

CAPITULO 1

INTRODUCCION

Las aleaciones de aluminio constituyen un grupo de materiales que sólo es superado, en términos de producción, por productos ferrosos; de las cuales, del 85% al 90% de la producción total son aleaciones Al-Si.

Aunque, en términos generales, su sistema de designación está definido por su composición química, cada país ha desarrollado su propia nomenclatura, es por ello que no hay un sistema internacionalmente aceptado para su identificación. La Asociación de Aluminio en los Estados Unidos ha adoptado para productos de fundición un sistema numérico de cuatro dígitos, en donde, el dígito que se encuentra a la derecha del punto decimal indica la forma del producto de fundición, 0 y 1 para producto terminado y lingote respectivamente. Para el grupo de aluminio puro, los dígitos a la izquierda del punto decimal indican el contenido mínimo de aluminio y para los restantes grupos no tienen un significado específico. El sistema de designación de la Asociación de Aluminio en los Estados Unidos y las aleaciones más comunes se encuentran indicados en las Tablas 1.1 y 1.2^[1,14].

Para tener un buen control de las propiedades mecánicas de un producto de fundición, es indispensable tener controles estrictos de la composición química de la aleación, del proceso de manufactura y del tratamiento térmico realizado. Dentro de límites prácticos, las propiedades mecánicas pueden ser mejoradas a expensas de otras.

Las aleaciones de aluminio contienen una gran cantidad de metales, de los cuales, aquellos que son regularmente agregados y controlados son llamados elementos aleantes como: Zn, Mg, Cu, Si, Fe, Li, Mn, Ni, Ag, Sn, y Ti. La solubilidad en el estado sólido de éstos elementos varía ampliamente como se indica en la Tabla 1.3^[1,13,14].

La presencia de Fe en las aleaciones de fundición Al-Si produce un deterioro de las propiedades mecánicas como consecuencia de la formación del intermetálico Al_5FeSi , también conocido como fase β , que actúa como un concentrador de esfuerzos y que es de naturaleza frágil y dura. La manera de contrarrestar la degradación de las propiedades mecánicas es controlando el contenido de Mn, que a su vez al combinarse con Fe, Si y Al puede formar el intermetálico $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$, también conocido como fase α . Una relación comúnmente aceptada de Mn y Fe para asegurar la conversión de la fase β a la α es de 1:2^[2,9,15,17,18].

La adición de elementos refinadores de grano como Ti y B cambian drásticamente la estructura de la aleación, de cristales columnares se obtienen cristales equiaxiales o una combinación de ambos, produciendo con ello una mejoría tanto en las propiedades mecánicas como en las de vaciado, sin embargo, el efecto refinador de grano en aleaciones de aluminio que son ricas en constituyentes intermetálicos, tiene una influencia menor en las propiedades mecánicas^[3].

Cuando son agregados elementos modificadores como Na, Sr o Sb a las aleaciones de Al, se afecta en forma notoria la estructura del eutéctico Al-Si, produciendo propiedades mecánicas aún mejores como consecuencia del cambio en morfología de las placas de Si del agregado eutéctico al disminuir sus temperaturas de nucleación y de crecimiento^[4,14].

El proceso de solidificación de la aleación es acompañado por una evolución de calor (calor latente de fusión), cuya magnitud depende de las reacciones que

se produzcan durante el enfriamiento^[5]. La técnica de análisis térmico registra los cambios de temperatura durante la solidificación a través de los diferentes intervalos de transformaciones de fase, de tal manera que es posible estimar la microestructura resultante al analizar determinados parámetros característicos de la curva de enfriamiento^[6], por lo que de manera implícita predice las propiedades mecánicas de la aleación.

El tratamiento térmico es utilizado para mejorar las propiedades físicas y mecánicas de un producto de fundición cuando es manufacturado en un proceso de arena, permanente o semipermanente y cuyo contenido de Cu, Mg y Zn se encuentre dentro de un intervalo adecuado.

El objetivo de la presente investigación es identificar y cuantificar los parámetros de temperatura y de tiempo que se presentan durante la nucleación y el crecimiento de cada una de las reacciones que se suscitan a través de la solidificación a bajas y altas velocidades de enfriamiento en una aleación tipo A319. Estos parámetros serán correlacionados con la composición química de la aleación y las propiedades mecánicas en las condiciones de vaciado y de tratamiento térmico.

Designación	Elemento Aleante Principal
1xx.x	Composición sin aleantes; aluminio con 99.0% o mayor
2xx.x	Cobre
3xx.x	Silicio con magnesio y cobre
4xx.x	Silicio
5xx.x	Magnesio
6xx.x	Sin Uso
7xx.x	Zinc
8xx.x	Estaño
9xx.x	Sin uso

Tabla 1.1 Sistema de designación y nomenclatura de la Asociación de Aluminio en los Estados Unidos^[1]

Aleación	Composición química de elementos aleantes (% en peso)					
	Si	Cu	Mg	Fe	Zn	Otros
319.0	6.00	3.50	<0.10	<1.00	<1.00	
332.0	9.50	3.00	1.00	1.20	1.00	
355.0	5.00	1.25	0.50	<0.06	<0.35	
A356.0	7.00	<0.20	0.35	<0.20	<0.10	
A357.0	7.00	<0.20	0.55	<0.20	<0.10	0.05 Be
380.0	8.50	3.50	<0.10	<1.30	<3.00	
383.0	10.00	2.50	0.10	1.30	3.00	0.15 Sn
384.0	11.00	2.00	<0.30	<1.30	<3.00	0.35 Sn
390.0	17.00	4.50	0.55	<1.30	<0.10	<0.1 Mg
413.0	12.00	0.10	<0.10	<2.00	--	
443.0	5.25	0.30	<0.05	<0.80	<0.50	

Tabla 1.2 Composición de aleaciones Al-Si más comunes^[1]

Elemento	Temperatura, °C	Solubilidad Sólida Máxima, %
Cadmio	649.0	0.40
Cobalto	657.0	0.02
Cobre	548.0	5.65
Cromo	661.0	0.77
Germanio	424.0	7.20
Hierro	655.0	0.05
Litio	600.0	4.20
Magnesio	450.0	17.40
Manganeso	658.0	1.82
Niquel	640.0	0.04
Silicio	577.0	1.65
Plata	566.0	55.60
Estaño	228.0	0.06
Titanio	665.0	1.30
Vanadio	661.0	0.40
Zinc	443.0	70.00
Zirconio	660.5	0.28

Tabla 1.3 Solubilidad sólida de elementos en aluminio^[1,13,14]

CAPITULO 2

MECANISMOS DE SOLIDIFICACION

2.1 INTRODUCCION

Para optimizar los procesos de vaciado es importante comprender los mecanismos por los cuales se desarrollan los cristales en el metal líquido y cómo los patrones de crecimiento pueden ser influenciados externamente, de tal manera que al tener una composición química específica y desarrollando una tecnología de vaciado adecuada se alcanzarán las propiedades deseadas, en donde, dichas propiedades son el resultado de tratamientos en el metal líquido y de las propiedades físicas y químicas inherentes del sistema^[7].

La solidificación de un metal o aleación inicia cuando su temperatura es inferior de la temperatura de equilibrio en estado líquido, ya que alcanza un estado termodinámico estable^[7]. Su conceptualización comprende dos fenómenos básicos: la nucleación y el crecimiento de cristales^[8].

La velocidad de solidificación depende de la tasa de extracción de calor, de la fuerza impulsora (ganancia de ΔG) para nuclear y del crecimiento de los cristales, que a su vez son función del grado de subenfriamiento (ΔT)^[7].

Es importante controlar el proceso de solidificación, ya que la magnitud de su velocidad determina el tamaño y la morfología de los cristales formados y las

condiciones bajo las cuales nuclean e inician su crecimiento determinan las propiedades finales del producto^[7,11].

Una estructura de grano fina proporciona ventajas técnicas y económicas porque se mejoran las propiedades mecánicas, aumenta la velocidad de vaciado, se reducen las fracturas en los lingotes y se mejoran las características de deformación mecánica^[7].

El método más efectivo para el control del tamaño de grano consiste en adicionar al metal líquido partículas que nuclean nuevos cristales durante el proceso de solidificación, la manera más común de hacerlo es con la adición de aleaciones maestras de Al-Ti o Al-B^[7].

2.2 NUCLEACION

2.2.1 NUCLEACION Y FRAGMENTACION PRIMARIA

Los procesos principales para formar nuevos cristales en el metal líquido son descritos en la figura 2.1^[7].

La nucleación homogénea es de poco interés en procesos normales de vaciado, ya que todos los metales y aleaciones de uso en ingeniería se nuclean heterogéneamente^[2]. Mientras que la nucleación homogénea se presenta cuando el subenfriamiento (temperatura inferior a la temperatura de solidificación en equilibrio) se hace lo suficientemente grande para permitir el fenómeno y, consecuentemente, requiere una mayor energía para el desarrollo de los núcleos^[2,10,11], en la nucleación heterogénea, el desarrollo de un nuevo cristal se realiza sobre la superficie de partículas existentes, tales como inclusiones, capas de óxido o paredes del crisol que actúan para promover la cristalización a baja energía^[7,8,10,11].

El proceso de formación de cristales primarios se presenta al contacto del metal líquido con las paredes del molde frío, en donde se presenta un subenfriamiento a una temperatura inferior a la temperatura de nucleación crítica para la partícula presente en el metal líquido, formándose, de esta manera, pequeños cristales que dan lugar a la zona de cristales equiaxiales externa^[7].

Cuando las temperaturas de vaciado son bajas, es muy probable que los cristales equiaxiales inicialmente formados sean conducidos al centro del producto, donde posteriormente formen la zona de cristales equiaxiales interna. Tales cristales también pueden ser formados por fragmentación de los primeros que crecieron en las paredes del molde. Sin embargo, es más común que debido a la temperatura mayor del metal líquido, los cristales de la zona equiaxial externa crezcan de una manera elongada hacia el centro del producto para formar la zona de cristales columnares^[7].

2.2.2 NUCLEACION Y FRAGMENTACION SECUNDARIA

Los cristales de una aleación en condiciones estables crecen a una cierta temperatura T_G , que es inferior a la temperatura de equilibrio T_E , de esta manera, el metal líquido al hacer contacto con el frente de crecimiento es subenfriado^[7].

El potencial de nucleación de una partícula específica es aquel subenfriamiento ΔT^* que incrementa drásticamente la frecuencia de nucleación, figura 2.2^[7].

La nucleación de nuevos cristales en el frente de solidificación depende del potencial de las partículas nucleantes en relación al crecimiento inducido por subenfriamiento. Si el potencial es menor que la temperatura de nucleación crítica para el substrato presente en el metal líquido, no se formarán nuevos cristales y, como resultado, se desarrollará una zona columnar. Por el contrario, cuando el potencial de nucleación es mayor que la temperatura

crítica, se presenta una mayor frecuencia de nucleación interior, desarrollándose una fina estructura equiaxial en todo el producto de fundición^[7].

La velocidad de nucleación es proporcional al volumen de líquido subenfriado y al tiempo durante el cual fue subenfriado. La figura 2.3 indica las regiones que son subenfriadas para tres casos cualitativamente diferentes. La probabilidad de nucleación es muy baja si el crecimiento se presenta en un gradiente de temperatura positivo, como es el caso de operaciones de vaciado continuos, figura 2.3a. La figura 2.3b muestra el subenfriamiento en el frente de cristales columnares bajo condiciones estáticas de vaciado, mientras que la figura 2.3c indica una situación en donde un cristal libre crece en un ambiente subenfriado^[7].

Nuevos cristales pueden formarse a partir de la fragmentación de los brazos dendríticos de los cristales formados. Las figuras 2.4 y 2.5 muestran el origen de los cristales en un proceso de vaciado estático y continuo respectivamente, sin emplear refinadores de grano^[7].

2.3 CRECIMIENTO

El crecimiento de los cristales en la aleación puede ocurrir con o sin restricciones. Por lo que respecta al crecimiento con restricciones, los cristales crecen direccionalmente en contacto con la pared del molde y dependen del gradiente de temperatura del sistema, de tal manera que se pueden desarrollar todos los tipos de morfología, desde un frente planar hasta redes dendríticas, mientras que en el crecimiento sin restricciones, los cristales crecen independientemente y pueden desarrollarse en todas direcciones, generalmente formando una red dendrítica^[7].

La diferencia principal en los dos modos de crecimiento es que en el crecimiento con restricciones, la difusión de calor y de átomos de soluto, a partir

de la interfase sólido/líquido, suceden en direcciones opuestas, mientras que en el crecimiento sin restricciones, los dos procesos de difusión se llevan a cabo en la misma dirección^[7,12].

2.3.1 CRECIMIENTO CON RESTRICCIONES

En general, los cristales nuclean en las paredes del molde hacia el interior y el calor es conducido principalmente de la pared del molde hacia fuera del sistema. Los gradientes de temperatura están distribuidos en el material durante el proceso de solidificación como se muestra en la figura 2.6^[7].

La cantidad total de calor que es conducida a través de la región sólida se tiene que balancear con el calor de cristalización de la zona blanda y con el supercalentamiento del frente líquido (punta de crecimiento del cristal)^[1]. Se tiene que realizar asimismo una corrección por el cambio de capacidad calorífica entre sólido y líquido^[7]. De ésta manera, el balance térmico puede escribirse de la manera siguiente:

$$\left(\frac{dQ}{dt}\right)_s = \left(\frac{dL}{dt}\right) + f(\Delta C_p) + \left(\frac{dQ}{dt}\right)_L \quad (2.1)$$

Cuando el gradiente de temperatura en el líquido es bajo y el cambio en la capacidad calorífica despreciable, el sistema se simplifica a la siguiente expresión:

$$\left(\frac{dQ}{dt}\right)_s = \left(\frac{dL}{dt}\right) \quad (2.2)$$

La velocidad de extracción de calor en el material que acaba de solidificar es el factor principal que determina la velocidad de formación de la fase sólida, y por lo tanto, es el parámetro más importante que influye en el crecimiento del cristal^[7]. En todos los casos prácticos, los cristales crecen a una temperatura inferior a la vaticinada por el diagrama de fases en equilibrio^[7], figura 2.7.

El balance apropiado entre calor y difusión del soluto, en condiciones estables en la interfase, determinan el radio efectivo de la punta del cristal (en relación a la velocidad de crecimiento lineal). El subenfriamiento real del crecimiento de las puntas del cristal es expresado como la suma de cuatro componentes principales^[7]:

$$\Delta T_{G(\text{crecimiento})} = \Delta T_{S(\text{solute})} + \Delta T_{R(\text{radio})} + \Delta T_{K(\text{cinética})} \quad (2.3)$$

Los términos ΔT_R y ΔT_K llegan a ser importantes cuando el radio de la punta del cristal es inferior a $1\mu\text{m}$ ^[7].

2.3.2 CRECIMIENTO SIN RESTRICCIONES

Para explicar este mecanismo se considera una situación posterior al crecimiento de cristales con restricciones (cristales columnares) en condiciones estáticas, en donde se ha formado una capa de fase sólida encerrada por el líquido remanente. Al liberarse el supercalentamiento del líquido, la temperatura se ajustará a la temperatura existente en el frente de crecimiento de los cristales sin restricciones, lo que significa que los cristales que han nucleado o que han sido transportados a la parte central del líquido tengan posibilidades de crecer. Como el calor latente desarrollado durante el proceso de crecimiento es conducido a través del metal líquido hacia el frente de solidificación, los cristales crecen a una temperatura más alta y a una velocidad más baja que la de los cristales con restricciones, en la figura 2.6 se indica el perfil de temperaturas^[7].

La estructura de vaciado esperada es un aro exterior de cristales equiaxiales seguida por una zona de cristales columnares y algunos cristales equiaxiales grandes^[7].

