadas en molde metálico.

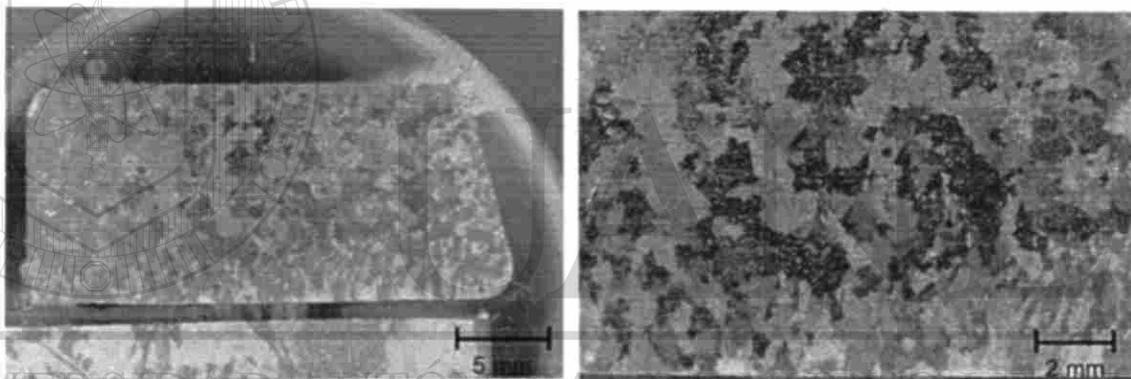


Figura A9. Macrografías de tamaño de grano de la prueba 9 [Fe(-), Ti(-), Sr(-)] solidificada en molde metálico.

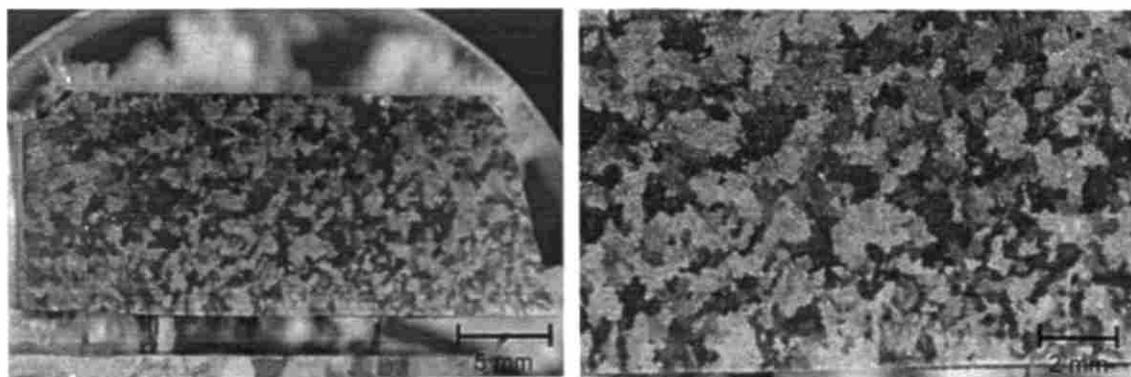
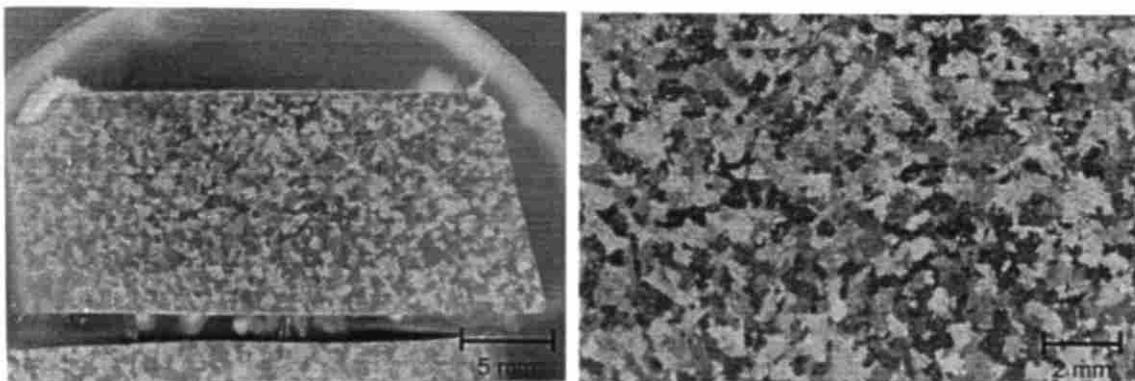
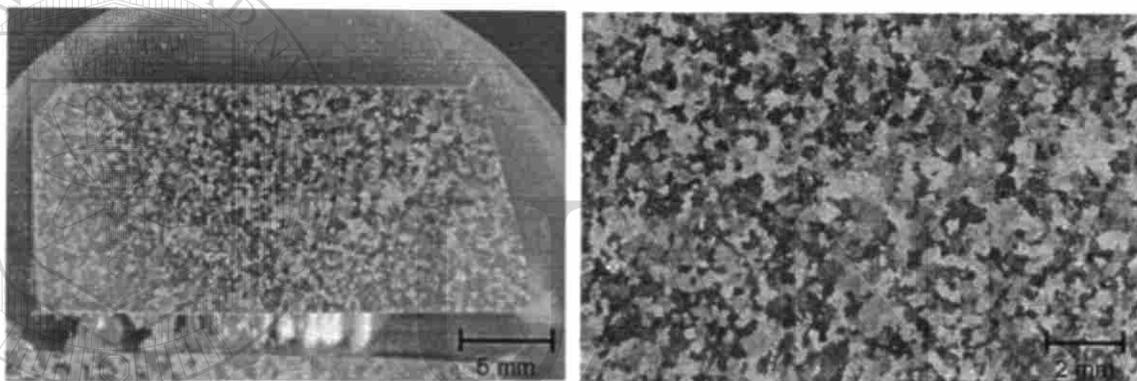


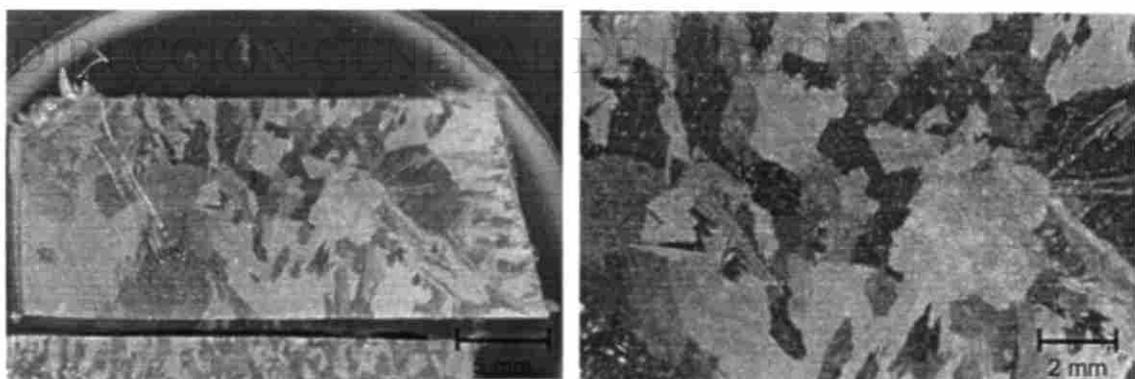
Figura A10. Macrografías de tamaño de grano de la prueba 10 [Fe(-), Ti(-), Sr(+)] solidificada en molde metálico.



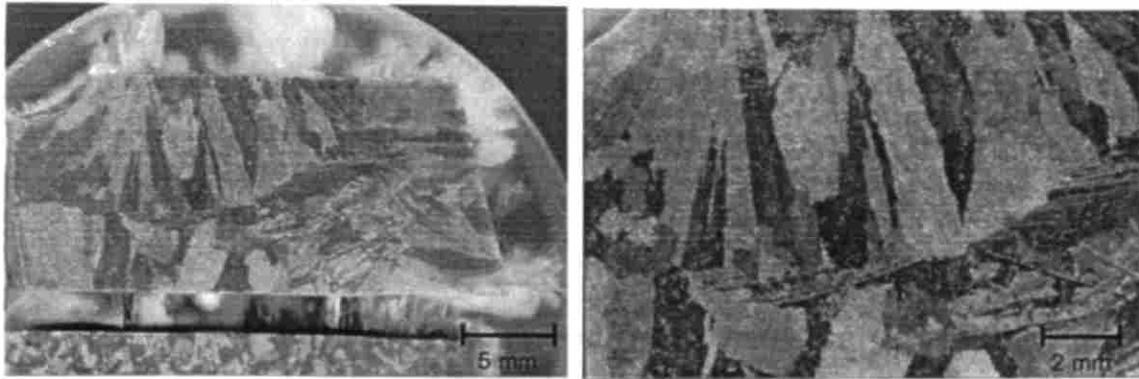
**Figura A11.** Macrografías de tamaño de grano de la prueba 11 [Fe(-), Ti(+), Sr(-)] solidificada en molde metálico.



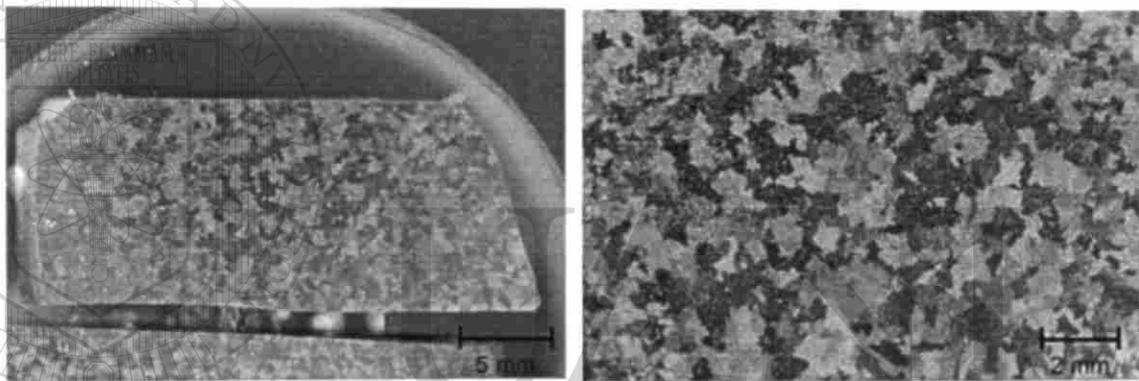
**Figura A12.** Macrografías de tamaño de grano de la prueba 12 [Fe(-), Ti(+), Sr(+)] solidificada en molde metálico.



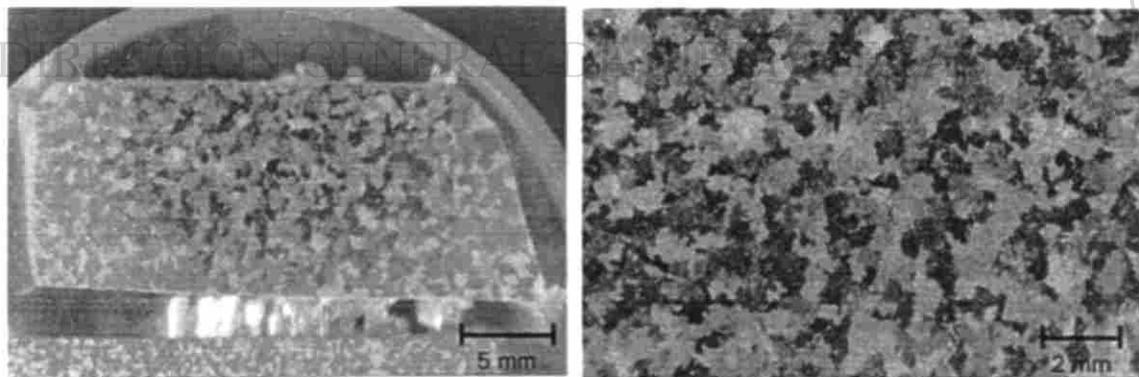
**Figura A13.** Macrografías de tamaño de grano de la prueba 13 [Fe(+), Ti(-), Sr(-)] solidificada en molde metálico.



**Figura A14.** Macrografías de tamaño de grano de la prueba 14 [Fe(+), Ti(-), Sr(+)] solidificada en molde metálico.



**Figura A15.** Macrografías de tamaño de grano de la prueba 15 [Fe(+), Ti(+), Sr(-)] solidificada en molde metálico.

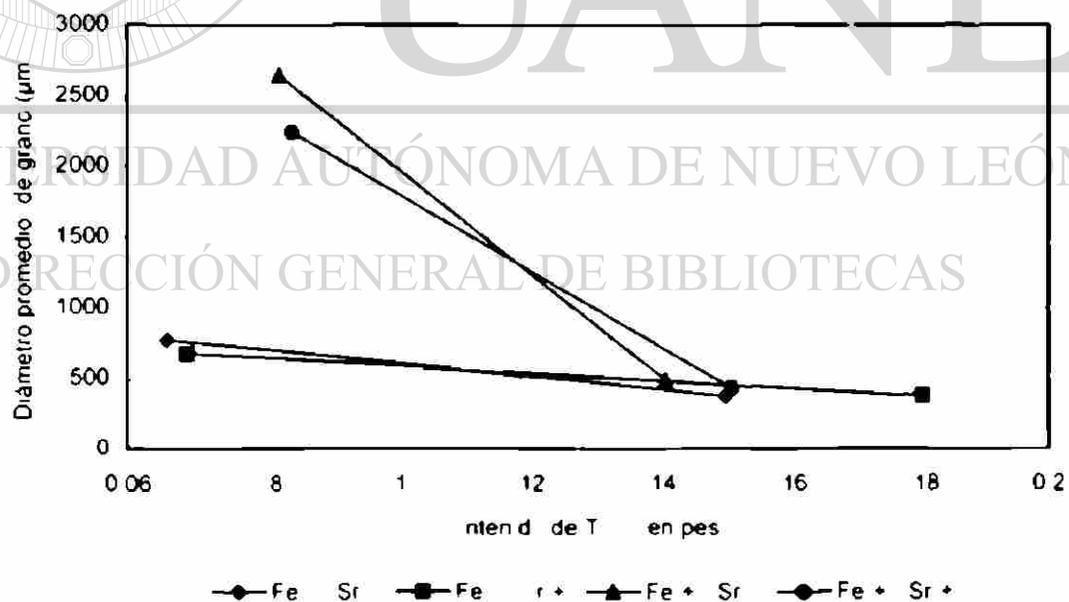


**Figura A16.** Macrografías de tamaño de grano de la prueba 16 [Fe(+), Ti(+), Sr(+)] solidificada en molde metálico.

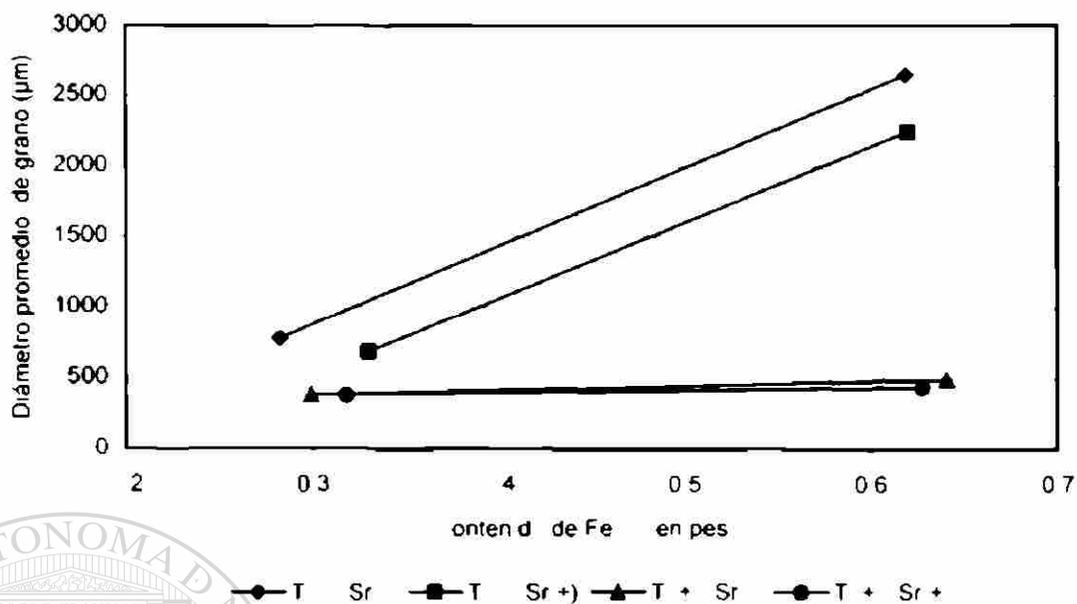
## Apéndice B

### Efecto del Ti, Fe y Sr en el tamaño de grano

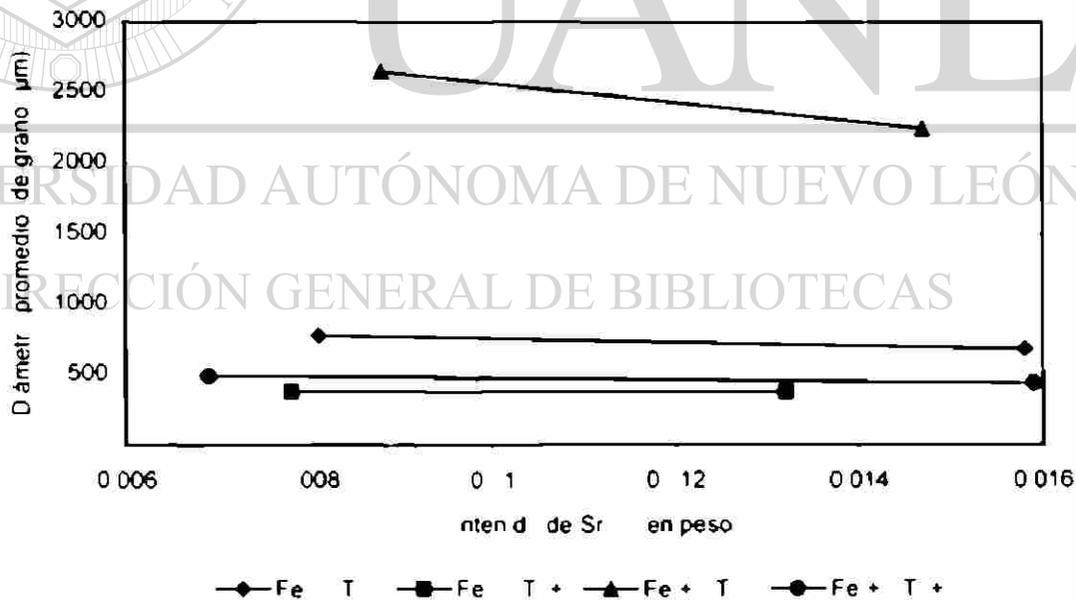
#### B.1. Tamaño de grano en muestras solidificadas en moldes de arena.



**Figura B1.** Efecto de Ti en el refinamiento de grano de las muestras solidificadas en moldes de arena

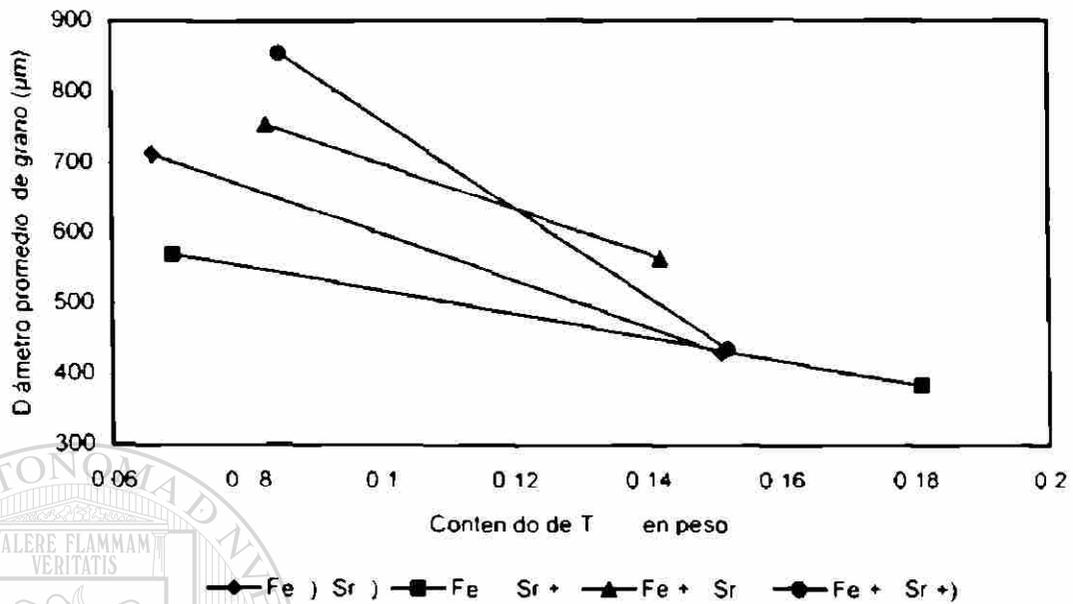


**Figura B2.** Efecto de Fe en el refinamiento de grano de las muestras solidificadas en moldes de arena

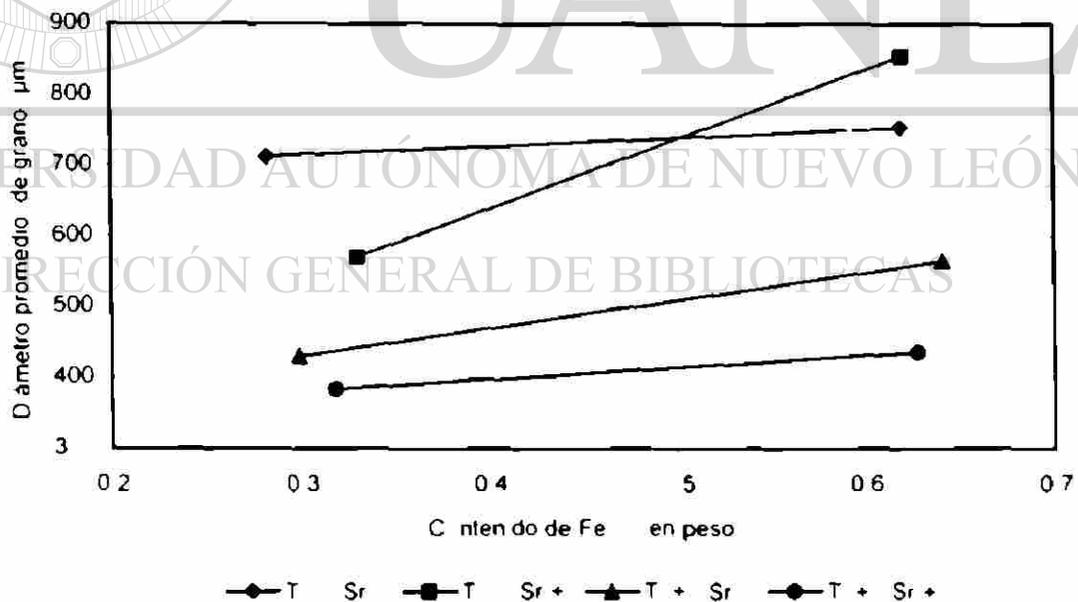


**Figura B3.** Efecto de Sr en el refinamiento de grano de las muestras solidificadas en moldes de arena

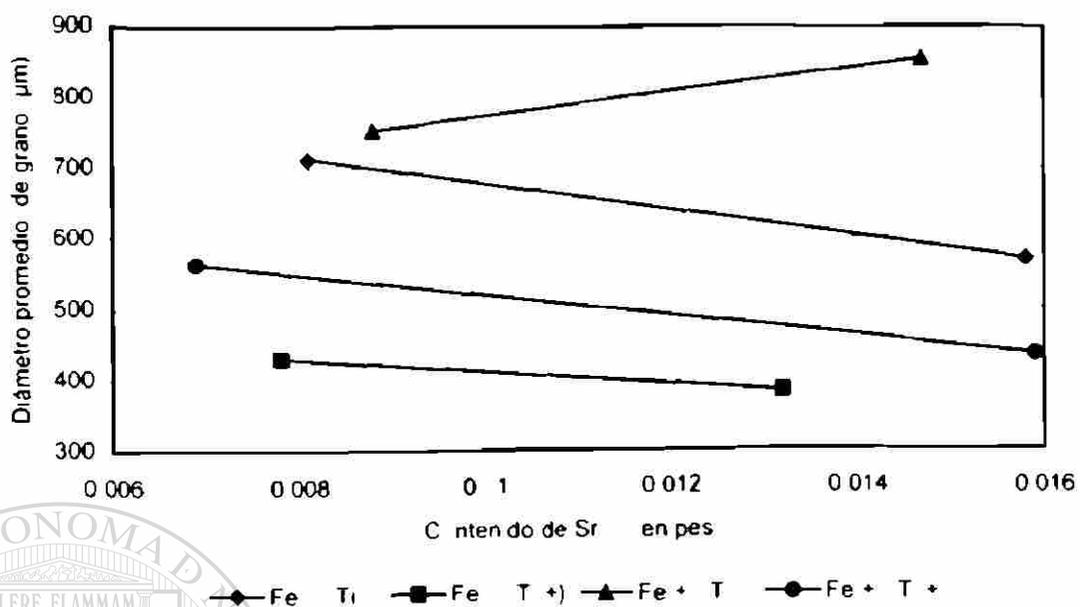
**B.2. Tamaño de grano en muestras solidificadas en moldes metálicos.**



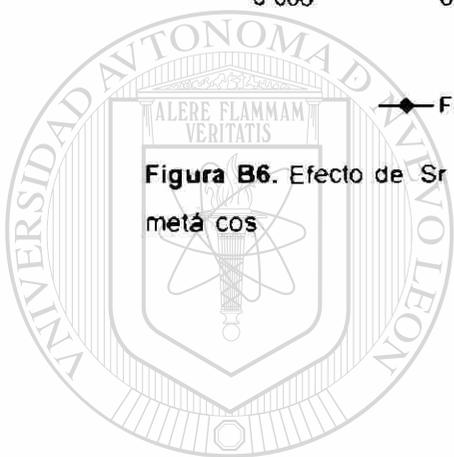
**Figura B4.** Efecto de T en el refinamiento de grano de las muestras solidificadas en moldes metálicos



**Figura B5.** Efecto de Fe en el refinamiento de grano de las muestras solidificadas en moldes metálicos



**Figura B6.** Efecto de Sr en el refinamiento de grano de las muestras solidificadas en modo de meta-cos.



# UANL

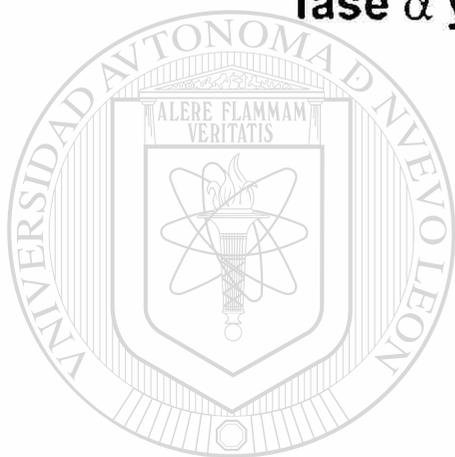
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## Apéndice C

### Fotomicrografías, imágenes y espectros de las fase $\alpha$ y $\beta$ analizadas químicamente



# UANL

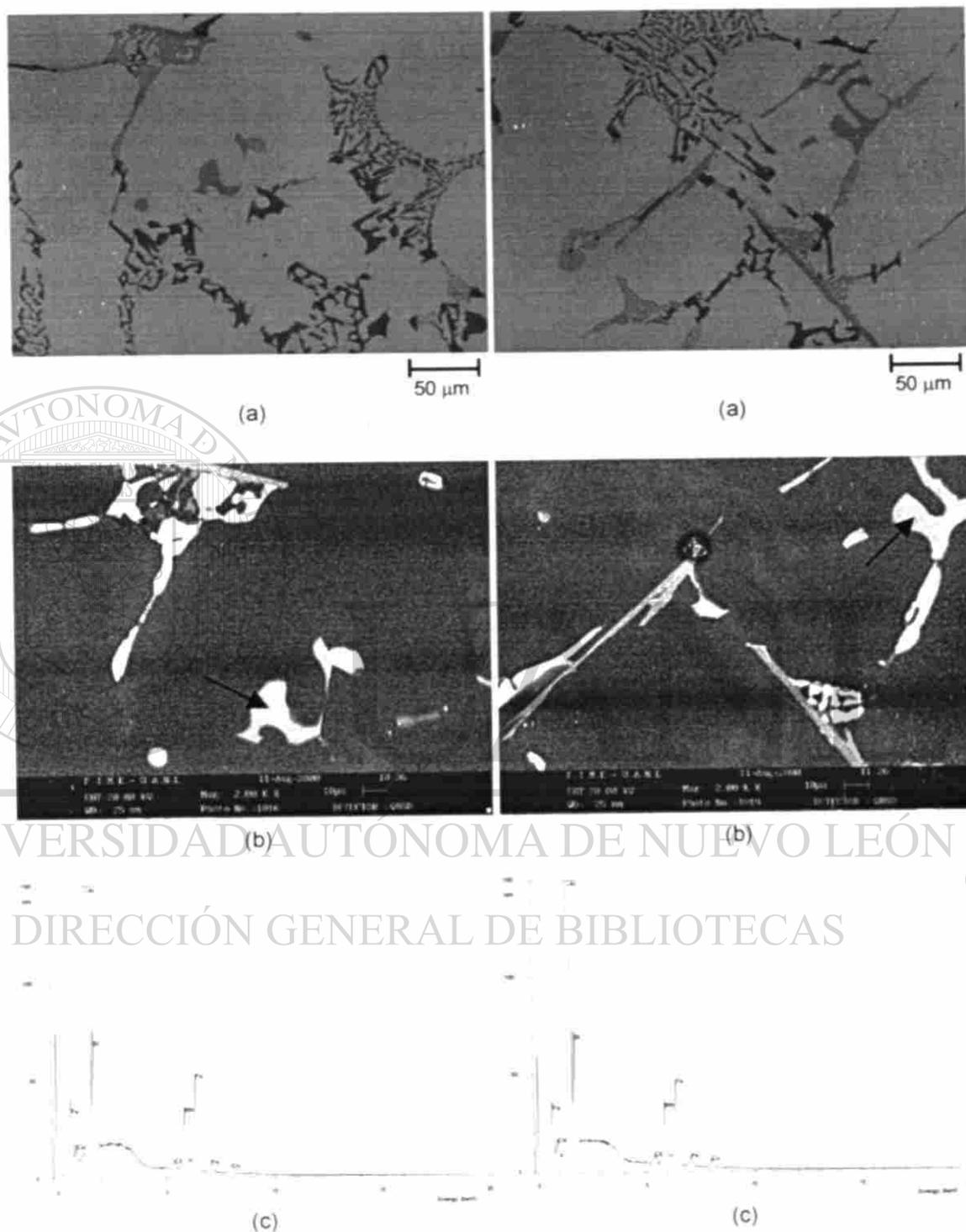
---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

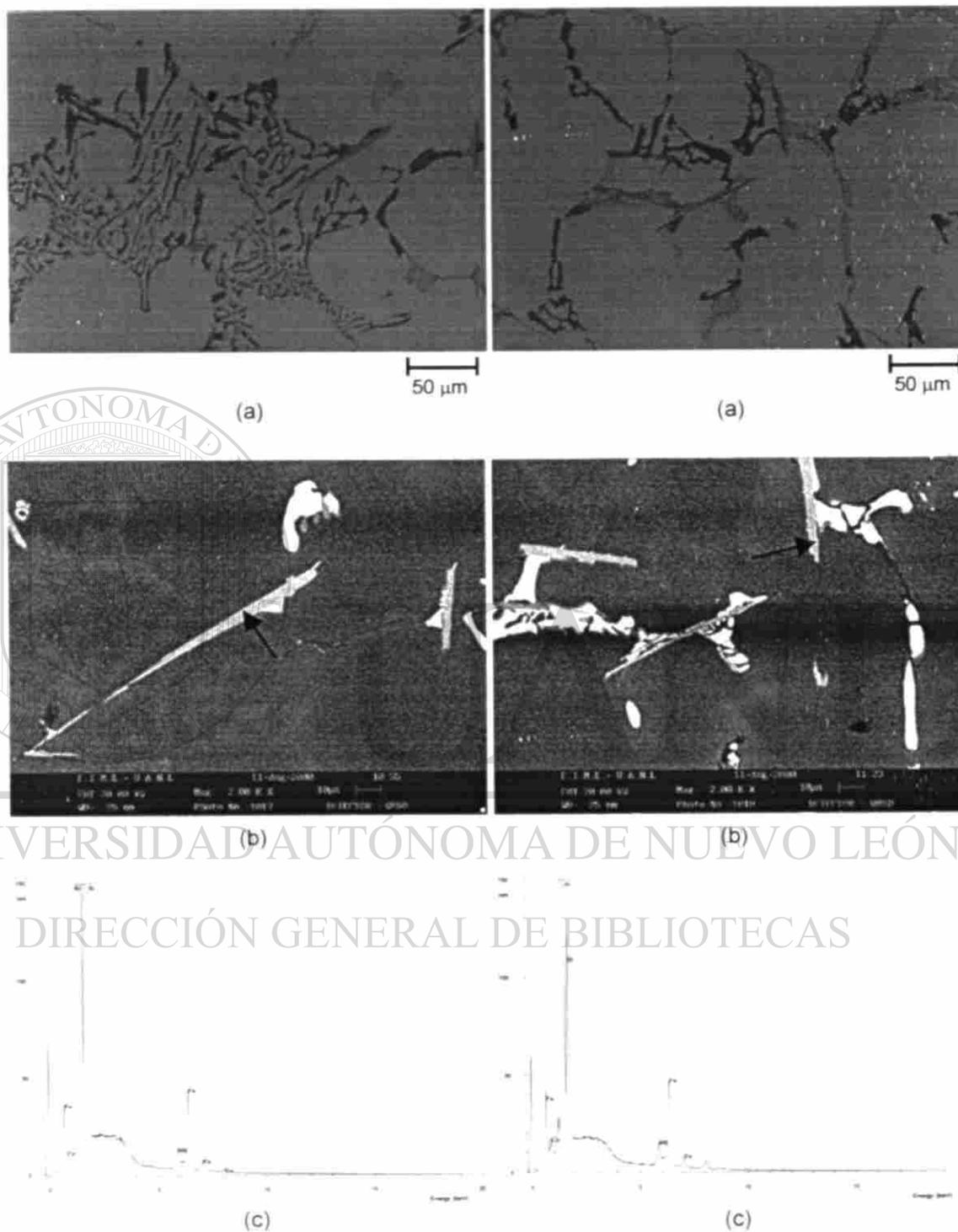
®

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

### C.1. Muestras solidificadas en moldes de arena y bajo contenido de Fe.

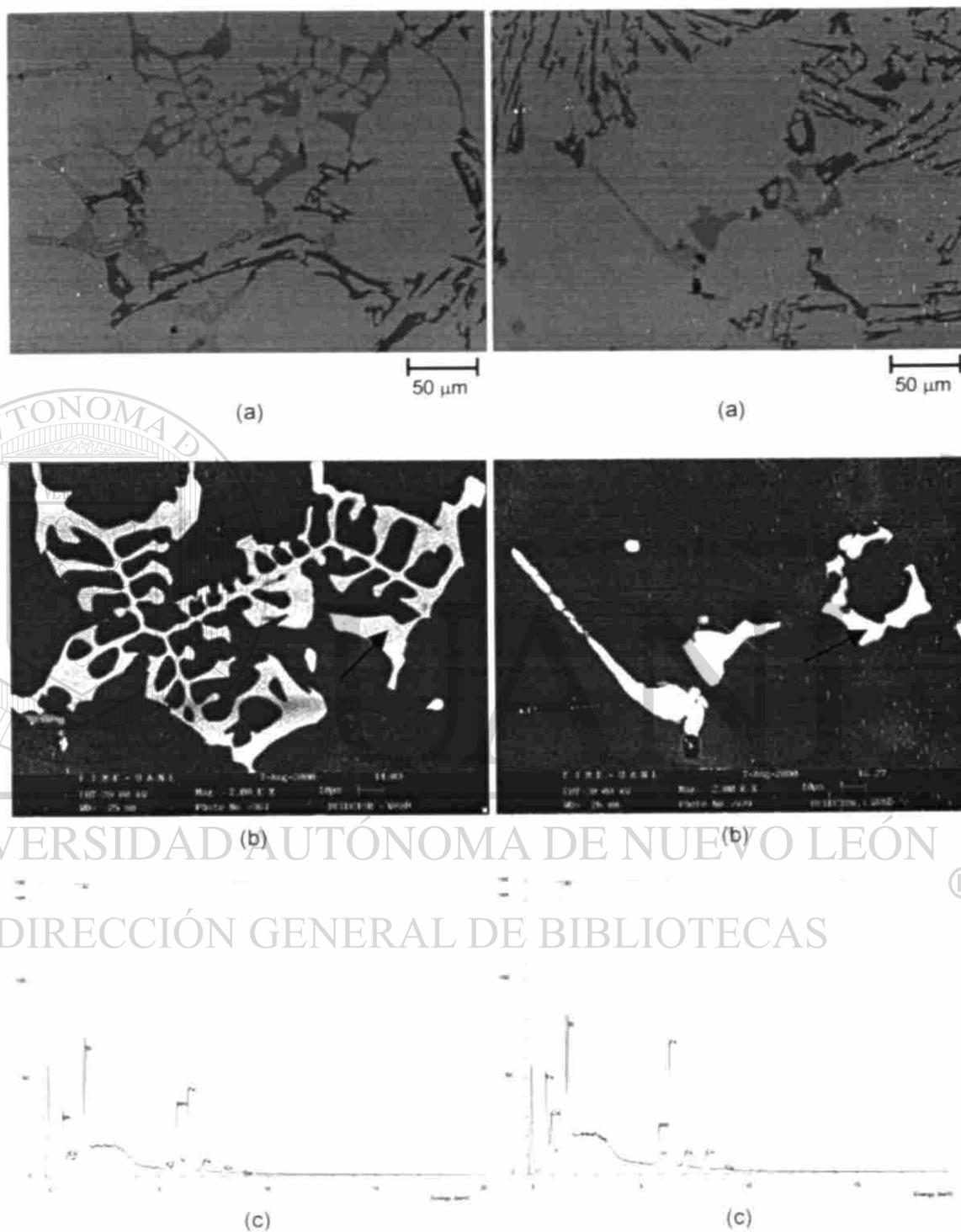


**Figura C1.** Fase 1 $\alpha$  (izquierda) y fase 2 $\alpha$  (derecha). a) Fotomicrografías a 200x. b) Imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido y c) Espectros correspondientes.

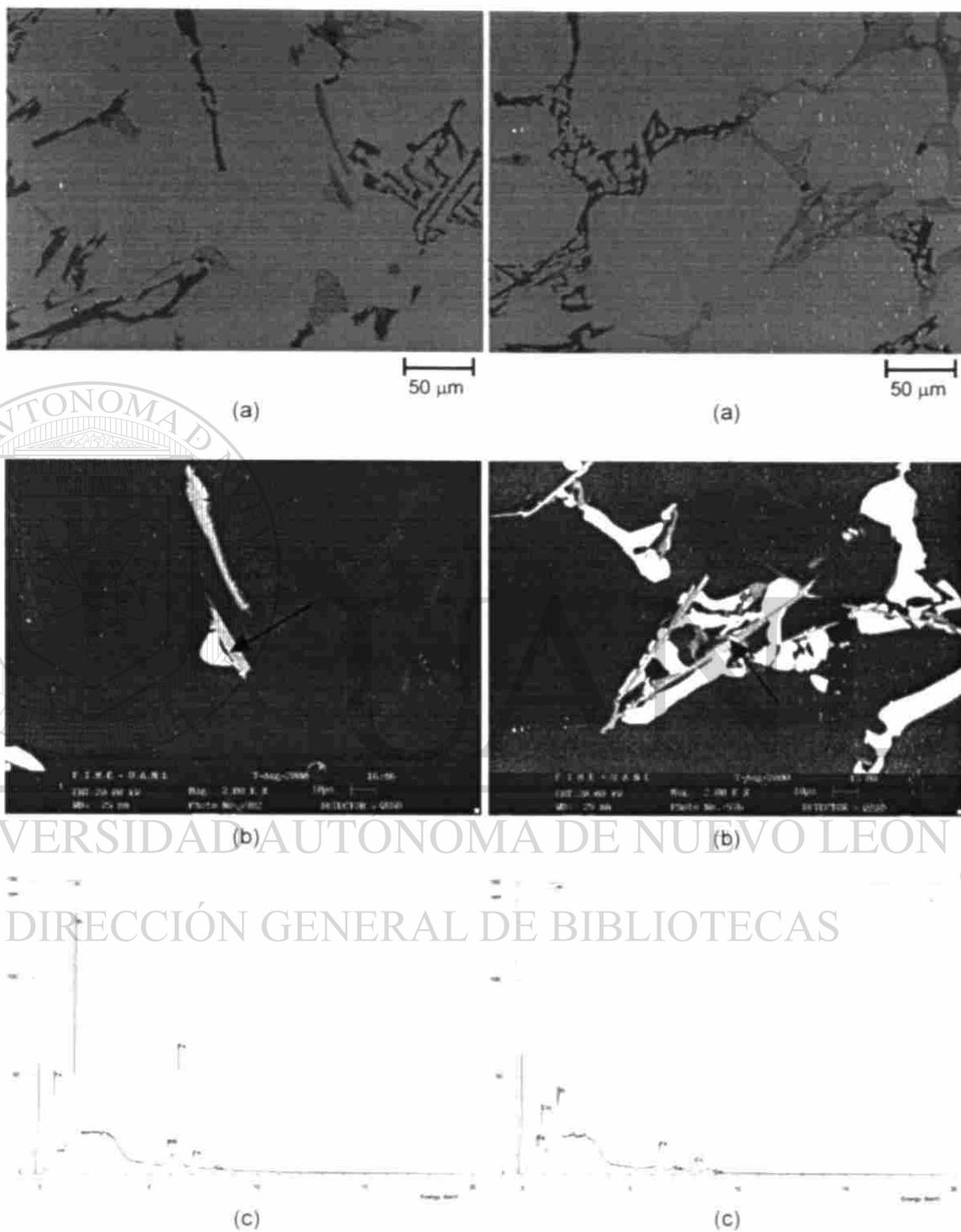


**Figura C2.** Fase 1 $\beta$  (izquierda) y fase 2 $\beta$  (derecha). a) Fotomicrografías a 200x, b) Imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido y c) Espectros correspondientes.

### C.2. Muestras solidificadas en moldes de arena y alto contenido de Fe.

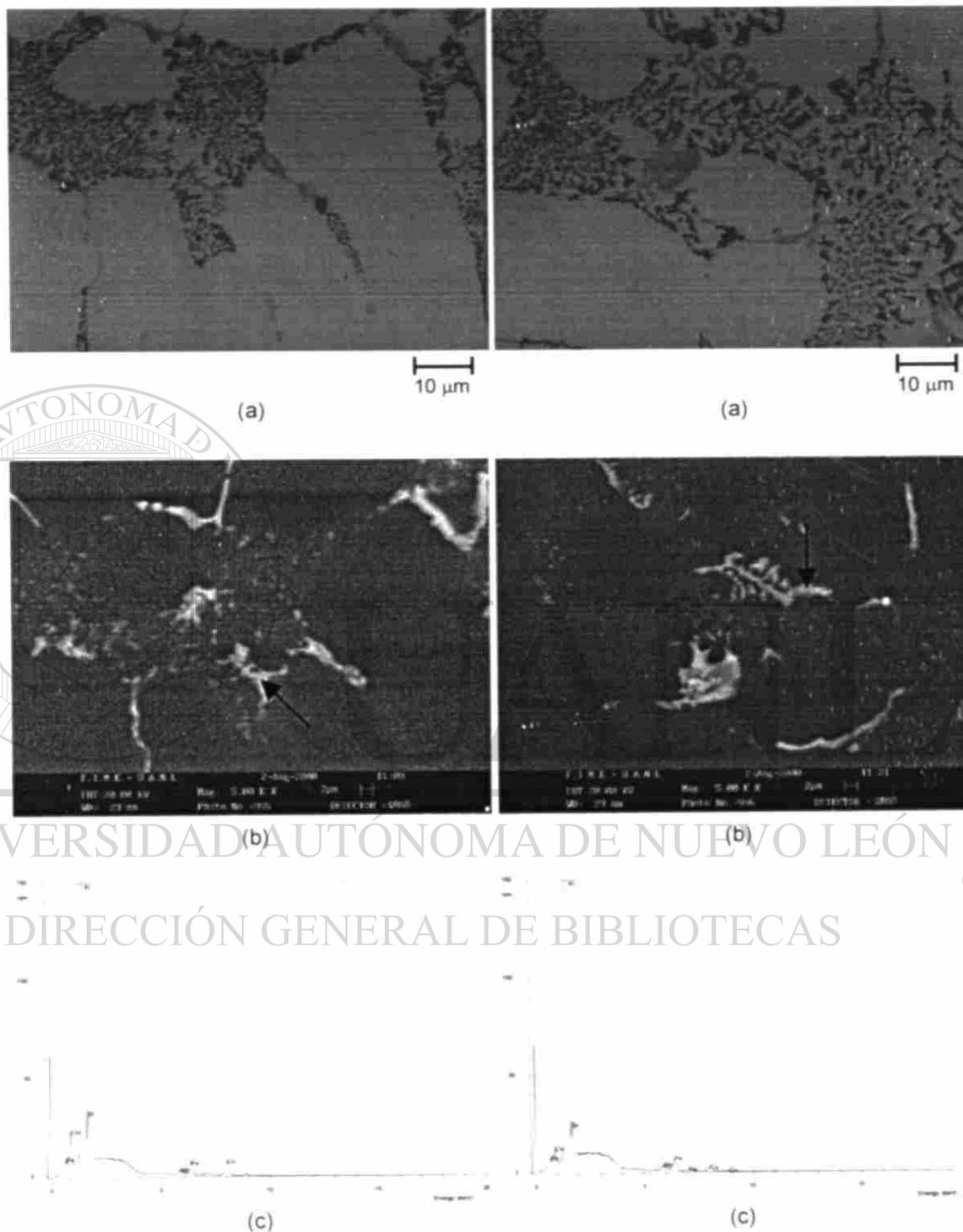


**Figura C3.** Fase 3 $\alpha$  (izquierda) y fase 4 $\alpha$  (derecha). a) Fotomicrografías a 200x, b) Imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido y c) Espectros correspondientes.



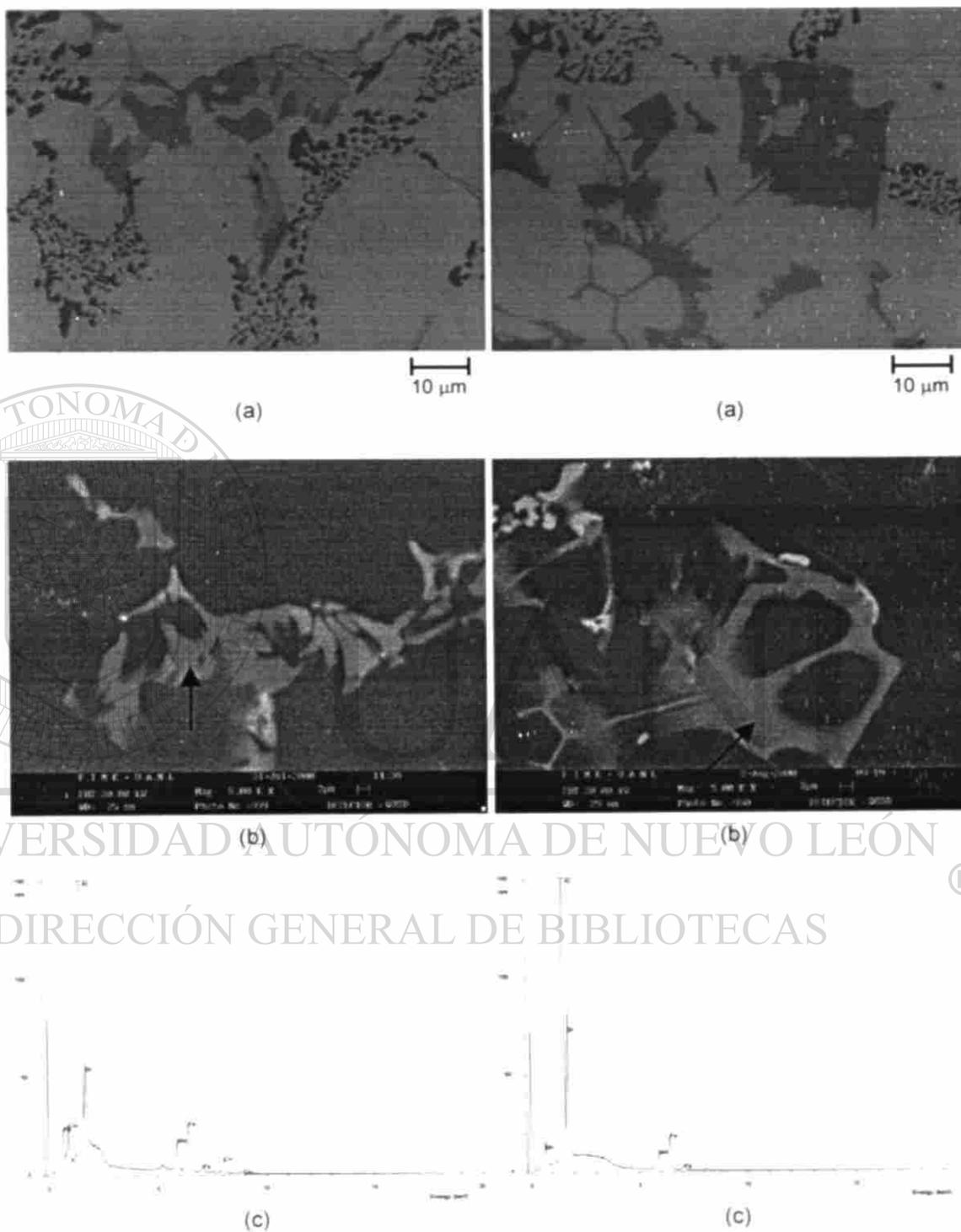
**Figura C4.** Fase 3 $\beta$  (izquierda) y fase 4 $\beta$  (derecha). a) Fotomicrografías a 200x, b) Imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido y c) Espectros correspondientes.

### C.3. Muestras solidificadas en moldes metálicos y bajo contenido de Fe.

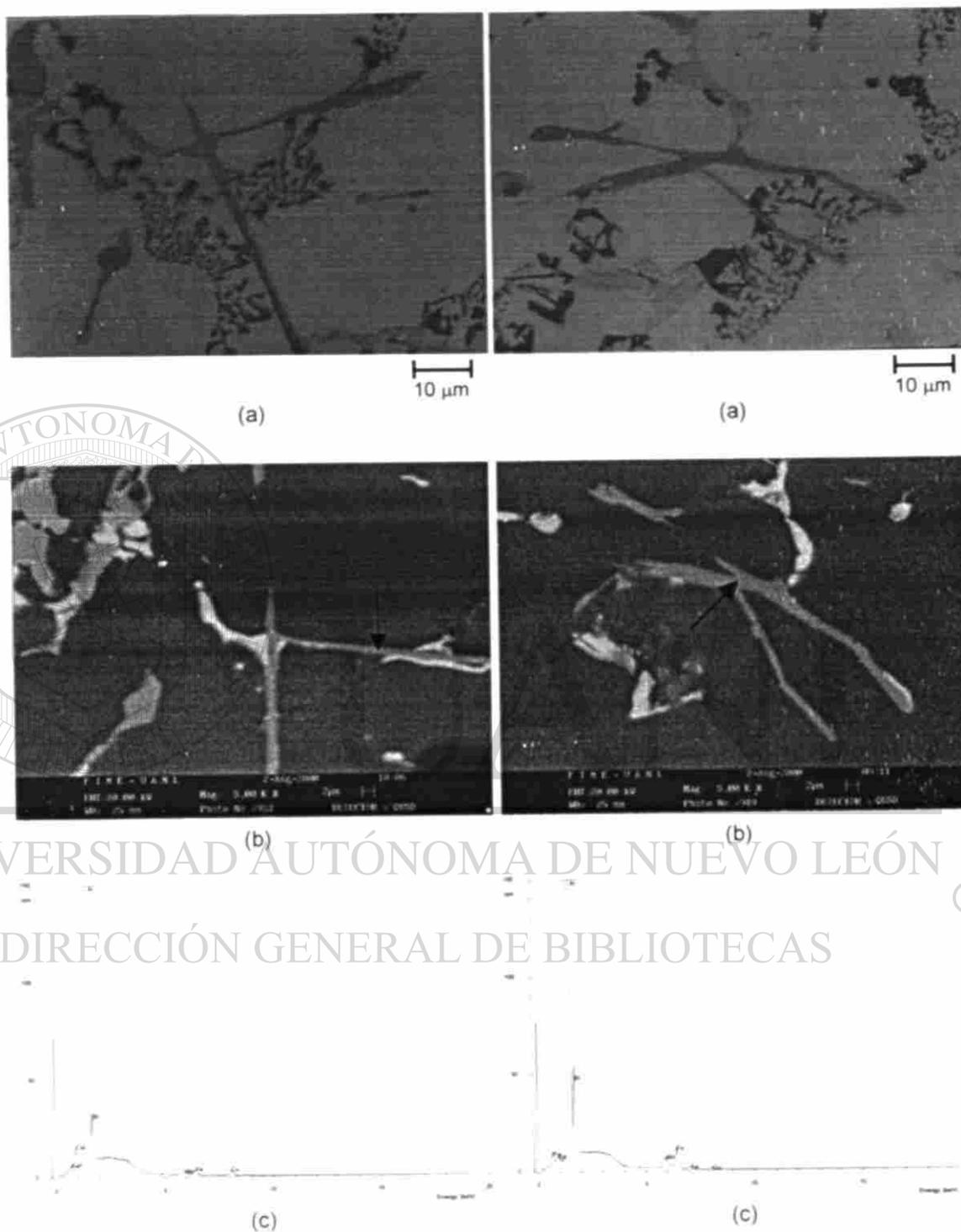


**Figura C5.** Fase 5 $\alpha$  (izquierda) y fase 6 $\alpha$  (derecha) a) Fotomicrografías a 200x, b) Imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido y c) Espectros correspondientes.

#### C.4. Muestras solidificadas en moldes metálicos y alto contenido de Fe.



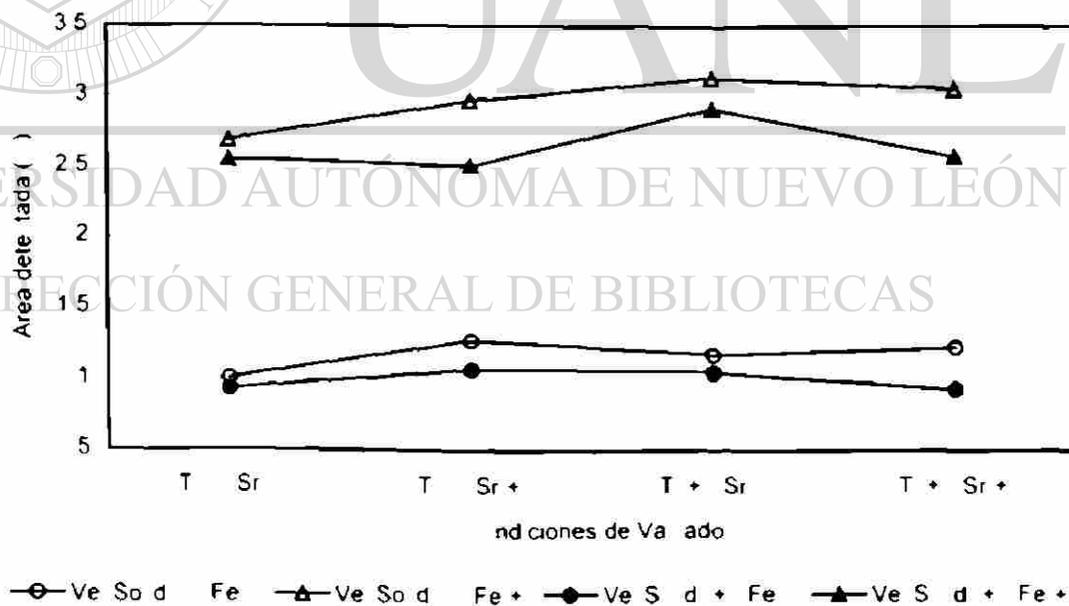
**Figura C6.** Fase 7 $\alpha$  (izquierda) y fase 8 $\alpha$  (derecha). a) Fotomicrografías a 200x, b) Imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido y c) Espectros correspondientes.



**Figura C7.** Fase 7 $\beta$  (izquierda) y fase 8 $\beta$  (derecha). a) Fotomicrografías a 200x, b) Imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido y c) Espectros correspondientes.

## Apéndice D

### Efecto de las condiciones de vaciado sobre los parámetros microestructurales analizados en las fases ricas en Fe



**Figura D1.** Efecto de las condiciones de vaciado sobre el área promedio detectada de todas las fases de alto contenido de Fe

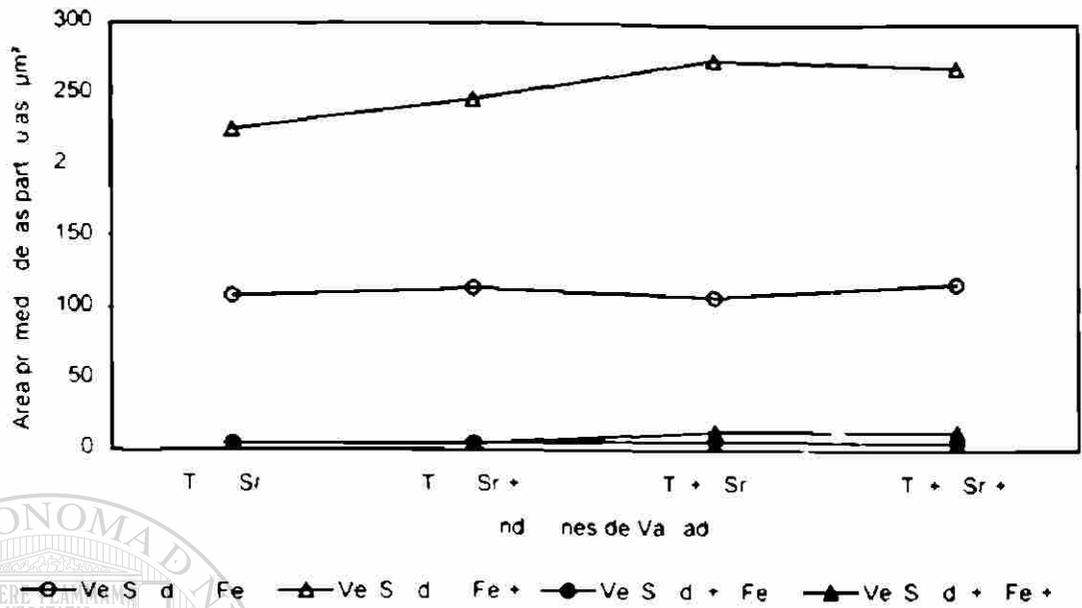


Figura D2 Efecto de las condiciones de vacado sobre el área promedio de las partículas de alto contenido de Fe

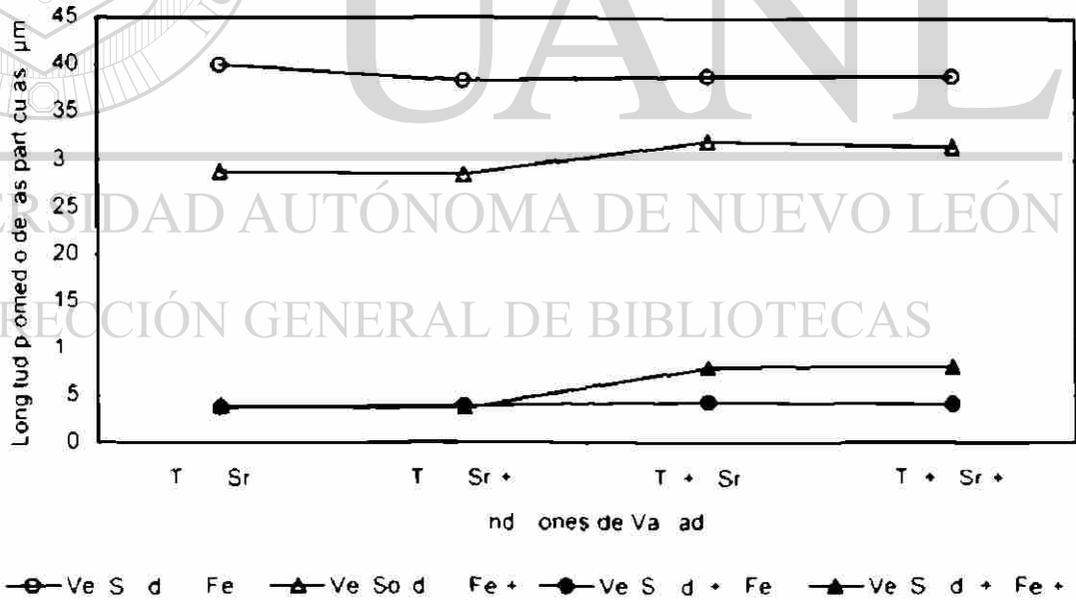


Figura D3. Efecto de las condiciones de vacado sobre la longitud promedio de las fases de alto contenido de Fe

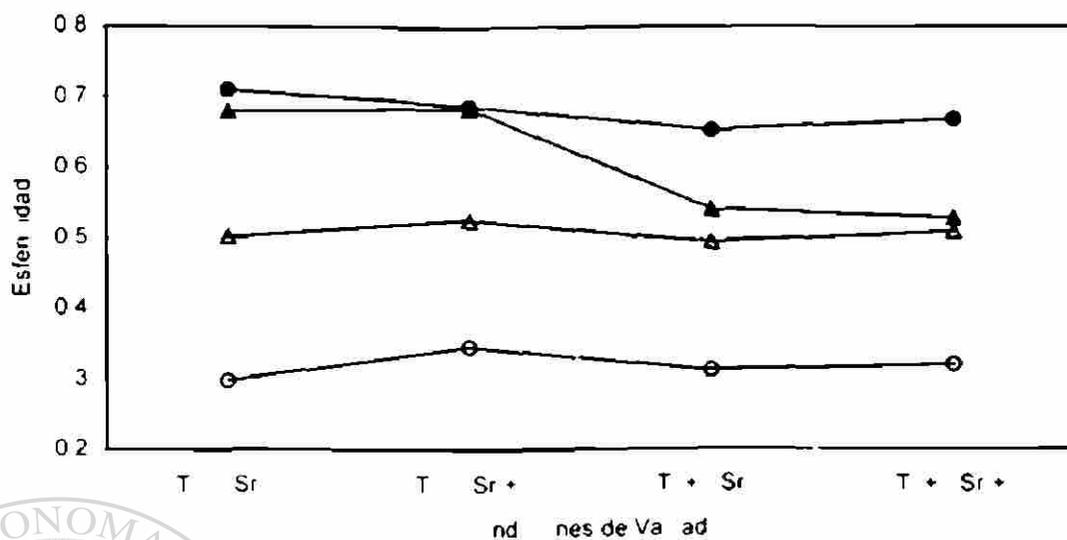
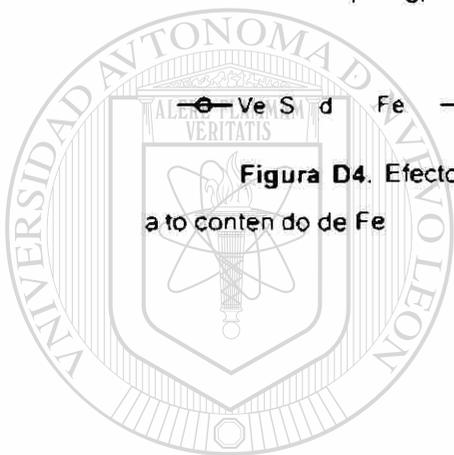


Figura D4. Efecto de las condiciones de vado sobre la esfericidad de las fases de alto contenido de Fe



UANL

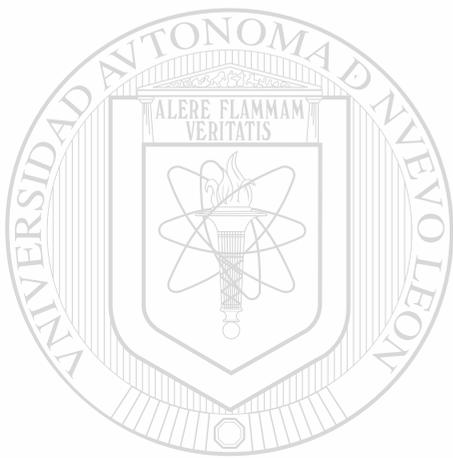
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

## Apéndice E

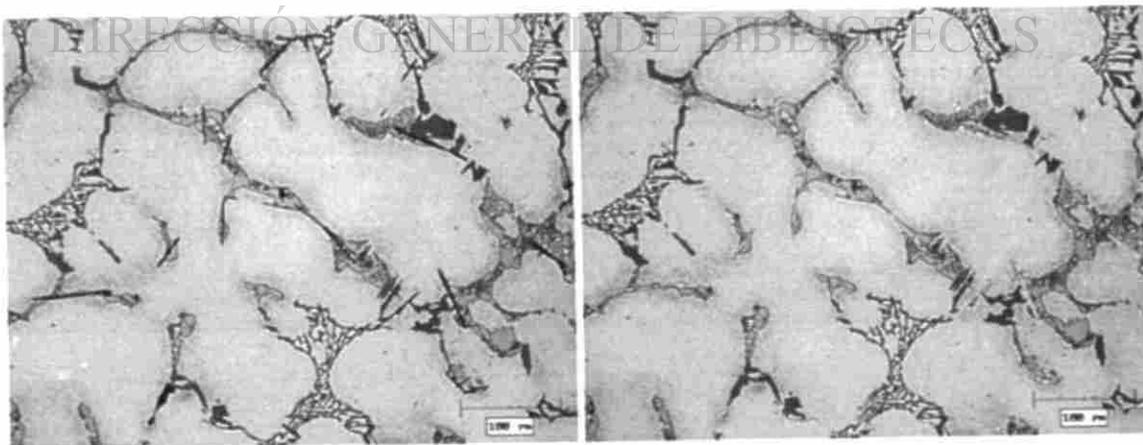
### Fotomicrografías de fases ricas en Fe



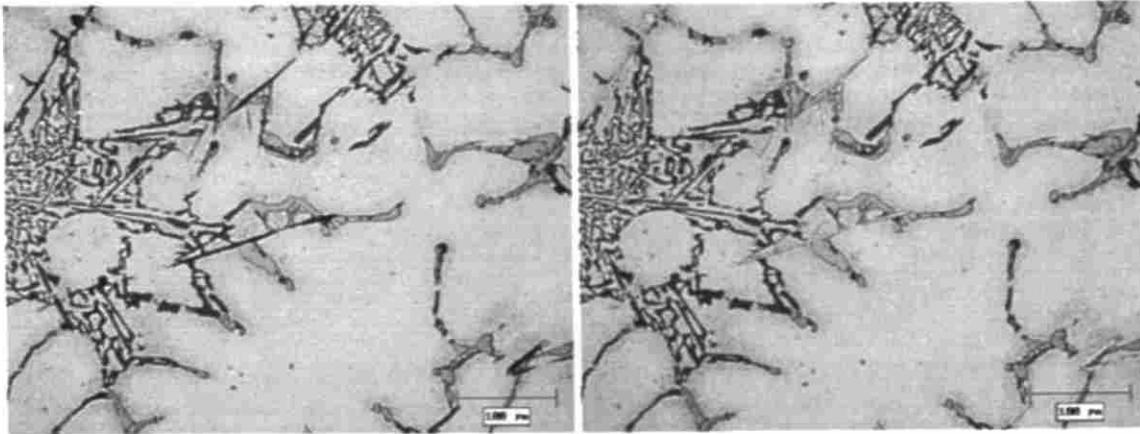
# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

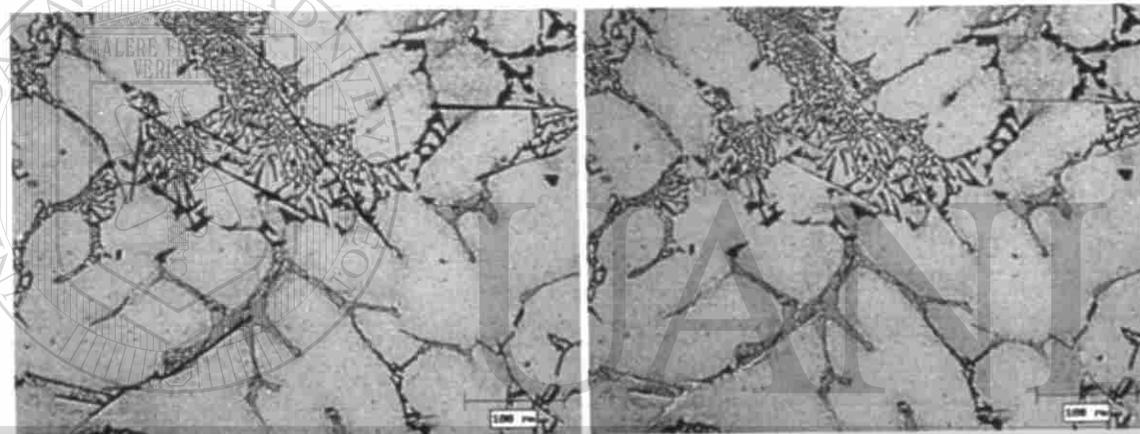
E.1. Fotomicrografías de muestras solidificadas en moldes de arena.



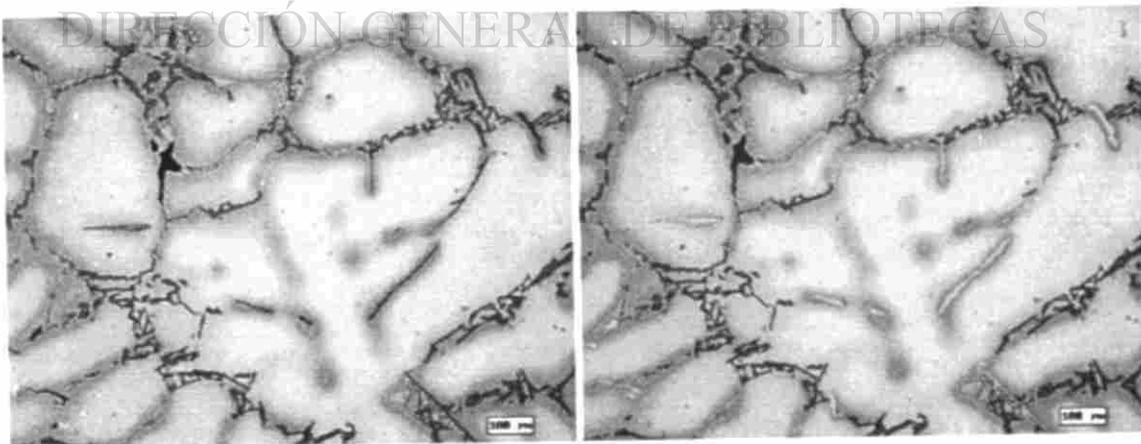
**Figura E1.** Fotomicrografías de fases ricas en Fe de la prueba 1 [Fe(-), Ti(-), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).



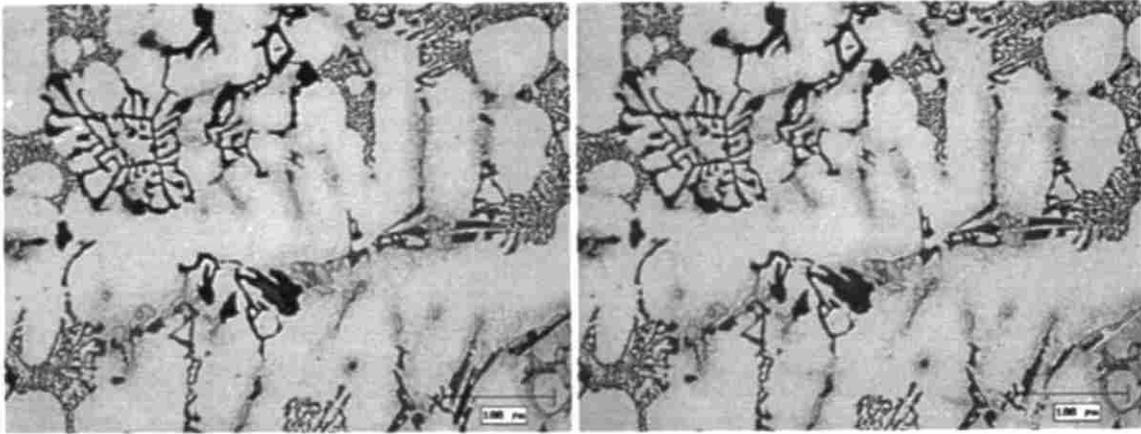
**Figura E2.** Fotomicrografías de fases ricas en Fe de la prueba 2 [Fe(-), Ti(-), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).



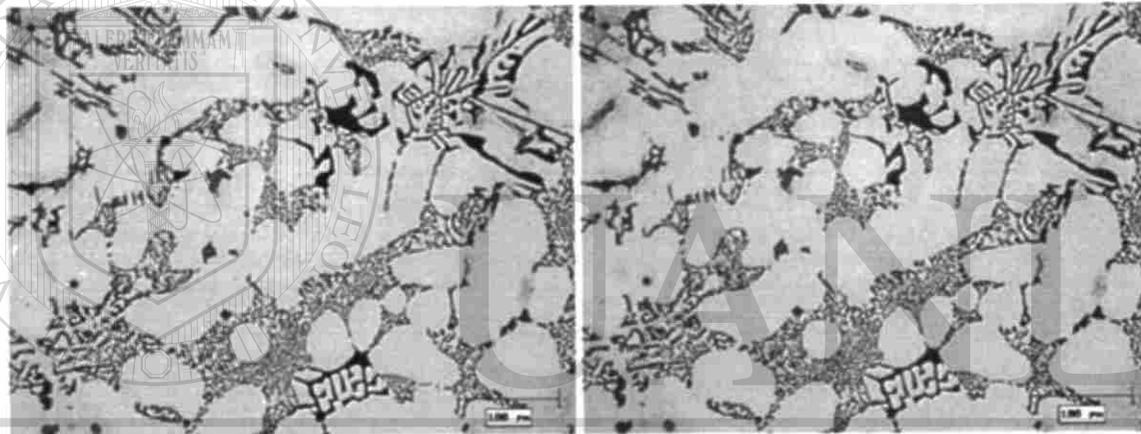
**Figura E3.** Fotomicrografías de fases ricas en Fe de la prueba 3 [Fe(-), Ti(+), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).



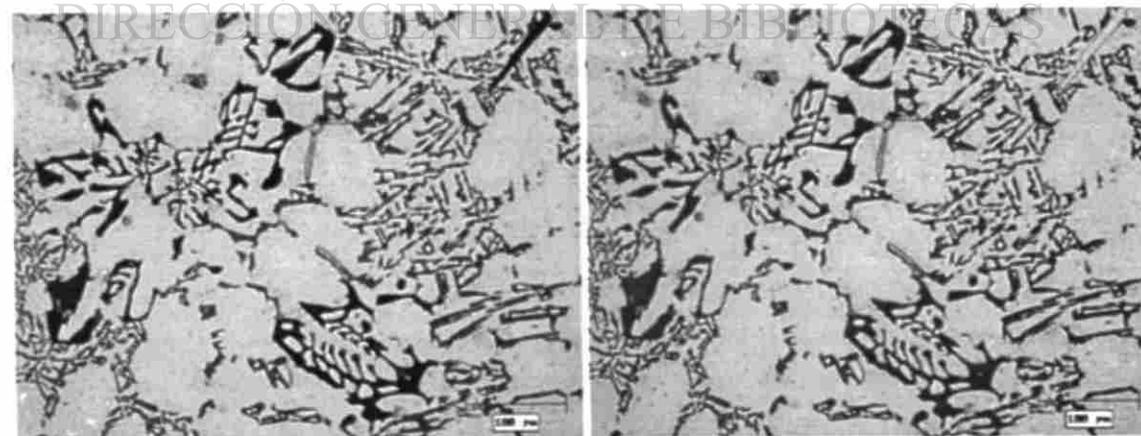
**Figura E4.** Fotomicrografías de fases ricas en Fe de la prueba 4 [Fe(-), Ti(+), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).



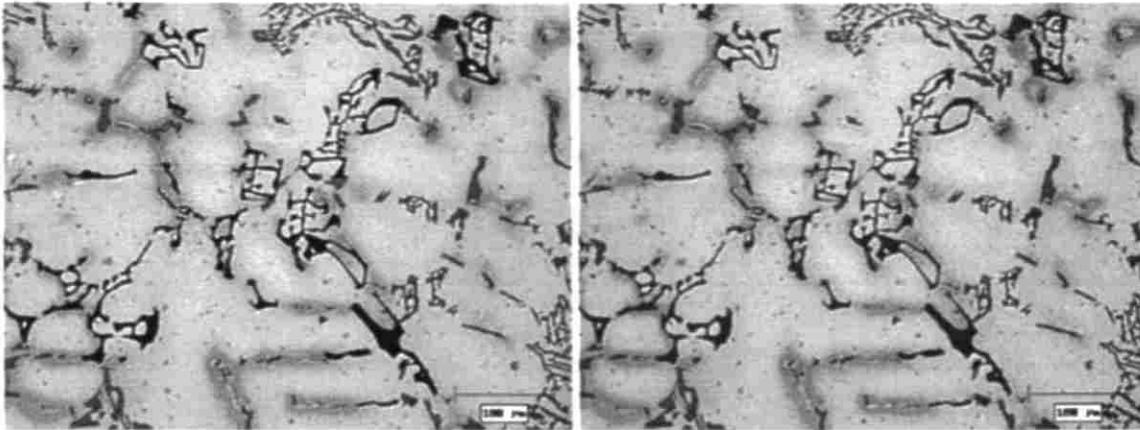
**Figura E5.** Fotomicrografías de fases ricas en Fe de la prueba 5 [Fe(+), Ti(-), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).



**Figura E6.** Fotomicrografías de fases ricas en Fe de la prueba 6 [Fe(+), Ti(-), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).

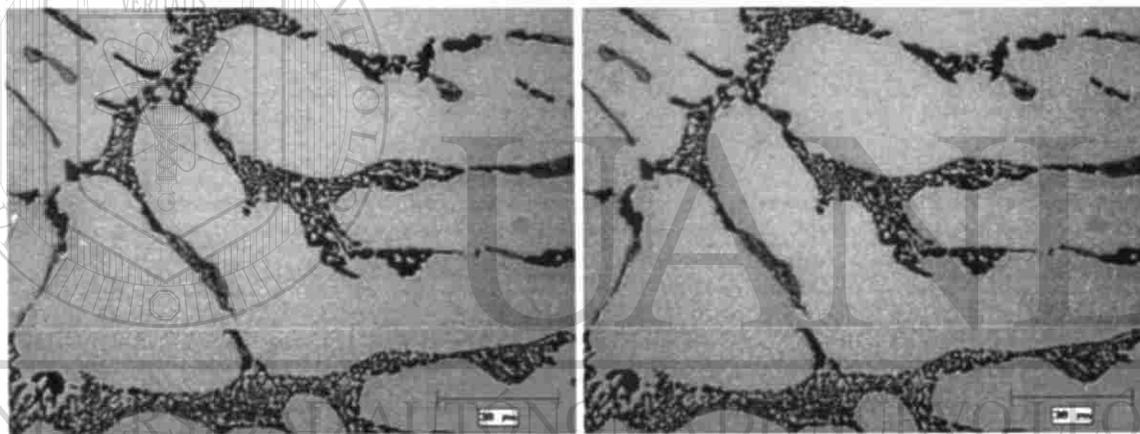


**Figura E7.** Fotomicrografías de fases ricas en Fe de la prueba 7 [Fe(+), Ti(+), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).