2.4 Solidificación sin refinamiento de grano

El metal no empieza a solidificar inmediatamente a la temperatura de equilibrio (T_E), ya que a esta temperatura no se han creado núcleos efectivos por la necesidad de un subenfriamiento para suministrar la fuerza que conduzca a los procesos de nucleación y crecimiento. Primeramente el metal líquido debe ser subenfriado a la temperatura de nucleación del sistema (T_N), en donde las partículas nucleadoras presentes son activas. El calor latente evoluciona cuando los núcleos comienzan a crecer en pequeños cristales causando un aumento en la temperatura del metal líquido. El crecimiento continuo del cristal ocurre a una temperatura aproximadamente constante (T_G)^[7].

Para que ocurra la nucleación en aluminio comercialmente puro es normalmente necesario un subenfriamiento de 3-5°C con respecto a la temperatura de equilibrio, lo que significa que después de iniciada la nucleación, la temperatura aumentará 2°C durante el crecimiento del cristal, figura 2.8^[7].

En operaciones de vaciado en molde metálico se presenta un enfriamiento brusco en el metal líquido con las paredes del molde, proporcionando la fuerza necesaria que conduce a los procesos de nucleación y crecimiento. Parte del calor latente producido en los procesos de nucleación y crecimiento de grano provoca un aumento en la temperatura del metal líquido hasta la temperatura de crecimiento del sistema, mientras que el calor remanente es transferido a las paredes del molde. Las condiciones de crecimiento en estado estable son determinadas cuando la velocidad de remoción de calor en el sistema balancea al supercalentamiento del metal líquido con la velocidad de calor liberado durante el crecimiento^[7].

La figura 2.9 es una representación esquemática de la nucleación, del crecimiento de cristales y de la distribución de temperaturas en un proceso de vaciado en molde metálico. Dicha figura indica que al contacto inicial del metal con la pared del molde, algunos cristales se forman debido a un enfriamiento

cuya magnitud es inferior a la temperatura de nucleación. Los cristales que se formaron inicialmente son equiaxiales. Debido a la recalcancia en la periferia de los cristales nucleados, el metal líquido se calienta aproximadamente a la temperatura de nucleación, por lo que no se pueden formar nuevos cristales. Algunos de los cristales originalmente nucleados en la pared del molde tienen una orientación cristalina favorable y su crecimiento continúa contra el flujo de calor, produciendo granos columnares gruesos, indeseables para la mayoría de las aplicaciones^[7].

2.5 Solidificación con refinamiento de grano

Todas las partículas nucleantes tienen características específicas en cuanto a su efecto en la potencia de nucleación, figura 2.10, lo que significa, que un grado de subenfriamiento crítico (ΔT^*) es necesario para activar el proceso de nucleación^[7].

Una posible solución para la supresión de granos gruesos es agregar partículas que actúan como núcleos heterogéneos que son activos a un grado de subenfriamiento más pequeño^[7,10,11]. Al adicionar una cantidad considerable de partículas que reducen el subenfriamiento, necesario para la nucleación, a 1°C, se mejora el proceso de nucleación y se produce un tamaño de grano fino en las mismas condiciones de vaciado^[7,11]. El cambio de la curva de enfriamiento con la adición de partículas nucleantes es descrita en la figura 2.11, en donde se observa que se incrementa la temperatura de nucleación en una magnitud tal que la sitúa por encima de la temperatura de crecimiento^[7].

La figura 2.9 indica, adicionalmente, que las partículas nucleantes permiten la formación de nuevos cristales en la parte frontal del frente de crecimiento y éstos bloquearán el crecimiento de los cristales columnares originados en la pared del molde, generando, de esta manera, una estructura interior fina^[7].

El efecto de los refinadores de grano disminuye al incrementarse la temperatura y el tiempo al que se mantiene el metal en estado líquido a consecuencia de cambios químicos, de cambios en la superficie o por la fusión de las partículas inoculantes^[10].

2.6 La reacción peritética

Una condición aún más favorable en el crecimiento de grano puede lograrse por la adición de partículas nucleantes que promueven una reacción peritética primaria. En condiciones de equilibrio, la reacción ocurre aproximadamente a 665°C con la presencia de la fase Al_3Ti con una concentración de 0.15% de titanio^[7], figura 2.12.

En la periferia de la partícula, la concentración excede de 0.15% de Ti^[1,13]. La ecuación que expresa ésta reacción es:



El calor liberado es resultado de la reacción peritética. De esta manera, la reacción es exotérmica y una vez iniciada, continuará espontáneamente. La temperatura a la que ocurre el fenómeno anterior se produce entre la temperatura peritética (T_{PER}) y la temperatura de equilibrio, lo cual crea una condición extremadamente favorable para la nucleación, ya que la temperatura a la cual se desarrollan núcleos está por encima de la temperatura de equilibrio del metal líquido que se va a refinar^[7].

La curva de enfriamiento, figura 2.13 indica que a consecuencia de la presencia de titanio en solución en el aluminio líquido, la temperatura de crecimiento aumenta ligeramente de T_G a T'_G ^[7].

La solidificación y el crecimiento de cristales con la presencia de la reacción peritética está descrita en 8 etapas en las figuras 2.13 y 2.14. En la etapa 1, la partícula Al_3Ti comienza a disolverse y la concentración de titanio en la vecindad de la partícula en el aluminio líquido se incrementa (etapa 2).

Cuando se alcanza la composición peritética y la temperatura de nucleación, la reacción peritética se inicia y provoca la formación de aluminio sólido en la superficie de la partícula (etapa 3). El cristal sólido de aluminio α crece envolviendo a la partícula Al_3Ti (etapa 4)^[7].

La reacción peritética es esquematizada en la figura 2.15, en donde se indica que la fase de aluminio crece a lo largo de la superficie del cristal Al_3Ti que está en contacto con el líquido hasta que el incremento del espesor de la capa de aluminio puede ocurrir únicamente por difusión a través de la capa de aluminio sólido. El fenómeno anterior es conocido como transformación peritética (etapa 5) y es un proceso bastante lento, en éste punto, además, el crecimiento prácticamente se detiene y las partículas se convierten en núcleos inactivos (etapa 6) hasta que se alcanza la temperatura de crecimiento T'_G . (etapa 7)^[7].

Una alta densidad de partículas Al_3Ti con buenas características nucleantes producirán un producto de fundición con grano bien refinado (etapa 8a), por el contrario, si el número de partículas es insuficiente, entonces las dendritas pueden crecer en una magnitud mayor antes de que su crecimiento sea restringido por otras dendritas y producir un refinamiento de grano pobre (etapa 8b)^[7].

Durante el crecimiento de cristales de aluminio con la adición de partículas Al_3Ti , nuevos cristales nuclean al frente de los cristales columnares que se han desarrollado y su estructura dendrítica interfiere con los granos columnares, bloqueando su crecimiento y contribuyendo, de ésta manera, a una estructura de grano fina^[7].

2.7 El efecto del boro

La eficiencia del refinamiento de grano puede ser mejorada notoriamente con la adición de pequeñas cantidades de B en forma de una aleación maestra con

una composición típica de (Al-5Ti-B)^[7, 11, 13]. En las aleaciones ternarias (Al-Ti-B), el titanio se encuentra en la forma de partículas TiB₂, Al₃Ti y Ti en solución en estado líquido (Ti_L). La relación de titanio a boro para la mayoría de las aleaciones comerciales es de 3:1 a 50:1^[7, 13].

Las aleaciones ternarias Al-Ti-B contienen cierta cantidad de boro que las hacen refinadoras de grano más efectivas. Su mayor habilidad para refinar el grano consiste en mantener por un tiempo más prolongado las partículas en contacto con el metal líquido (tiempo de contacto) que las aleaciones binarias Al-Ti^[7, 11].

Las partículas Al₃Ti son las responsables del proceso de refinamiento de grano a través de la reacción peritética, ya que: mientras que el boro cambia la línea de liquidus en el diagrama de fase Al-Ti hacia concentraciones más bajas de Ti, los cristales de aluminio se forman a través de la reacción peritética que involucra: Al, Al₃Ti y (AlTi)B₂^[7, 11, 13].

Las aleaciones ternarias Al-Ti-B están formadas por una serie de boruros comprendidos en un intervalo de composición desde AlB₂ a TiB₂. Durante el tiempo de permanencia de la aleación maestra en el baño metálico ocurre una transición de la composición dirigida a TiB₂^[7, 13], que es la forma más estable de las partículas, a través de un intercambio de reacciones entre Al₃Ti, titanio en solución en estado líquido (Ti_L) y boruros, de tal manera que se suministra el titanio necesario para la transformación de los boruros^[7, 11].

El refinador de grano debe de agregarse antes de iniciar la operación de vaciado para no dar oportunidad al desarrollo de cristales columnares y obtener un producto completamente refinado desde las paredes hasta su interior^[7], figura 2.16

2.8 Homogenización y tratamiento térmico

En todas las aleaciones comerciales de aluminio producidas en procesos normales de vaciado, el soluto es redistribuido durante la solidificación y puede observarse como un patrón de segregación dendrítico con amplitud diferente para condiciones de vaciado^[7].

La variación del patrón de segregación comprende dos mecanismos^[7]:

- a. Durante el proceso de solidificación un cierto grado de difusión contrarresta la redistribución original, de tal manera que la parte central de cada cristal (en el tallo o los brazos de la dendrita) contiene una concentración más alta de soluto en el proceso de enfriamiento final que del inicial.
- b. Durante el proceso de crecimiento, los cristales originales (dendritas) pueden estar en contacto con la fase líquida por un margen de tiempo representativo, por lo que la red dendrítica originalmente formada sufre una especie de madurez y toma una forma gruesa.

Como resultado de los fenómenos anteriores, el perfil de distribución puede ser un poco grueso al final del proceso de solidificación con cierta diferencia entre el centro y la periferia de los cristales^[7].

La microsegregación remanente posterior al proceso de solidificación y de enfriamiento es reducida por un tratamiento térmico llamado homogenización en la mayoría de las aleaciones forjadas y en algunas aleaciones vaciadas, lo que significa calentar el material a una temperatura comprendida entre 450-600°C y sostenerla hasta igualar las diferencias de concentración por difusión^[7,10,13].

El proceso de homogenización involucra dos pasos^[7,13]:

- a. El soluto difunde a partir de los límites de grano y otras regiones ricas hacia el centro del grano (para pocos elementos, la dirección sucede en dirección opuesta).

- b. Es posible que se presente la disolución de partículas intermetálicas en áreas eutécticas de bajo punto de fusión.

La velocidad de difusión es un parámetro individual para cada elemento, los siguientes coeficientes de difusión se obtuvieron a 500°C en aluminio^[7,13].

Mn	$5 \times 10^{-17} \text{ m}^2/\text{s}$	$= 5 \times 10^{-13} \text{ cm}^2/\text{s}$
Fe	3×10^{-16}	$= 3 \times 10^{-12}$
Cu	5×10^{-14}	$= 5 \times 10^{-10}$
Zn	2×10^{-13}	$= 2 \times 10^{-9}$
Si	1×10^{-13}	$= 1 \times 10^{-9}$
Mg	1×10^{-13}	$= 1 \times 10^{-9}$

Las velocidades de difusión varían en ordenes de magnitud comprendidas entre elementos de movimiento rápido como Mg, Si y Zn y elementos sin movimiento como Mn y Fe, el Cu toma una posición intermedia^[7].

La segregación en los brazos dendríticos es lineal y su distribución puede ser descrita por una función senoidal^[7,10], figura 2.17.

El proceso de homogenización es descrito por las siguientes expresiones^[7]:

$$X = \exp\left(-\frac{4\pi Dt}{l^2}\right) \quad (2.5)$$

$$X = \left(\frac{\Delta C_i}{\Delta C_o}\right) \quad (2.6)$$

$$D = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (2.7)$$

El principio del endurecimiento por precipitación consiste en proporcionar un tratamiento térmico de solución al material a una temperatura alta dentro de una región monofásica para disolver los elementos aleantes y posteriormente enfriar rápidamente, usualmente a temperatura ambiente, para obtener una solución en estado sólido supersaturada (SSSS) máxima de los elementos aleantes y, finalmente, tratar térmicamente a una temperatura baja ($\approx 100\text{-}200^\circ\text{C}$) para

obtener una dispersión de precipitados finos y de éste modo se alcancen determinadas propiedades mecánicas^[7,13].

2.9 Aleaciones aluminio silicio

La característica principal de las aleaciones Al-Si es la formación de un eutéctico entre Al y Si a una concentración de éste último comprendida entre 11.5-12%^[9,14], figura 2.18. Las aleaciones se dividen en tres grupos principales:

Grupo	Concentración de silicio (%)
Hipoeutécticas	5-10
Eutécticas	11-13
Hipereutécticas	14-20

Dependiendo de la pureza del metal base, las aleaciones Al-Si contienen cantidades variantes de elementos que son impurezas como hierro, manganeso, cobre y zinc; aunque estos tres últimos son agregados para aumentar la resistencia y el endurecimiento del material. Las impurezas y los elementos aleantes son adicionados parcialmente a la matriz en solución en estado sólido y forman partículas intermetálicas durante el proceso de solidificación^[9].

En las aleaciones hipoeutécticas se presenta la siguiente secuencia de fases principales^[9]:

1. La formación de una red dendrítica de aluminio α .
2. La reacción del eutéctico Al-Si
3. La precipitación de reacciones eutécticas secundarias como Mg_2Si y Al_2Cu , en aquellas aleaciones que contengan a estos elementos.

Un complemento de las reacciones principales es la precipitación de reacciones que contienen hierro y manganeso, de las cuales, las más comunes son Al_5FeSi y $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ ^[9,16,18], Tabla 2.1.

2.9.1 EL SISTEMA Al-Fe-Mn-Si

Las cantidades de Fe y Mn presentan un efecto importante en el establecimiento de las propiedades mecánicas del producto, por lo tanto es de especial interés analizar la precipitación de las reacciones que los contienen^[9,18].

En el sistema Al-Fe-Mn-Si, figura 2.19, si se incrementa el contenido de manganeso y hierro, respectivamente, conduce a la precipitación de varias fases intermetálicas. Las posibles reacciones intermetálicas que se podrían encontrar en aleaciones con un intervalo de composición entre 7-12% de silicio se indican en la Tabla 2.2^[9,16].

A consecuencia de que el Mn tiene una solubilidad similar en estado sólido y líquido, se puede considerar que su composición en el líquido es constante durante la primera parte del proceso de solidificación, de ésta manera, el diagrama de la figura 2.19 puede simplificarse hasta obtener los diagramas que se indican en las figuras 2.20 y 2.21a-e^[9].

2.9.1.1 COMPOSICION Y MORFOLOGIA DE LAS REACCIONES Al_5FeSi y $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$.

Los dos tipos principales de fases intermetálicas concentradoras de hierro y silicio son las reacciones Al_5FeSi y $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$, Figura 2.22. A consecuencia de la precipitación de la reacción Al_5FeSi se obtiene una degradación de las propiedades mecánicas (disminución de la resistencia y de la ductilidad) debido a su naturaleza frágil y su morfología que es en forma de placas (en las micrografías aparece como agujas) ^[2,9,16,17,18]. Al realizar un examen cuidadoso de la superficie de fractura se puede observar que dicha falla sigue la orientación de las placas^[2,9].

Normalmente se agrega manganeso con la finalidad de controlar la precipitación de la fase Al_5FeSi y promover la formación de $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ que tiene una morfología compacta y no es iniciadora de fracturas en el

producto^[2,9,15,17,18]. Sin embargo, ambas fases son duras y, si llegan a alcanzar un tamaño representativamente grande, serán las causantes de problemas de maquinabilidad^[2,9,18].

La reacción $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, en contraste con Al_5FeSi , presenta variación en composición y una morfología bastante diferente de acuerdo a las condiciones de enfriamiento^[9].

Cuando el metal líquido se mantiene a un período de tiempo prolongado y tiene una concentración con alto contenido de hierro y de manganeso, primero precipita la reacción $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$, figura 2.22, y cuando se encuentra el metal líquido a una temperatura ligeramente inferior a la del punto de fusión, los cristales empiezan a crecer y se asientan en la parte inferior del horno (tienen una densidad mayor a la del metal líquido) y es lo que se llaman lodos^[9,15,16].