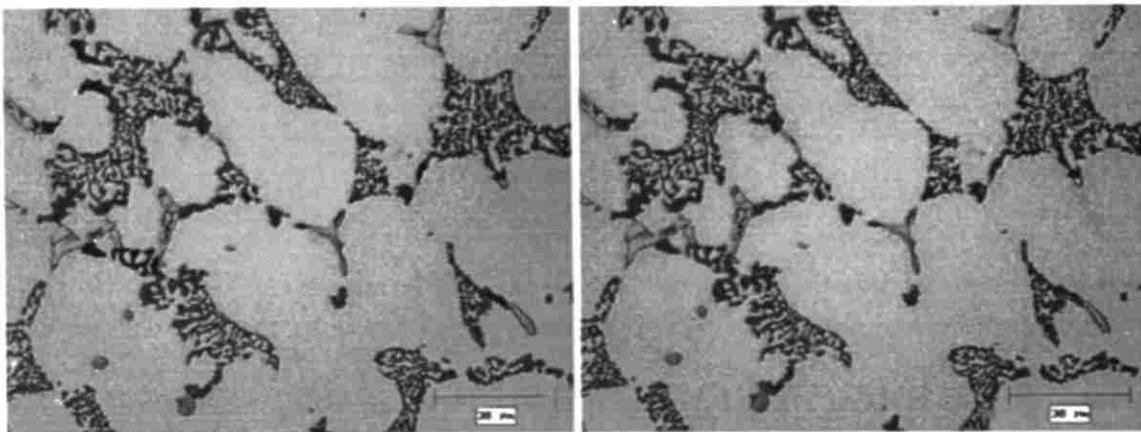


**Figura E8.** Fotomicrografías de fases ricas en Fe de la prueba 8 [Fe(+), Ti(+), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).

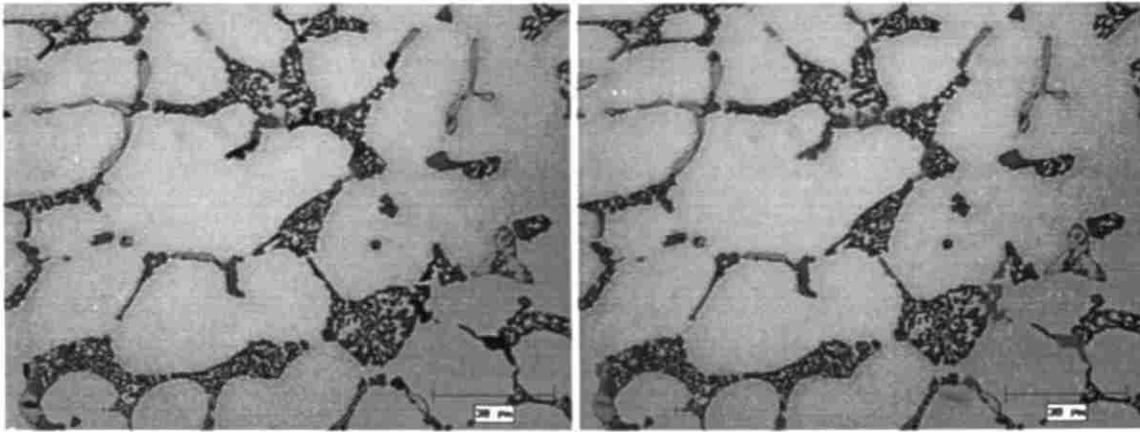
### E.2. Fotomicrografías de muestras solidificadas en molde metálico.



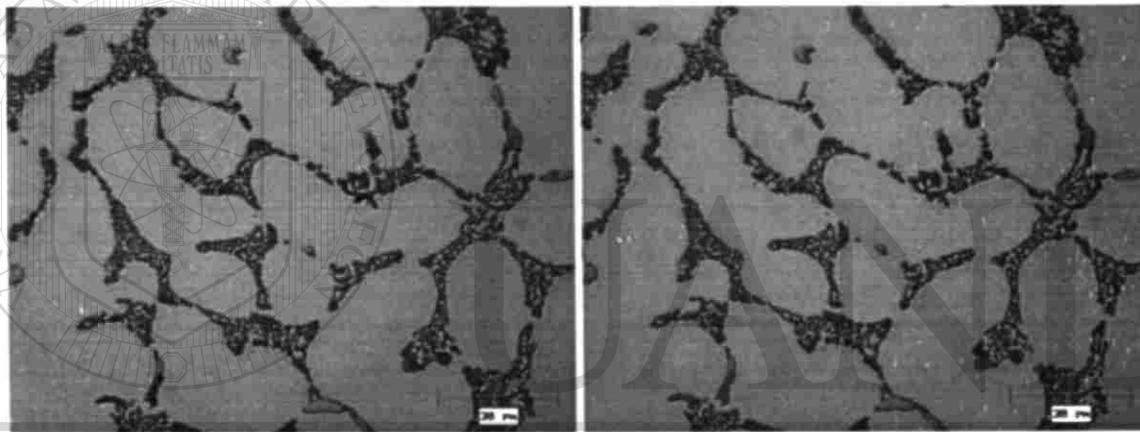
**Figura E9.** Fotomicrografías de fases ricas en Fe de la prueba 1 [Fe(-), Ti(-), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).



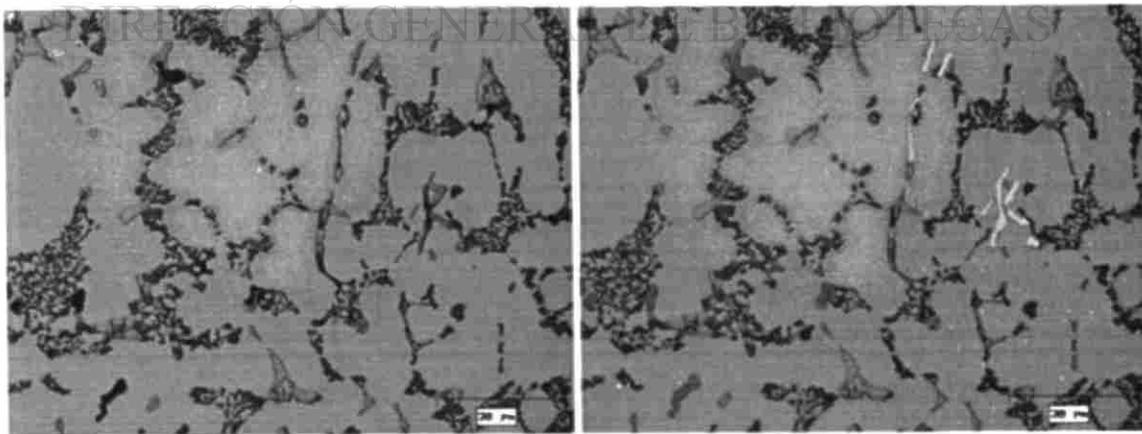
**Figura E10.** Fotomicrografías de fases ricas en Fe de la prueba 2 [Fe(-), Ti(-), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).



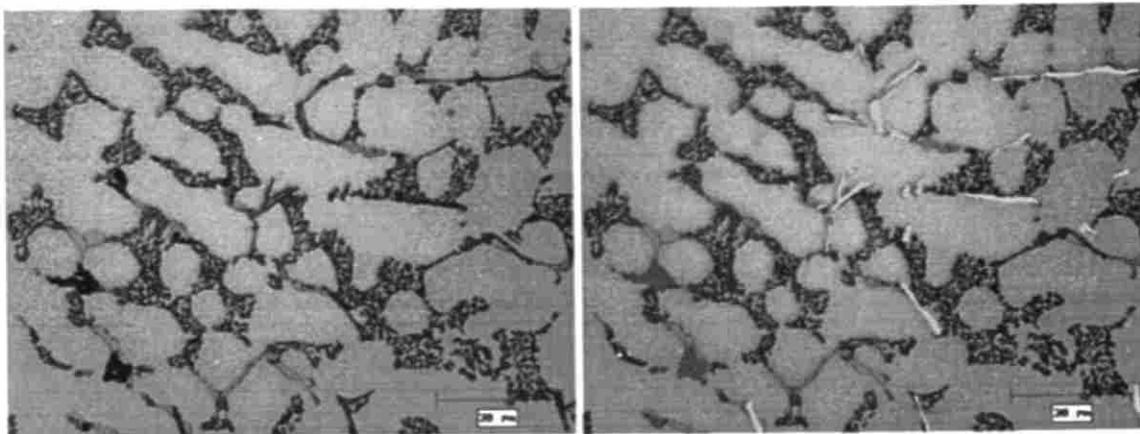
**Figura E11.** Fotomicrografías de fases ricas en Fe de la prueba 3 [Fe(-), Ti(+), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).



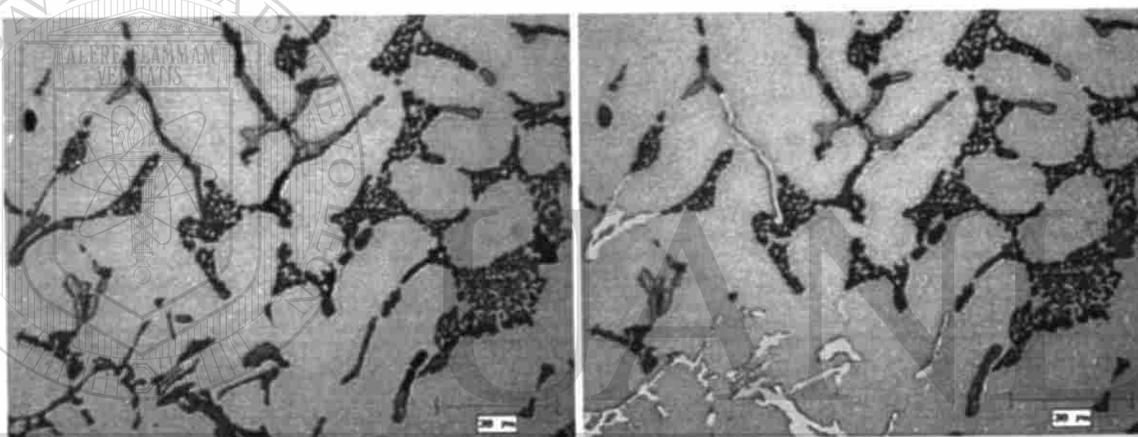
**Figura E12.** Fotomicrografías de fases ricas en Fe de la prueba 4 [Fe(-), Ti(+), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).



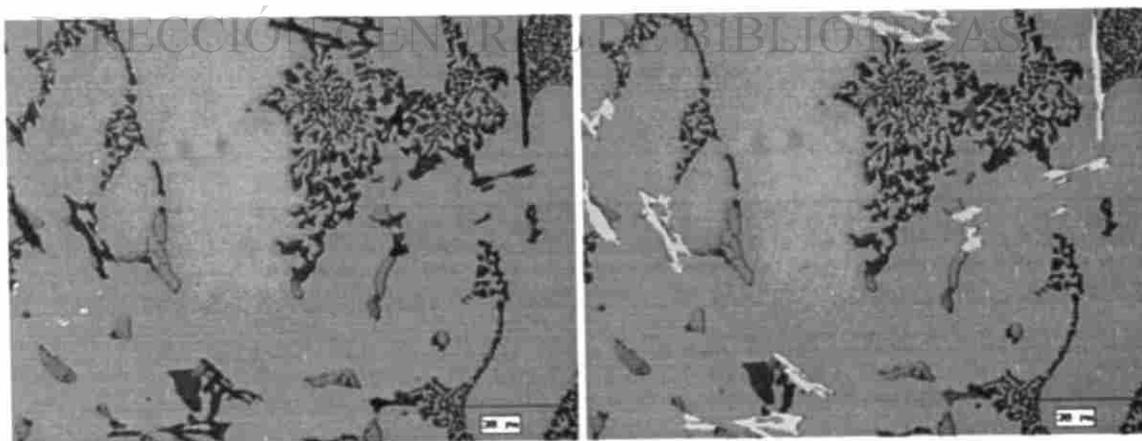
**Figura E13.** Fotomicrografías de fases ricas en Fe de la prueba 5 [Fe(+), Ti(-), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).



**Figura E14.** Fotomicrografías de fases ricas en Fe de la prueba 6 [Fe(+), Ti(-), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).



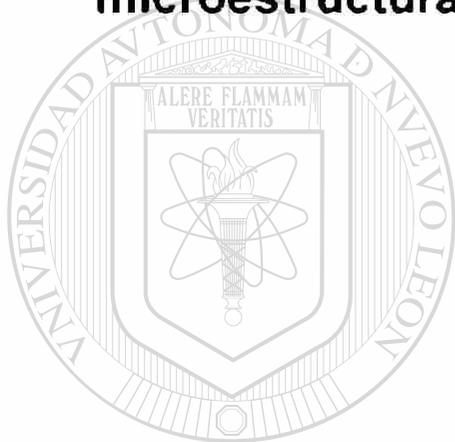
**Figura E15.** Fotomicrografías de fases ricas en Fe de la prueba 7 [Fe(+), Ti(+), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).



**Figura E16.** Fotomicrografías de fases ricas en Fe de la prueba 8 [Fe(+), Ti(+), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).

## Apéndice F

**Efecto del Fe, Ti y Sr sobre los parámetros  
microestructurales analizados de las fases ricas  
en Fe**



# UANL

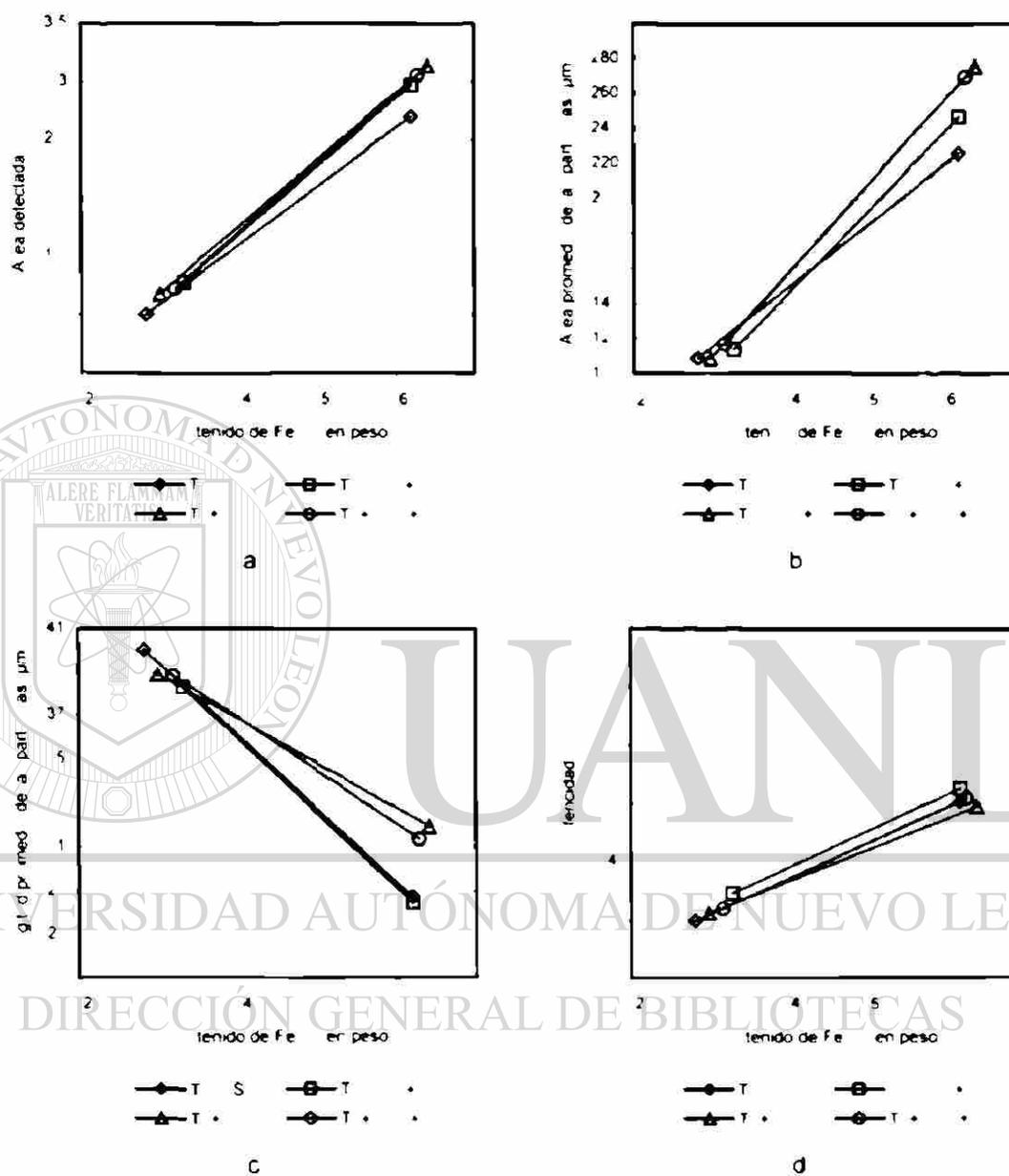
---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

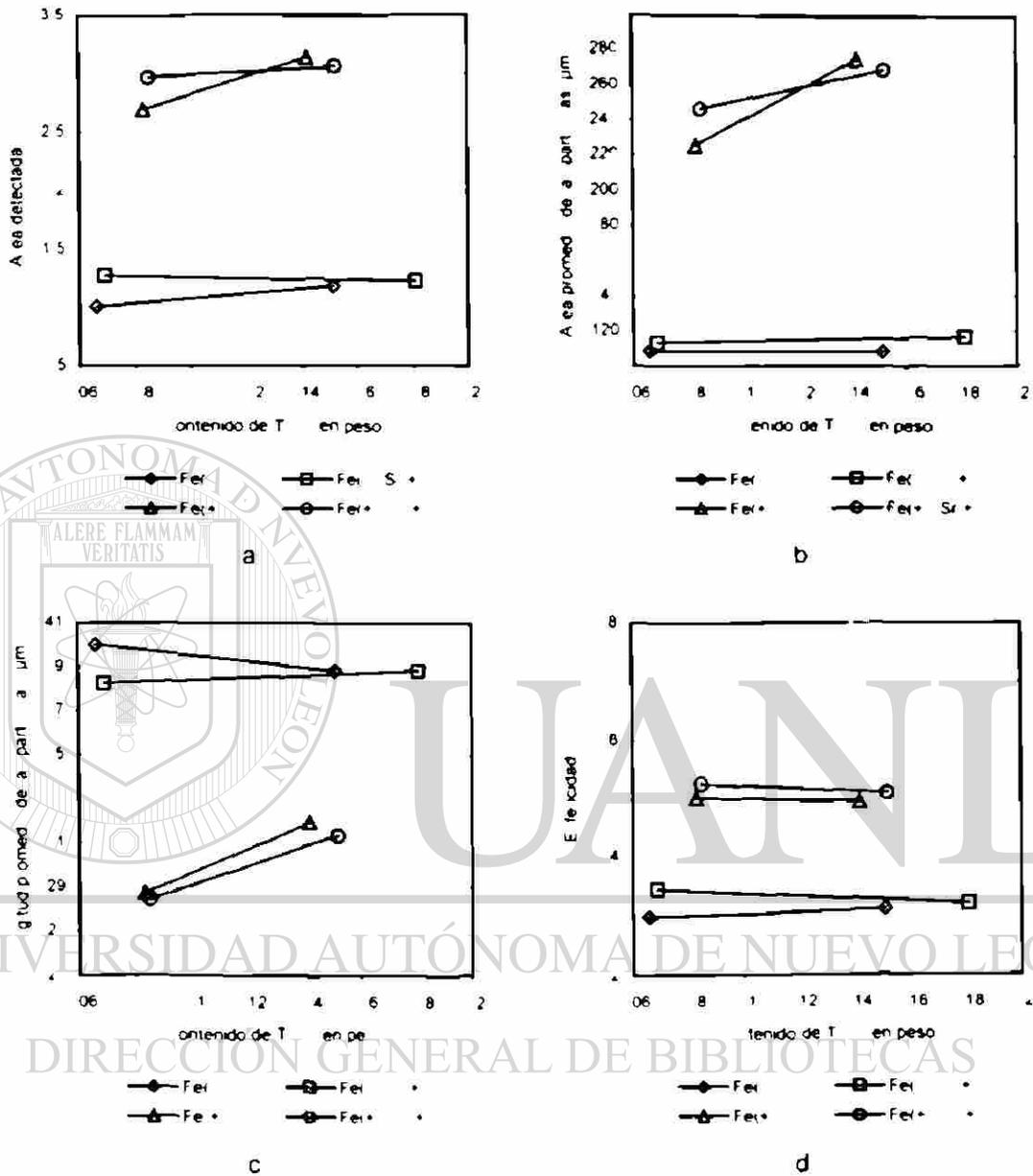
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



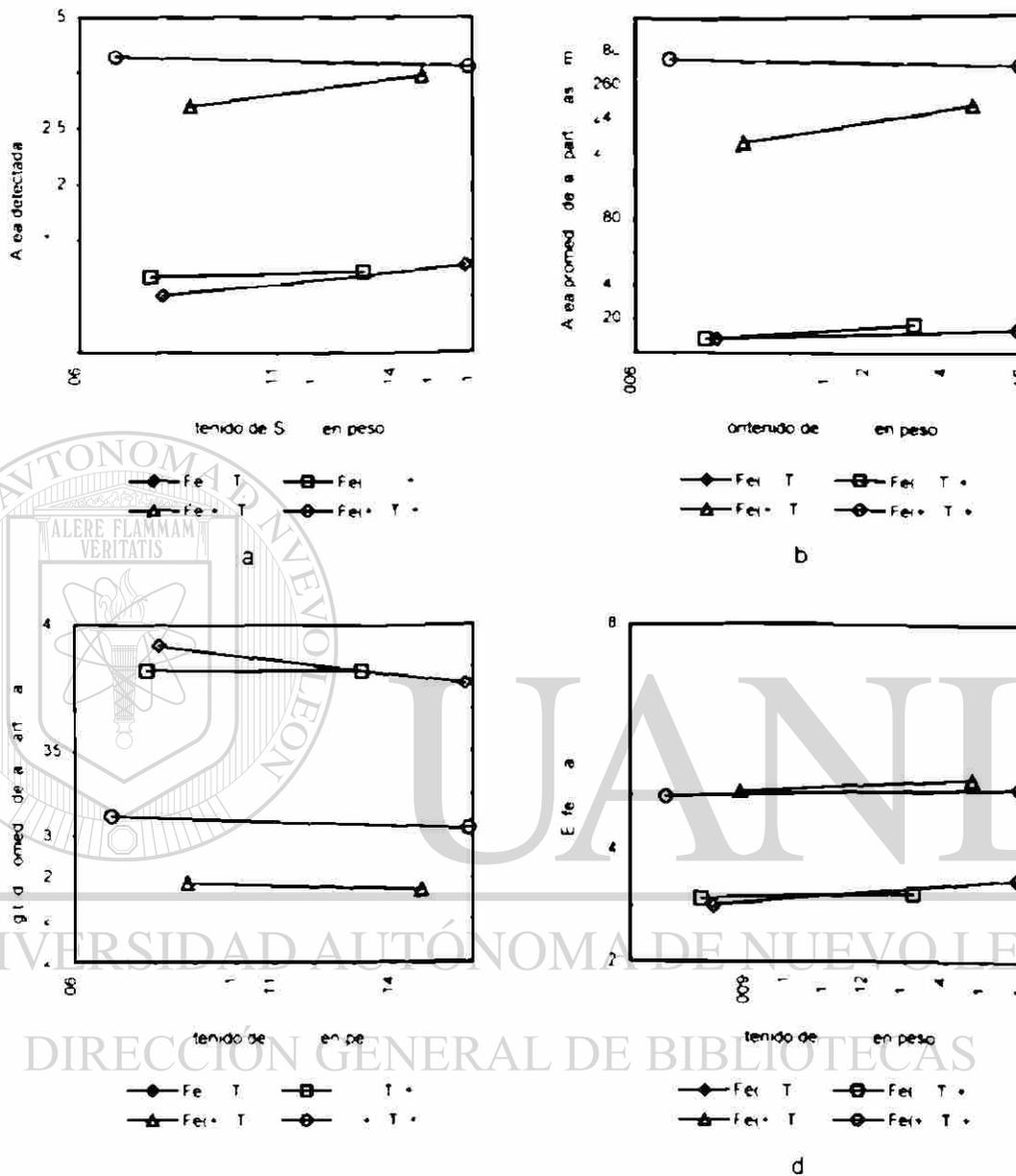
### F.1. Muestras solidificadas en moldes de arena.



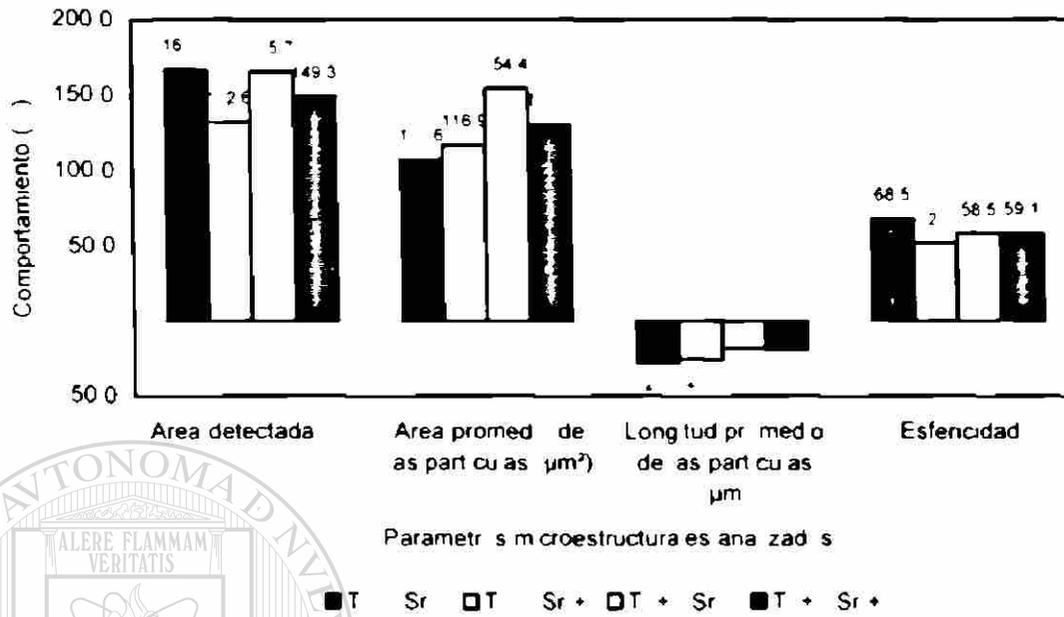
**Figura F1.** Efecto de Fe y las condiciones de vacado sobre los parámetros microestructurales medidos de todas las fases de Al contenido de Fe de muestras solidificadas lentamente a) Área detectada b) Área promedio de las partículas Longitud promedio de las partículas y d) Esfericidad de las partículas.



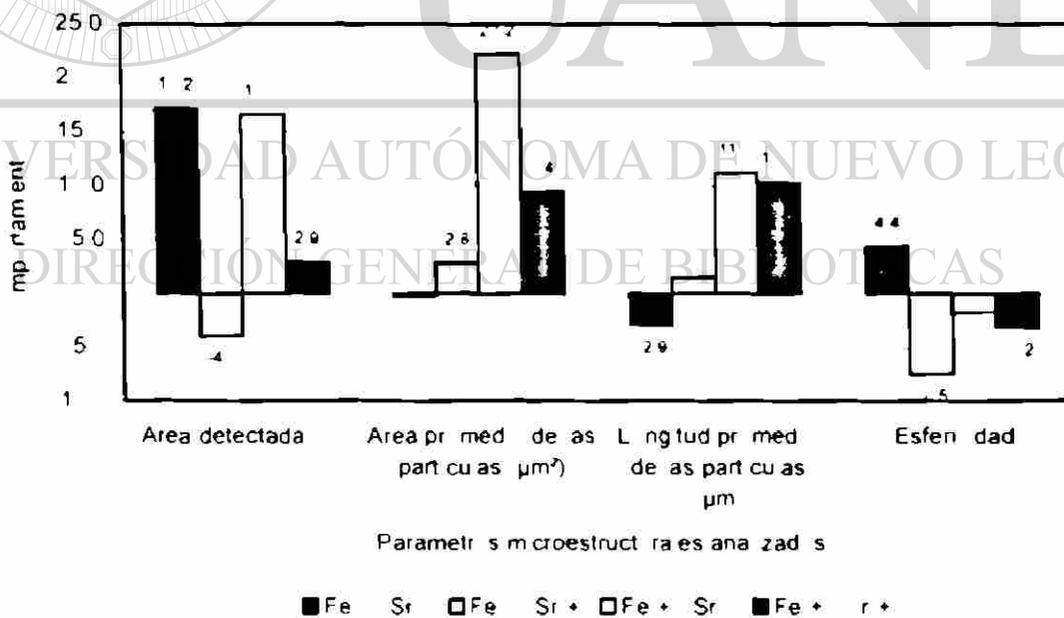
**Figura F2.** Efecto de T y las condiciones de vacado sobre los parámetros microestructurales medidos de todas las fases de alto contenido de Fe de muestras sintetizadas entera y parcialmente a Área detectada b Área promedio de las partículas c Longitud promedio de las partículas y d Esfericidad de las partículas



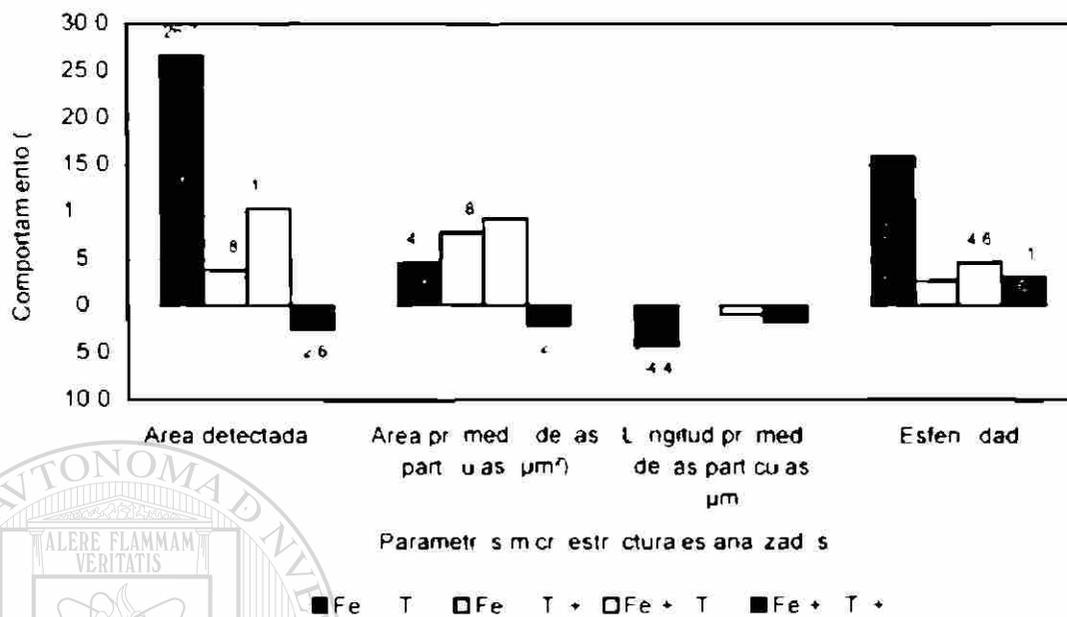
**Figura F3.** Efecto de Sr y As contenidos de vacado sobre los parámetros microestructurales medidos de todas las fases de alta contenido de Fe de muestras solidificadas lentamente a: a) Área detectada b) Área promedio de las partículas c) Longitud promedio de las partículas y d) Esfericidad de las partículas



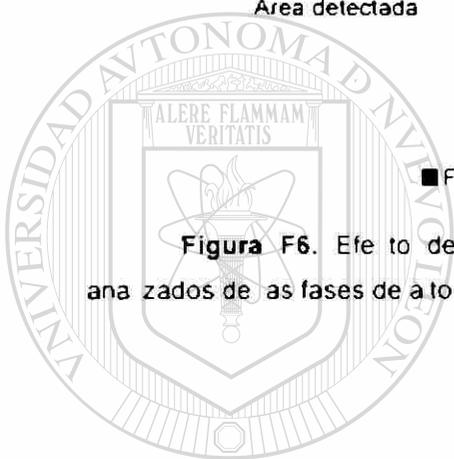
**Figura F4.** Efecto de incremento de Fe sobre los parámetros microestructurales analizados de las fases de a to contenido de Fe



**Figura F5.** Efecto de incremento de T sobre los parámetros microestructurales analizados de las fases de a to contenido de Fe



**Figura F6.** Efecto de la dopaje de Sr sobre los parámetros microestructurales analizados de las fases de alto contenido de Fe



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



F.2. Muestras solidificadas en moldes metálicos.

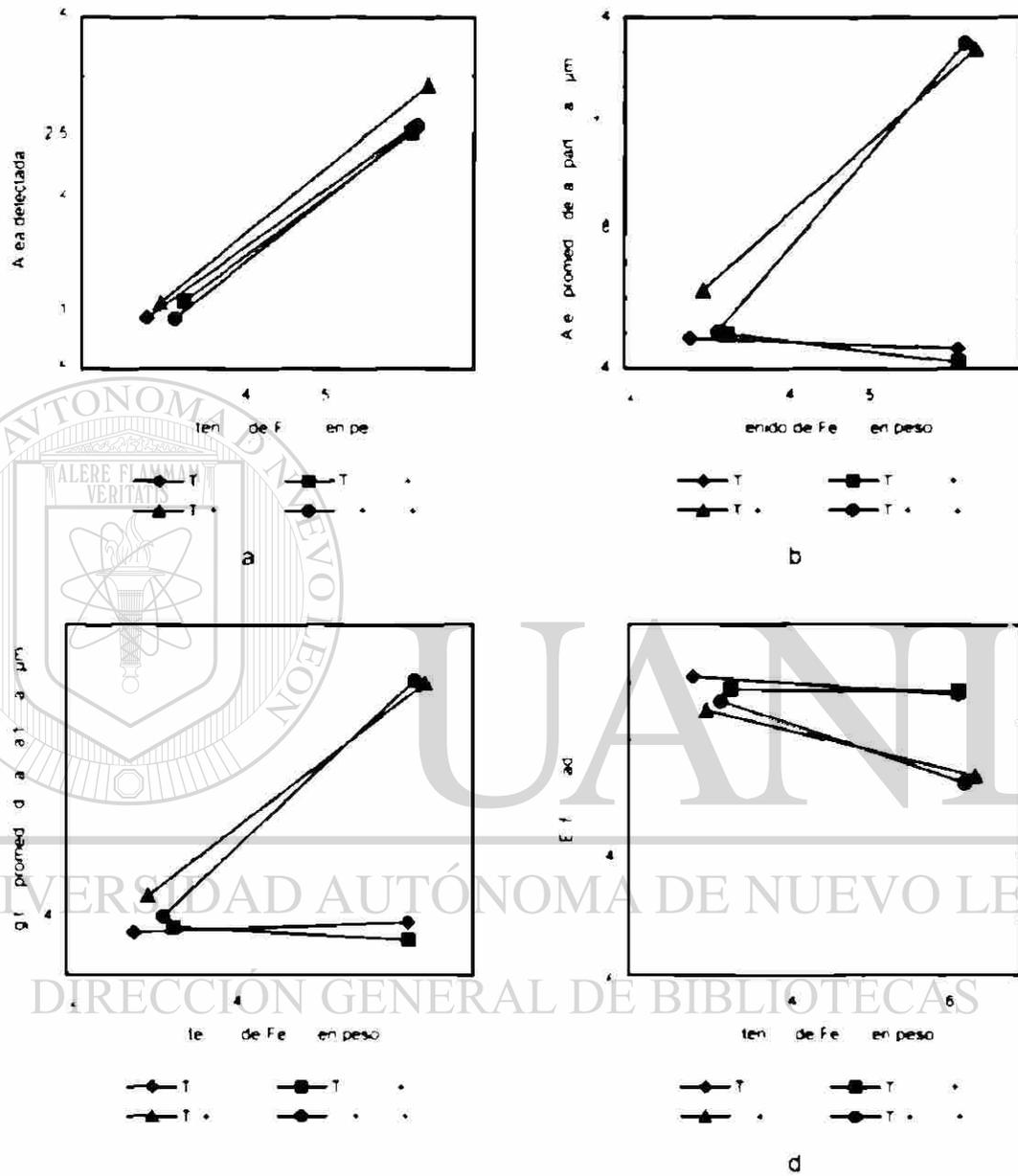
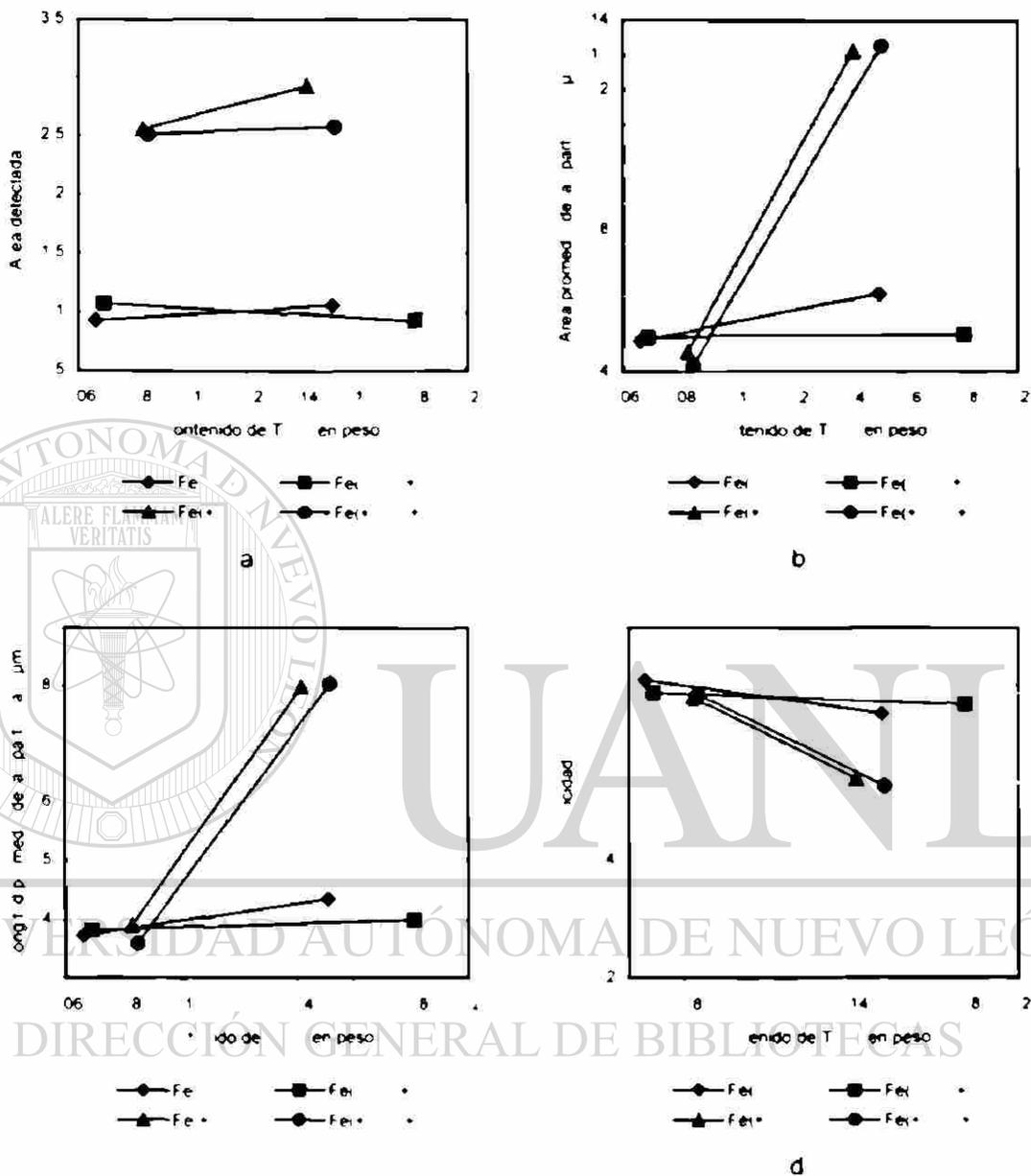
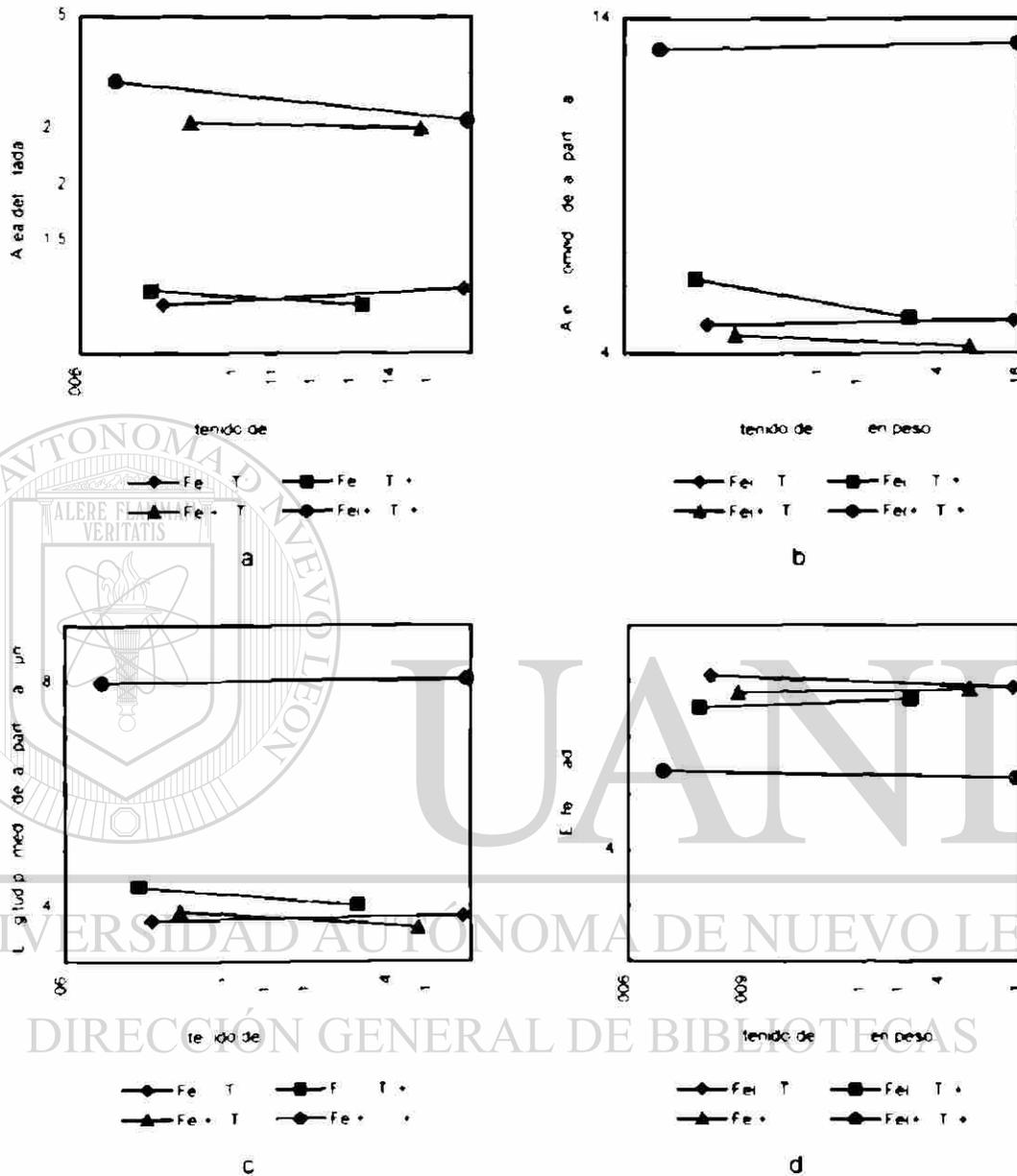


Figura F7. Efecto de Fe y las condiciones de solidificación sobre los parámetros microestructurales medidos de las fases de austenita de las muestras solidificadas rápidamente a) Área detectada b) Área promedio de las partículas c) Longitud promedio de las partículas y d) Esfericidad de las partículas.



**Figura F8.** Efecto de T y las condiciones de vacado sobre los parámetros microestructurales medidos de todas las fases de alta contenido de Fe de muestras solidificadas rápidamente a: a) Área detectada b) Área promedio de las partículas c) Longitud promedio de las partículas y d) Esfericidad de las partículas



**Figura F9.** Efecto de Sr y las condiciones de valencia sobre los parámetros morfológicos medidos de todas las fases de oxidación de Fe de muestras soportadas rápidamente a: a) Área del tado b) Área promedio de las part. a c) Longitud promedio de las part. uas y d) Esfericidad de las part. uas

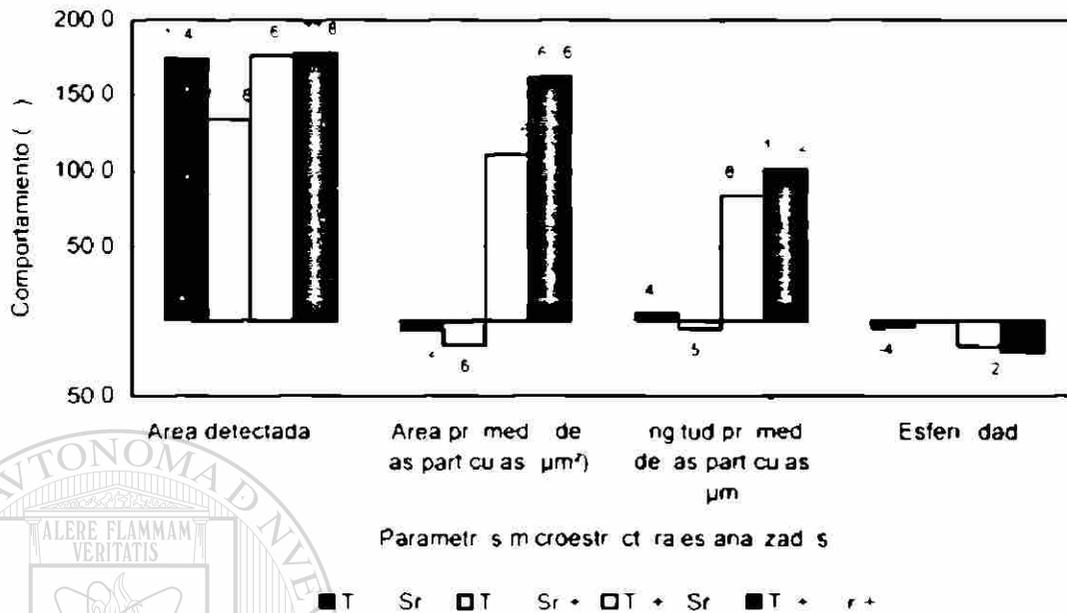


Figura F10. Efecto de incremento de Fe sobre los parámetros microestructurales analizados de las fases de alto contenido de Fe

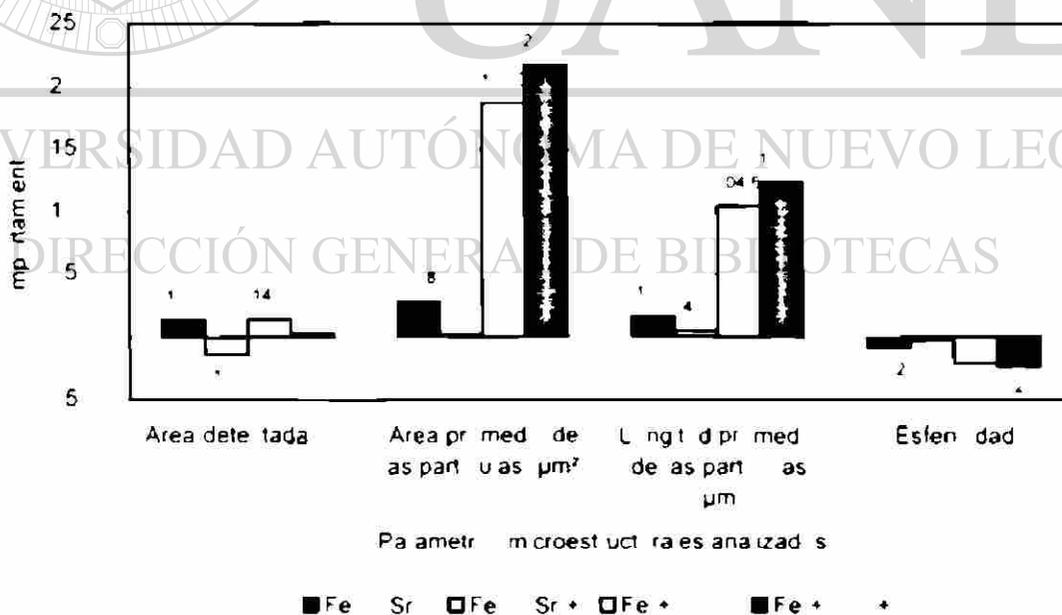
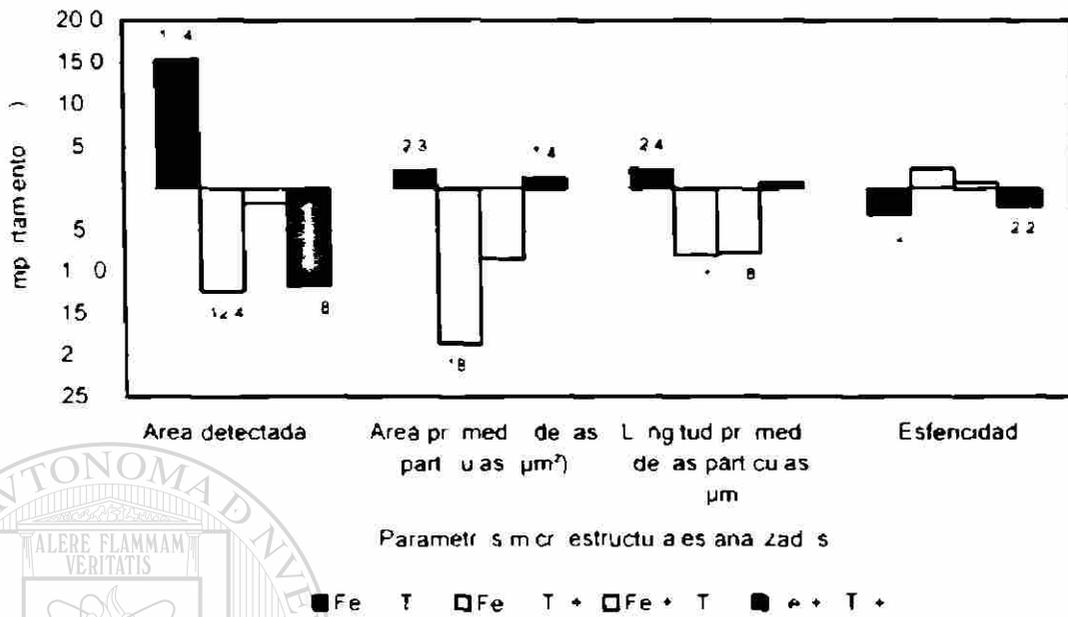
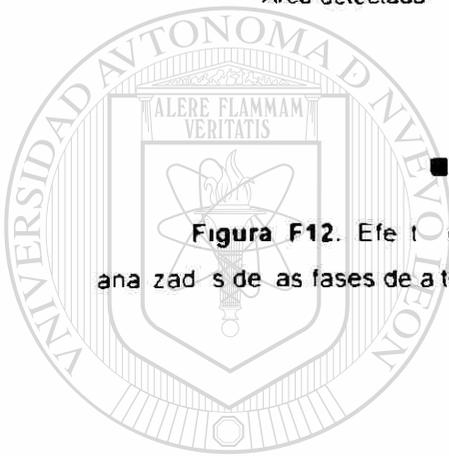


Figura F11. Efecto de incremento de T sobre los parámetros microestructurales analizados de las fases de alto contenido de Fe



**Figura F12.** Efecto del contenido de Sr sobre los parámetros microestructurales analizados de las fases de alto contenido de Fe



U A N L

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



## Apéndice G

### Fotomicrografías, imágenes y espectros de las fase ricas en Cu analizadas químicamente



# UANL

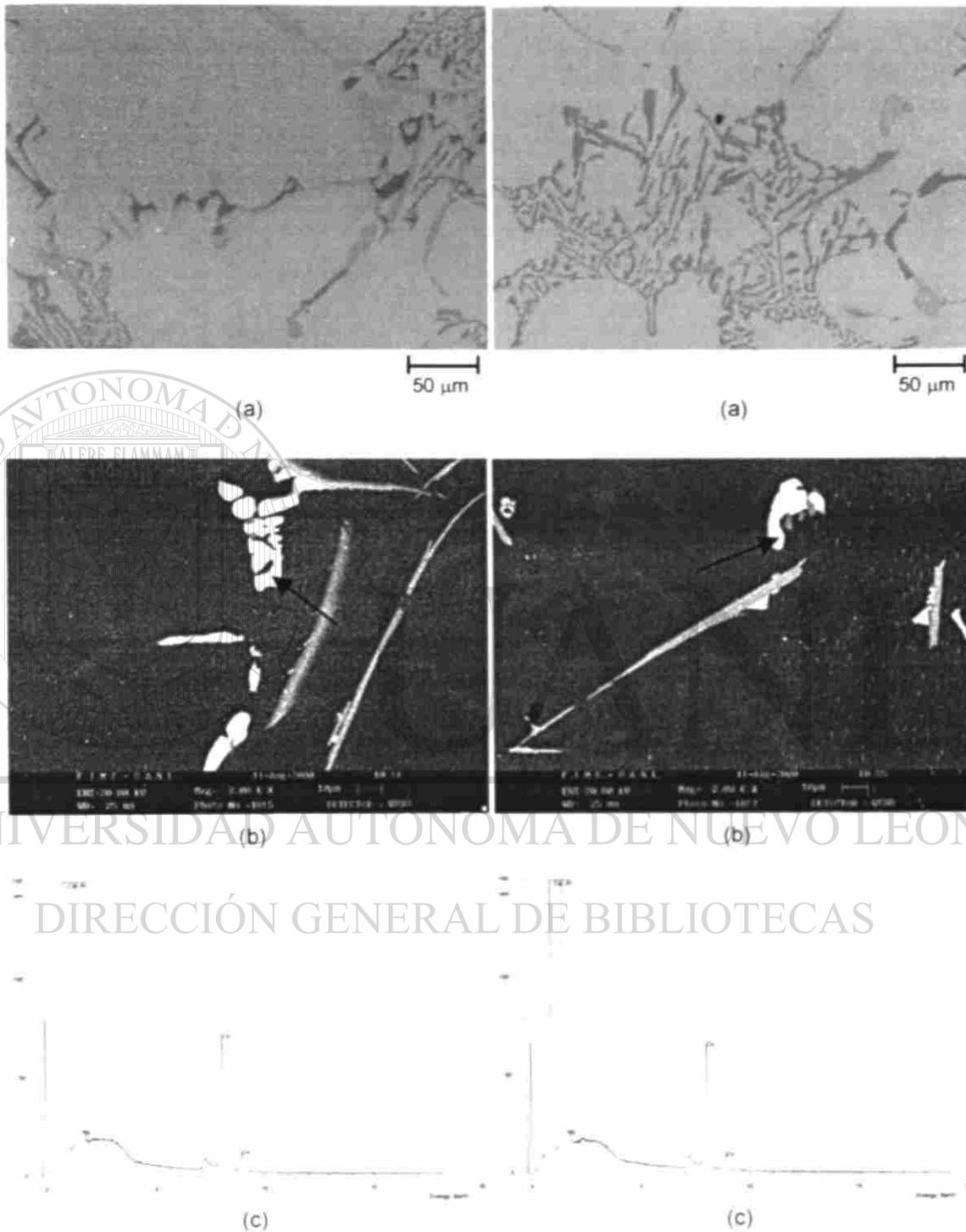
---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS

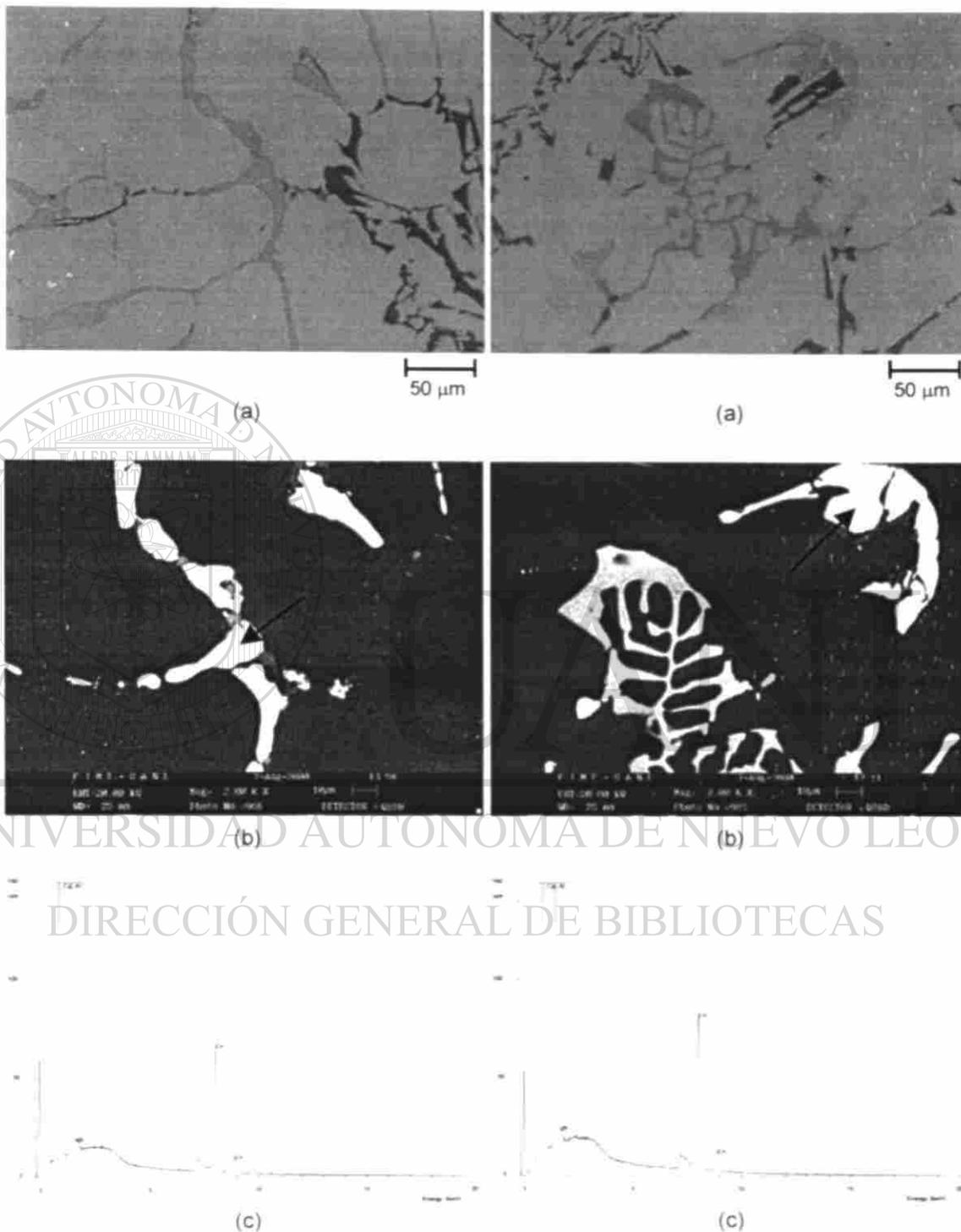


### G.1. Muestras solidificadas en moldes de arena y bajo contenido de Fe.



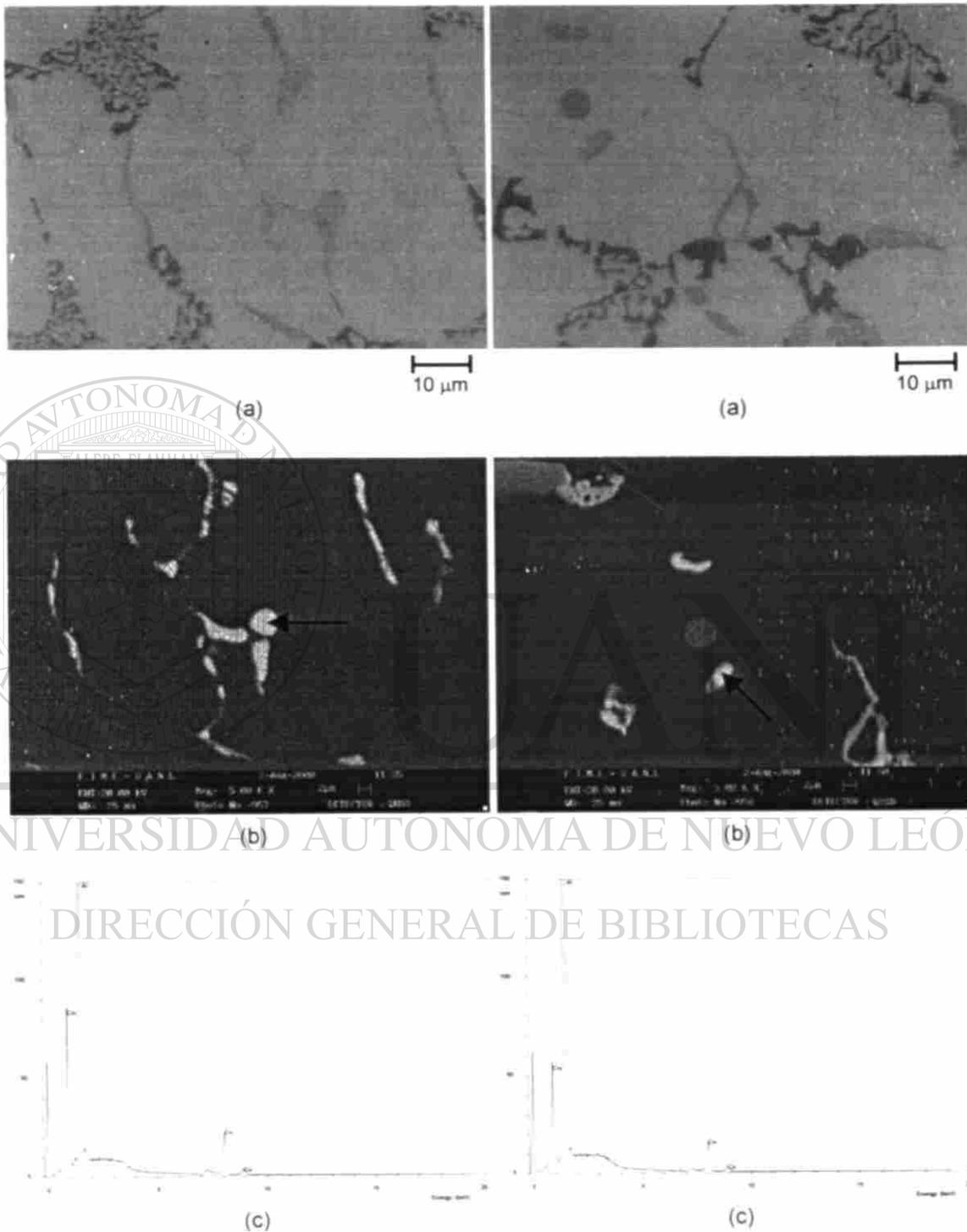
**Figura G1.** Fase 1 (izquierda) y fase 2 (derecha) a) Fotomicrografías a 200x, b) Imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido y c) Espectros correspondientes

## G.2. Muestras solidificadas en moldes de arena y alto contenido de Fe.



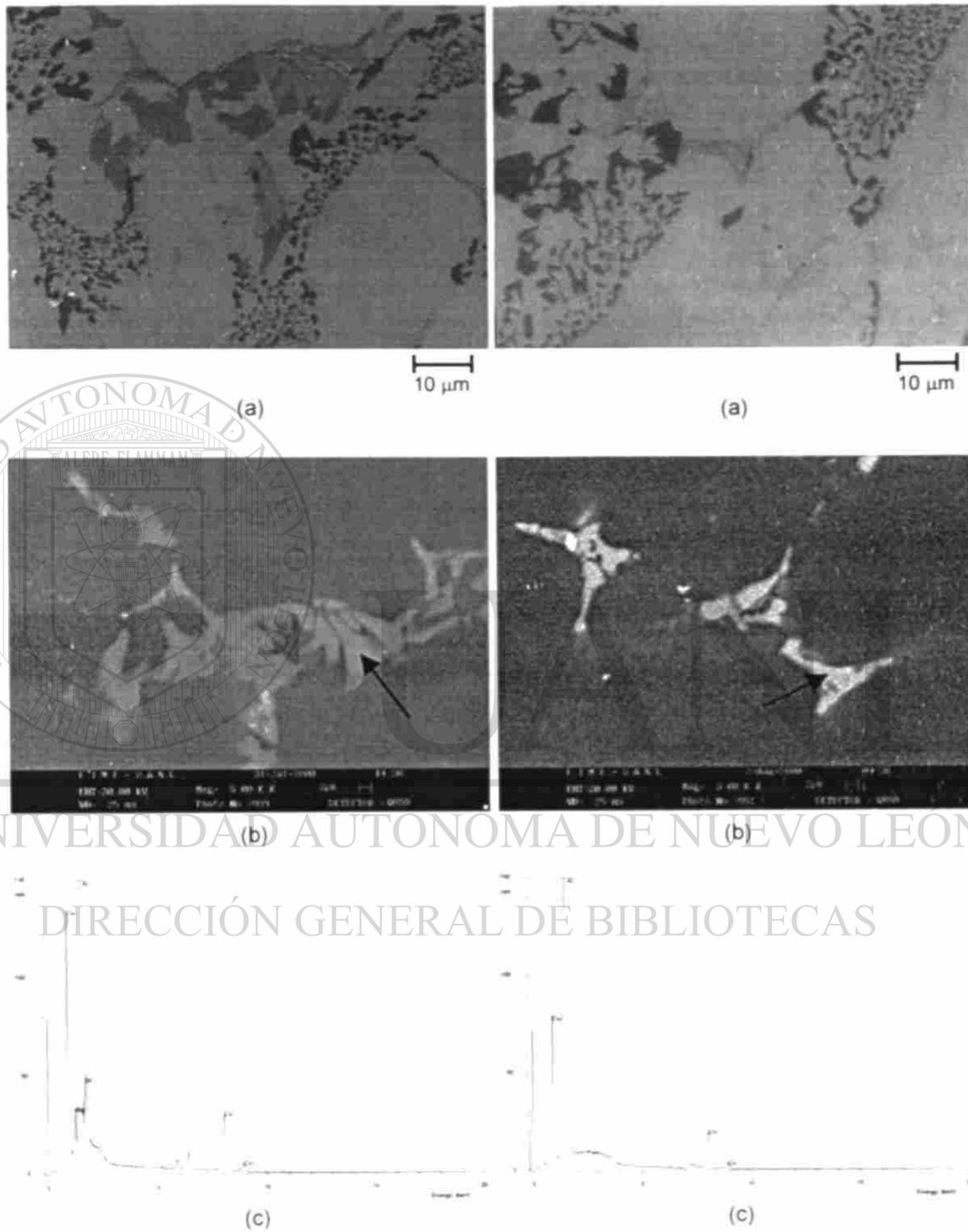
**Figura G2.** Fase 3 (izquierda) y fase 4 (derecha). a) Fotomicrografías a 200x, b) Imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido y c) Espectros correspondientes.

### G.3. Muestras solidificadas en moldes metálicos y bajo contenido de Fe.



**Figura G3.** Fase 5 (izquierda) y fase 6 (derecha). a) Fotomicrografías a 200x, b) Imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido y c) Espectros correspondientes.

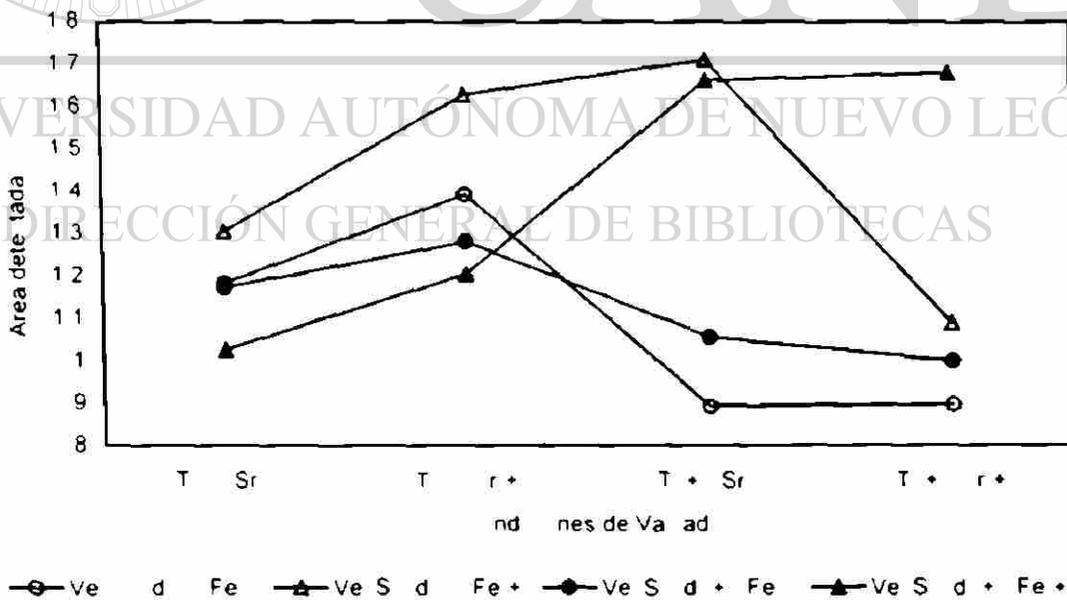
#### G.4. Muestras solidificadas en moldes metálicos y alto contenido de Fe.



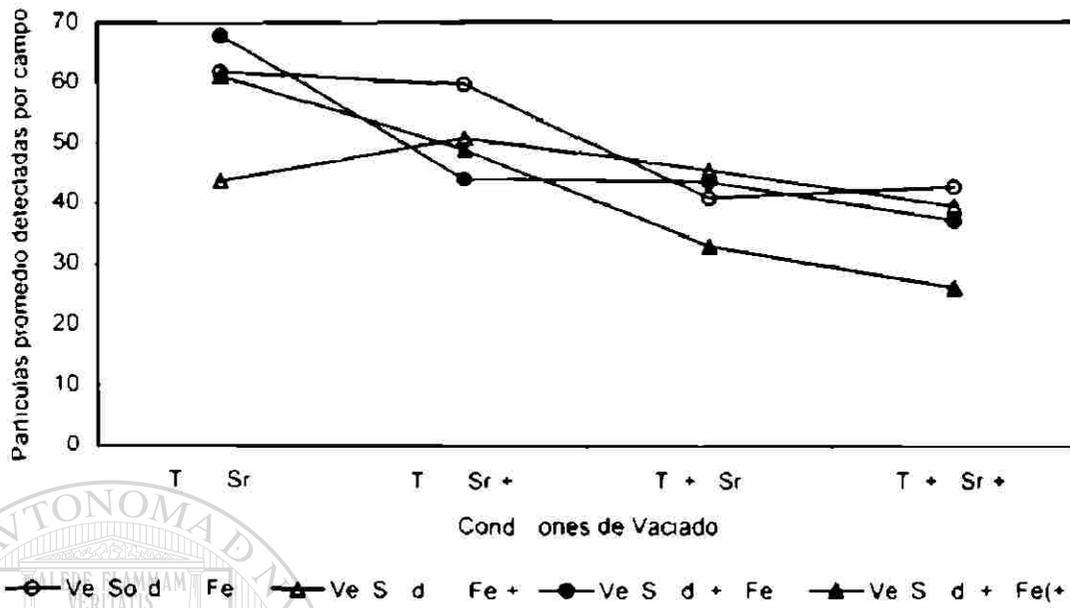
**Figura G4.** Fase 7 (izquierda) y fase 8 (derecha). a) Fotomicrografías a 200x, b) Imágenes obtenidas en el microscopio electrónico de barrido y c) Espectros correspondientes.

## Apéndice H

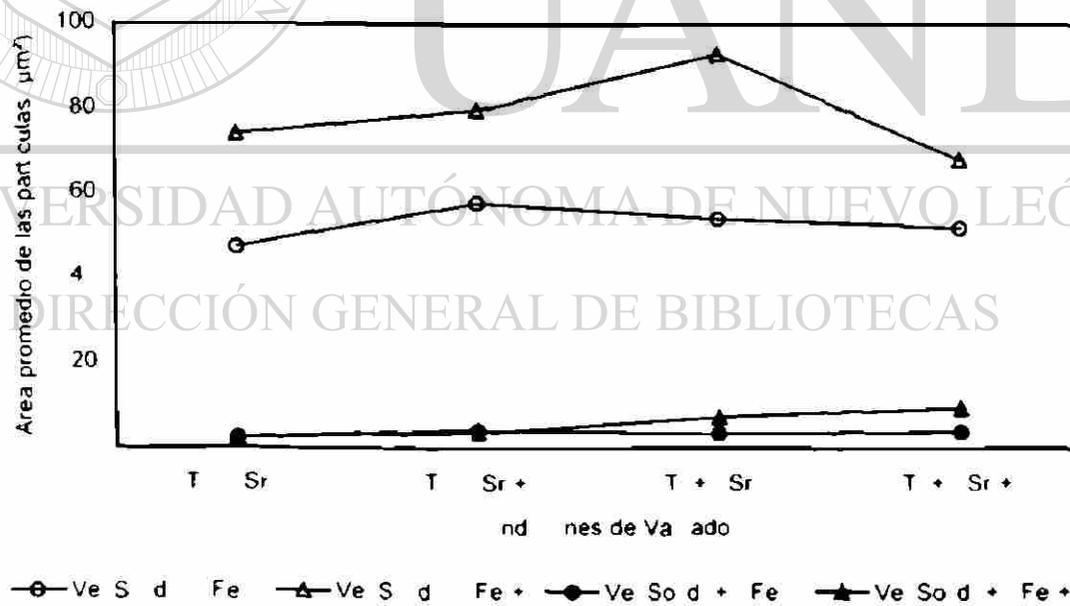
**Efecto de las condiciones de vaciado sobre los parámetros microestructurales analizados en las fases ricas en Cu para las muestras en la condición de vaciado**



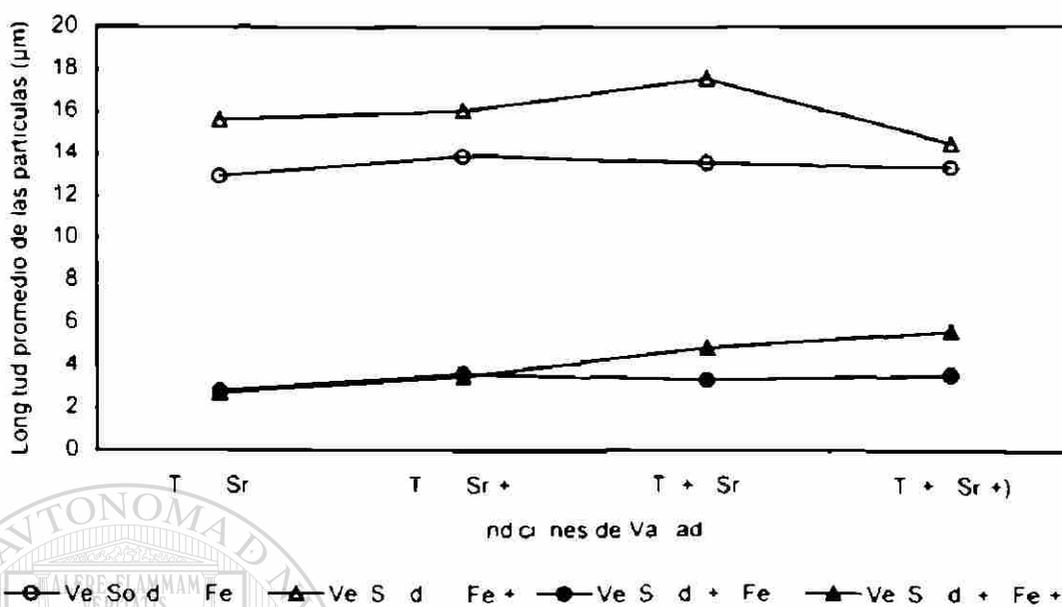
**Figura H1.** Efecto de las condiciones de vaciado sobre el área promedio detectada de todas las fases de alto contenido de Cu



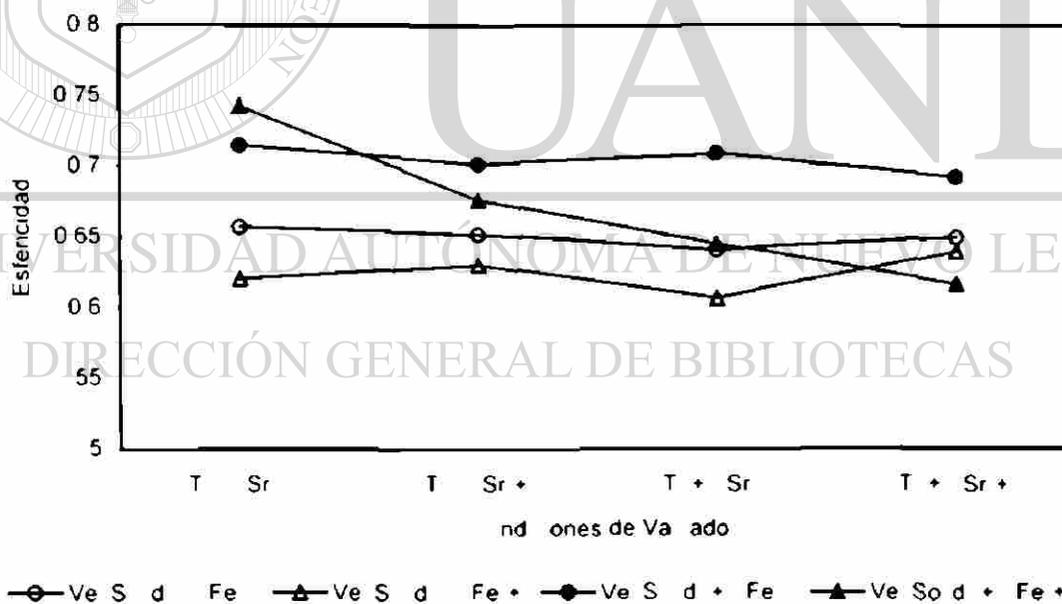
**Figura H2** Efecto de las condiciones de vaciado sobre la cantidad e promedio de las partículas de a to contenido de Cu detectadas por campo



**Figura H3.** Efecto de las condiciones de vaciado sobre el área promedio de las partículas de a to contenido de Cu



**Figura H4.** Efecto de las condiciones de vacado sobre la longitud promedio de las fases de a to contenido de Cu



**Figura H5.** Efecto de las condiciones de vacado sobre la esfericidad de las fases de a to contenido de Cu

## Apéndice I

**Cambios microestructurales provocados por las diferentes temperaturas de solución sobre las fases ricas en Cu segregadas bajo las distintas condiciones de solidificación**



# UANL

---

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



I.1. Muestras solidificada en moldes de arena.