2.9.2 EL EFECTO DE LA CINÉTICA

La fase metálica aluminio- α crece más fácilmente en su manera no facetada que los cristales de silicio y la mayoría de las fases intermetálicas, los cuales crecen a través de una nucleación en pasos sobre planos cristalográficos específicos^[9]. En los cristales intermetálicos también se encuentran diferencias. La fase cúbica $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$ crece más fácilmente que la fase monoclinica Al_5FeSi y, por lo tanto, domina a altas velocidades de enfriamiento^[9,15].

2.9.3 LA REACCIÓN EUTÉCTICA PRINCIPAL

El silicio es un elemento no metálico y, como tal, solidifica de una manera facetada, por lo que forma cristales que son limitados por determinados planos cristalográficos y, generalmente, tiene la habilidad de crecer en una cierta dirección cristalográfica^[1,9,10].

Los cristales de silicio se desarrollan en la parte frontal de los cristales de aluminio^[9]. En la condición sin modificar, el silicio crece fácilmente en la dirección $\langle 112 \rangle$ que es acompañada por la adición de placas en los planos $\langle 111 \rangle$, figura 2.23, dando lugar a una morfología en forma de abanico (hojuelas o placas de silicio)^[1,9,10]. Este tipo de estructura disminuye considerablemente las propiedades mecánicas de los productos de vaciado, ya que el material se fragiliza^[9,10].

Una característica muy importante de la cristalización de silicio es la fácil formación de maclas. Estos defectos cristalográficos, figura 2.24, se presentan cuando grupos grandes de átomos se sitúan a través de un plano en la estructura del cristal, dando lugar al plano de las maclas y produciendo un acanalamiento de 141° en la interface sólido-líquido^[1].

La cristalización de silicio, con cierto suministro de átomos, forma pasos que se mueven a través de la interface sólido-líquido y son originados por la formación de los planos de las maclas que siempre intersectan a la interfase de solidificación por lo que hay un constante suministro de lugares potenciales de crecimiento para el silicio^[1,9], figura 2.25.

La adición de átomo de elementos electropositivos como sodio, calcio o estroncio cambian completamente la morfología de los cristales eutécticos, de largas placas a una estructura fibrosa parecida a una alga marina, afectan los procesos de nucleación y crecimiento y las temperaturas de reacción bajan hasta 10°C en relación a un material sin modificar^[9].

La diferencia en la morfología de las aleaciones modificadas y sin modificar es la cantidad de maclas existentes en una y otra^[1,9]. En condiciones modificadas, las fibras de silicio son muy imperfectas cristalográficamente y cada superficie de imperfección tiene un sitio potencial para que se suscite la ramificación y creación de una microestructura fina, mientras que las placas de la estructura sin modificar son neutralizadas por su relativa perfección

cristalográfica y, aunque pueden ser pequeñas, su forma es de una manera acicular gruesa^[1]

Para asegurar el crecimiento de maclas en la interfase, el átomo modificador debe tener una afinidad al silicio y preferiblemente formar compuestos químicos para facilitar la interferencia en el crecimiento del cristal de silicio, además, debe tener un radio crítico con respecto al de silicio ($r_{\text{modificador}}: r_{\text{silicio}} = 1.646$) para que no sean succionados en el desarrollo de los pasos que se presentan en la interfase durante el crecimiento del silicio^[1,9], figura 2.26.

De los elementos modificantes, el estroncio es el agente más popular debido a que se mantiene activo en el baño metálico por períodos de tiempo mucho más prolongados que el sodio, es fácil de agregar en cantidades adecuadas a través de aleaciones maestras y, por lo tanto, su efecto modificante es más controlable^[9].

2.9.4 REACCIONES POSTERIORES AL EUTECTICO PRINCIPAL

En aleaciones con una concentración de magnesio mayores a 0.2 %, la reacción Mg_2Si precipita a una temperatura aproximada de 540°C, 30-40°C inferior a la reacción del eutéctico principal. La reacción principal de cobre, Al_2Cu , precipitará en un intervalo de temperaturas comprendido entre 520-500°C^[9].

Durante la solidificación del líquido remanente, en la región de 500-480°C, se desarrollan reacciones más complejas con bajo punto de fusión, en donde participan los remanentes de Si, Fe, Mg, Cu y Zn^[9].

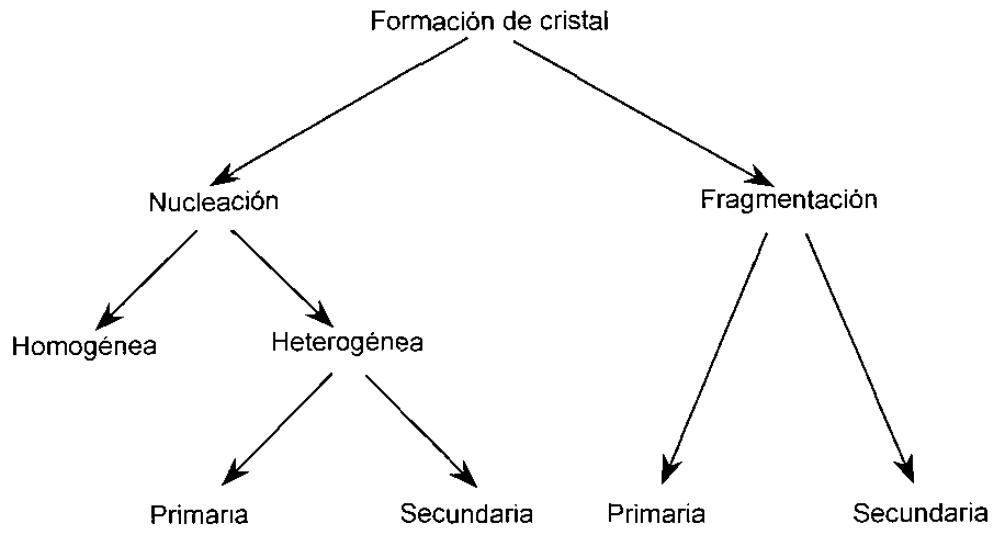


Fig. 2.1 Mecanismos de formación de cristales^[7]

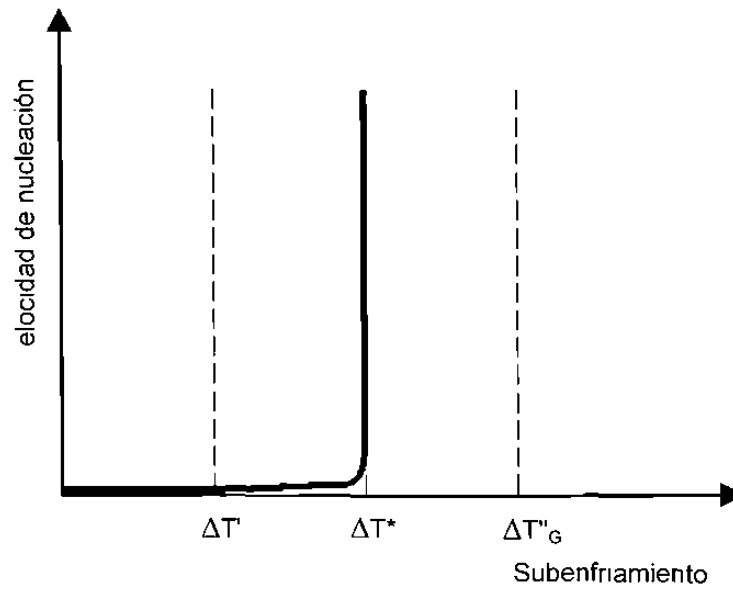


Fig. 2.2 Definición del potencial de nucleación^[7]

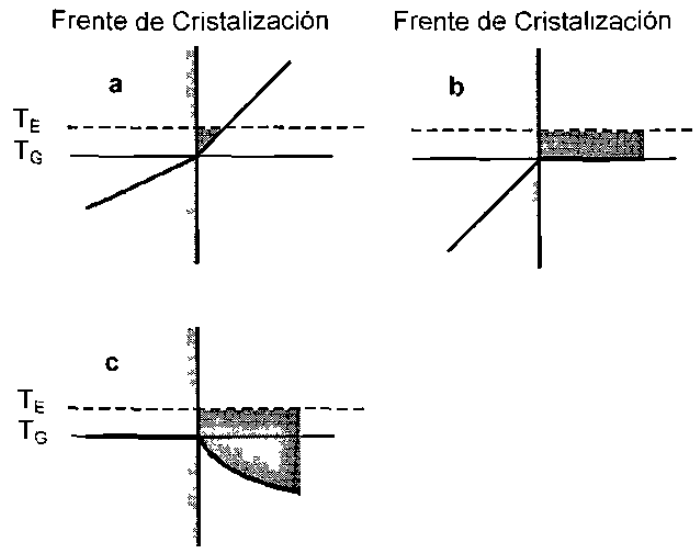


Fig. 2.3 Crecimientos de cristales en gradientes de temperatura diferentes G_L [7]

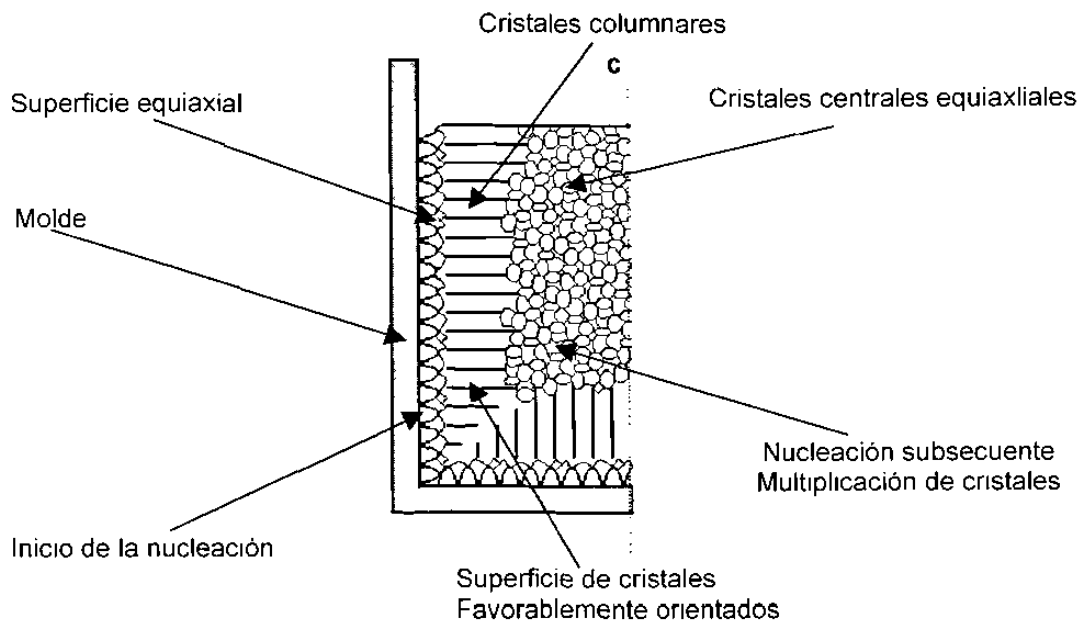


Fig. 2.4 Origen de la formación de cristales en un molde vaciado en condiciones estáticas [7]

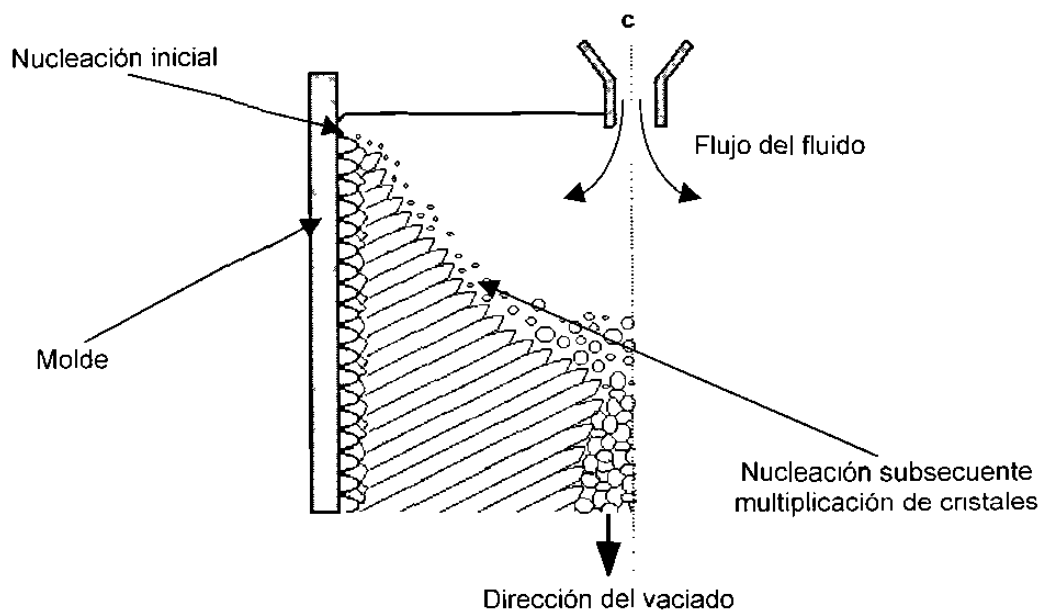


Fig. 2.5 Origen de la formación de cristales en un molde con vaciado continuo^[7]

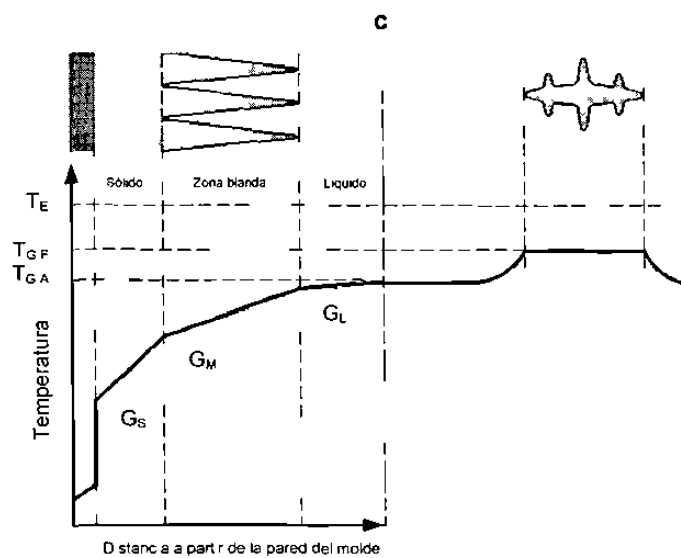


Fig. 2.6 Distribución de temperaturas durante la solidificación de un cristal^[7]

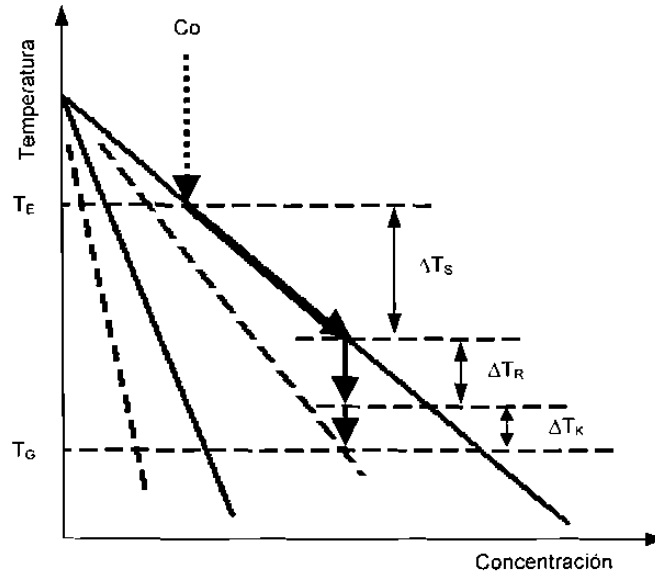


Fig. 2.7 Diagrama de fase dinámico^[7]