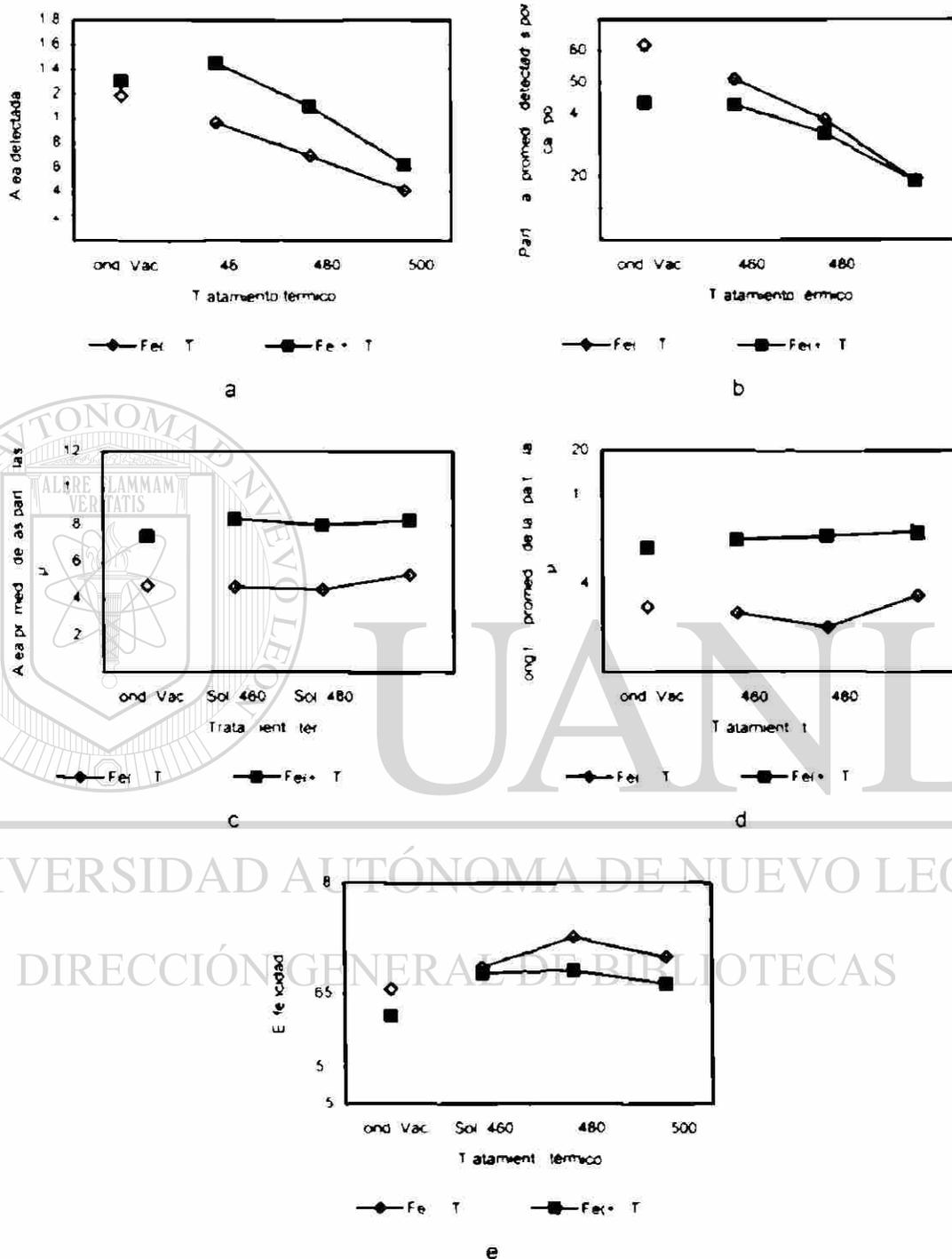
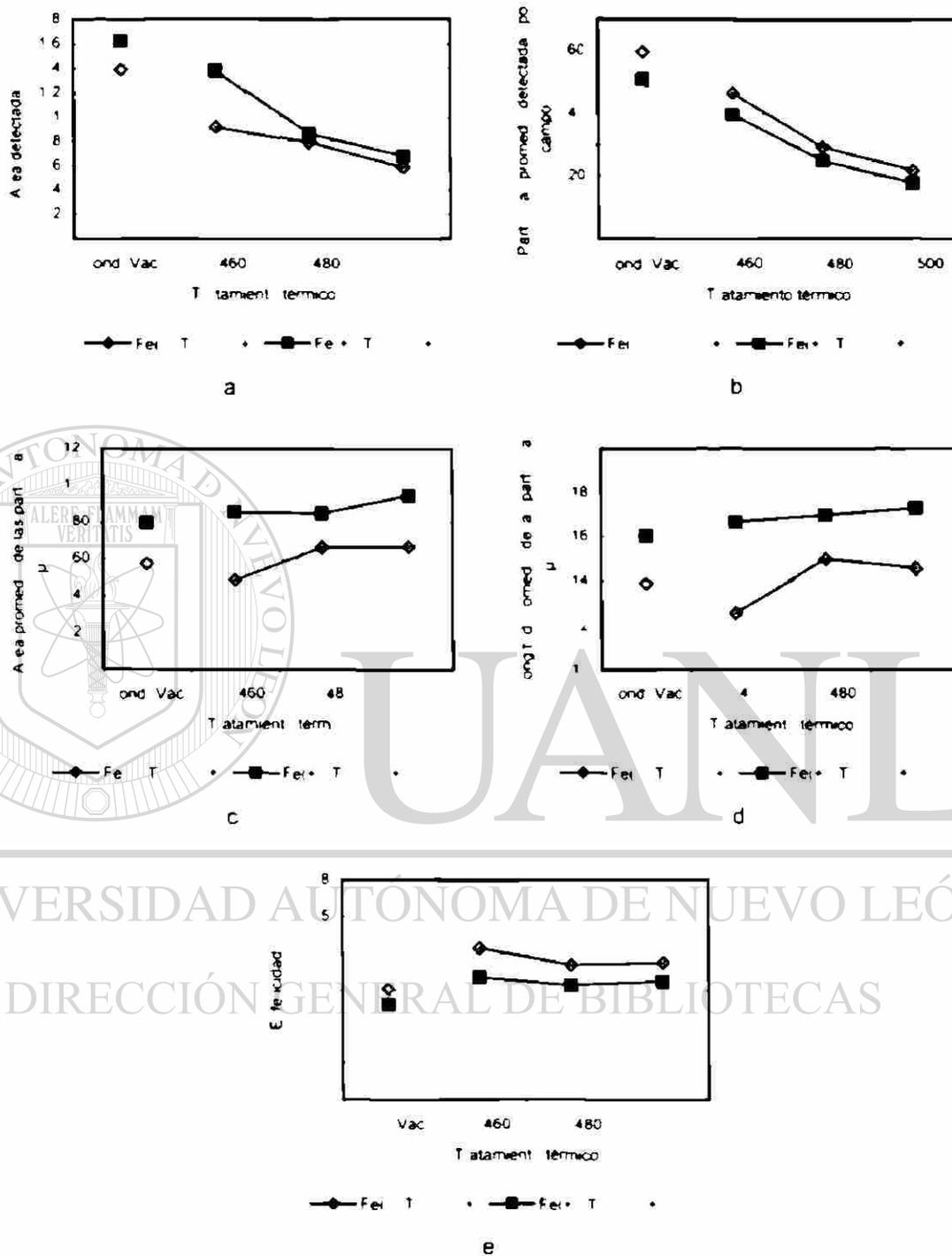


Figura I1. Cambios microestructurales provocados por las diferentes temperaturas de solución en las fases ricas en Cu segregadas durante la solidificación en muestras de metal blanco a) Área detectada b) Partículas promedio detectadas por campo c) Área promedio de las partículas d) Longitud promedio de las partículas y e) Esfericidad de las partículas



**Figura 12.** Cambios microestructurales provocados por las diferentes temperaturas de solución en las fases ricas en Cu segregadas durante la solidificación en muestras de metal modificado solidificadas lentamente a) Área detectada b) Partículas promedio detectadas por campo c) Área promedio de las partículas d) Longitud promedio de las partículas y e) Esfericidad de las partículas

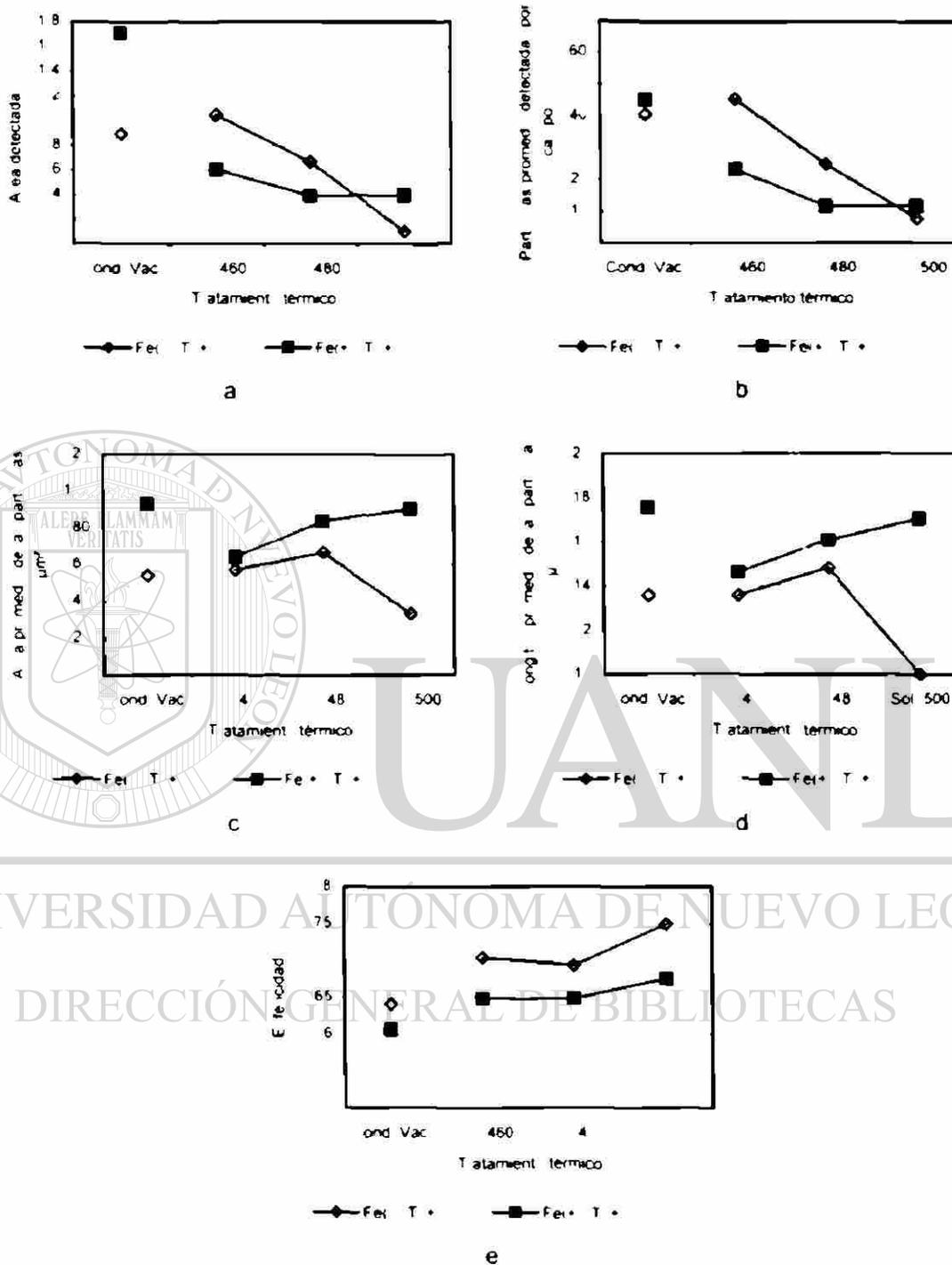
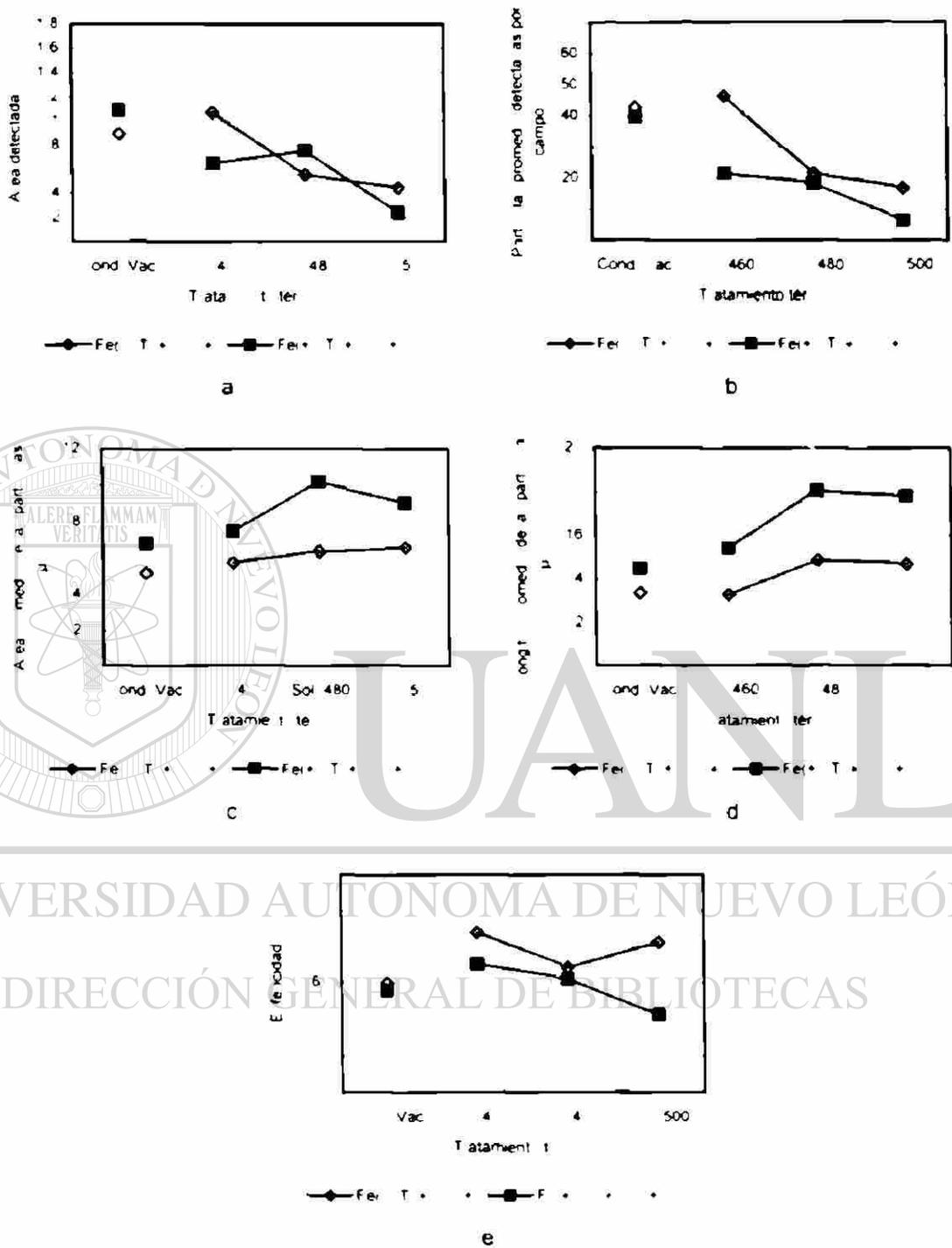


Figura 13. Cambios microestructurales provocados por las diferentes temperaturas de solución en las fases ricas en Cu segregadas durante la solidificación en muestras de meta refinado solidificadas lentamente a. Área detectada b. Partículas promedio detectadas por campo c. Área promedio de las partículas d. Longitud promedio de las partículas y e. Esfericidad de las partículas



**Figura 14.** Cambios morfológicos provocados por las diferentes temperaturas de solución en las fases ricas en Cu segregadas durante la solidificación en muestras de meta refinada y modificada solidificada lentamente a) Área detectada b) Partículas promedio detectadas por campo c) Área promedio de las partículas d) Longitud promedio de las partículas y e) Esfericidad de las partículas

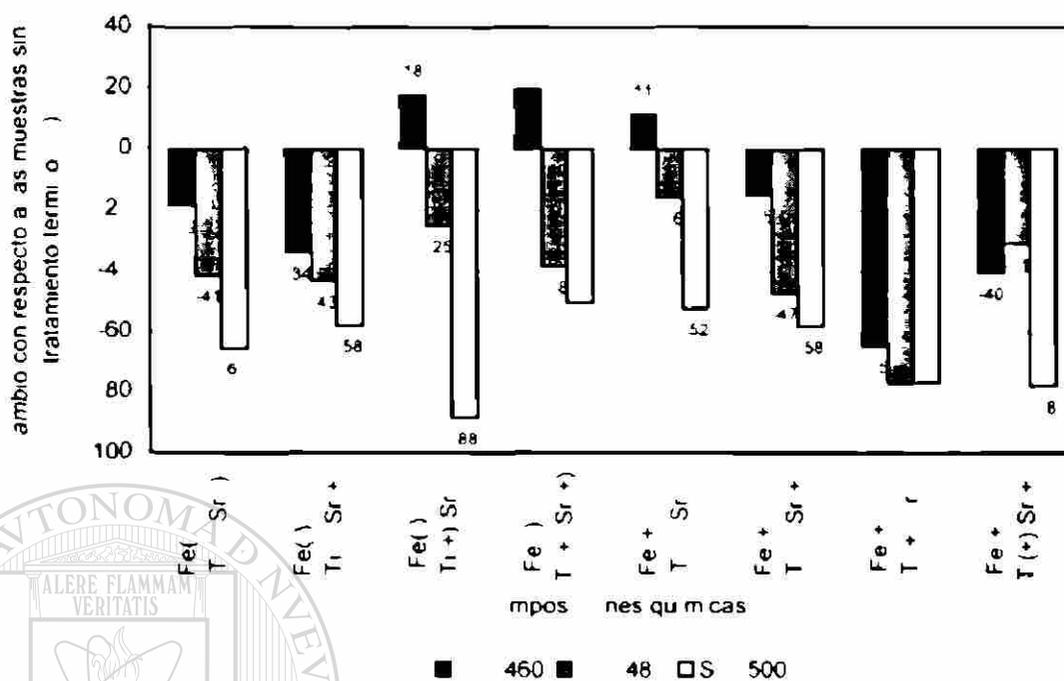


Figura 15. Cambio en el área detectada de las fases ricas en Cu de las muestras soñificadas entamente a ser tratadas térmicamente

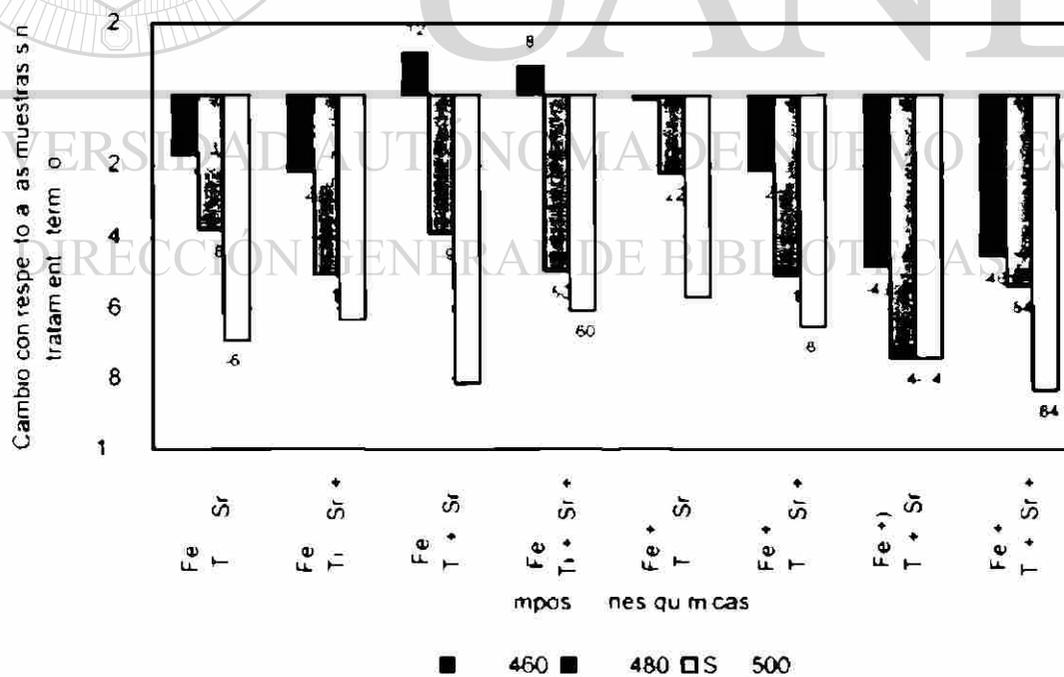


Figura 16. Cambio en las partículas por campo detectadas por campo de las fases ricas en Cu de las muestras soñificadas entamente a ser tratadas térmicamente

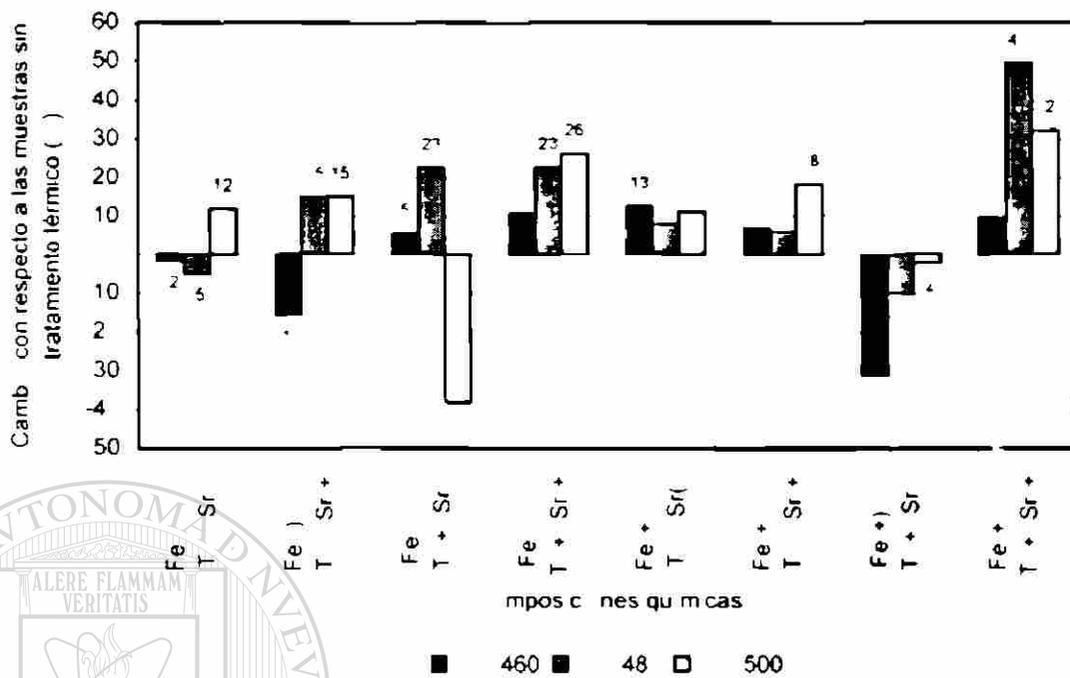


Figura 17. Cambio en el área promedio de las fases ricas en u de las muestras so d f cadas entamente a ser tratadas térmicamente

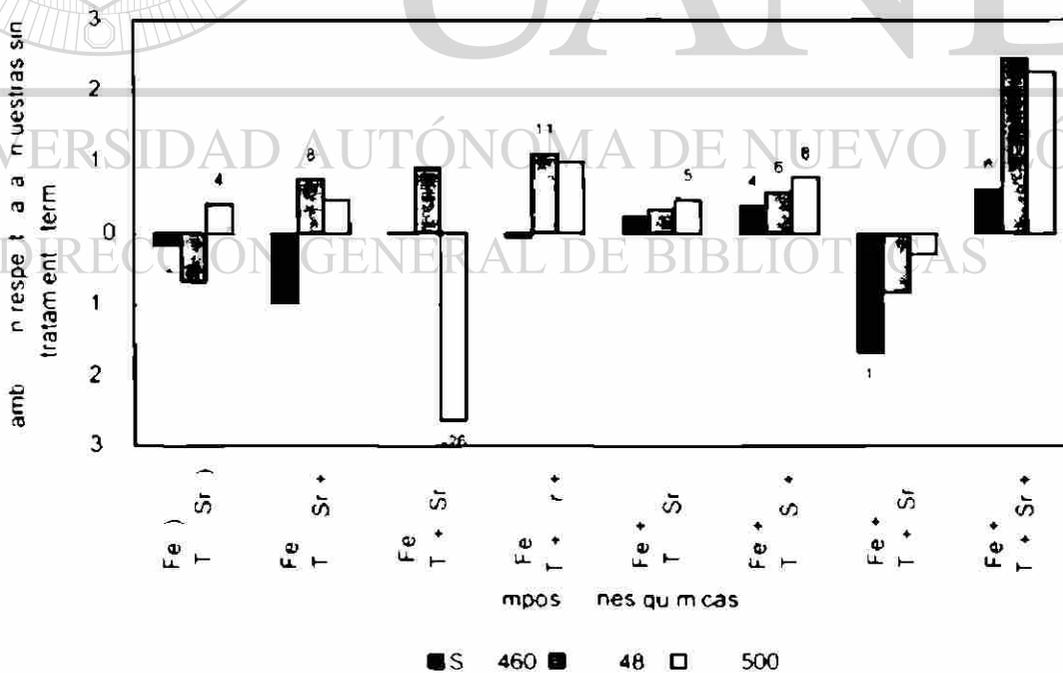
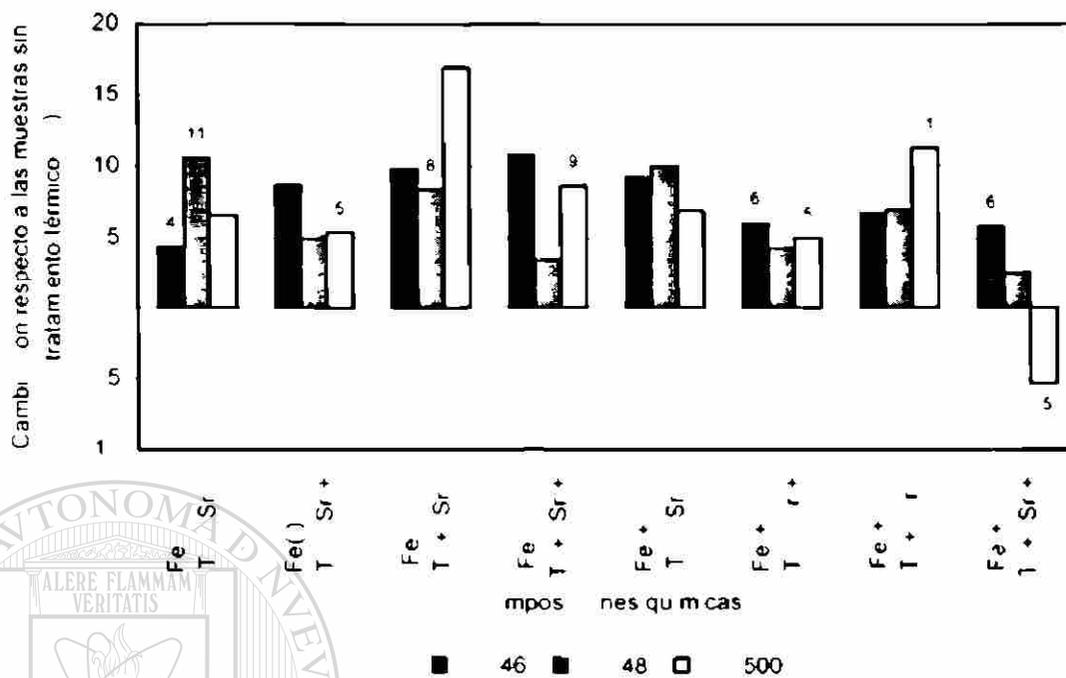
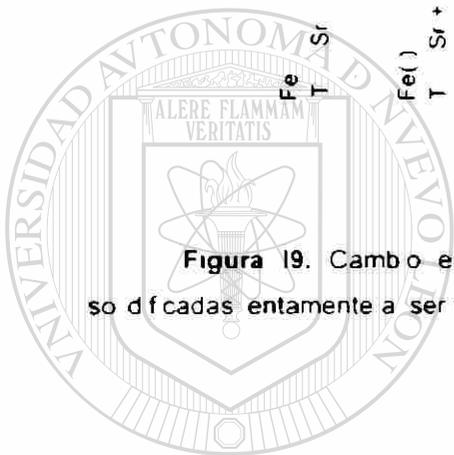


Figura 18. Cambio en la longitud promedio de las fases ricas en u de las muestras so d f cadas entamente a ser tratadas térmicamente



**Figura 19.** Cambio en la esterilidad de las fases ricas en Cu de las muestras sometidas únicamente a ser tratadas térmicamente

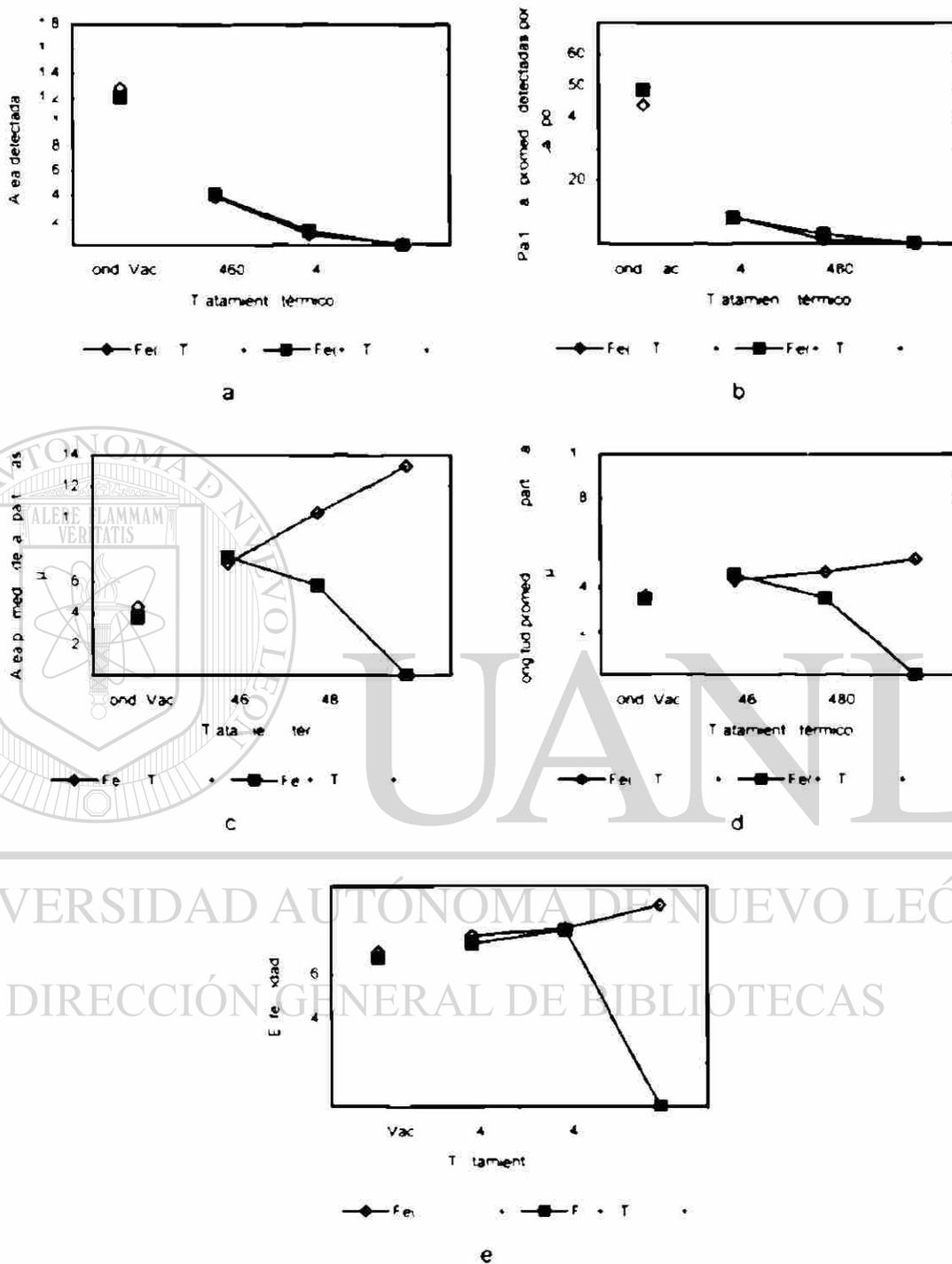


UANL

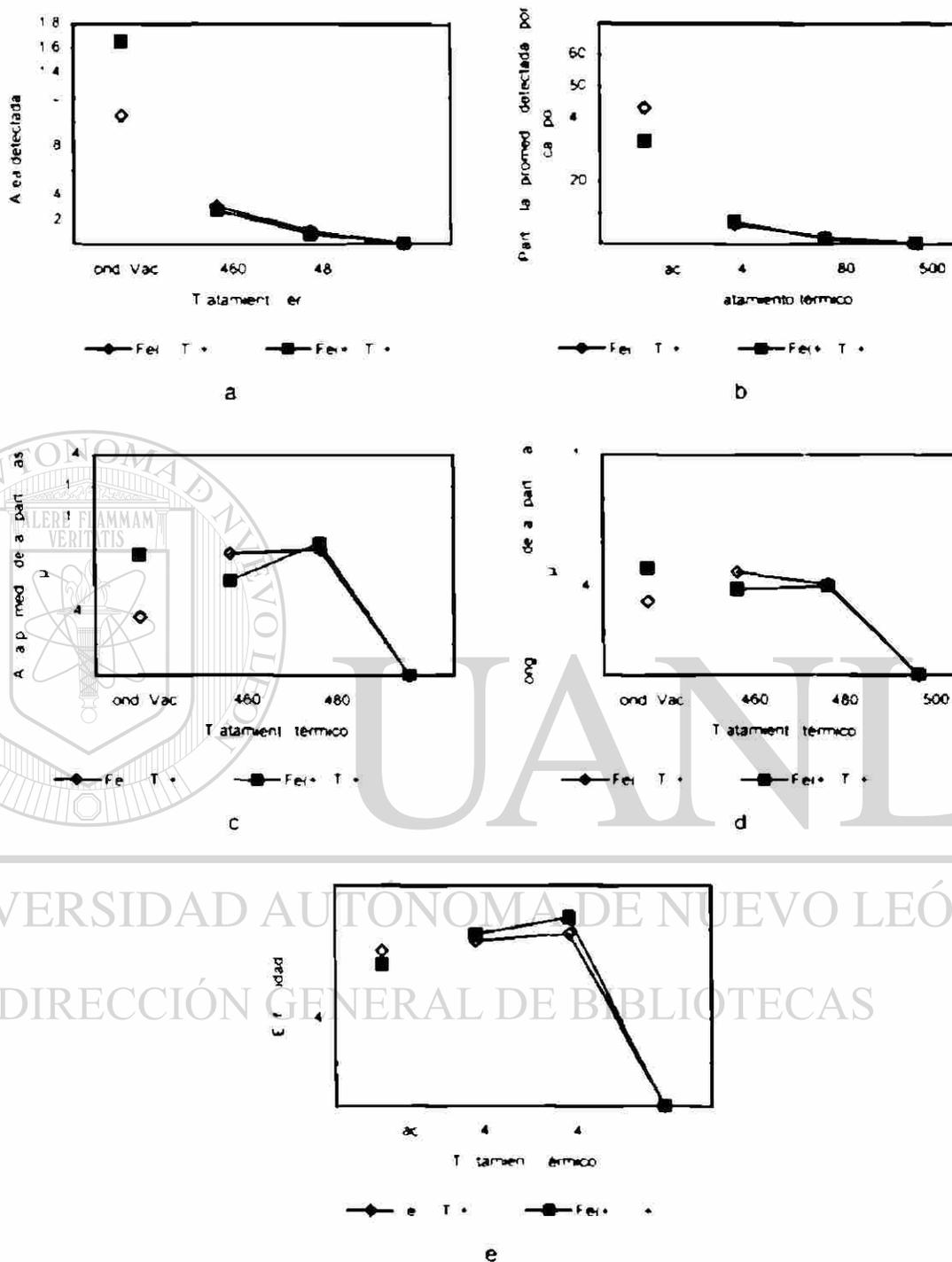
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



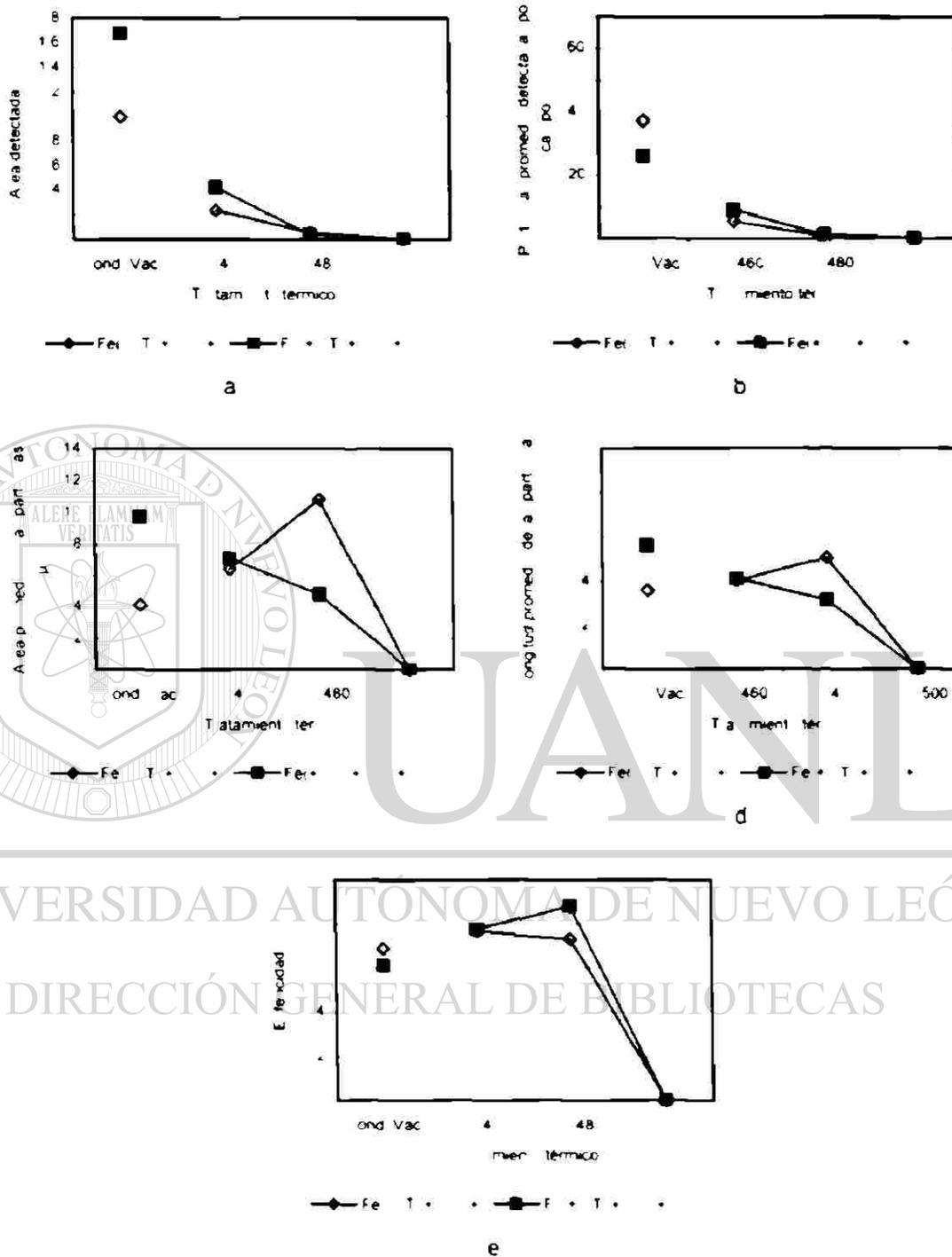
DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



**Figura 111.** Cambios microestructurales provocados por las diferentes temperaturas de solución en las fases ricas en Cu segregadas durante la solidificación en muestras de metal modificado solidificadas rápidamente a: a) Área detectada b) Partículas promedio detectadas por campo c) Área promedio de las partículas d) longitud promedio de las partículas y e) Esfericidad de las partículas



**Figura 112.** Canvis microestructurals provocats per les diferents temperatures de solució en les fases riques en Cu segregades durant la solidificació en mostres de metall refinat sol·licitades ràpidament a: a) Àrea detectada b) Partícules per camp detectades per camp c) Àrea promig de les partícules d) Longitud promig de les partícules i e) Esfericitat de les partícules



**Figura 113.** Cambios microestructurales provocados por las diferentes temperaturas de solidación en las fases raras en Cu segregadas durante la solidificación en muestras de metal refinado y modificadas solidificadas rápidamente a. Área detectada b. Partículas promedio detectadas por campo c. Área promedio de las partículas d. Longitud promedio de las partículas y e. Esfericidad de las partículas

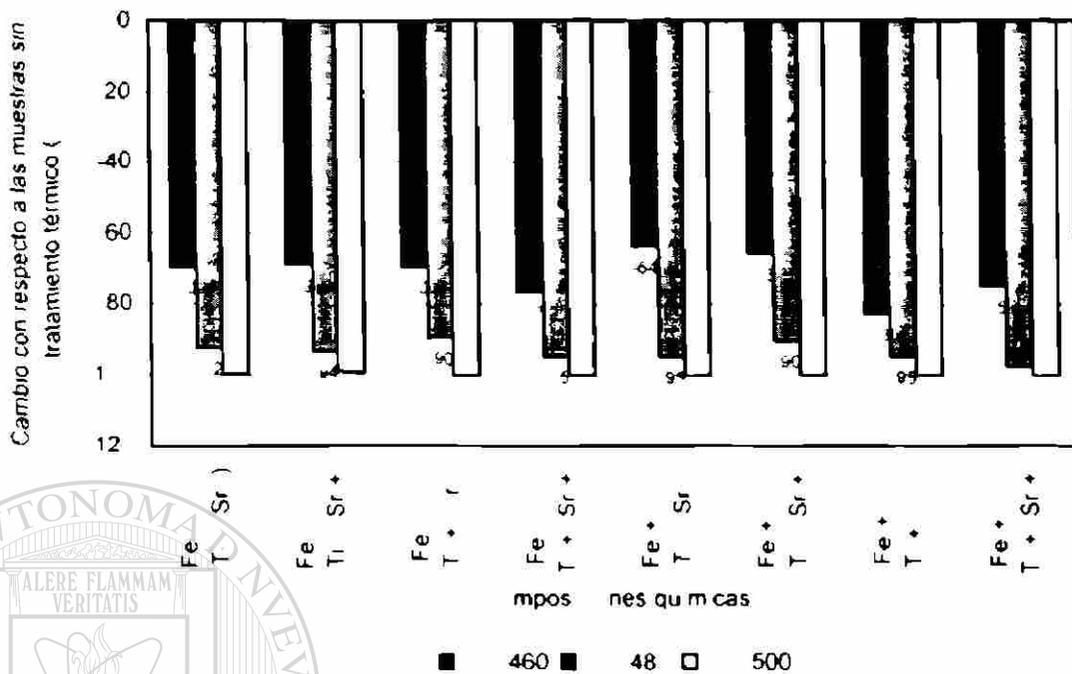


Figura 114. Cambio en el área detectada de las fases ricas en Cu de las muestras so d f cadas rápidamente a ser tratadas térmicamente

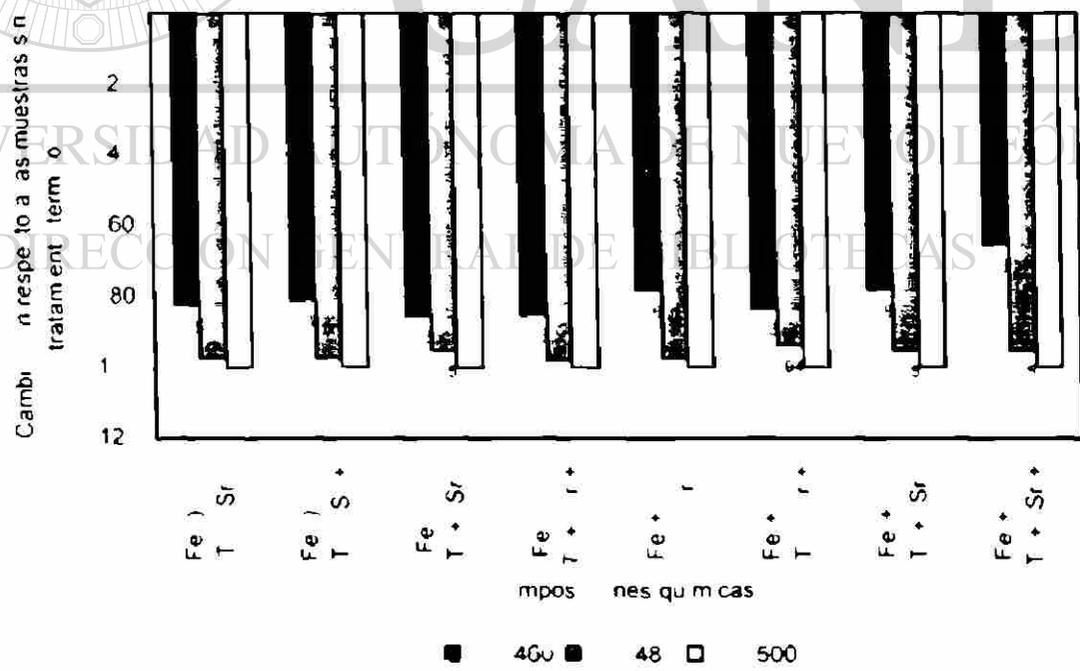


Figura 115. Cambio en las partículas promedio detectadas por campo de las fases ricas en Cu de las muestras so d f cadas rápidamente a ser tratadas térmicamente

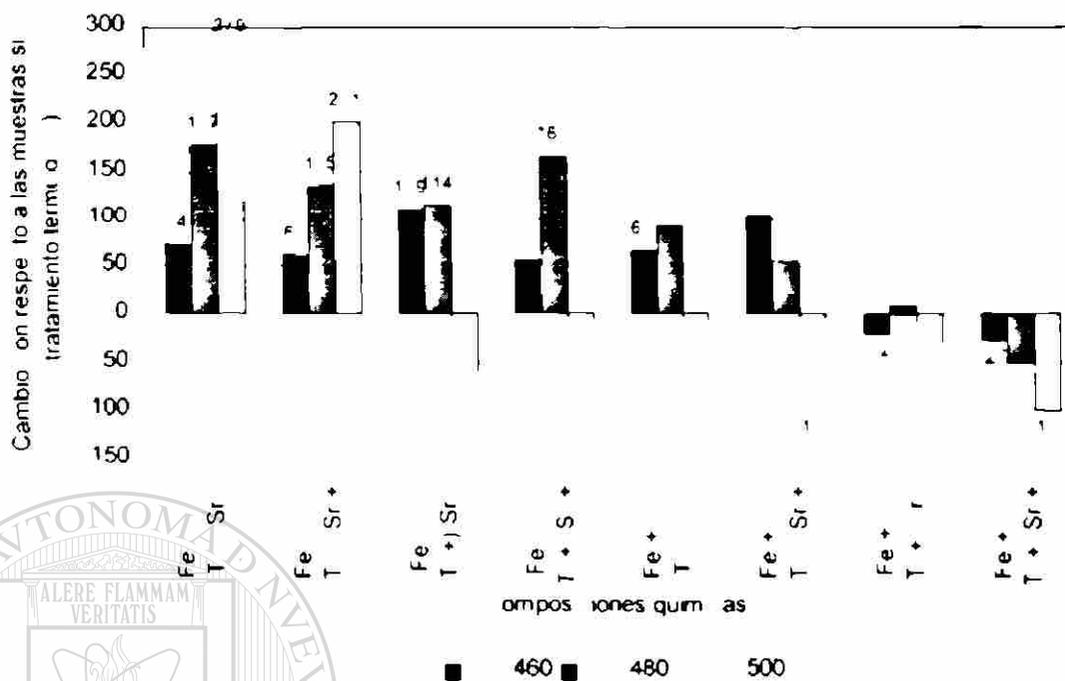


Figura 116. Cambio en el área promedio de las fases ricas en Cu de las muestras so d f cadas rápidamente a ser tratadas térmicamente

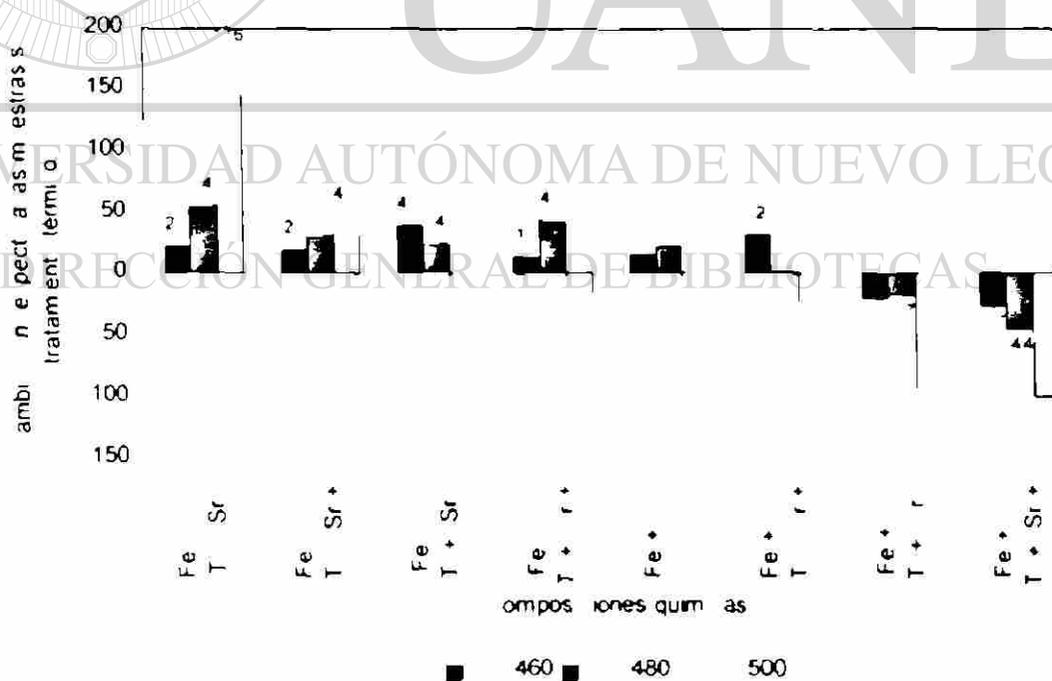
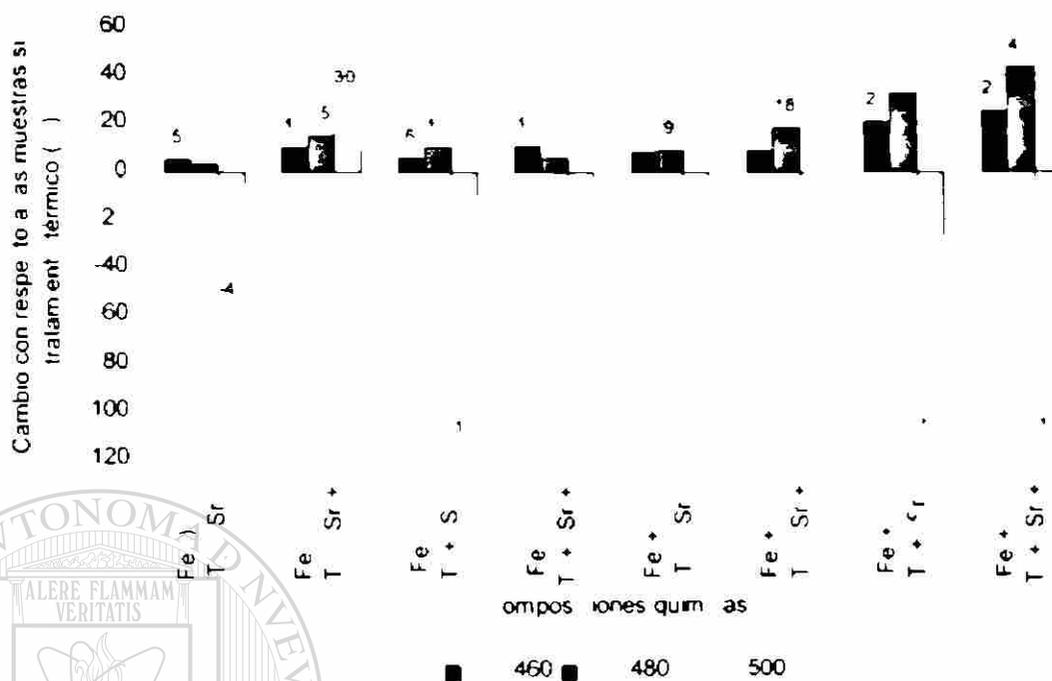
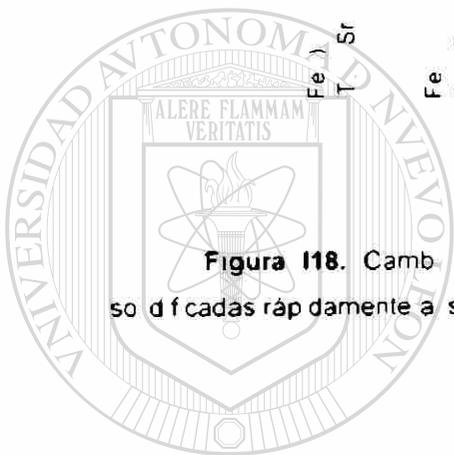


Figura 117. Cambio en la longitud promedio de las fases ricas en Cu de las muestras so d f cadas rápidamente a ser tratadas térmicamente



**Figura 118.** Cambio en la estequiometría de las fases ricas en Cu de las muestras sometidas rápidamente a ser tratadas térmicamente



UANL

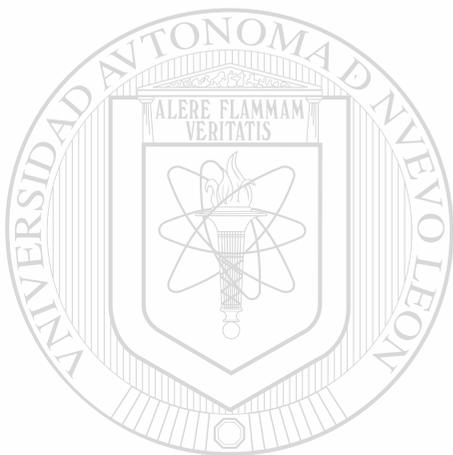
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

DIRECCIÓN GENERAL DE BIBLIOTECAS



## Apéndice J

### Fotomicrografías de las fases ricas en Cu de las muestras en condición de vaciado



# UANL

J1. Fotomicrografías de muestras solidificadas en moldes de arena.

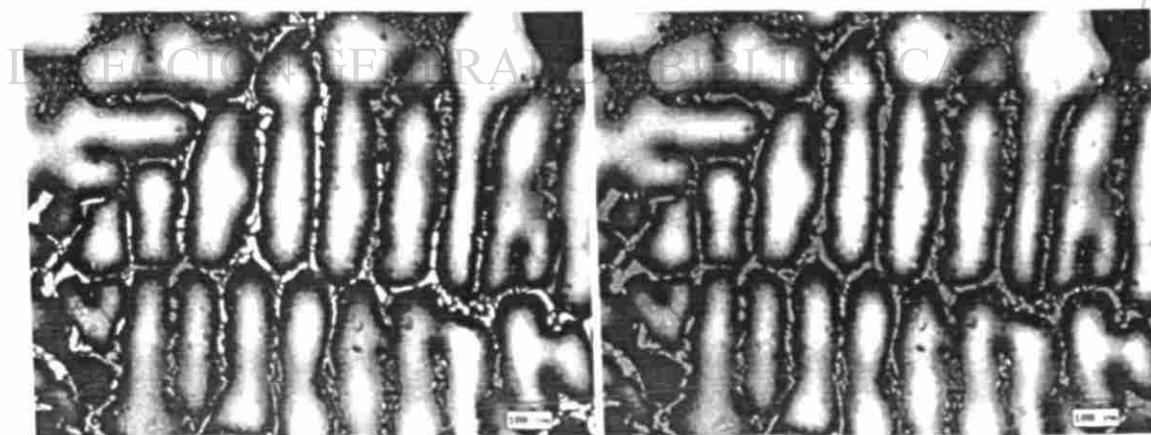


Figura J1. Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 1 [Fe(-) Ti(-) Sr(-)] muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)

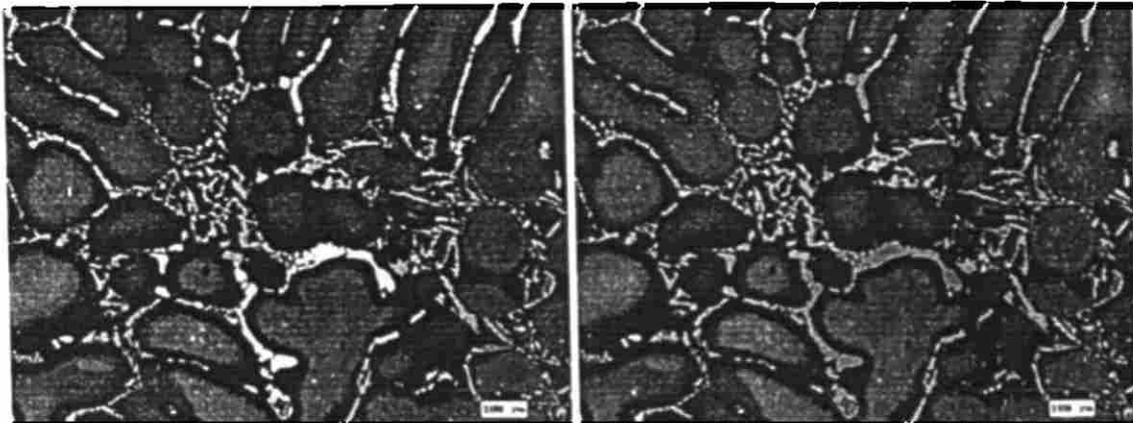


Figura J2. Fotomicrografías de fases ncas en Cu de la prueba 2 [Fe(-), Ti(-), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)

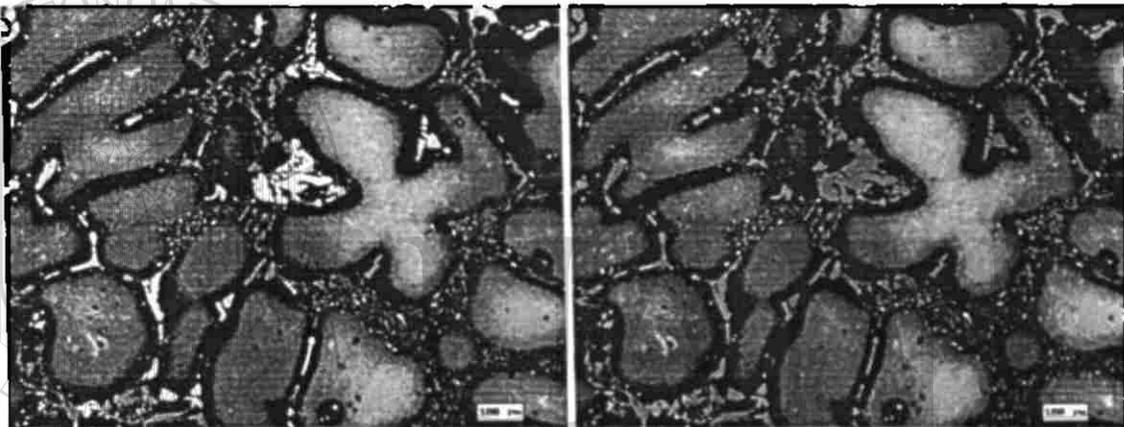


Figura J3. Fotomicrografías de fases ncas en Cu de la prueba 3 [Fe(-), Ti(+), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)

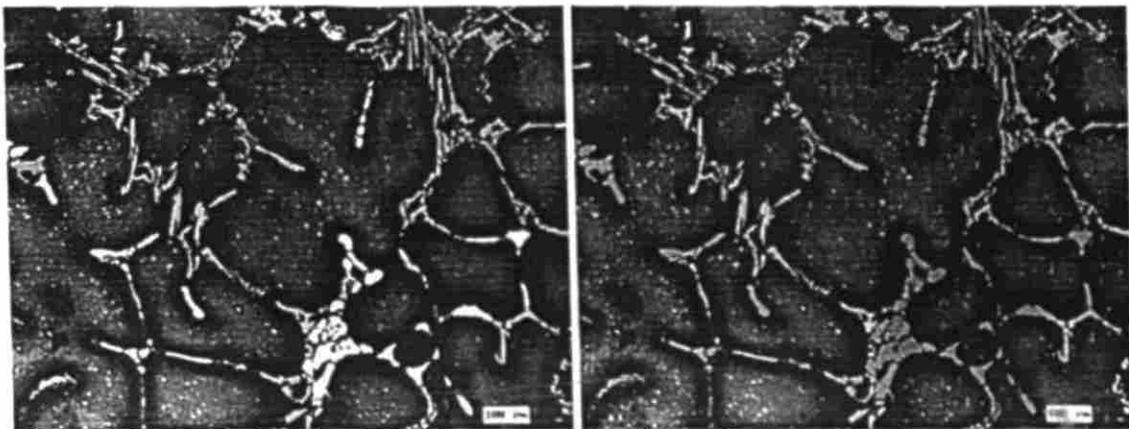
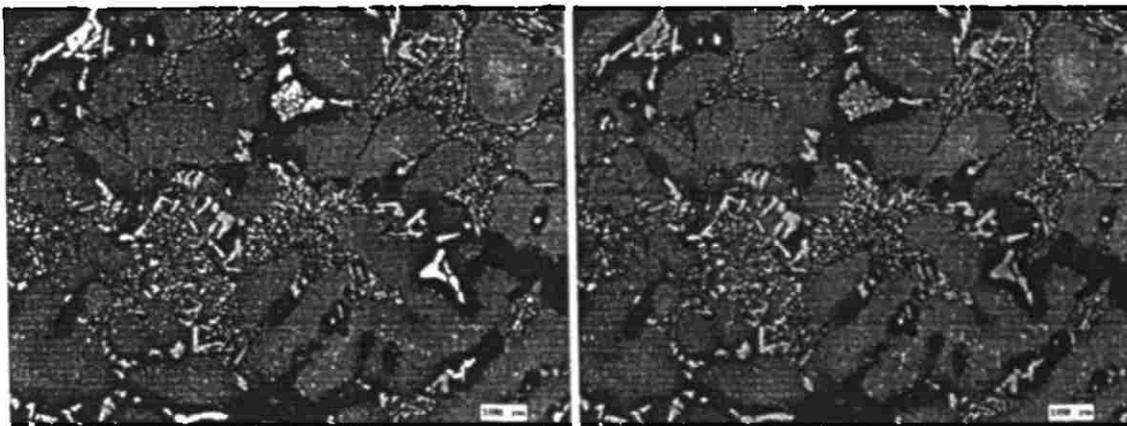
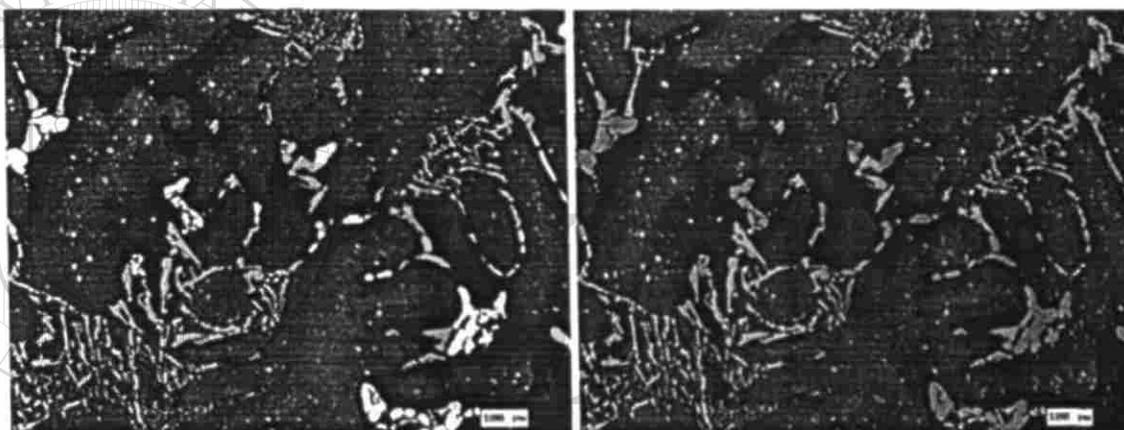


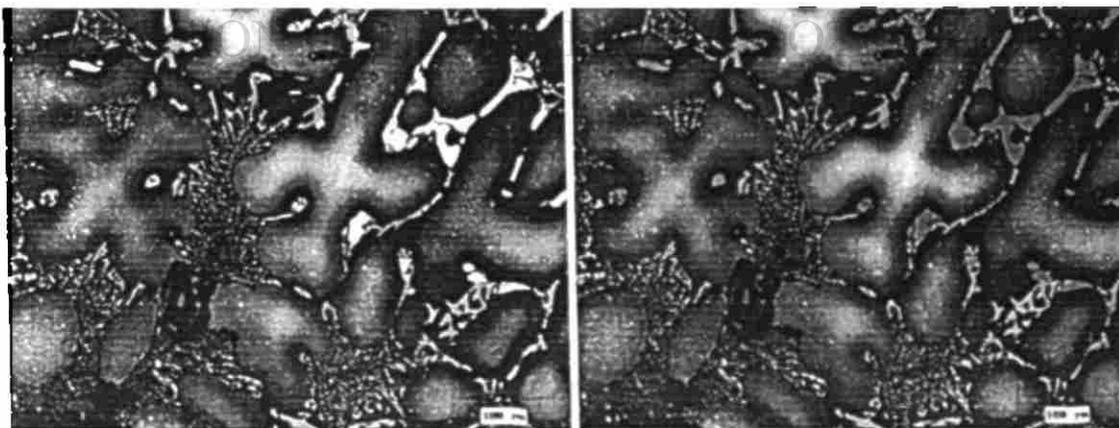
Figura J4. Fotomicrografías de fases ncas en Cu de la prueba 4 [Fe(-), Ti(+), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



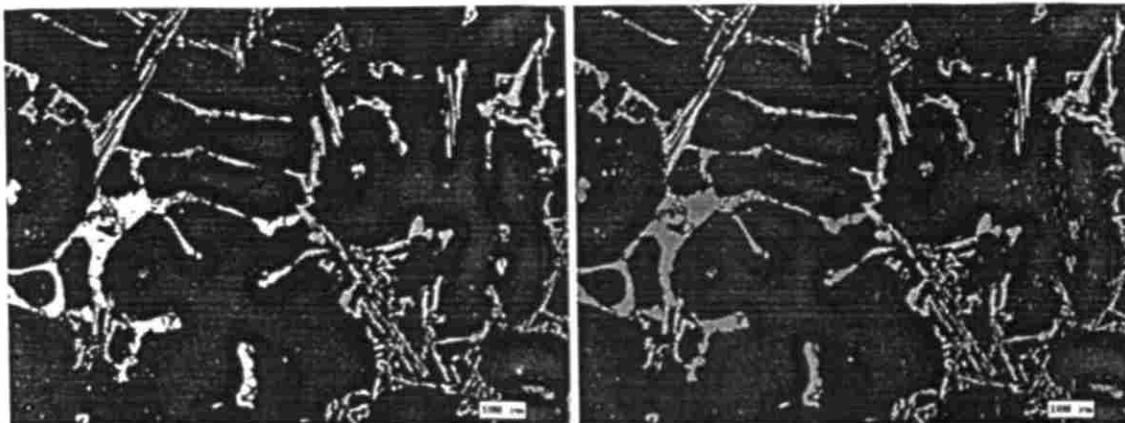
**Figura J5.** Fotomicrografías de fases ncas en Cu de la prueba 5 [Fe(+), Ti(-), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



**Figura J6.** Fotomicrografías de fases ncas en Cu de la prueba 6 [Fe(+), Ti(-), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)

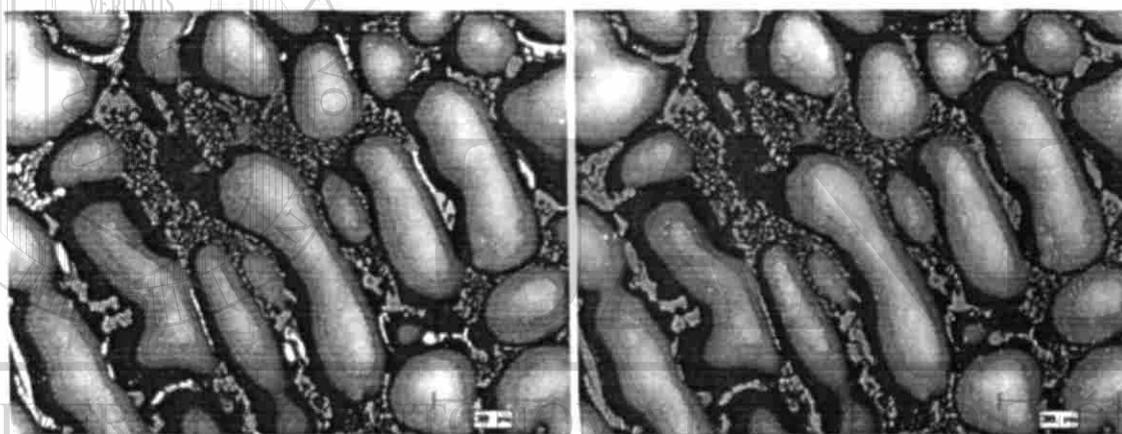


**Figura J7.** Fotomicrografías de fases ncas en Cu de la prueba 7 [Fe(+), Ti(+), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)

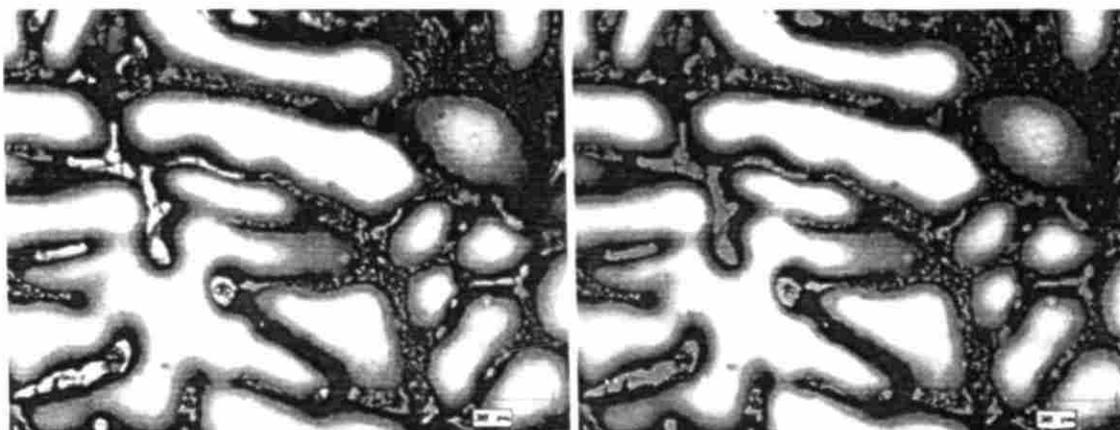


**Figura J8.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 8 [Fe(+), Ti(+), Sr(+)] muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).

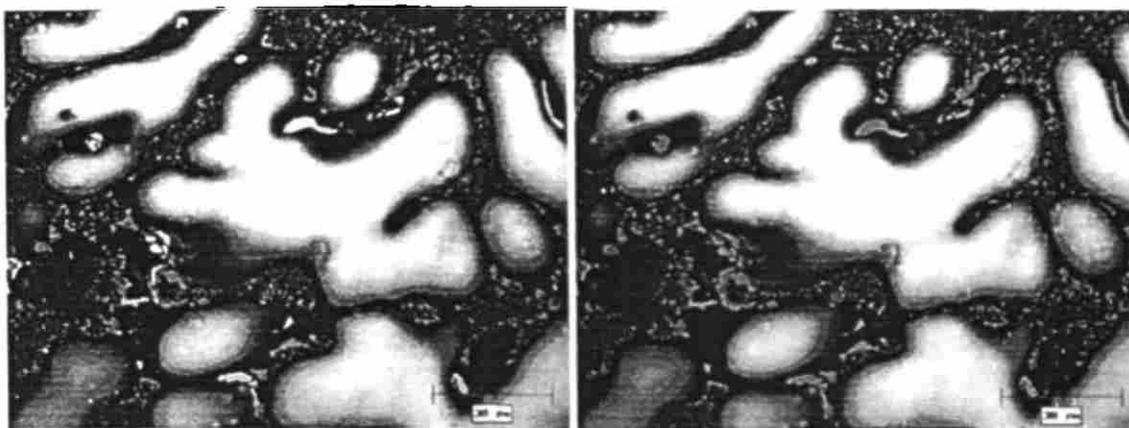
### J.2. Fotomicrografías de muestras solidificadas en molde metálico.



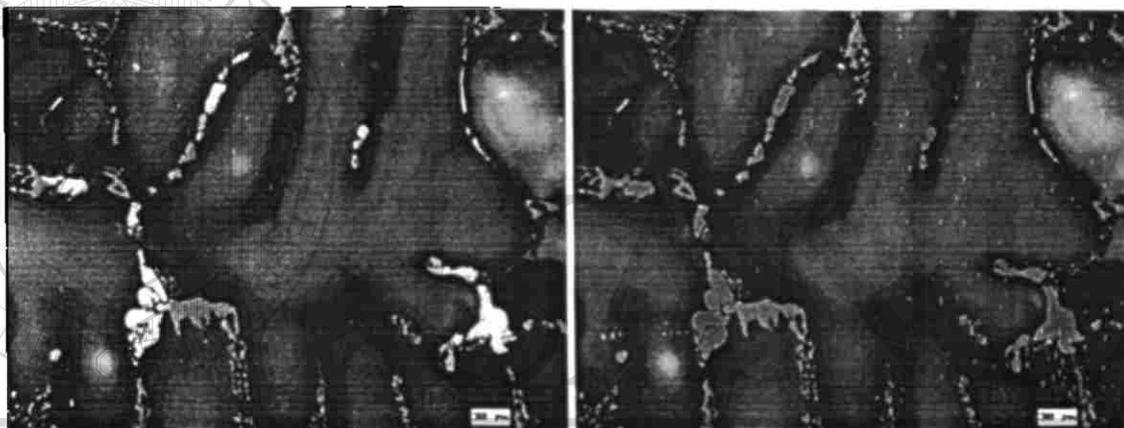
**Figura J9.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 1 [Fe(-), Ti(-), Sr(-)]. muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).