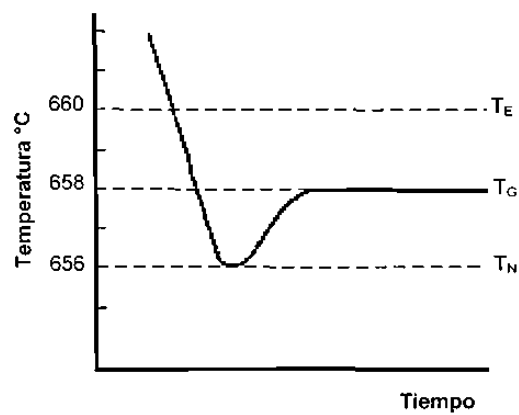


Fig. 2.8 Parte inicial de una curva de enfriamiento durante la solidificación de una aleación AA1050, se considera una temp. de líquidus de 660°C^[7]

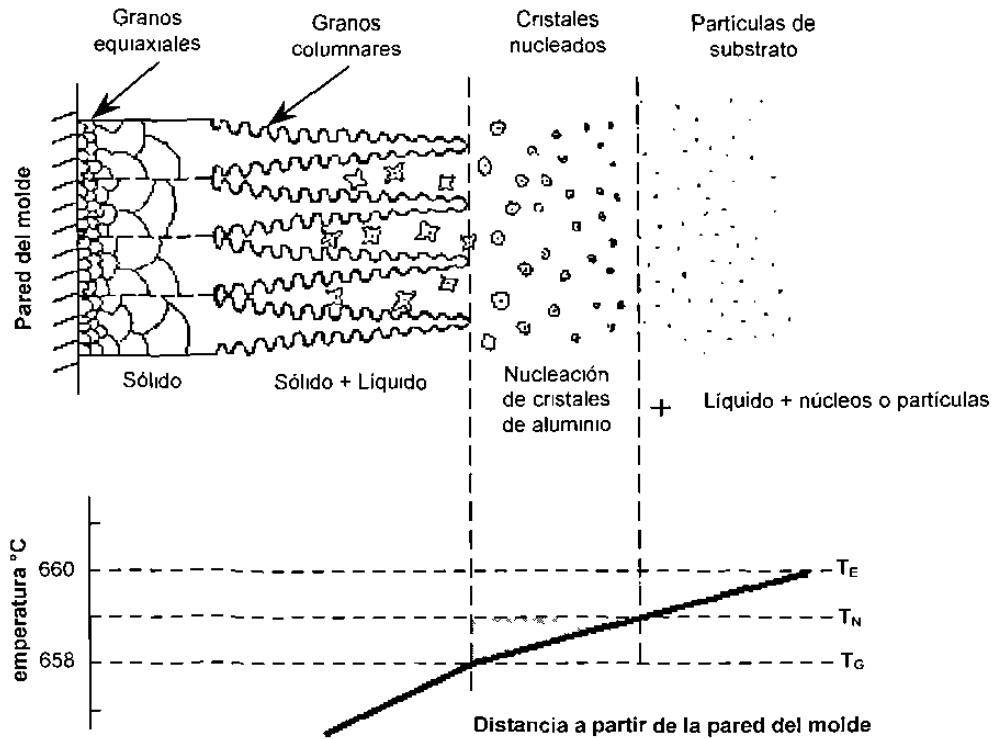


Fig. 2.9 Perfil de solidificación y de temperaturas en molde metálico y con la condición de refinamiento ^[7]

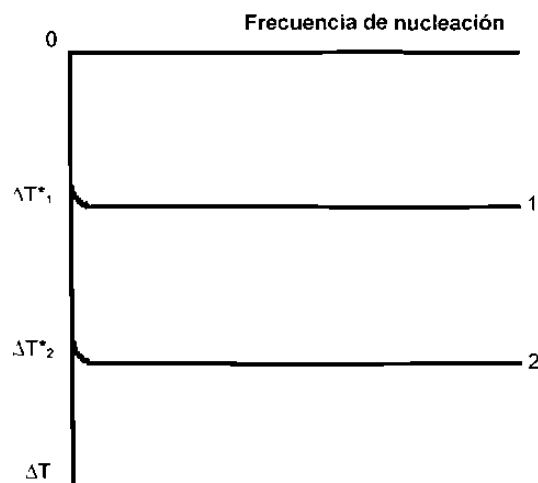


Fig. 2.10 Potencia de nucleación de un núcleo en particular en función del subenfriamiento ^[7]

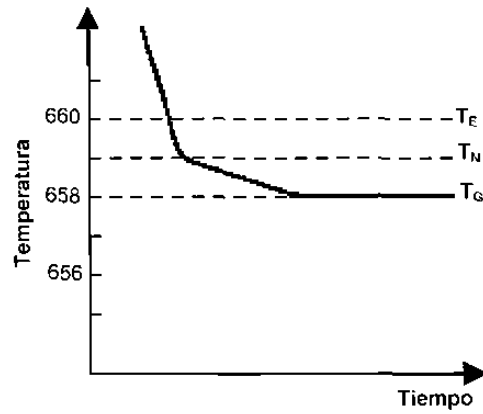


Fig. 2.11 Parte inicial de una curva de enfriamiento de aluminio con refinamiento^[7]

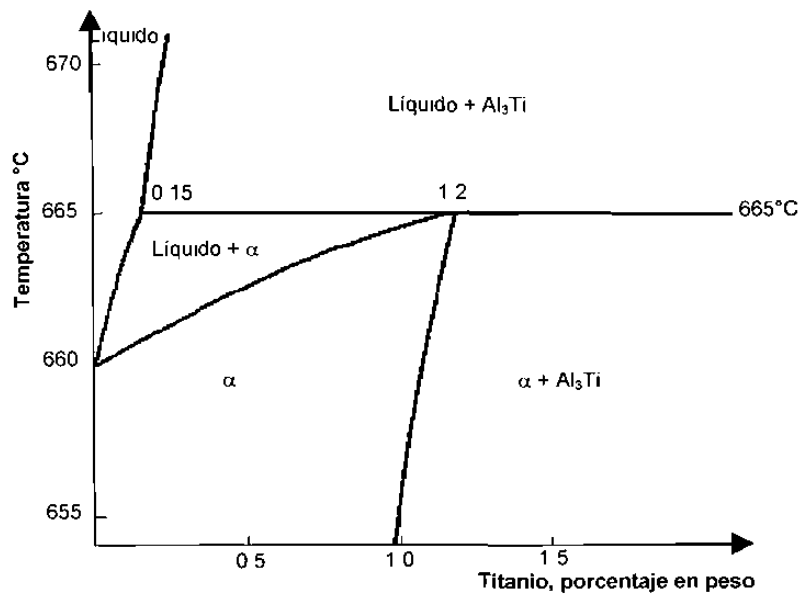


Fig. 2.12 Detalle del diagrama de fase Al-Ti Indicando el punto peritético a 665°C y a 0.15% de titanio^[7]

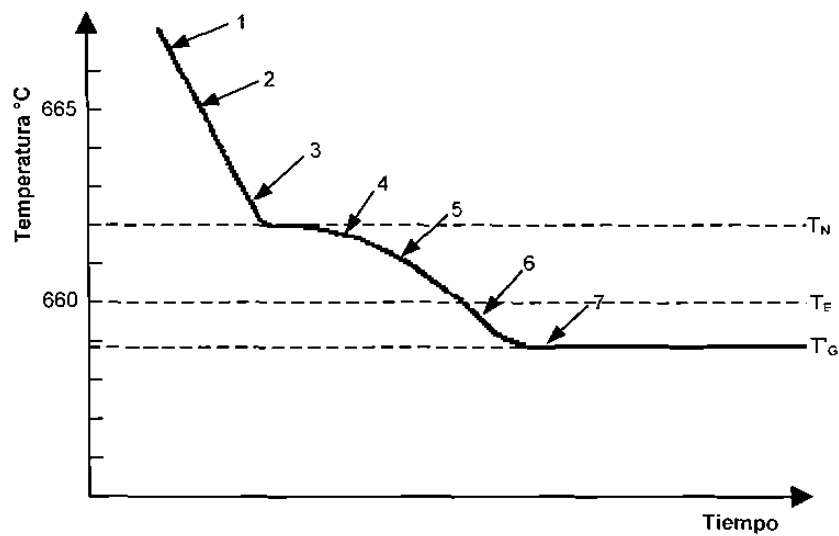


Fig. 2.13 Parte inicial de una curva de enfriamiento de aluminio con la adición de partículas Al_3Ti ^[7]

- | | | |
|---|--|--|
| 1 | | Partícula de Al_3Ti |
| 2 | | Campo de difusión |
| 3 | | T_N Nucleación de aluminio α |
| 4 | | Realización de la reacción peritética |
| 5 | | Transformación peritética |
| 6 | | Crecimiento de aluminio α |
| 7 | | T_G Inicio de la formación dendrítica de aluminio α |

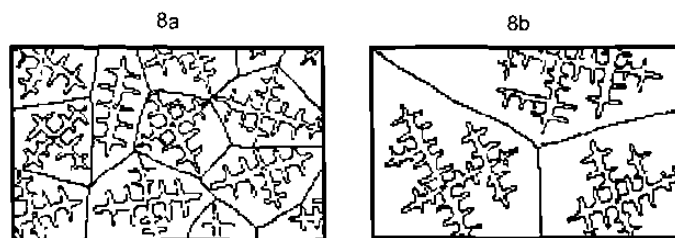


Fig. 2.14 La nucleación y el refinamiento de grano con la adición de partículas Al_3Ti , incluye la reacción peritética y su subsecuente transformación^[7]

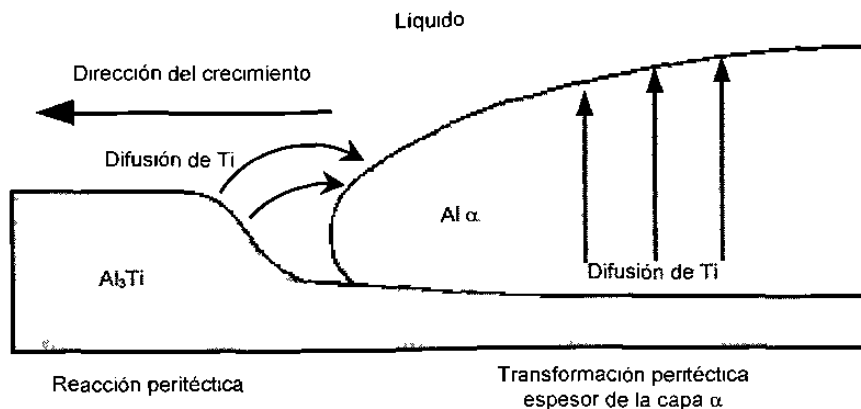


Fig. 2.15 La reacción peritética y su subsecuente transformación^[7]

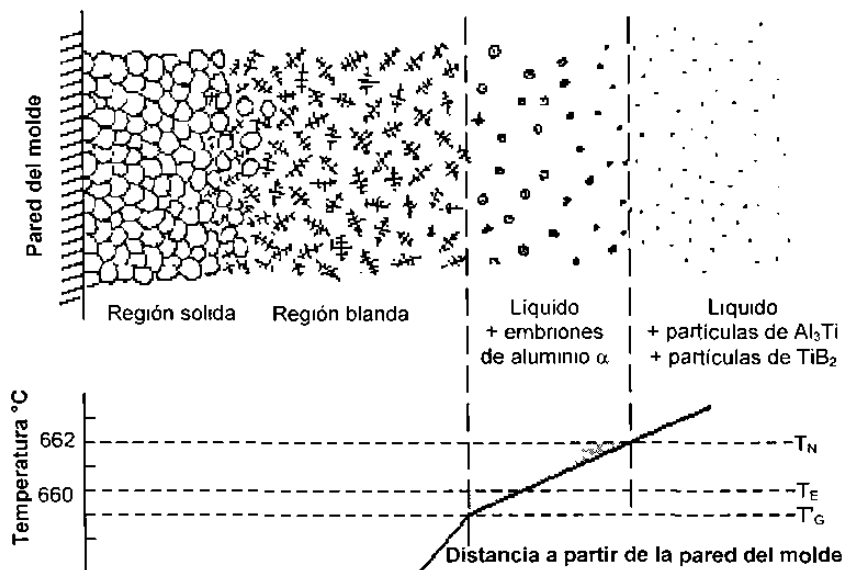


Fig. 2.16 Perfil de solidificación y de temperaturas en molde metálico con la adición de un efectivo refinador de grano^[7]

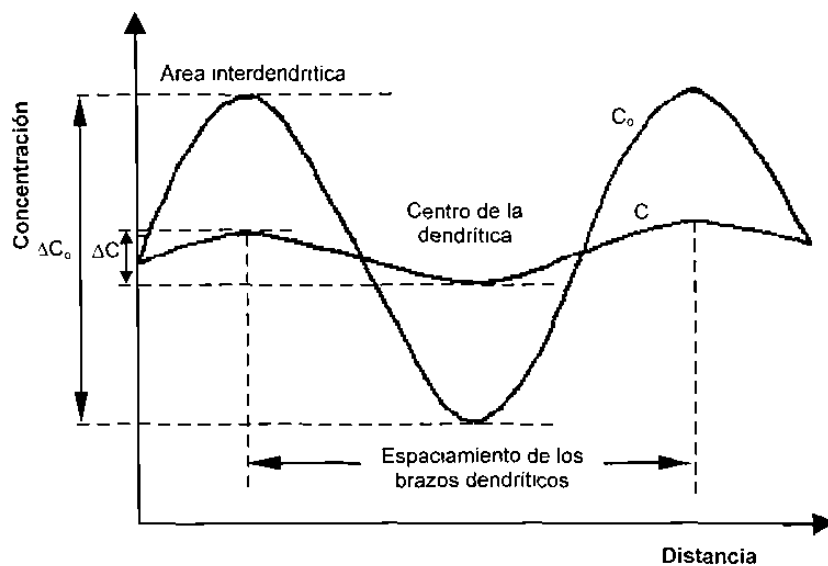


Fig. 2.17 El patrón de microsegregación representado por una función senoidal, la longitud de onda es igual al espaciamiento interdendrítico^[7]

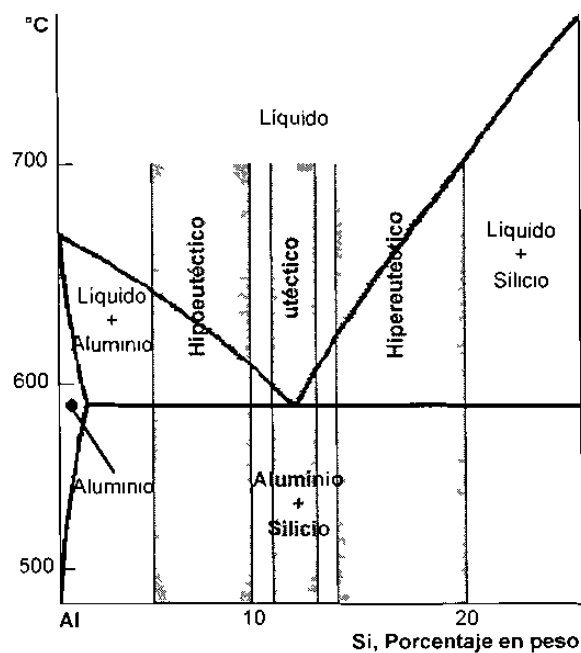


Fig. 2.18 Parte del diagrama de fase Al-Si indicando el intervalo de composición de diversos tipos de aleación^[9]

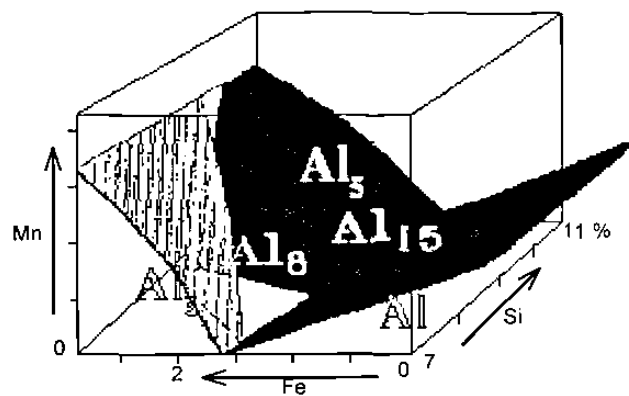


Fig. 2.19 Sistema Al-Si-Fe-Mn.
 Las diferentes regiones sólo son indicadas por el componente inicial.
 Al_3 : Al_3Fe , Al_8 : Al_8Fe_2Si , Al_5 : Al_5FeSi , Al_{15} : $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ ^[9]

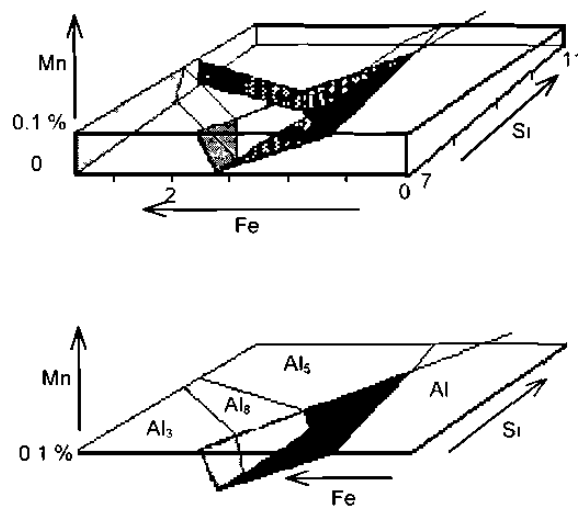


Fig. 2.20 Desarrollo de los diagramas de fase del sistema Al-Si-Fe-Mn^[9]

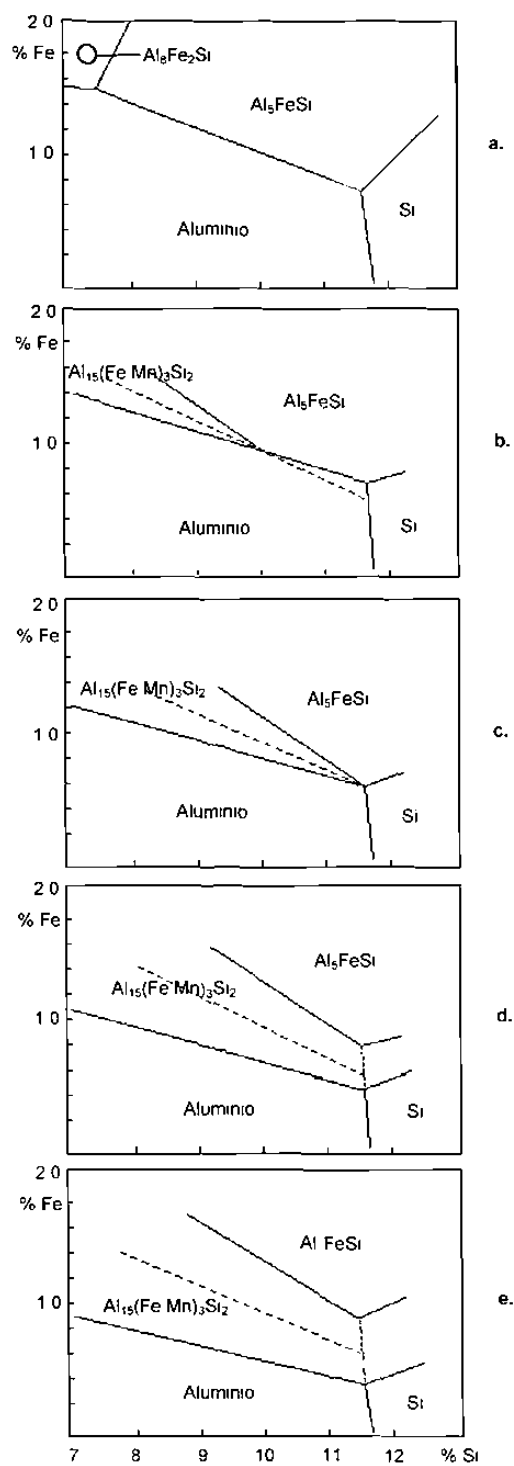


Fig. 2.21 Diagramas de fase simplificados del sistema Al-Si-Fe-Mn con niveles de manganeso constantes: **a**=0%, **b**=0.1%, **c**=0.2%, **d**=0.3% y **e**=0.4%^[9]

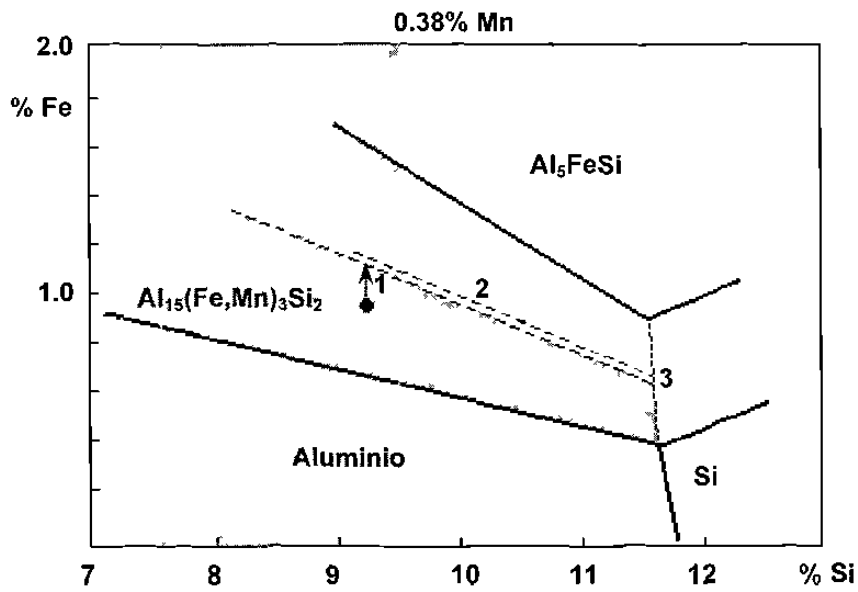


Fig. 2.22 Diagrama de fase simplificado del sistema Al-Si-Fe-Mn, se espera la precipitación inicial de la reacción $\text{Al}_{15}(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2$ ^[9]

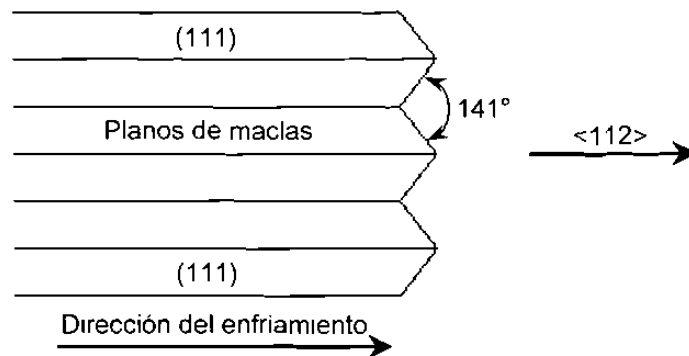


Fig. 2.23 Crecimiento de un cristal de silicio acicular en el metal líquido ^[1]

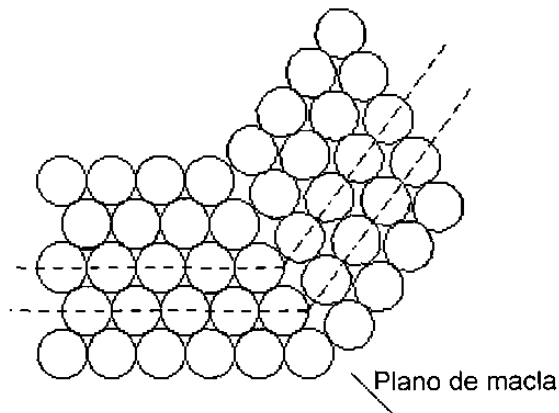


Fig. 2.24 Maclas en un cristal. Se observa la continuidad de los planos de los átomos a través del plano de las maclas^[1]

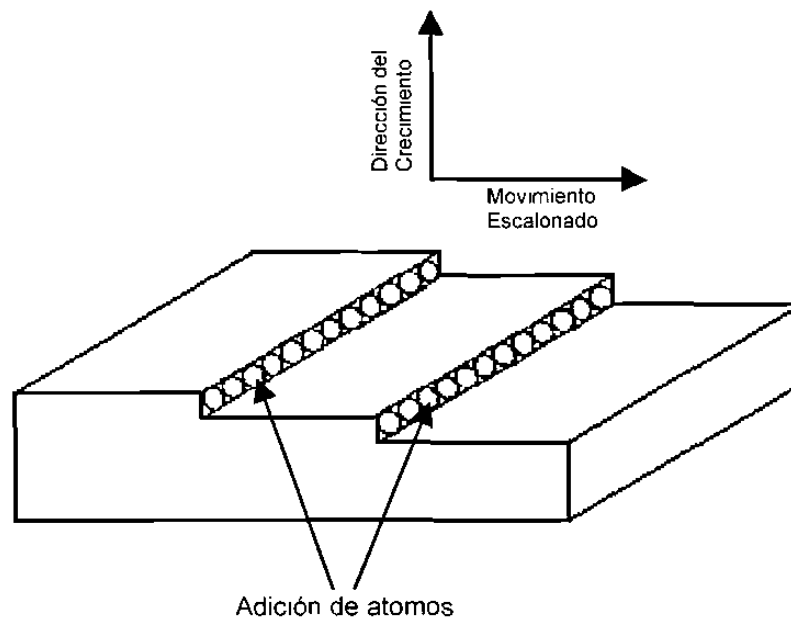


Fig. 2.25 Solidificación de un cristal de silicio en la interfase sólido-líquido^[1]

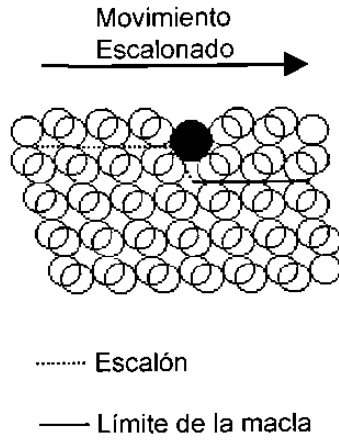


Fig. 2.26 Impurezas que provocan la formación de maclas^[1]

T°C	Fases precipitadas	Sufijo
650	$\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ (Iodos)	Predendrítico
600	Dendritas de aluminio y $\text{Al}_{15}(\text{Mn,Fe})_3\text{Si}_2$ o Al_5FeSi	Dendrítico Postdendrítico Predendrítico
550	Eutéctico Al + Si y Al_5FeSi Mg_2Si	Eutéctico Coeutéctico
500	Al_2Cu y más fases complejas	Posteutéctico

Tabla 2.1. Secuencia de la precipitación de fases en aleaciones Al-Si hipoeutécticas^[9 16].

Fórmula	Nombres de los descubridores	Nombre en este volumen
Al_5FeSi	$\text{AlFeSi-}\beta$ Fase-m Phragmén (1950)	Al_5FeSi
$\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$	$\text{AlFeSi-}\alpha$	$\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$
$\text{Al}_{15}\text{Mn}_3\text{Si}_2$	$\text{AlMnSi-}\alpha$ Phillips y Varley (1943)	
$\text{Al}_{15}(\text{CuMn})_3\text{Si}_2$	Fase-c Phragmén	
$\text{Al}_{15}(\text{CuFeMn})_3\text{Si}_2$		$\text{Al}_{15}(\text{Fe, Mn})_3\text{Si}_2$

Tabla 2.2 Precipitación de fases en aleaciones Al-Fe-Mn-Si(-Cu) con una concentración de 7-12% de silicio^[9].

CAPITULO 3

ANALISIS TERMICO

3.1 INTRODUCCION

La inspección metalográfica de los productos de vaciado pueden revelar cualquier irregularidad en los procesos de inoculación, pero esta información se obtiene cuando el metal líquido ha sido vaciado y se ha obtenido un producto con determinadas propiedades, por lo que es preferible asegurarse de la efectividad de los procesos de tratamiento de metal antes de realizar el vaciado. Una técnica que es capaz de proporcionar una evaluación rápida de la calidad del metal líquido antes de vaciarse es el análisis térmico^[1].

La técnica de análisis térmico emplea los parámetros de temperatura y tiempo para evaluar la magnitud del refinamiento de grano y la modificación del eutéctico que son los principales tratamientos de inoculación de la estructura de vaciado y se reflejan en la curva de enfriamiento^[2,21].

Una vez realizado el proceso de tratamiento de metal y haber obtenido el producto, pueden emplearse técnicas de control de calidad para evaluar las propiedades mecánicas resultantes del producto manufacturado.

Una ventaja más de la técnica de análisis térmico es que se puede refundir una muestra del material nuevo que entra al proceso, de tal manera que se puede evaluar la magnitud del nivel de modificación y de refinamiento de grano de dicho material^[19].

3.2 ANALISIS TERMICO

3.2.1 PRINCIPIOS DE ANALISIS TERMICO

El principio del análisis térmico es el de registrar la temperatura de una muestra que está solidificando hasta llegar a ser completamente sólida y al gráfico resultante de temperatura contra tiempo es llamado curva de enfriamiento^[1,5].

La forma de la curva de enfriamiento variará, dependiendo de las reacciones producidas durante el proceso de solidificación^[1]. La solidificación de un metal puro o una aleación es acompañada por la evolución de calor (calor latente de solidificación), cuya magnitud depende de las reacciones que se presenten durante el enfriamiento^[5].

Las reacciones de solidificación no se presentan exactamente a la temperatura de equilibrio. Usualmente es necesario que la temperatura caiga por debajo de su valor de equilibrio antes de iniciar su solidificación. Este fenómeno es conocido como subenfriamiento^[1,5].

El subenfriamiento representa una fuerza impulsora termodinámica que aparece en la curva de enfriamiento como una caída en la temperatura por debajo de la temperatura de equilibrio para la reacción^[1].

Una vez que inicia la reacción de solidificación, el calor latente es liberado y la temperatura alcanza un valor cercano a la temperatura de solidificación en equilibrio. Este proceso de recalentamiento es conocido como recalcancia^[1,5]. Un subenfriamiento con su respectiva recalcancia es asociado con la solidificación de la fase primaria y la fase eutéctica Al-Si, por lo que sus magnitudes son importantes para evaluar la microestructura de la aleación^[1]. Las reacciones principales son fácilmente identificables en la curva de enfriamiento pero algunas de las reacciones secundarias difícilmente pueden observarse, ya que son sólo pequeños puntos de inflexión^[5], figura 3.1.

Una indicación mucho más clara de los puntos de inflexión presentes en una curva de enfriamiento pueden ser obtenidos obteniendo la primer derivada de la curva de enfriamiento y graficarla contra los parámetros de tiempo o temperatura. Los punto de inflexión o puntos de cambio de pendiente aparecen como picos en la derivada de la curva. El beneficio principal de la derivada de la curva radica en su habilidad para ampliar los cambios de pendiente importantes que son encontrados en la curva de enfriamiento^[1,5], figura 3.2.

La primer derivada de la curva de enfriamiento proporciona información más detallada sobre el proceso de solidificación, figura 3.2. Cada punto de la curva derivada es numéricamente igual a la pendiente de la curva de enfriamiento y, por lo tanto, representa la velocidad de enfriamiento del metal en la muestra que está solidificando. Cuando la derivada aumenta es porque ha sucedido algo que detiene la velocidad de enfriamiento, su significado es la presencia de una nueva reacción que libera al calor latente^[9].

En el inicio de la curva de enfriamiento, la muestra es completamente líquida y la velocidad de enfriamiento es alta. Si no ocurre cristalización, la velocidad de enfriamiento disminuye gradualmente, línea acotada en la figura 3.2. La línea acotada representa la línea base de velocidad de enfriamiento de la muestra, la cual es controlada, en este caso, por radiación y convección natural del crisol hacia los alrededores. Esta línea base de velocidad de enfriamiento está en función de la diferencia de temperaturas entre la muestra y sus alrededores, así que la velocidad de enfriamiento llega a ser menor, en valor absoluto, con el paso del tiempo^[9].