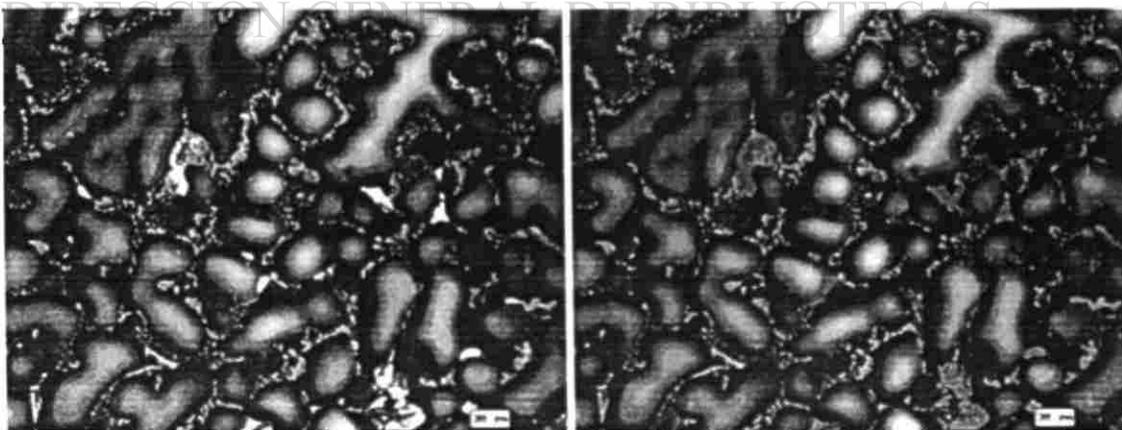
**Figura J10.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 2 [Fe(-), Ti(-), Sr(+)] muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



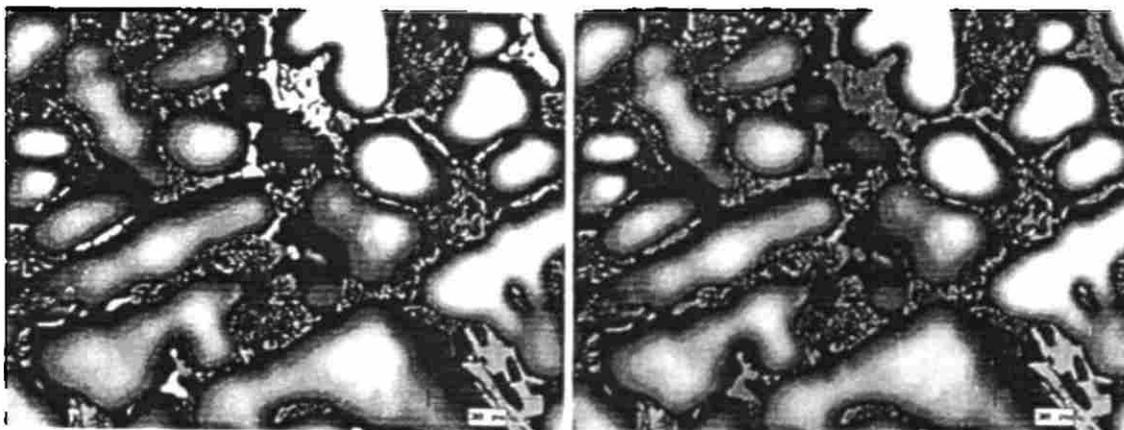
**Figura J11.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 3 [Fe(-), Ti(+), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



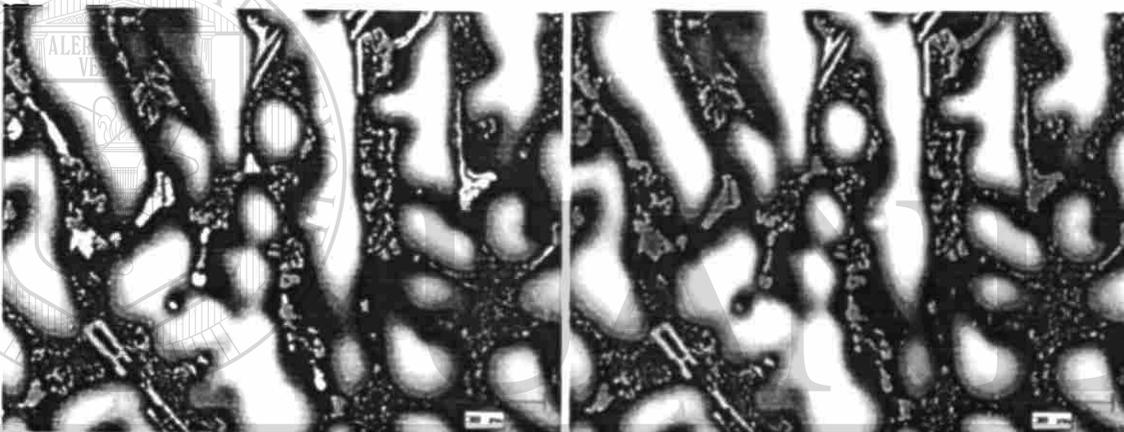
**Figura J12.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 4 [Fe(-), Ti(+), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



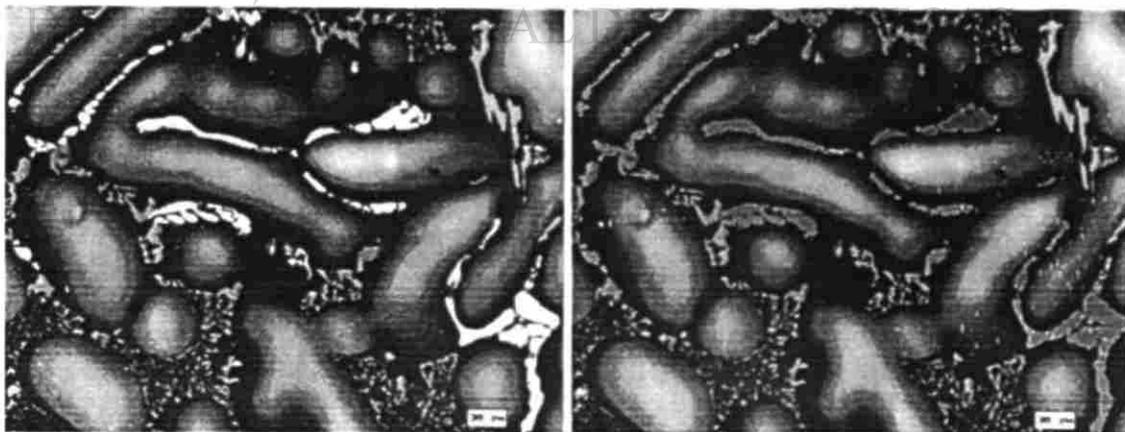
**Figura J13.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 5 [Fe(+), Ti(-), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



**Figura J14.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 6 [Fe(+), Ti(-), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



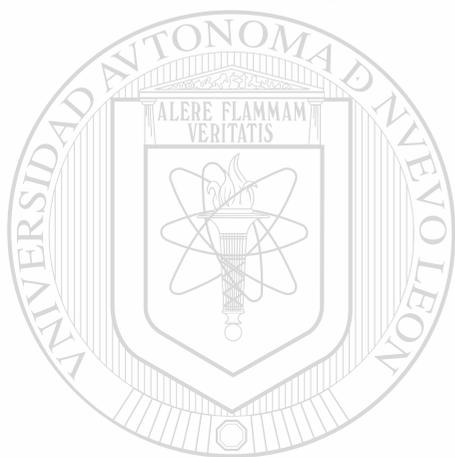
**Figura J15.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 7 [Fe(+), Ti(+), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



**Figura J16.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 8 [Fe(+), Ti(+), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)

## Apéndice K

### Fotomicrografías de las fases ricas en Cu de las muestras solubilizadas a 460°C



# UANL

#### K.1. Fotomicrografías de muestras solidificadas en moldes de arena.

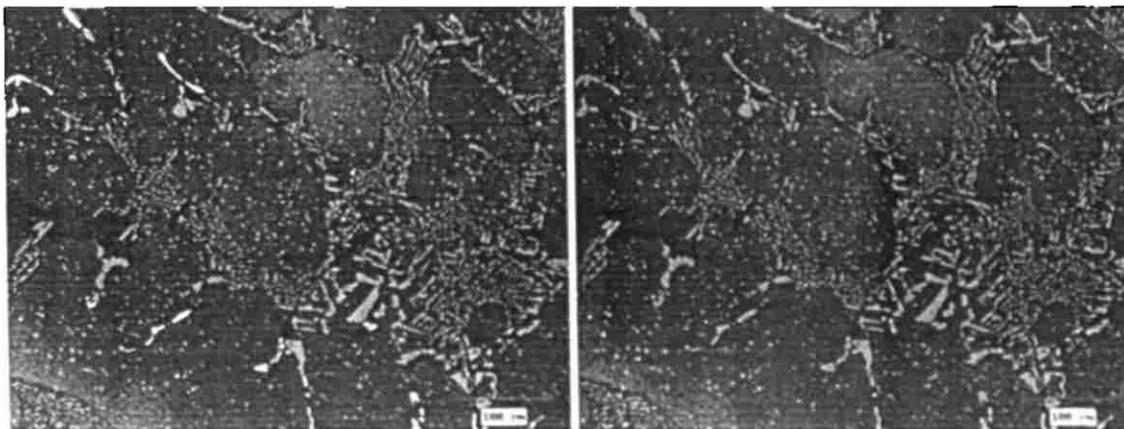
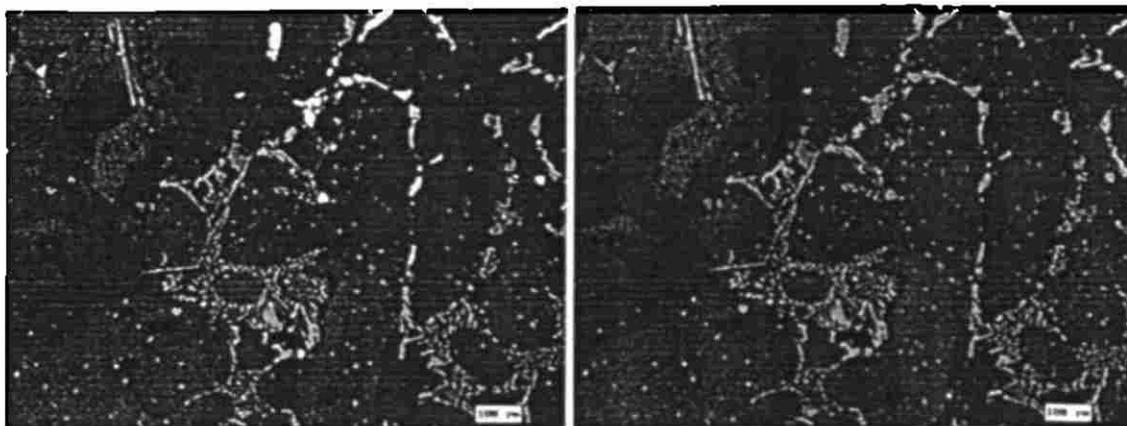
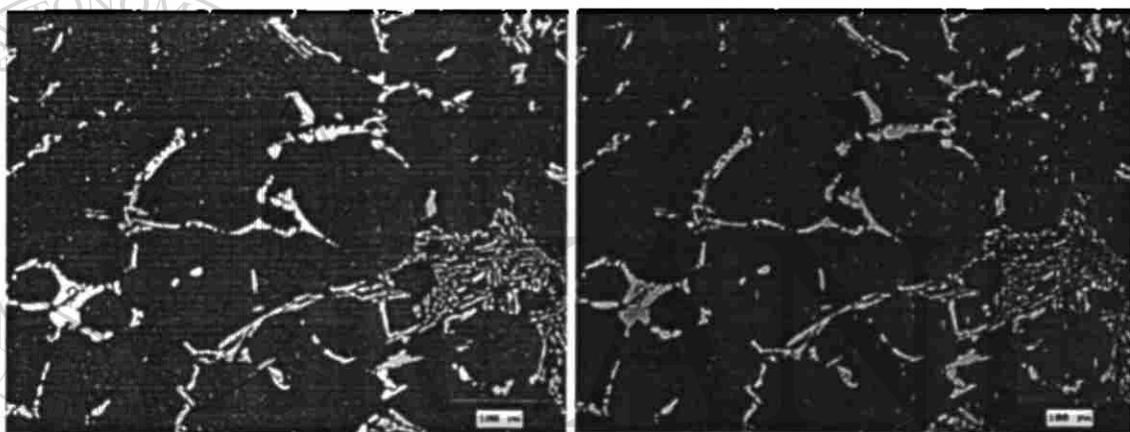


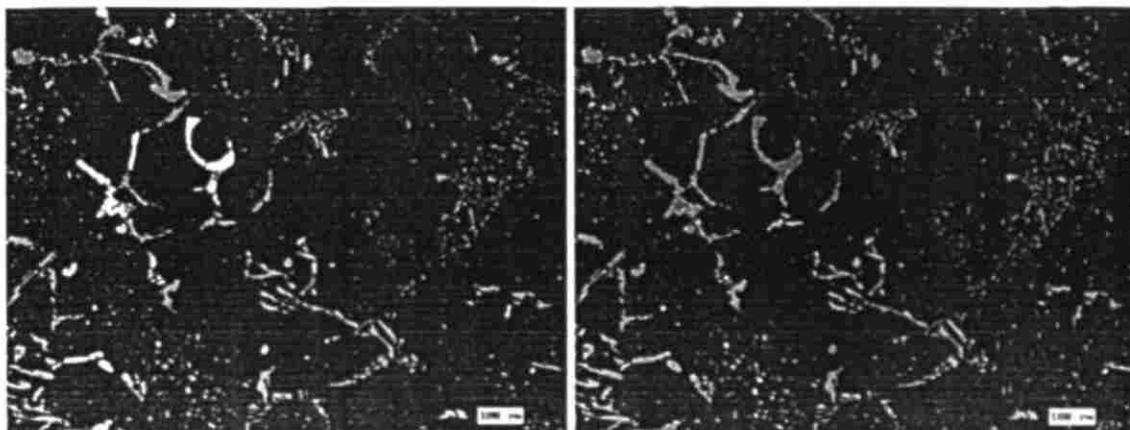
Figura K1. Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 1 [Fe(-) Ti(-) Sr(-)] muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



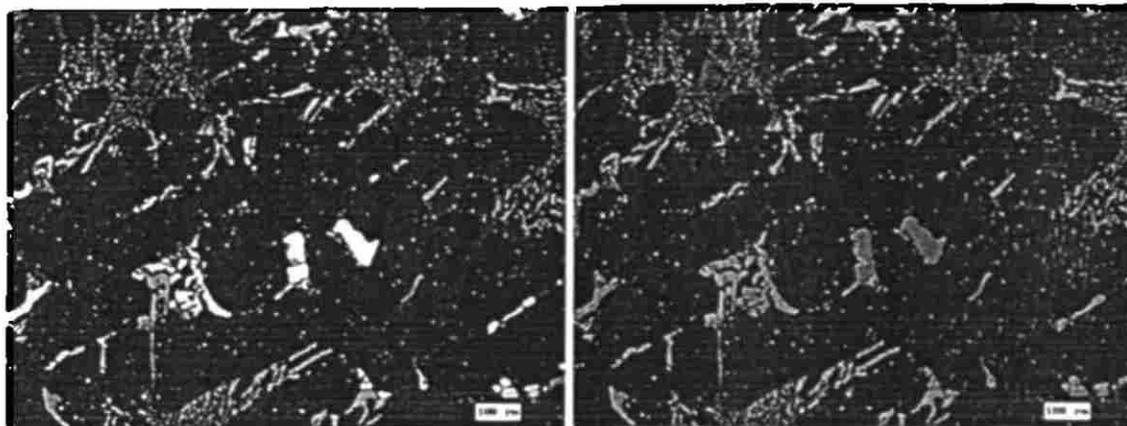
**Figura K2.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 2 [Fe(-), Ti(-), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).



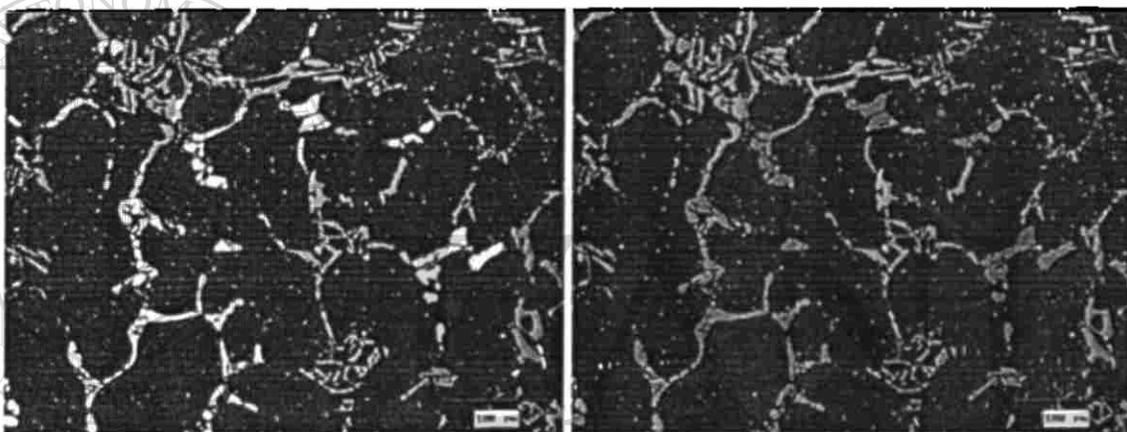
**Figura K3.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 3 [Fe (-), Ti(+), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



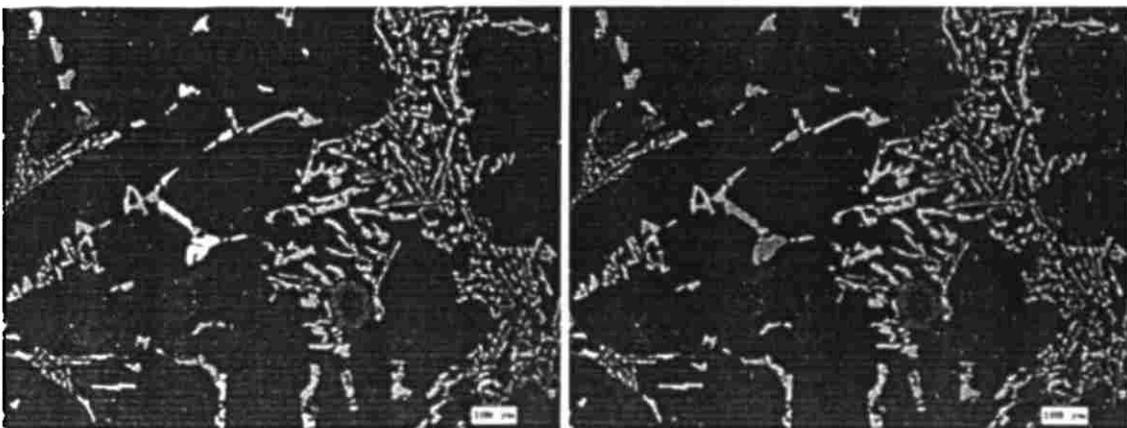
**Figura K4.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 4 [Fe(-), Ti(+), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



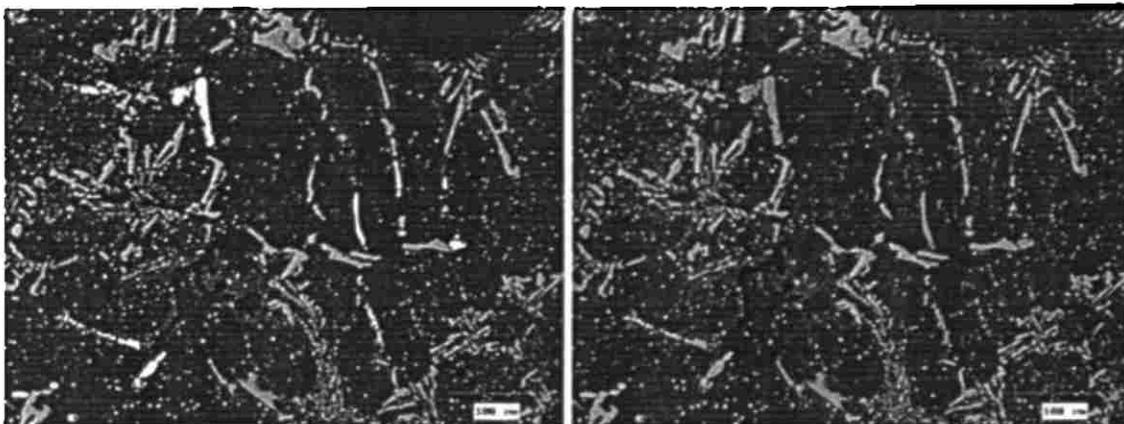
**Figura K5.** Fotomicrografías de fases ncas en Cu de la prueba 5 [Fe(+), Ti(-), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



**Figura K6.** Fotomicrografías de fases ncas en Cu de la prueba 6 [Fe(+), Ti(-), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)

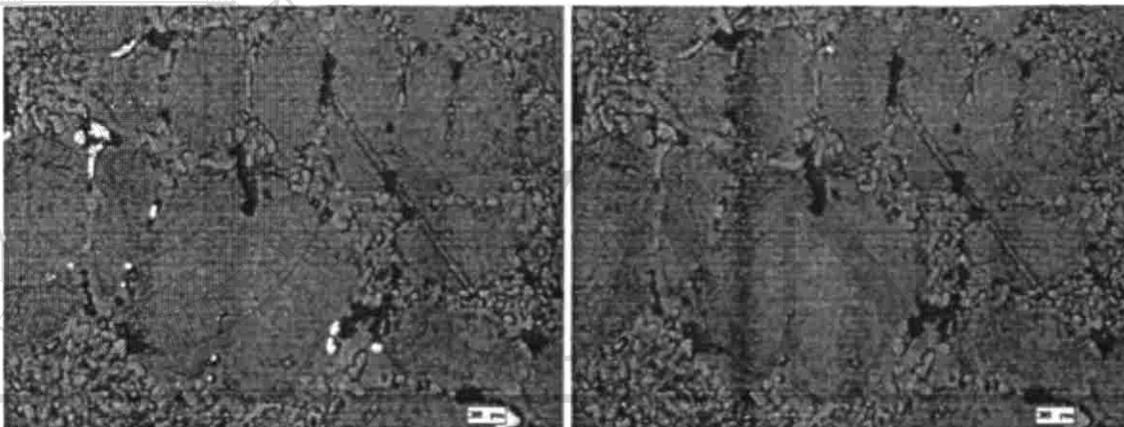


**Figura K7.** Fotomicrografías de fases ncas en Cu de la prueba 7 [Fe(+), Ti(+), Sr(-)] muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)

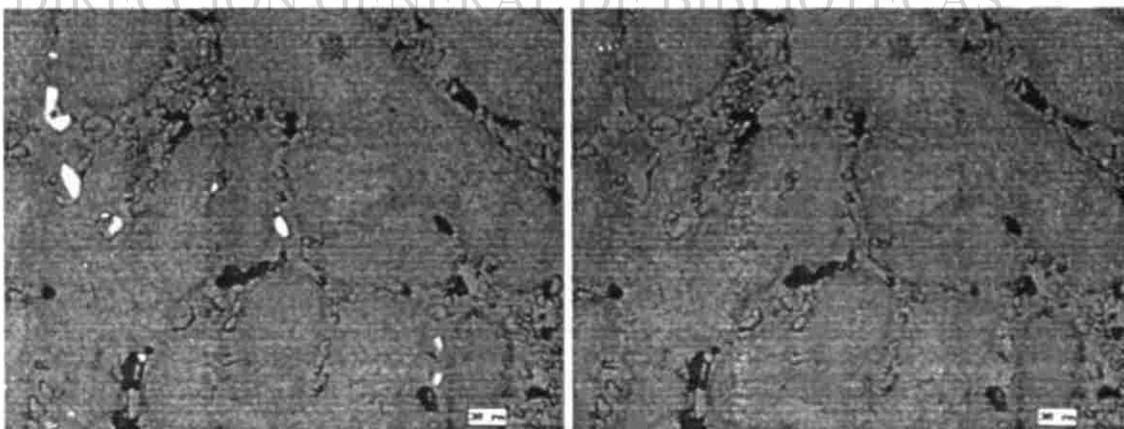


**Figura K8.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 8 [Fe(+), Ti(+), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)

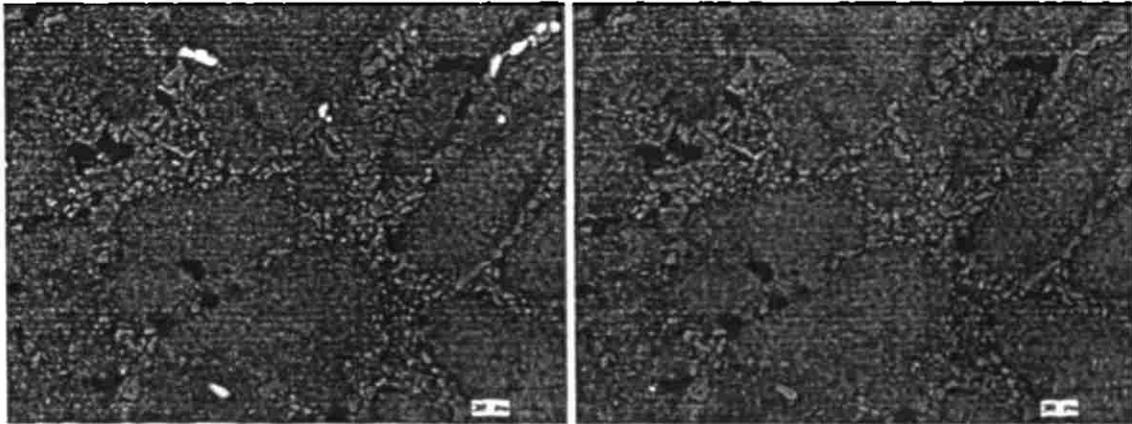
## K.2. Fotomicrografías de muestras solidificadas en molde metálico.



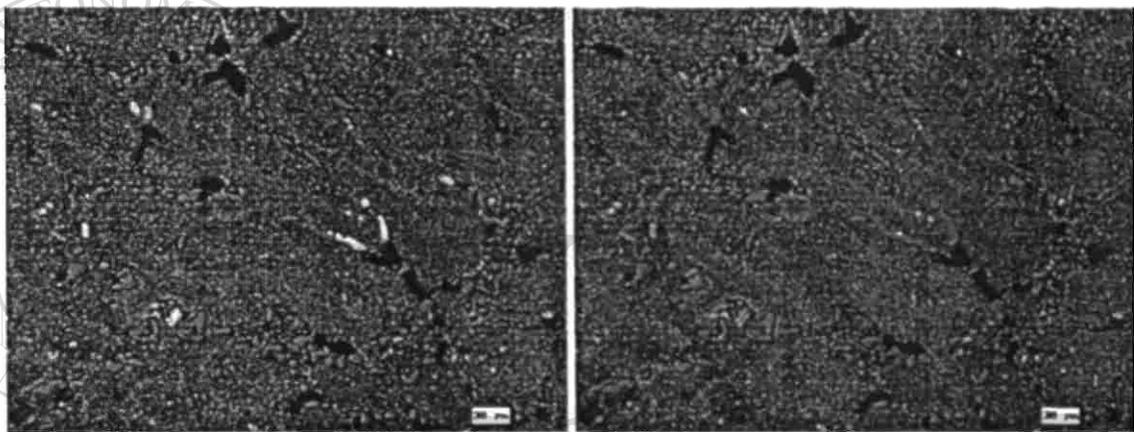
**Figura K9.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 1 [Fe(-), Ti(-), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



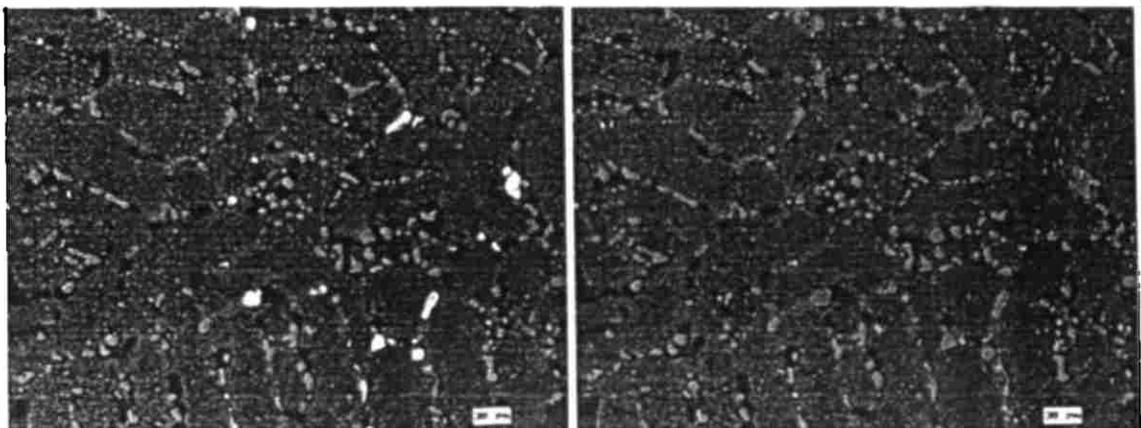
**Figura K10.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 2 [Fe(-), Ti(-), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



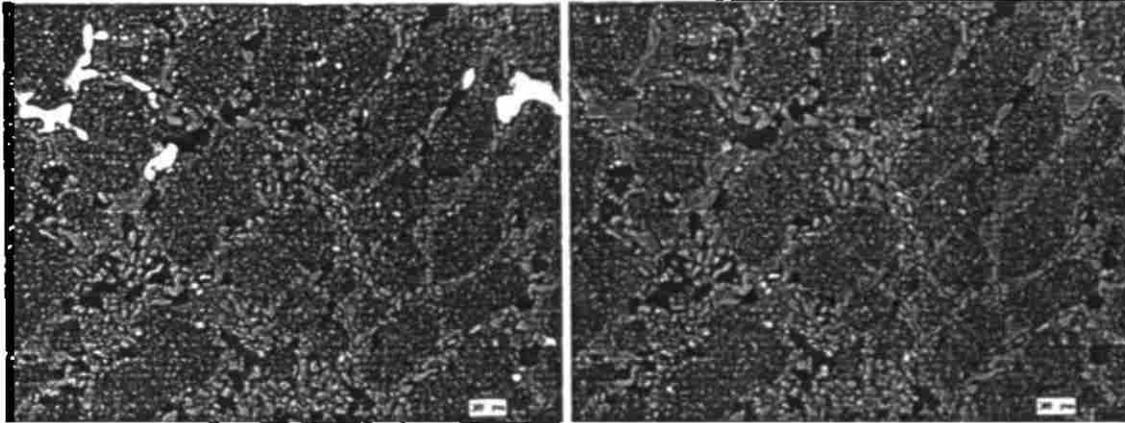
**Figura K11.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 3 [Fe(-), Ti(+), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



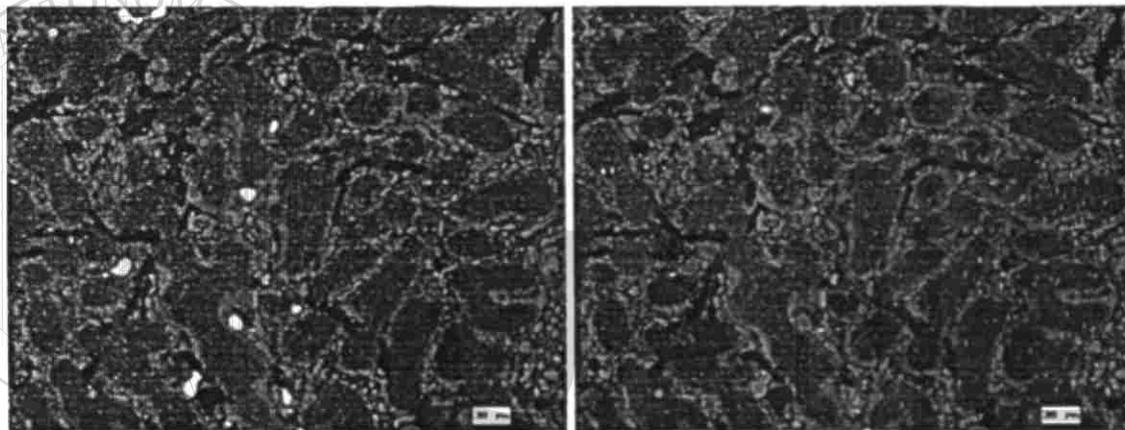
**Figura K12.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 4 [Fe(-), Ti(+), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



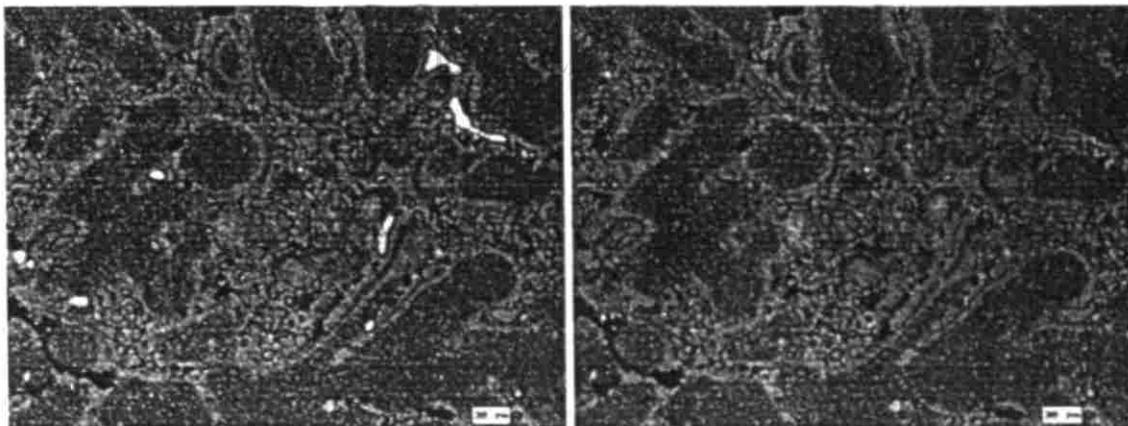
**Figura K13.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 5 [Fe(+), Ti(-), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



**Figura K14.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 6 [Fe(+), Ti(-), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



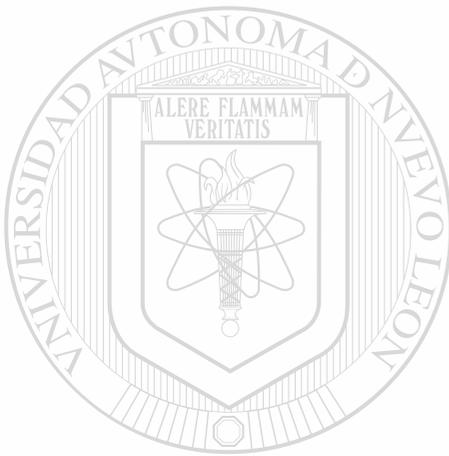
**Figura K15.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 7 [Fe(+), Ti(+), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



**Figura K16.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 8 [Fe(+), Ti(+), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)

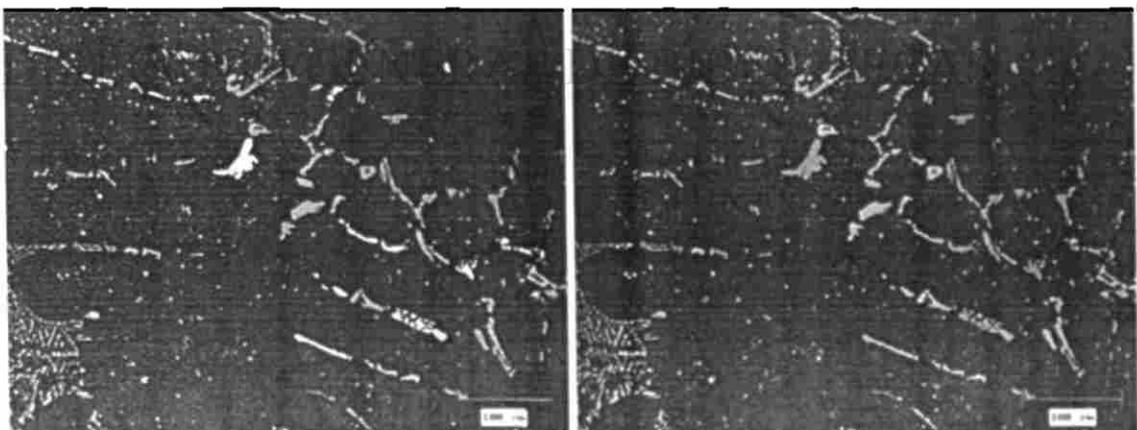
## Apéndice L

### Fotomicrografías de las fases ricas en Cu de las muestras solubilizadas a 480°C

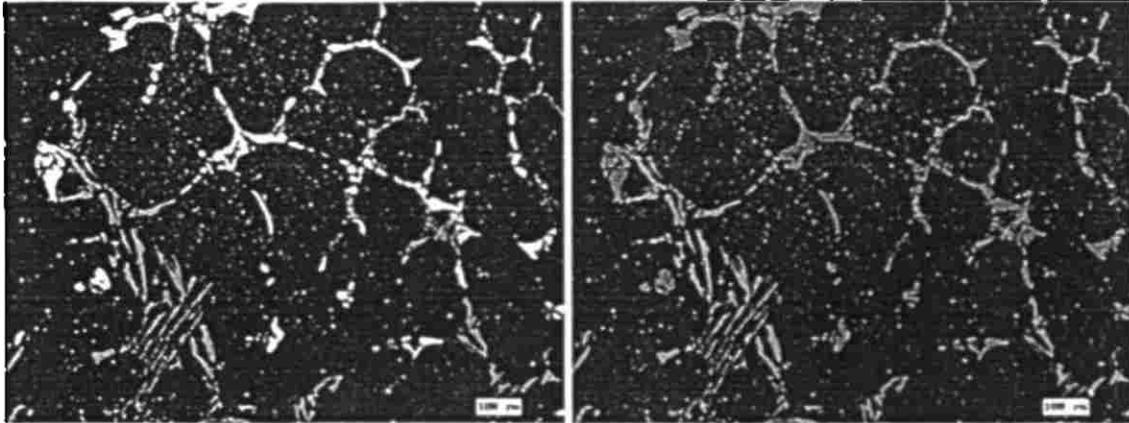


# UANL

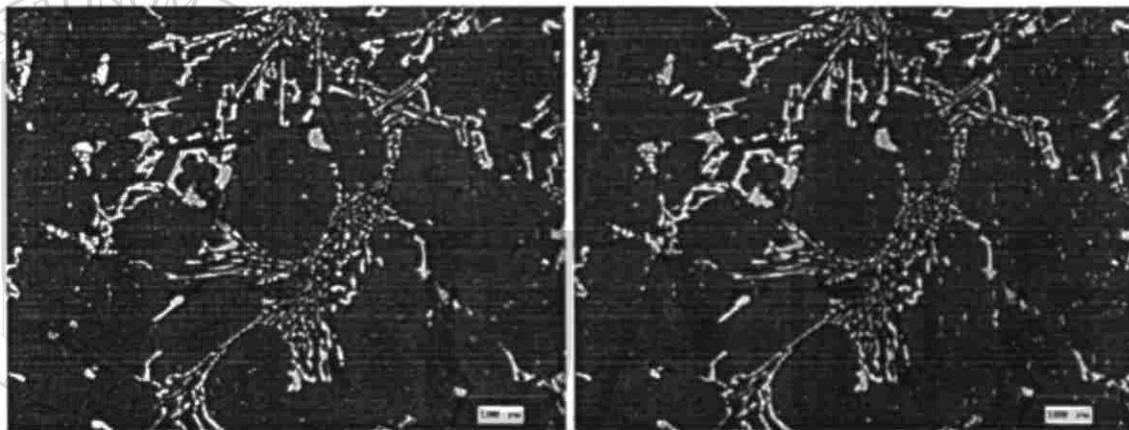
#### L.1. Fotomicrografías de muestras solidificadas en moldes de arena.



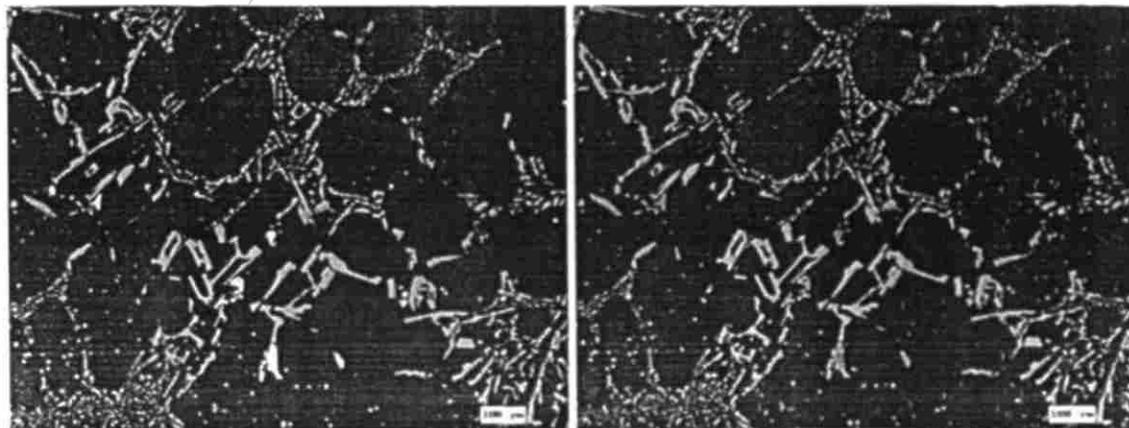
**Figura L1.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 1 [Fe(-) Ti(-) Sr(-)] muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



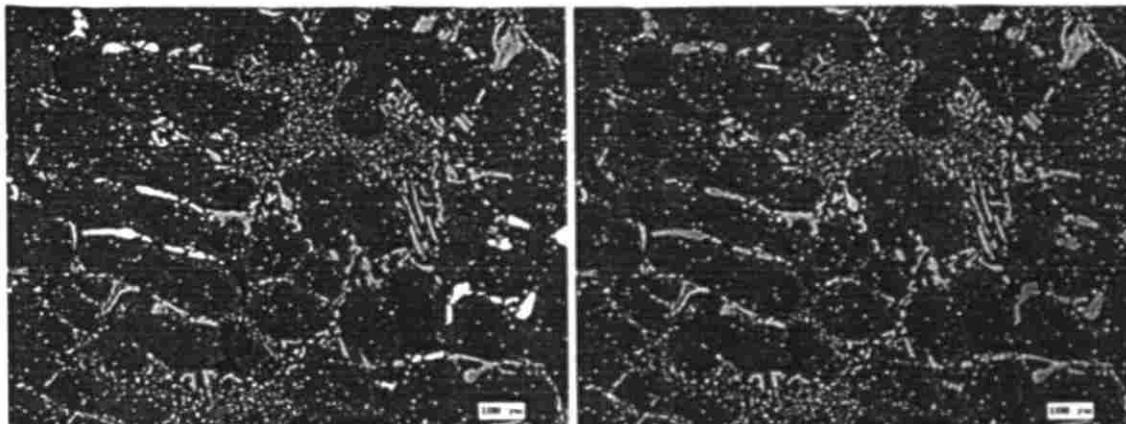
**Figura L2.** Fotomicrografías de fases ncas en Cu de la prueba 2 [Fe(-), Ti(-), Sr(+)]. muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



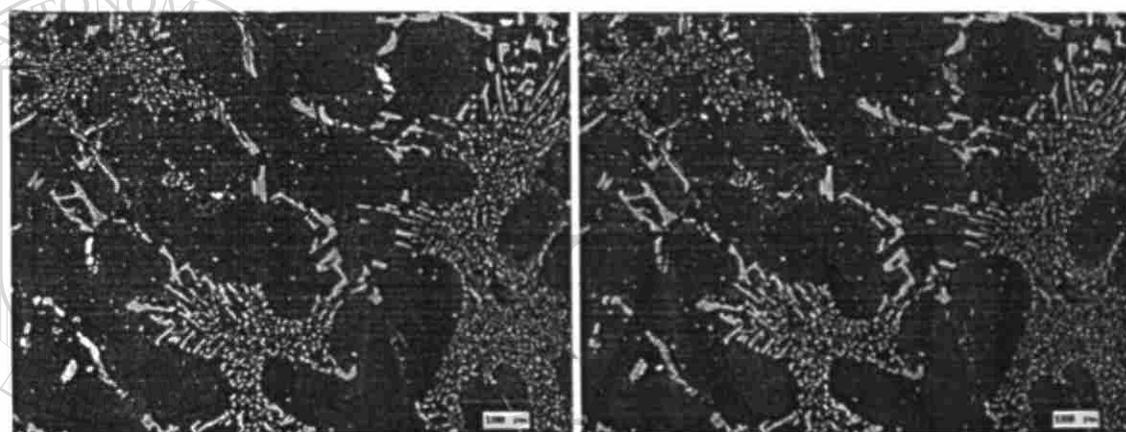
**Figura L3.** Fotomicrografías de fases ncas en Cu de la prueba 3 [Fe(-), Ti(+), Sr(-)]. muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)  
Enfriamiento lento



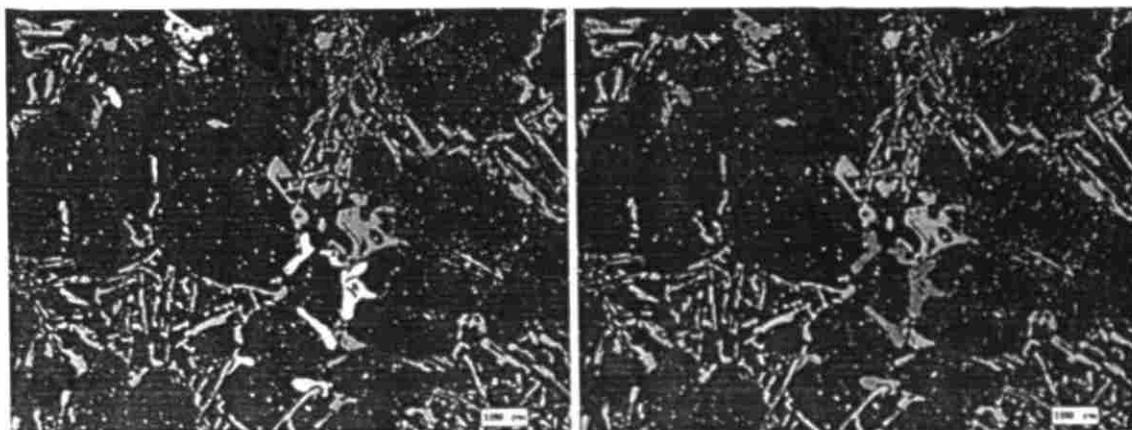
**Figura L4.** Fotomicrografías de fases ncas en Cu de la prueba 4 [Fe(-), Ti(+), Sr(+)] muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



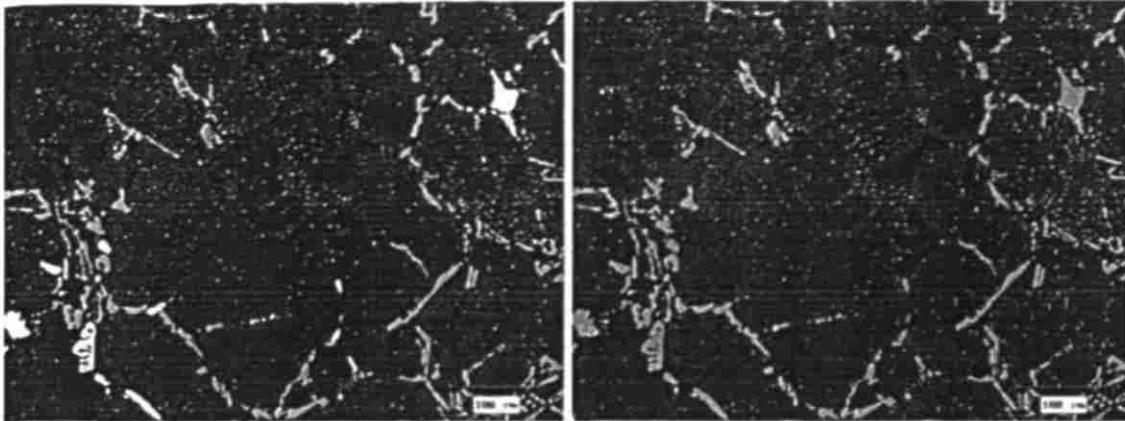
**Figura L5.** Fotomicrografías de fases ncas en Cu de la prueba 5 [Fe(+), Ti(-), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



**Figura L6.** Fotomicrografías de fases ncas en Cu de la prueba 6 [Fe(+), Ti(-), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).