La información que puede proporcionar la primera derivada de la curva de enfriamiento, figura 3.2, es la siguiente: en el punto (1) de la curva, hay una desviación muy pronunciada a partir del valor de la línea base, la derivada se dispara rápidamente hacia arriba y después vuelve a bajar. En otras palabras, en el máximo de la derivada, la muestra está recalentándose a una determinada

velocidad. Esta rápida liberación de calor es causada por una súbita nucleación de granos de aluminio en la muestra. Con el tiempo, la velocidad de nucleación disminuye y un crecimiento frontal de dendritas de aluminio ocurren en el centro de la muestra a partir de las paredes que se encuentran un poco más frías (región 2 de la curva). Después de algún tiempo, las dendritas llenan la pieza y el crecimiento de ellas puede ser únicamente lateral. Este engrosamiento de las dendritas ocurren en la región (3). El hecho de que la curva se aproxime a la línea base de la velocidad de enfriamiento es evidencia de que el calor latente está siendo liberado por el continuo crecimiento de cristales de aluminio. En el punto (4) hay otro rápido aumento en la derivada, el cual corresponde a la presencia súbita, por nucleación, del eutéctico aluminio-silicio. El crecimiento del eutéctico continúa en la región (5) de la curva. Las regiones (4) y (5) indican que, al igual que en el caso de aluminio primario, el crecimiento del eutéctico es rápido al inicio y posteriormente disminuye. Finalmente, en el punto (6), aparece la fase Mg_2Si . La presentación de esta fase es apenas notable en la curva original, pero es bastante sobresaliente en la derivada de la curva de enfriamiento^[9].

Cuando la solidificación se ha completado (región 7), la curva de enfriamiento cae al valor de la línea base. Sin embargo, hay una pequeña inmersión a la línea acotada, este fenómeno se debe a que el termopar está insertado en el centro de un molde cilíndrico y al final de la solidificación, el calor producido por la cristalización súbitamente termina y sigue una rápida normalización del gradiente de temperatura en la muestra del centro hacia la pared. El equilibrio de esta temperatura pasajera produce la inmersión observada en la curva^[9].

El equipo de análisis térmico consiste de una copa de muestreo, una microcomputadora para la obtención y análisis de datos y un programa apropiado. La copa puede ser moldeada en su totalidad de arena shell o bien fabricada con espesores delgados de acero y con sólo una base moldeada en

arena shell, ambas copas tienen insertado un termopar en su centro a media altura del molde^[1], figura 3.3.

3.2.2 CONTROL DEL REFINAMIENTO GRANO

Para determinar el tamaño de grano por análisis térmico, se utiliza la parte de la curva de enfriamiento asociada con el comienzo de la solidificación primaria, la información que puede proporcionar esta región, figura 3.4, es la siguiente^[1 2]:

- T_E , la temperatura de equilibrio en estado sólido.
- T_G , la temperatura constante de crecimiento en estado estable bajo las condiciones prevalecientes de enfriamiento.
- T_N , es la temperatura de nucleación, es identificado por un cambio súbito en la primera derivada de la curva de enfriamiento.
- T_{Min} , la temperatura a la cual los cristales que han nucleado han crecido a tal magnitud que el calor latente liberado balancea al calor extraído de la muestra.
- t_N , tiempo transcurrido para que se presente T_N .
- t_{Min} , tiempo transcurrido para que se presente T_{Min} .
- t_G , tiempo transcurrido para que se presente T_G .
- t_{Rec} , tiempo de recalcancia. Es la diferencia entre t_G y t_{Min} .

El comportamiento de los parámetros característicos de la región dendrítica $Al\alpha$ a diferentes niveles de refinamiento está indicado en la figura 3.5^[9].

Cuando la aleación contiene una cantidad grande de núcleos se tendrá un menor obstáculo para la nucleación y la curva de enfriamiento aparecerá como la curva 1 de la figura 3.6, lo que indicará un material con tamaño de grano fino. Mientras que aleaciones que contienen una menor cantidad de núcleos necesitan de un subenfriamiento para iniciar la solidificación de los granos primarios y aparecerá como la curva 2 de la figura 3.6. Mientras que valores más grandes de ΔT (subenfriamiento aparente) corresponden a tamaños de

grano grande, valores de ΔT que tienden a cero corresponden a materiales de grano refinado^[1,20,21], figura 3.6.

Una mejor indicación del tamaño de grano, particularmente en tamaños de grano gruesos, pueden ser obtenidos a través del período de recalcencia (t_2), figura 3.6. El período de la recalcencia es útil porque a tamaños de grano grandes, la recalcencia puede que sea pequeña pero con un período de tiempo corto^[1,20], figura 3.5.

La parte positiva de la primera derivada de la curva, especialmente la altura máxima de la derivada y la duración del período de la recalcencia puede estar relacionado con el número de granos que han sido nucleados^[9].

3.2.3 CONTROL DE LA MODIFICACION EUTECTICA

En una región eutéctica típica de una curva de enfriamiento y su primer derivada, figura 3.7, se puede obtener la siguiente información^[5]:

- T_N , la temperatura de nucleación del eutéctico. Es la temperatura correspondiente del inicio del pico eutéctico en la curva de la primer derivada. Esta temperatura ocurre antes de la temperatura mínima en la curva de enfriamiento e indica la nucleación eutéctica y el inicio del crecimiento.
- T_{Min} , la temperatura mínima. Es el primer punto en el cual la generación del calor latente se debe al crecimiento eutéctico, que, a su vez, es igual a la pérdida de calor de la muestra analizada térmicamente.
- T_G , la temperatura de crecimiento del eutéctico, es la temperatura de la meseta eutéctica (temperatura constante).
- $\Delta T = T_G - T_{Min}$, es la recalcencia presentada en la reacción eutéctica.
- t_N , tiempo transcurrido para que se presente T_N .
- t_{Min} , tiempo transcurrido para que se presente T_{Min} .
- t_G , tiempo transcurrido para que se presente T_G .

- t_{Fin} , tiempo correspondiente para la terminación de la meseta eutéctica. Este no es necesariamente la terminación de la reacción del eutéctico. La finalización de la reacción eutéctica es afectada frecuentemente por otras reacciones complejas durante la solidificación del eutéctico principal Al-Si.
- $\Delta T' = T_{G(sin\ modificar)} - T_{G(modificada)}$, es el descenso de la temperatura del eutéctico.

La temperatura del eutéctico Al-Si está en función de la composición de la aleación debido a la acción de los elementos aleantes presentes^[5].

Cuando una aleación es modificada pueden cambiar tres características de la curva de enfriamiento: la temperatura de la meseta eutéctica, el subenfriamiento necesario para el inicio de la solidificación eutéctica y el tiempo de duración del subenfriamiento, figura 3.8^[1,5,20]. El efecto que tiene la modificación sobre la magnitud de estos parámetros en la reacción del eutéctico Al-Si y que son claramente identificables en la curva de enfriamiento, son: una reducción de la temperatura de la meseta eutéctica, un aumento en la magnitud del subenfriamiento necesario para iniciar la solidificación del eutéctico y un prolongamiento del tiempo necesario para la reacción eutéctica^[5], figura 3.9.

La característica más usada en análisis térmico para el control de la modificación es la disminución de la temperatura eutéctica. El $\Delta T'$ es la diferencia de temperaturas entre una aleación modificada y de otra sin modificar, figura 3.9, sin embargo, su uso provoca dificultades al momento de tratar de conocer un valor preciso para la temperatura eutéctica de una aleación sin modificar^[1,5,20].

Cuando sólo se emplea la temperatura para controlar el nivel de modificación no es fácil detectar estructuras sobremodificadas. Para una aleación A356 con modificación, el subenfriamiento (ΔT) aumenta y cuando la estructura es sobremodificada disminuye, Tabla 3.1. Los valores para sobremodificación son

considerablemente más bajos de aquellos encontrados en estructuras sin modificación^[1].

La fase primaria no es afectada cuando se emplea al estroncio como modificador, por lo que el tratamiento de modificación con este elemento no interfiere con la habilidad del análisis térmico para evaluar el refinamiento de grano^[5].

3.2.4 EFECTO DE LA VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO

La definición de velocidad de enfriamiento es difícil porque está en función del tiempo de duración del experimento. La velocidad de enfriamiento es extremadamente alta justo después de que el metal líquido llena el molde y antes de que empiece la precipitación de la fase primaria, mientras que es próxima a cero cuando se presenta la reacción del eutéctico y aumenta posteriormente. Además, la velocidad de enfriamiento, en una configuración de molde determinada, dependerá de la magnitud de la composición de la aleación utilizada puesto que el calor latente de fusión varía de una aleación a otra. La definición de un método para su cálculo puede tener de base a la velocidad de enfriamiento que se presenta durante la precipitación de la reacción primaria, puesto que la mayor parte de la estructura de solidificación de un producto de fundición se determina durante este período. Las magnitudes de las velocidades de enfriamiento anteriores y posteriores a la solidificación de esta fase no son representativas en la determinación de la microestructura en condiciones de vaciado^[5].

La modificación con estroncio es particularmente sensible a la velocidad de enfriamiento, ya que, las altas velocidades de enfriamiento acentúan el efecto de la modificación, mientras que velocidades bajas lo degradan^[1,5].

Cuando la cantidad de calor asociado con una reacción es demasiado pequeña o es extraída rápidamente, es muy probable que no se observe la

recalescencia en la curva de enfriamiento y la temperatura a la cual ocurre la reacción es inferior a la temperatura de equilibrio de la reacción^[5].

La pérdida de calor en muestras con alta velocidad de enfriamiento es tan grande que el calor latente no puede conducir a la muestra a una temperatura cercana al equilibrio. Todas las temperaturas determinadas a partir de tales curvas de enfriamiento pueden entonces estar alejadas del equilibrio y las reacciones que involucren únicamente una pequeña parte del total del volumen de la muestra no se reflejarán en la curva de enfriamiento^[5].

Las curvas de enfriamiento realizadas a velocidades de enfriamiento lentas son más exactas y proporcionan más información que aquellas que se obtuvieron bajo condiciones de solidificación rápida^[3].

3.2.5 LIMITACIONES DE LA TECNICA

Para asegurar el grado de modificación por análisis térmico es necesario realizar una comparación de las curvas de enfriamiento de las aleaciones modificadas y sin modificar, pero estas diferencias (temperatura eutéctica o subenfriamiento) son pequeñas y el proceso completo se complica por el hecho de que las curvas de enfriamiento son influenciadas por variaciones normales, aún dentro del intervalo de especificación, de la composición química de la aleación^[1].

Para poder realizar este tipo de comparaciones se han realizado intentos para desarrollar ecuaciones que relacionen la temperatura eutéctica de una aleación sin modificar a partir de su composición (para obtener la temperatura eutéctica base)^[1].

Mondolfo presenta la siguiente ecuación para una aleación A356^[1 5 19]:

$$\text{Temperatura Eutectica (C)} = 577 - 12.5 \%Si [4.43 \%Mg + 1.43 \%Fe + 1.93 \%Cu + 1.77 \%Zn + 3.0 \%Mn + 4.0 \%Ni] \quad (3.1)$$

La ecuación de Mondolfo no es aplicable a la aleación A319 porque ésta contiene altos niveles de Cu, Fe, Mg o Zn^[1,19].

Una dificultad inherente adicional en el uso del ΔT es que su magnitud es de tan sólo de unos pocos grados y frecuentemente se presenta dentro de la precisión de termopares comerciales, por lo que es muy difícil conocer con certeza si los cambios de temperatura registrados son debido a variaciones normales del sistema o a efectos metalúrgicos reales. El uso de parámetros dependientes del tiempo ha sido sugerido por investigadores de Pechiney, figura 3.8. Los parámetros de tiempo tienen la ventaja principal de ser menos sensible a la precisión del termopar^[2,5].

Mientras el análisis térmico es sensible al modificador estroncio en todas las aleaciones hipoeutécticas, su sensibilidad es disminuida sensiblemente cuando se presentan altas fracciones de volumen del eutéctico^[5].

Cuando el análisis térmico se realiza a velocidades de enfriamiento típicas de los procesos de fundición en molde permanente no es muy recomendable su empleo, ya que algunas reacciones de fase pueden ocurrir al azar en la muestra, con el resultado de que los puntos de inflexión en la curva de enfriamiento no pueden, necesariamente, ser asociados con una reacción en particular^[5].

Cuando se emplea el análisis térmico, se debe de considerar que la prueba mide únicamente el potencial de la muestra al análisis térmico. Esta muestra es un trozo de fundición y los resultados deben de ser aplicados a todas las secciones de un producto, en donde, dichas secciones son enfriadas a velocidades similares, inferiores o mayores a la de la muestra^[1,5].

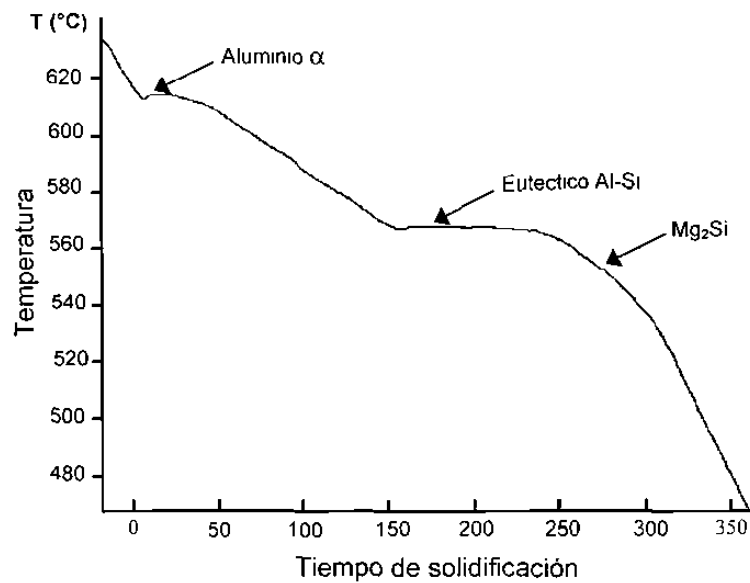


Fig. 3.1 Curva de enfriamiento de una aleación A356. Se indican las reacciones principales que se presentan en el proceso de solidificación^[5]

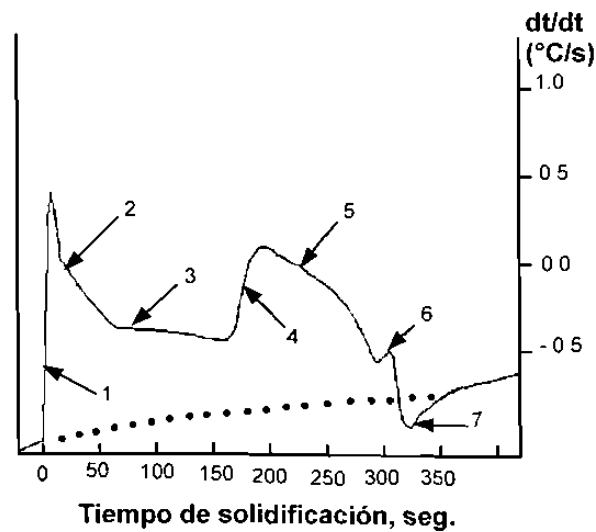


Fig. 3.2 Primera derivada de la curva de enfriamiento de la figura 3.1^[9]

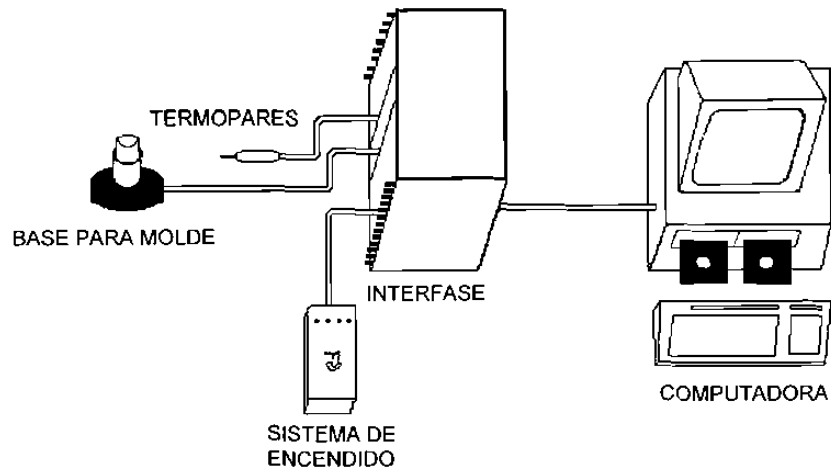


Fig. 3.3 Equipo típico de análisis térmico^[7]