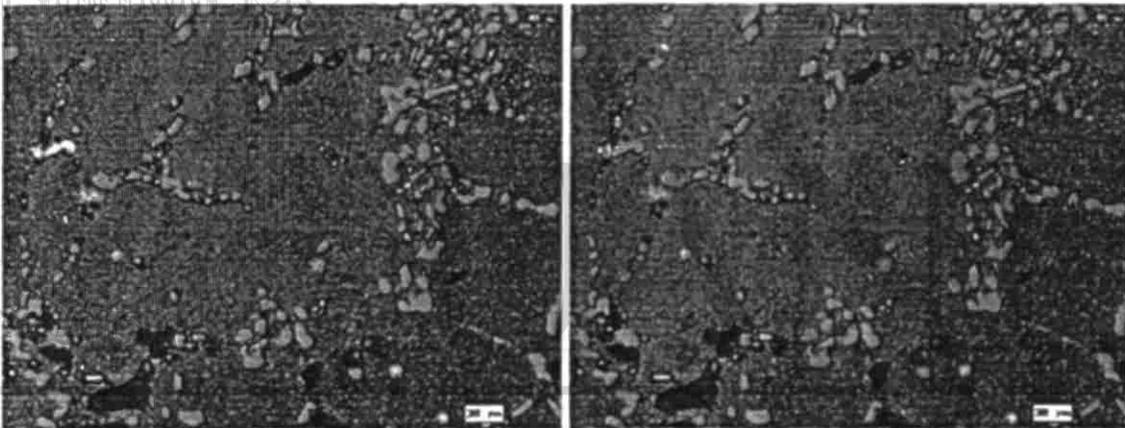


**Figura L7.** Fotomicrografías de fases ncas en Cu de la prueba 7 [Fe(+), Ti(+), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)

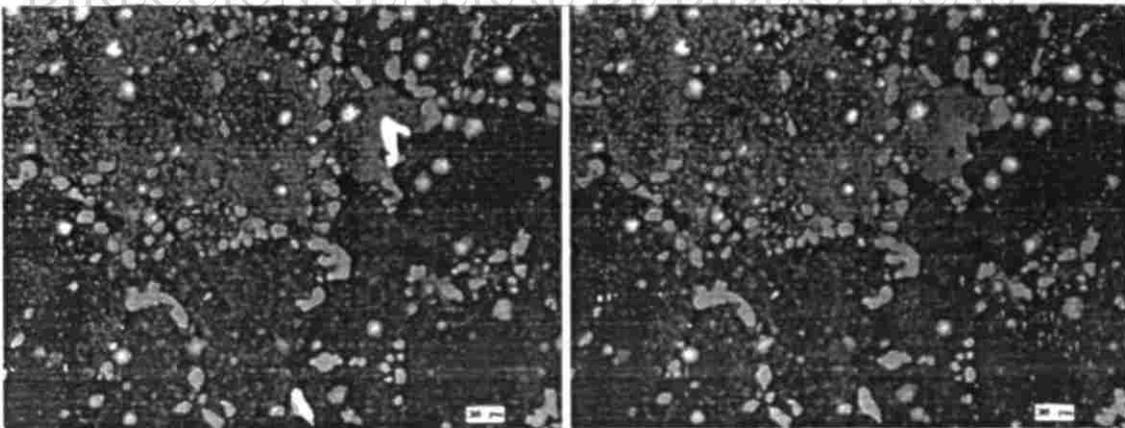


**Figura L8.** Fotomicrografías de fases ncas en Cu de la prueba 8 [Fe(+), Ti(+), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)

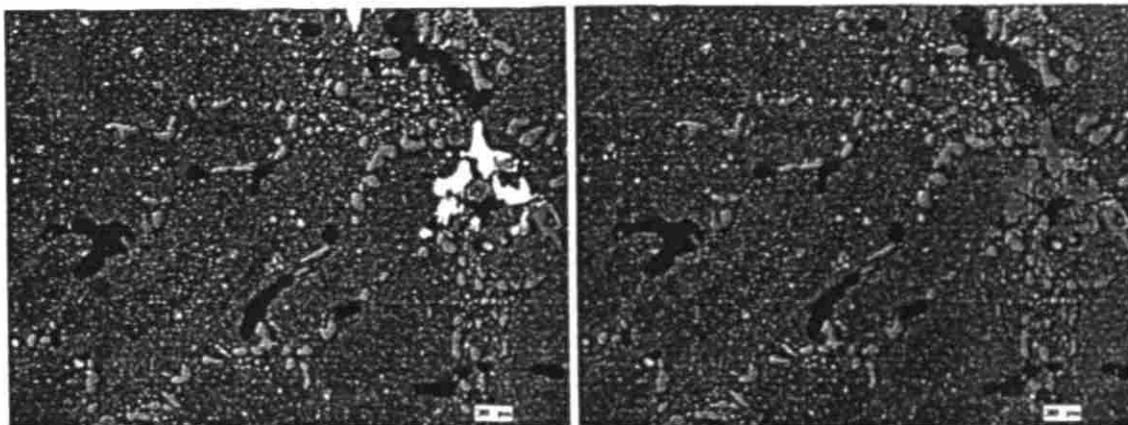
### L.2. Fotomicrografías de muestras solidificadas en molde metálico.



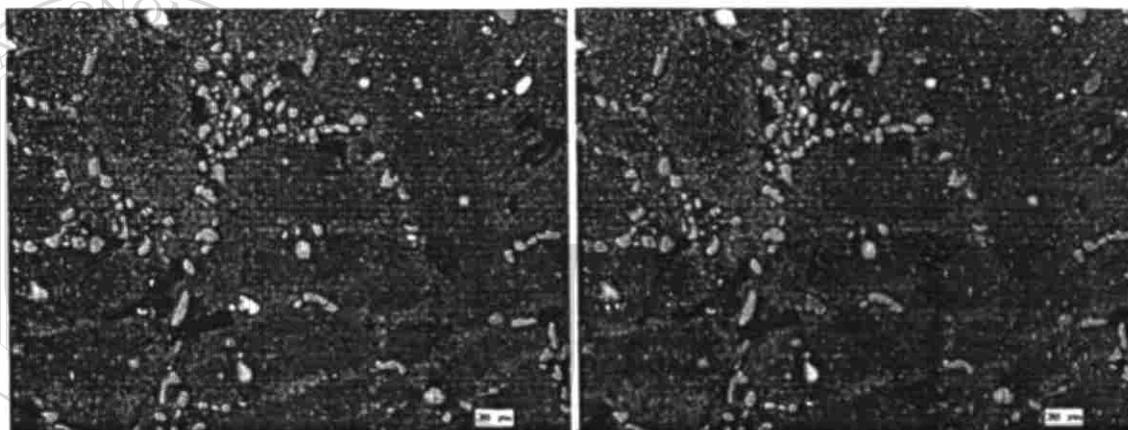
**Figura L9.** Fotomicrografías de fases ncas en Cu de la prueba 1 [Fe(-), Ti(-), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



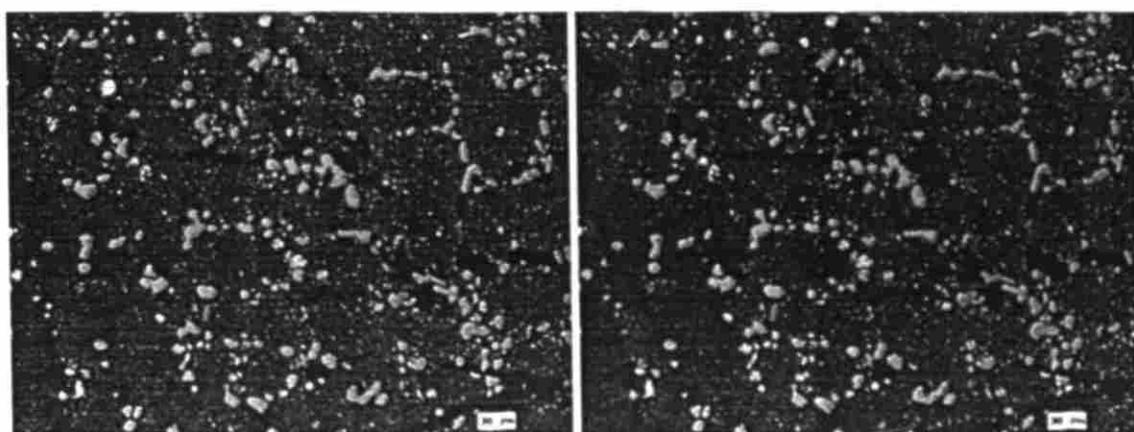
**Figura L10.** Fotomicrografías de fases ncas en Cu de la prueba 2 [Fe(-) Ti(-) Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



**Figura L11.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 3 [Fe(-), Ti(+), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).



**Figura L12.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 4 [Fe(-), Ti(+), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



**Figura L13.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 5 [Fe(+), Ti(-), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)

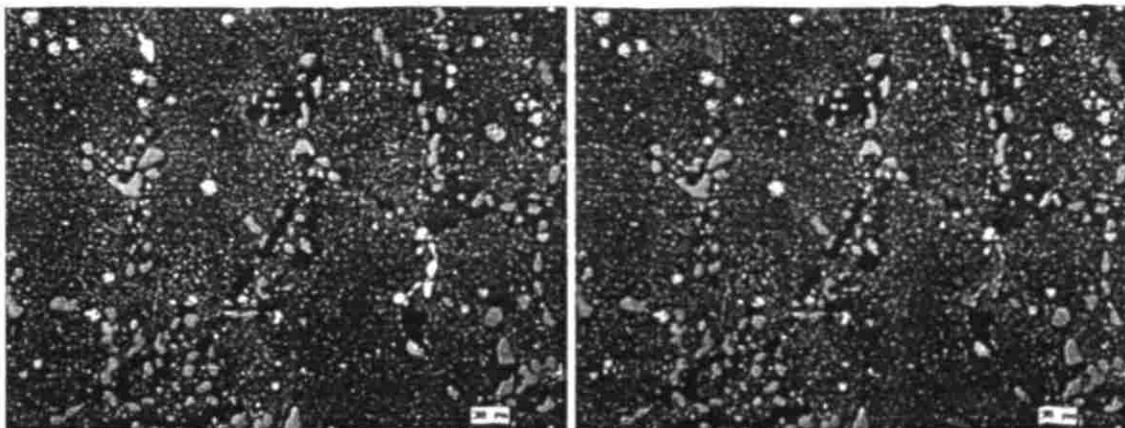


Figura L14. Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 6 [Fe(+), Ti(-), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).

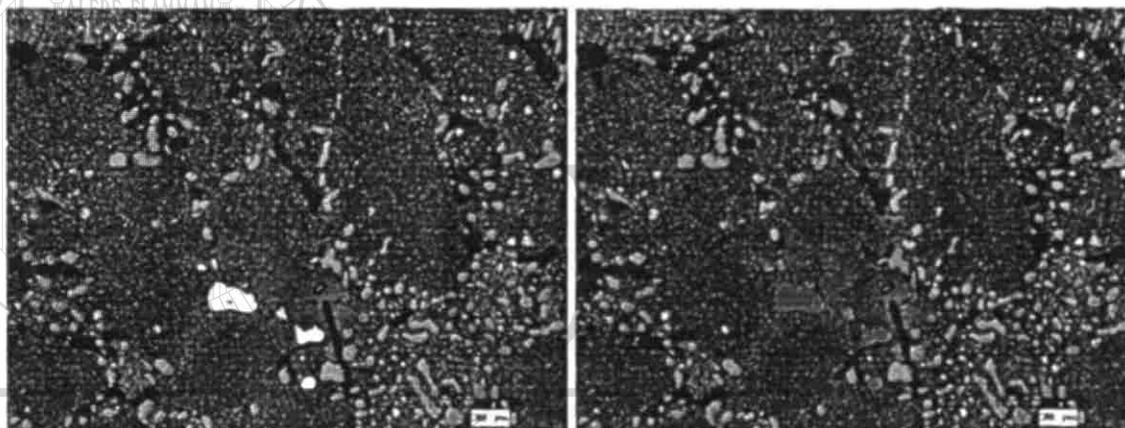


Figura L15. Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 7 [Fe(+), Ti(+), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).

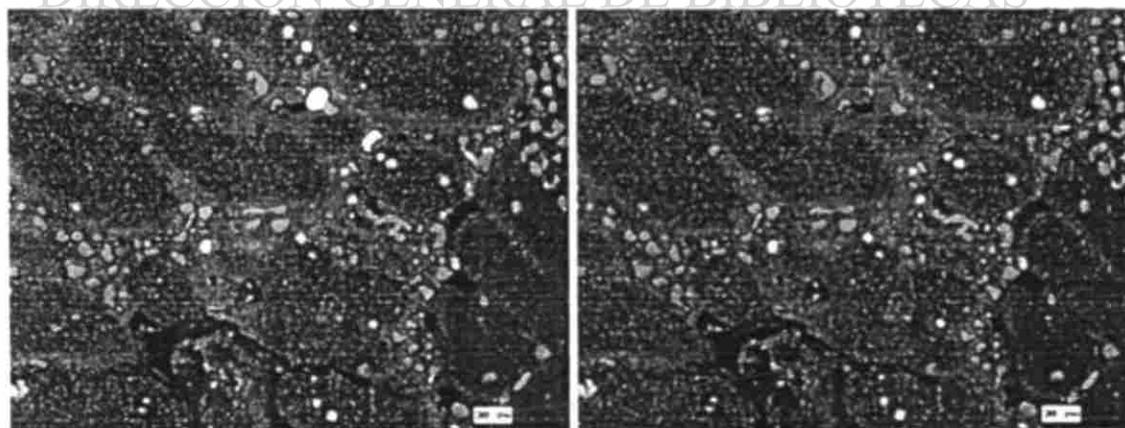
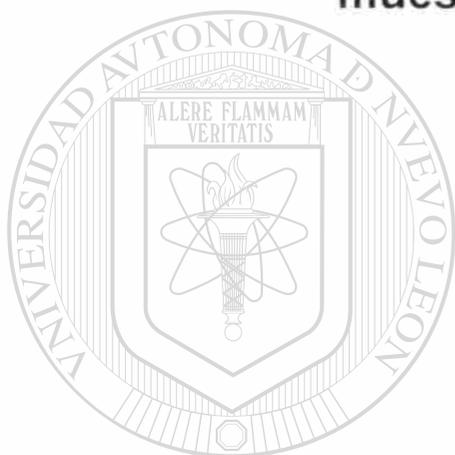


Figura L16. Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 8 [Fe(+), Ti(+), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).

## Apéndice M

### Fotomicrografías de las fases ricas en Cu de las muestras solubilizadas a 500°C



# UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

M.1. Fotomicrografías de muestras solidificadas en moldes de arena.

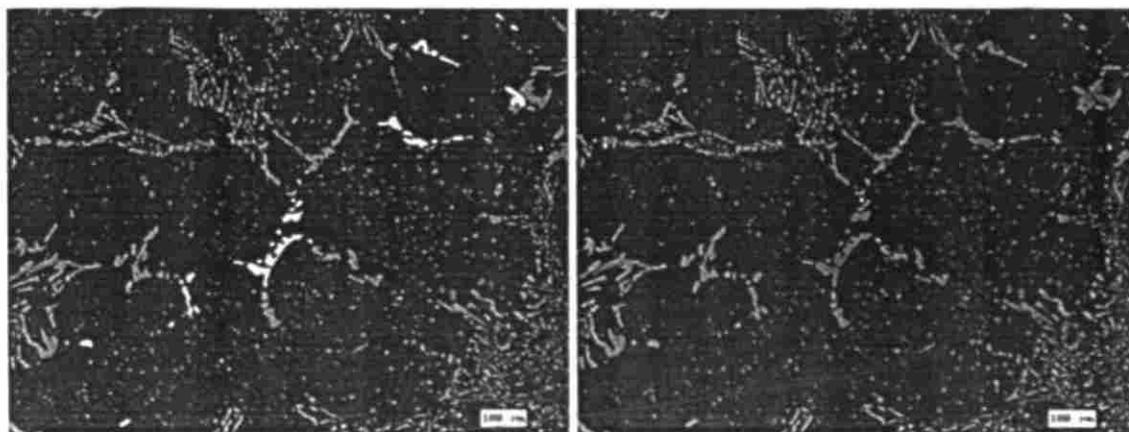
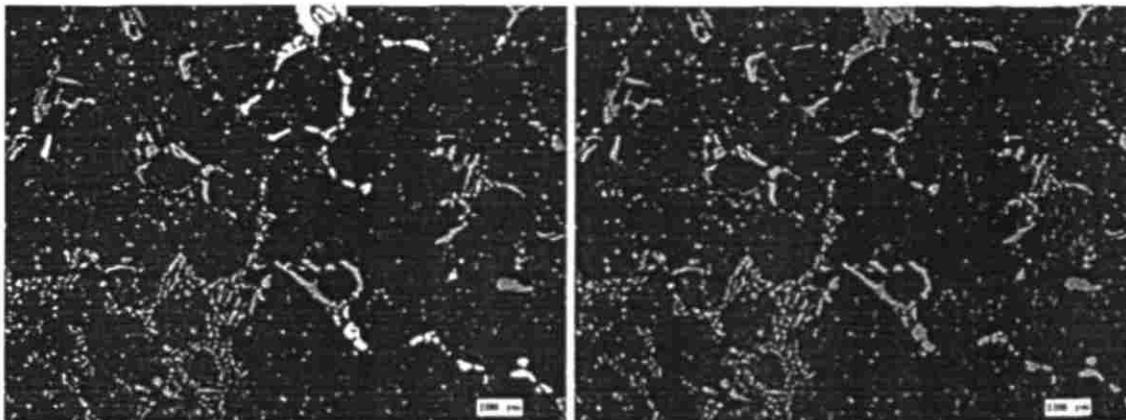
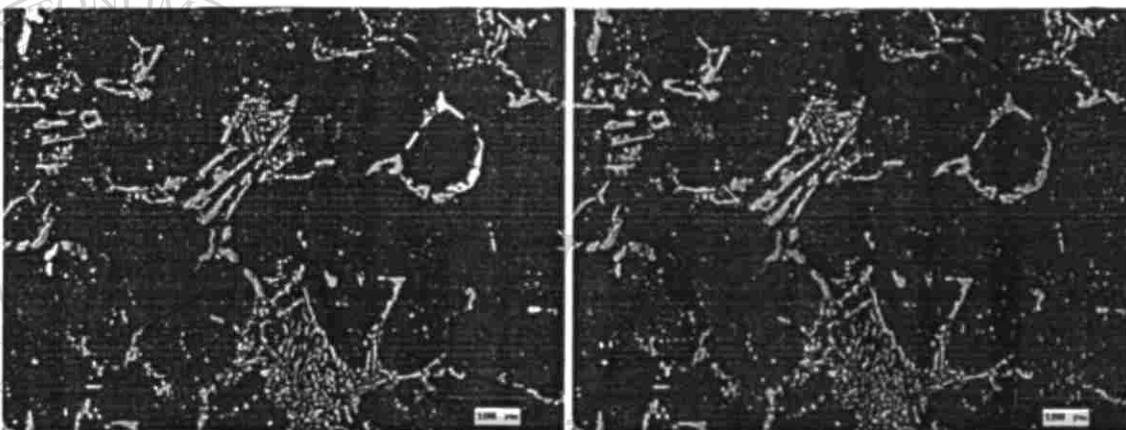


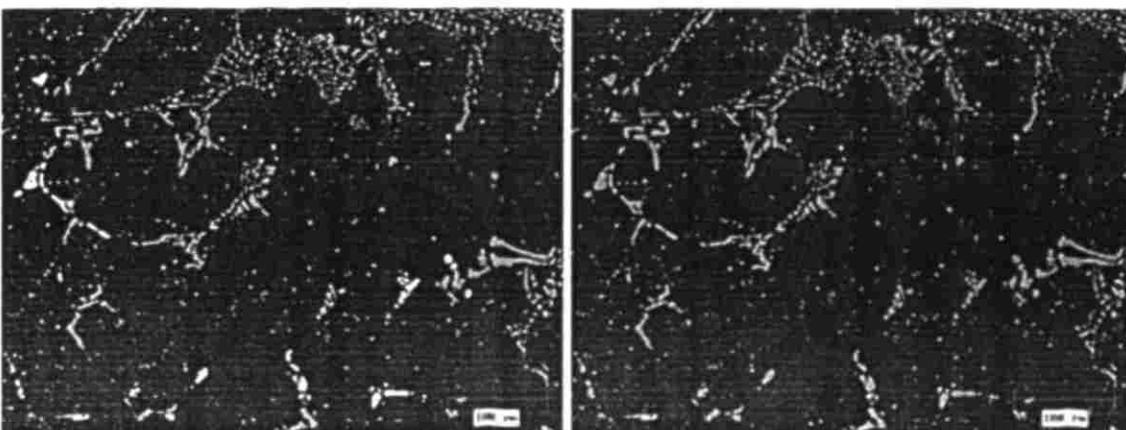
Figura M1. Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 1 [Fe(-), Ti(-), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).



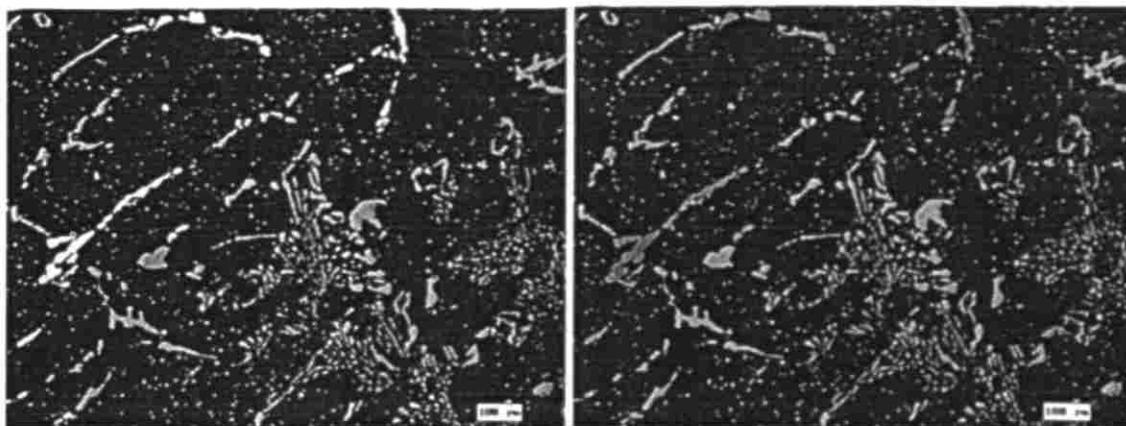
**Figura M2.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 2 [Fe(-), Ti(-), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



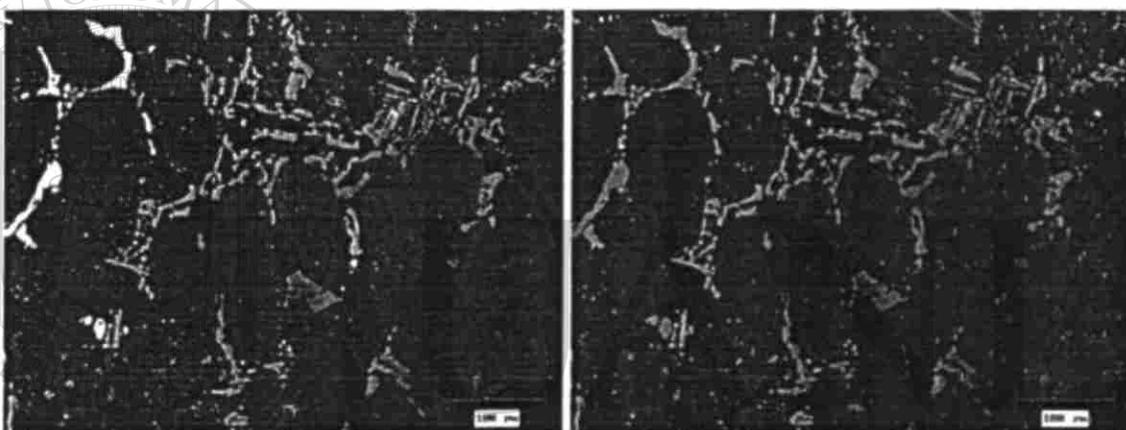
**Figura M3.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 3 [Fe(-), Ti(+), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



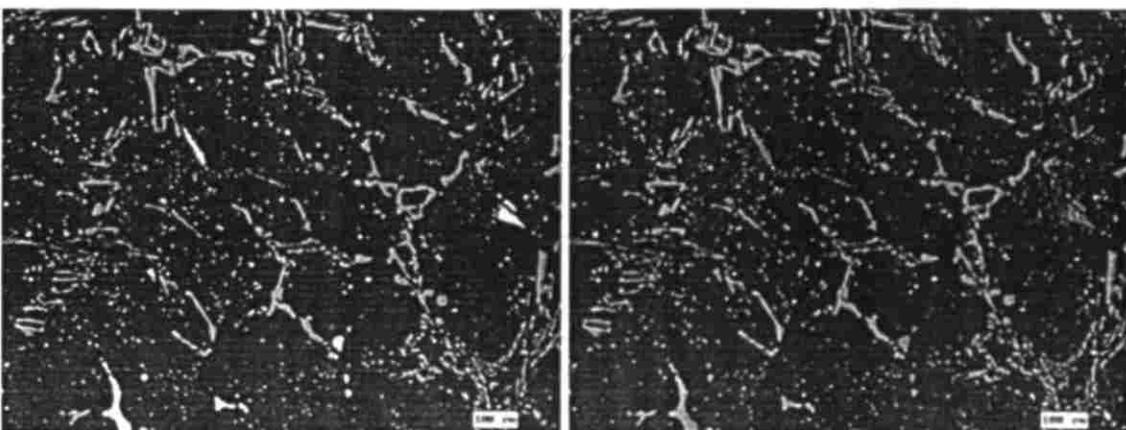
**Figura M4.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 4 [Fe(-), Ti(+), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



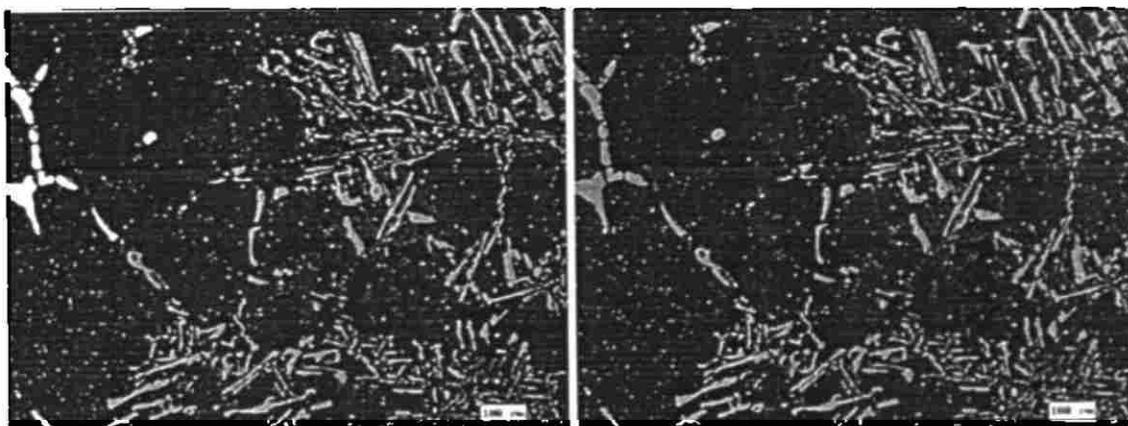
**Figura M5.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 5 [Fe(+), Ti(-), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).



**Figura M6.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 6 [Fe(+), Ti(-), Sr(+)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).

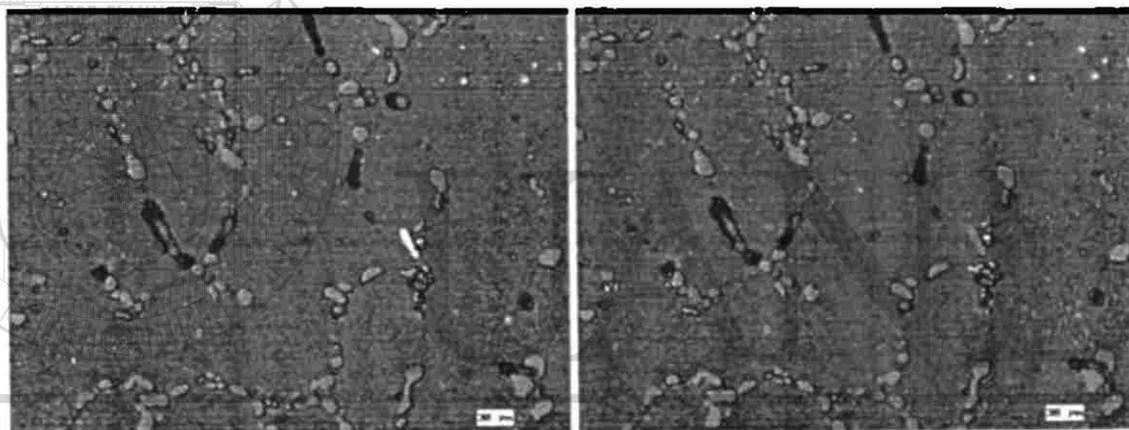


**Figura M7.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 7 [Fe(+), Ti(+), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha).

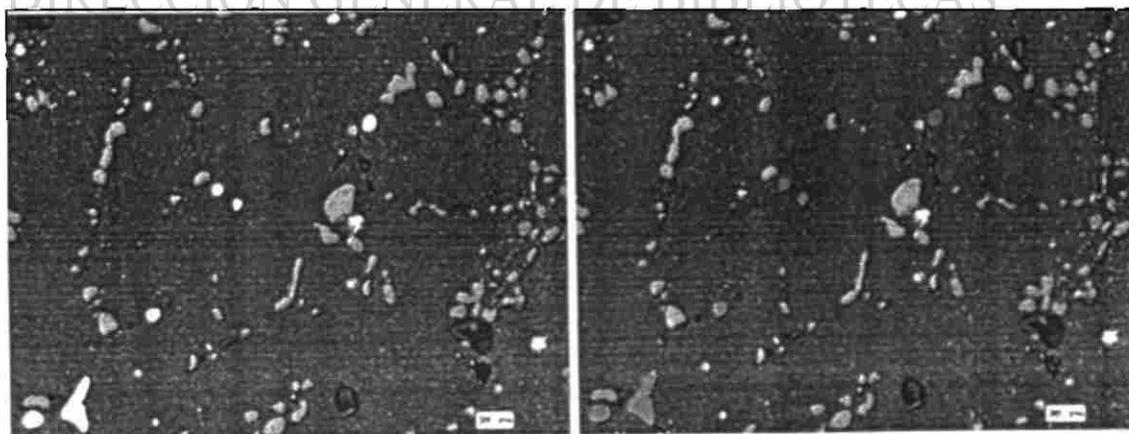


**Figura M8.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 8 [Fe(+), Ti(+), Sr(+)] muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)

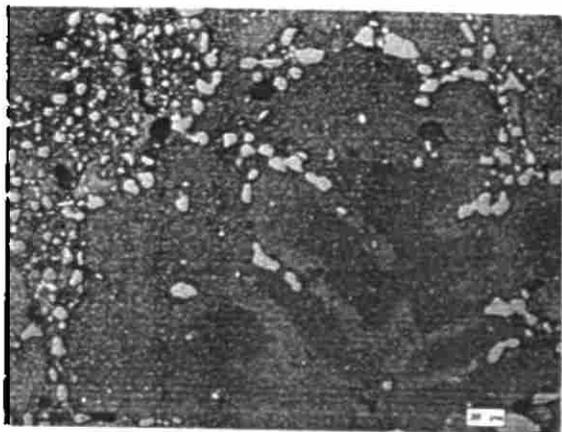
## M.2. Fotomicrografías de muestras solidificadas en molde metálico.



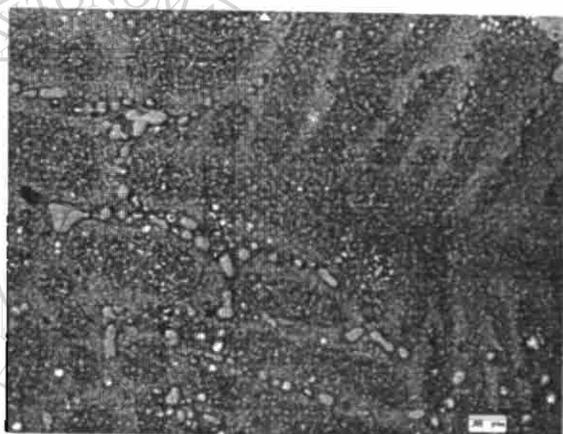
**Figura M9.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 1 [Fe(-), Ti(-), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



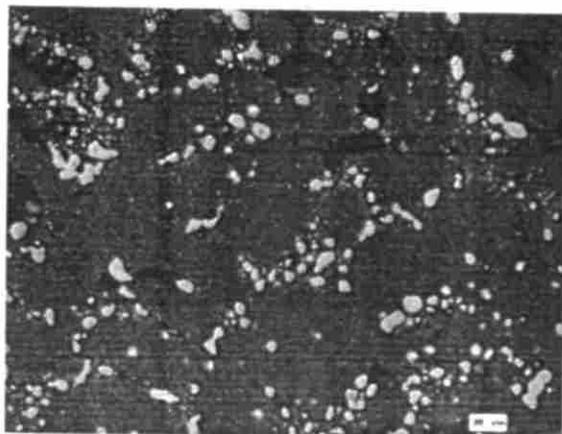
**Figura M10.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 2 [Fe(-), Ti(-), Sr(+)] muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



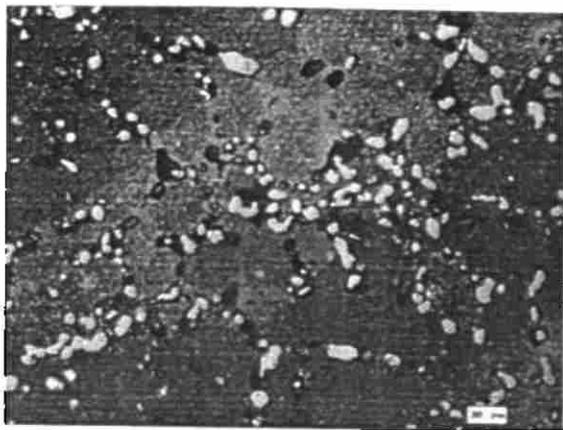
**Figura M11.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 3 [Fe(-) Ti(+), Sr(-)] muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



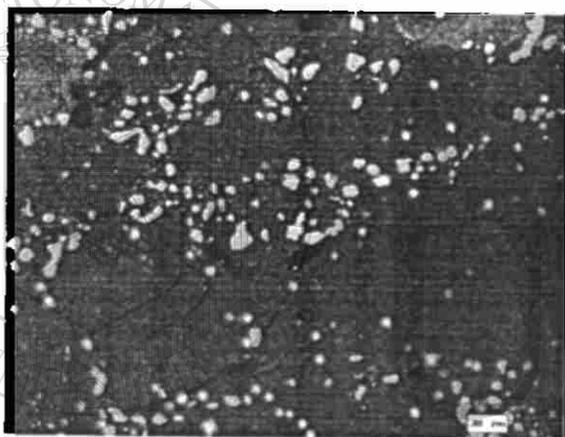
**Figura M12.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 4 [Fe(-), Ti(+), Sr(+)] muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



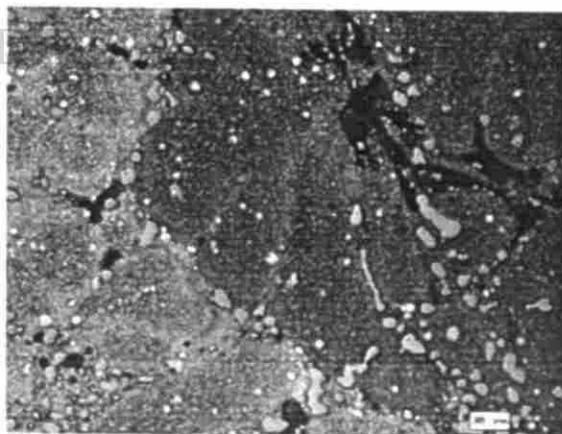
**Figura M13.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 5 [Fe(+), Ti(-), Sr(+)] muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



**Figura M14.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 6 [Fe(+), Ti(-), Sr(+)] muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



**Figura M15.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 7 [Fe(+), Ti(+), Sr(-)], muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)



**Figura M16.** Fotomicrografías de fases ricas en Cu de la prueba 8 [Fe(+), Ti(+), Sr(+)] muestra atacada químicamente (izquierda) y después de análisis de imagen (derecha)