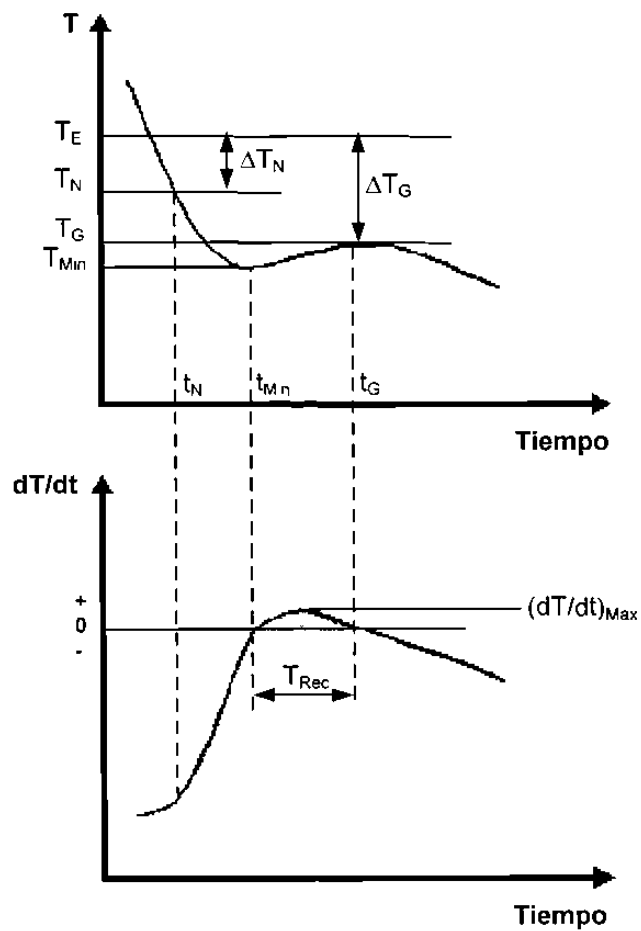


Fig. 3.4 Curva de enfriamiento y su derivada de una muestra refinada con partículas de Ti-B^[9]

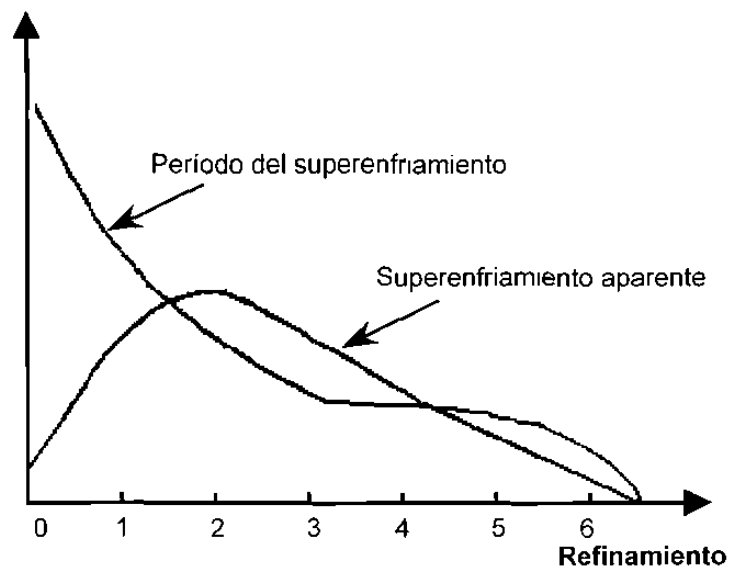


Fig. 3.5 Variación del tamaño de grano con el superenfriamiento aparente y su período^[5]

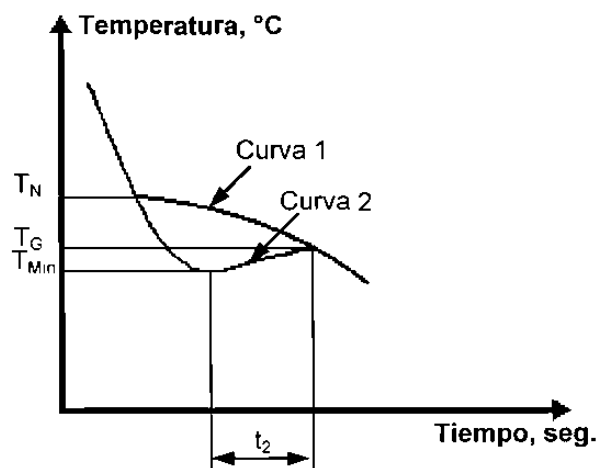


Fig. 3.6 Parte inicial de la curva de enfriamiento. La curva 1 indica una aleación con grano refinado y la curva 2 la de una aleación sin refinar^[1,20]

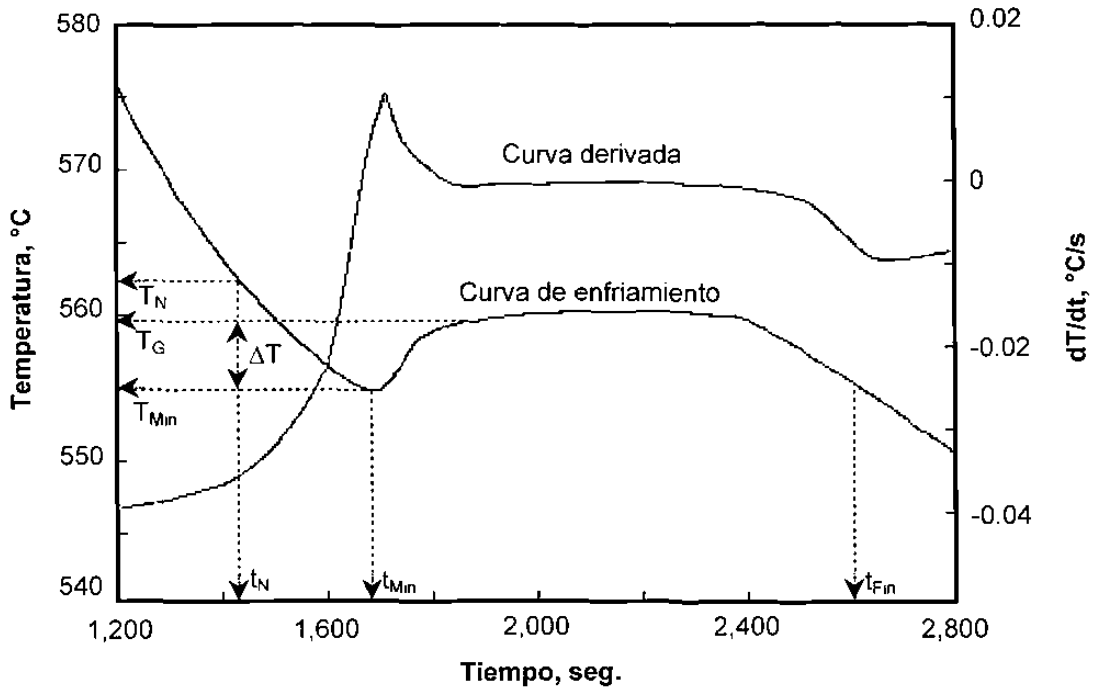


Fig. 3.7 Región eutéctica típica de una curva de enfriamiento y su primer derivada^[5]

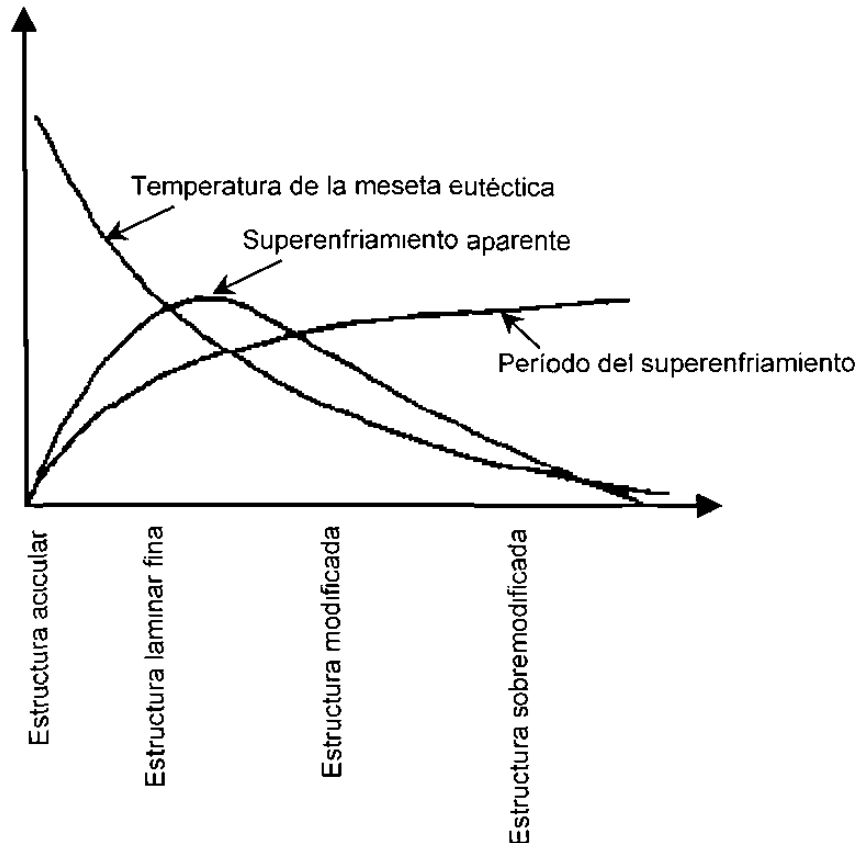


Fig. 3.8 Relación entre la estructura con la temperatura eutéctica, el superenfriamiento y su período^[5]

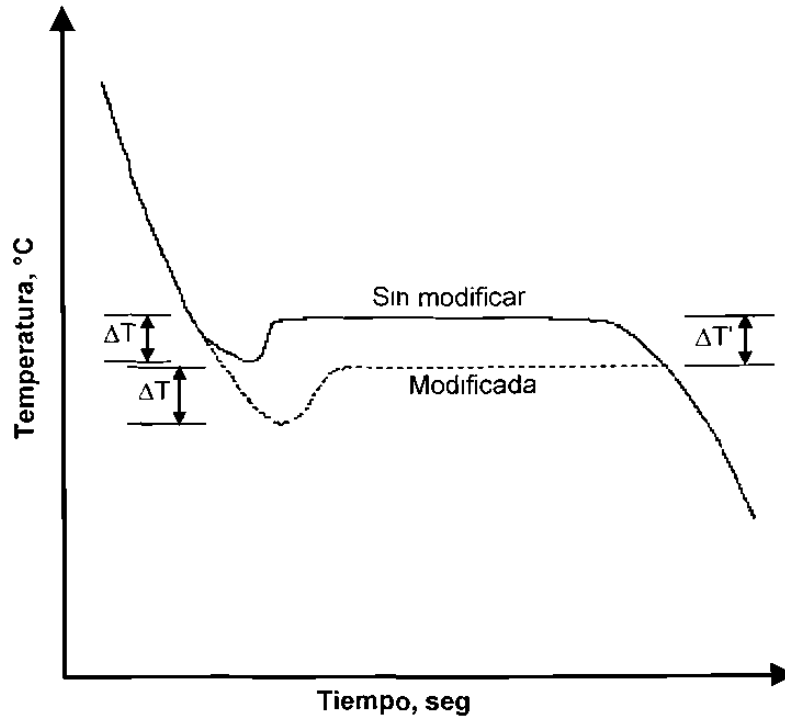


Fig. 3.9 Comparación de dos regiones eutecticas en la curva de enfriamiento entre una aleación modificada y sin modificar^[5]

Estructura	Nucleación eutéctica $T_N, ^\circ\text{C}$	Crecimiento eutéctico $T_G, ^\circ\text{C}$	Subenfriamiento $\Delta T = T_G - T_N, ^\circ\text{C}$	Subenfriamiento $\Delta T' = T_G(\text{sin modificar}) - T_G(\text{modificada}), ^\circ\text{C}$
Sin modificar	573.7	576.2	2.5	0.0
Baja modificación	569.1	573.4	4.3	2.8
Modificada	568.8	572.2	3.6	4.0
Modificada	568.5	571.9	3.4	4.3
Modificada	568.5	571.7	3.2	4.5
Sobre modificada	570.2	571.7	1.5	4.5
Sobre modificada	571.2	572.5	0.8	3.7

Tabla 3.1 Variación de la estructura eutéctica con subenfriamiento en una aleación A356^[1]

CAPITULO 4

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

4.1 INTRODUCCION

El alcance de la presente investigación se centra en una aleación de fundición tipo A319, para la cual se realizaron pruebas para formular un análisis cualitativo y cuantitativo de los parámetros característicos del proceso de solidificación, como lo es la nucleación, el crecimiento y el periodo de las reacciones principales que se presentan durante el proceso de solidificación del metal líquido, así como los efectos que se tienen en dichos parámetros al variar la composición de los elementos aleantes principales y someter a la aleación a condiciones extremas de enfriamiento, utilizando para ello, la técnica de análisis térmico a través del uso de curvas de enfriamiento y sus derivadas.

Ante la constante búsqueda del control de las propiedades de los materiales, en la presente investigación se realizaron experimentos que permitieron relacionar el impacto de la historia térmica del material con tratamientos de inoculación con las propiedades mecánicas resultantes y su subsecuente mejoría al someterse a tratamientos térmicos T7 con solubilizados a temperaturas de 460, 480 y 500°C y sobrevejecimiento a una temperatura de 240°C.

4.2 METODOLOGIA EXPERIMENTAL

4.2.1 OBTENCION DEL MATERIAL

La obtención del material experimental se realizó en las instalaciones de la planta en un horno marca Sheaffer con sistema de combustión aire-gas con una capacidad de 6 toneladas de metal líquido que pertenece a una línea de fundición de baja presión, figura 4.1.

Los tratamientos de inoculación (refinamiento y modificación) se realizaron en una estación de desgasificado y el ajuste químico final, de ser necesario, se realizó en el horno Sheaffer utilizando un desgasificador portátil para asegurarse de mantener un bajo contenido de gas y ayudar a la homogenización del baño metálico. El tratamiento de refinamiento se realizó adicionando una aleación maestra Ti-B, mientras que el de modificación, añadiendo una aleación maestra Al-Sr.

El vaciado de las muestras se realizó en moldes metálicos y de arena sílica con un termopar cromoel-alúmel insertado en la parte central y a media altura de cada uno de los moldes, figura 4.2, necesarios para registrar la temperatura de enfriamiento en función del tiempo durante el proceso de solidificación de la muestra. Las barras obtenidas para la realización de ensayos mecánicos de tensión y de dureza se vaciaron en moldes metálicos. La Tabla 4.1 indica el diseño de experimentos y la cantidad de probetas vaciadas, mientras que la Tabla 4.2 señala la descripción de la nomenclatura empleada para cada condición y el intervalo de composición química deseada para cada variable. La composición química de las muestras preparadas en esta investigación se muestra en las Tablas 4.3a-b.

4.2.2 MONITOREO TERMICO DEL PROCESO DE SOLIDIFICACION

La caracterización del proceso de solidificación se realizó empleando la técnica de análisis térmico utilizando la curva de enfriamiento y sus derivadas para cada una de las muestras obtenidas con la finalidad de identificar las

diferentes reacciones producidas y poder cuantificar los parámetros de temperatura, tiempo y velocidad de reacción. La obtención de la información se consiguió durante la solidificación de las muestras en los diferentes moldes (molde de arena para simular las condiciones de equilibrio y molde metálico para simular condiciones de moldeo permanente o semipermanente) para su posterior manipulación y análisis.

4.2.3 PREPARACION DE MATERIAL Y REALIZACION DE TRATAMIENTOS TERMICOS

Las barras obtenidas para ensayos de tensión fueron clasificadas y marcadas de acuerdo a las condiciones realizadas, de tal manera que se formaron dos paquetes de cinco barras para cada tratamiento térmico con un termopar tipo k (crómel-alúmel) insertado en el centro de cada uno de ellas, Fig. 4.3, con el fin de determinar el tiempo al cual se alcanzaron las temperaturas de solubilizado y envejecido y poder proporcionar de manera efectiva el intervalo de tiempo para cada tratamiento, así como el de mantener las temperaturas con la variación mínima posible. El arreglo experimental utilizado en los tratamientos térmicos permitió controlar los parámetros de temperatura y tiempo de una manera efectiva y consta de un horno, un termopar conectado a una tarjeta analógica que a su vez está conectada a una computadora, Fig. 4.4, para registrar los parámetros de temperatura y tiempo, Fig. 4.5.

Las barras fueron solubilizadas en un horno de resistencia marca Lindberg a las temperaturas de 460, 480 y 500°C por 6 horas, posteriormente fueron templadas en agua a temperatura ambiente y envejecidas en un horno de resistencia marca Felisa a una temperatura de 240°C por un tiempo de 3 hrs.

4.2.4 PREPARACION DE MATERIAL Y REALIZACION DE ENSAYOS DE TENSION

Las barras fueron maquinadas de acuerdo a la norma ASTM B-557-84 y se obtuvieron dos probetas cilíndricas con extremos planos por cada barra, Fig. 4.6. La longitud final de la probeta (7.2 cm) determinó la utilización de un

aditamento de acero para aumentar la separación de las mordazas y realizar los ensayos sin peligro, por lo que se procedió a roscar los extremos de las probetas para alojarlos en el aditamento y se empleó un opresor para minimizar, aún más, el posible deslizamiento entre ambos.

Los ensayos de tensión fueron realizados en un equipo Instron modelo 8502 diseñado para obtener las propiedades físicas de una gran variedad de materiales y estructuras. Los ensayos de propiedades que se pueden realizar con este equipo son: resistencia a la tensión, resistencia a la compresión, resistencia a la fatiga, resistencia al crecimiento de grietas, características de flexión, etc., en materiales como metales, cerámicos, textiles, elastómeros y virtualmente cualquier otro material usado en un proceso industrial. El equipo posee un sistema digital de alta respuesta, bajo ruido y un sistema de medición de alta precisión, ya que el sistema Instron utiliza un actuador hidráulico para aplicar la carga. Las mediciones durante la realización de los ensayos de tensión corresponden al registro de la deformación o deflexión de la probeta y de la posición del actuador hidráulico en respuesta a la carga aplicada.

Los ensayos fueron realizados a una velocidad de desplazamiento de los cabezales de 5 mm/min a temperatura ambiente empleando mordazas en V. La magnitud de los parámetros de las propiedades fueron obtenidos por un programa diseñado para el caso por medio de la interpretación de las magnitudes de carga y desplazamiento proporcionadas por el sistema Instron.

Las probetas fueron marcadas en su vástago con una longitud de calibración de 29 mm y se obtuvo un diámetro promedio antes de ensayarlas para determinar el porcentaje de elongación al unir los tramos de la probeta ensayada y realizar las mediciones.

4.2.5 PREPARACION DE MATERIAL Y REALIZACION DE ENSAYOS DE DUREZA

Las probetas empleadas para los ensayos de dureza fueron obtenidas de los extremos de las probetas ensayadas a tensión, su preparación consistió en cortar los extremos de las probetas ensayadas, pulir las superficies para tener áreas planas y asegurarse del espesor mínimo para validar la realización del ensayo.

Los ensayos de dureza fueron realizados en un equipo automático marca Willson (Instron) modelo Brinell AP aplicando una carga de 500 kilogramos sostenida por un tiempo de 10 segundos sobre la probeta y utilizando un indentador de balín de 10 mm de diámetro, se realizaron tres indentaciones por probeta (6 por cada probeta de tensión), se utilizó un analizador de imágenes para medir y registrar el diámetro promedio de la huella (2 mediciones a 90°) para, finalmente, obtener los valores de dureza a través de tablas e interpolando en los casos necesarios.

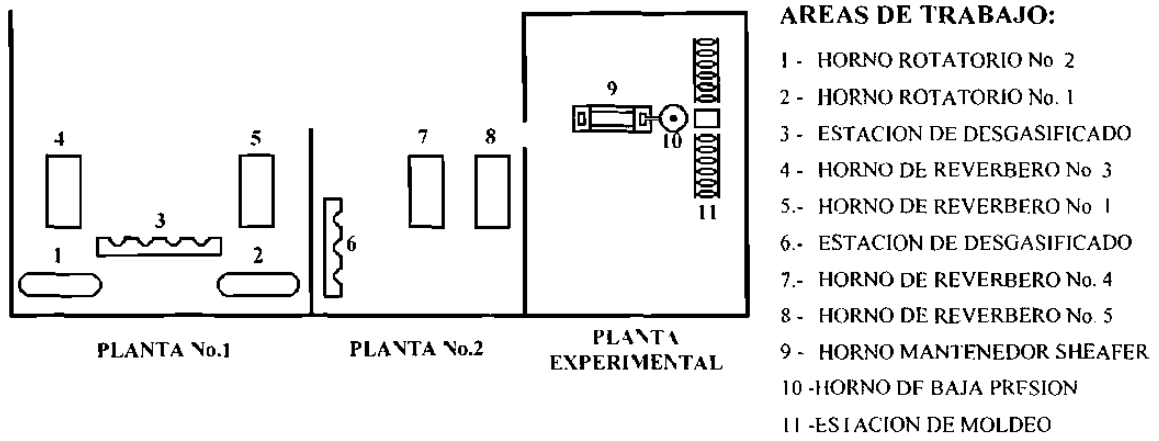


Fig. 4.1 Diagrama esquemático de la planta experimental y ubicación del horno Sheaffer en la estación de moldeo monoblock

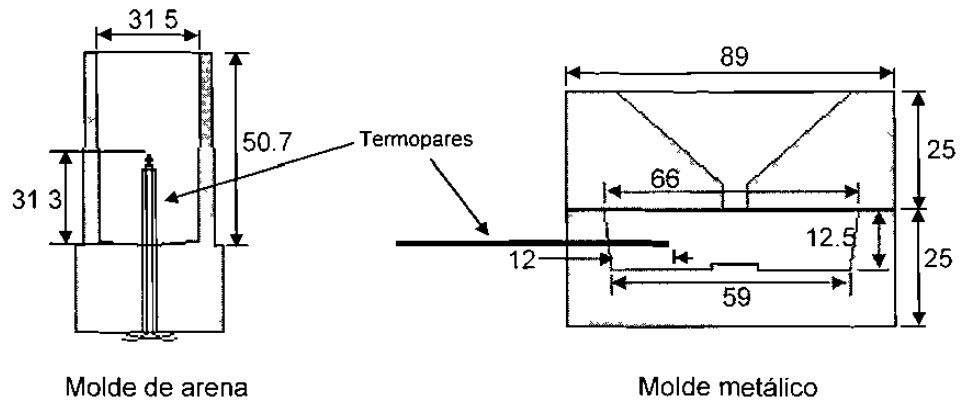


Fig. 4.2 Geometría de los moldes de arena y metálico empleados para caracterizar térmicamente el proceso de solidificación, dim. en mm.

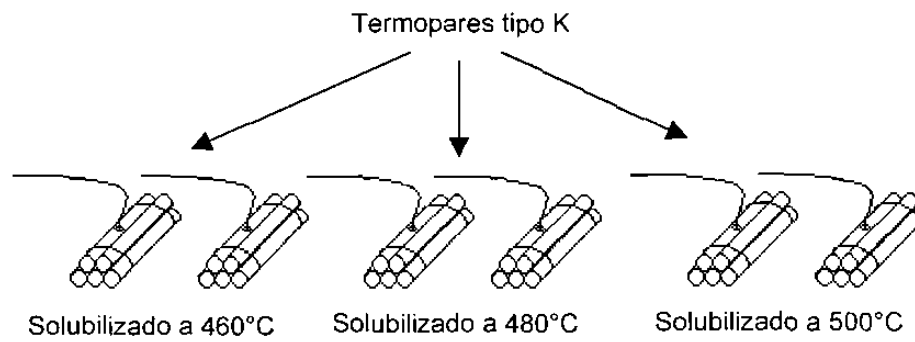


Fig. 4.3 Paquetes de 5 barras para realizar los tratamientos térmico

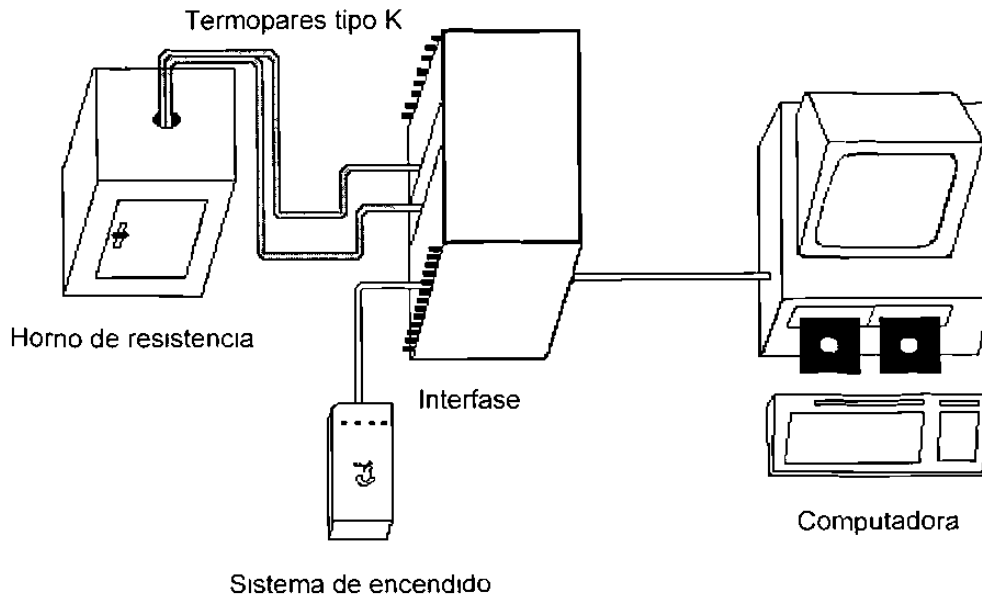


Fig. 4.4 Arreglo experimental para la realización de tratamientos térmicos controlados utilizando el equipo de análisis térmico

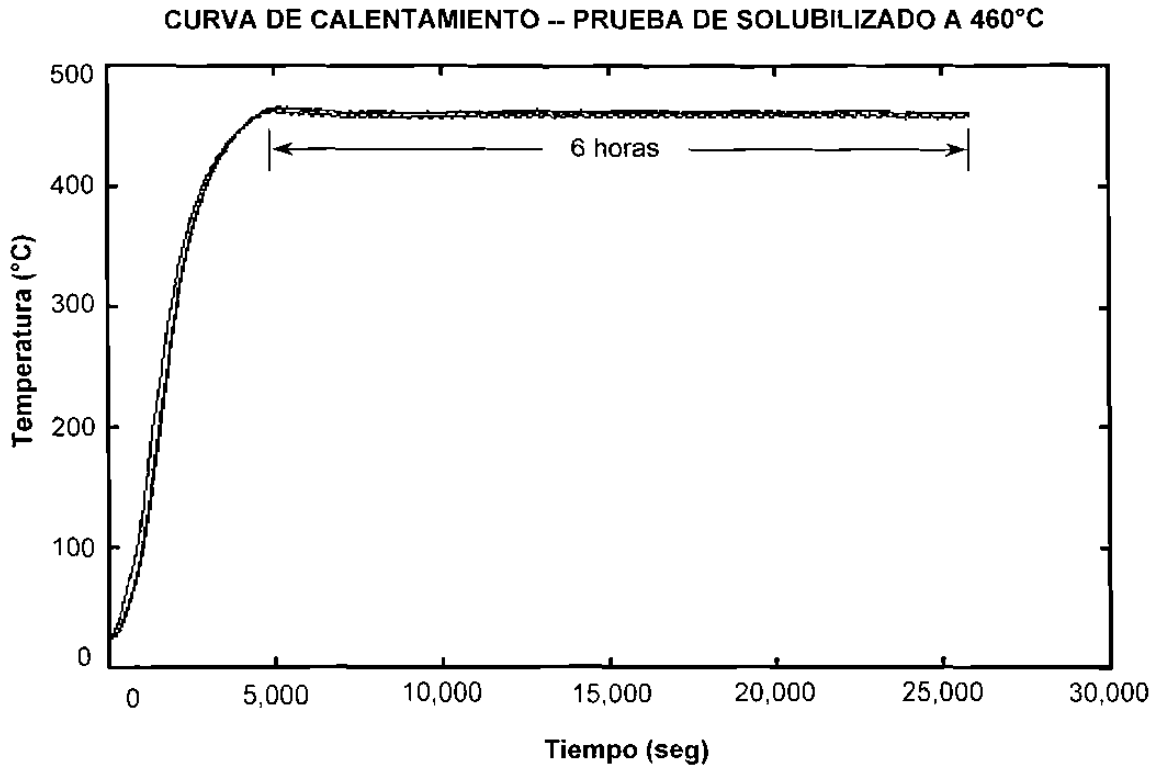


Fig. 4.5 Curva de calentamiento para el control del tiempo y la temperatura de manera efectiva en la realización de tratamientos térmicos

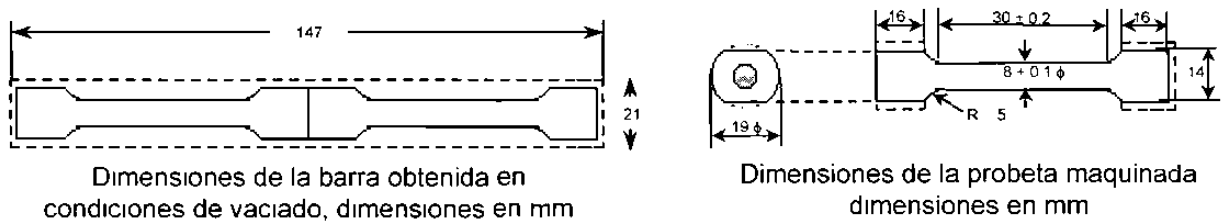


Fig. 4.6 Dimensiones de la barra obtenida y plano de probeta maquinada para la realización de los ensayos mecánicos

	Ti (+)						Ti (-)						TOTAL
	Sr (-)			Sr (+)			Sr (-)			Sr (+)			
	PROP. MEC.	ARENA	METALICO	PROP. MEC.	AREANA	METALICO	PROP. MEC.	ARENA	METALICO	PROP. MEC.	ARENA	METALICO	
Fe (-)	10	2	2	6	2	2	6	2	2	6	2	2	44
Fe (+)	6	2	2	12	2	2	6	2	2	7	2	2	47
TOTAL	16	4	4	18	4	4	12	4	4	13	4	4	91

Tabla 4.1 Diseño de experimentos y cantidad de probetas para las variables fundamentales

Condición	Composición % en peso	Descripción
Fe (-)	0.25 - 0.30	Baja concentración de Fe
Fe (+)	0.65 - 0.70	Alta concentración de Fe
Ti (-)	0.07 - 0.08	Sin tratamiento de refinamiento
Ti (+)	0.15 - 0.16	Con tratamiento de refinamiento
Sr (-)	0.0060 - 0.0070	Sin tratamiento de modificación
Sr (+)	0.0140 - 0.0150	Con tratamiento de modificación

Tabla 4.2 Composición y descripción de cada una de las condiciones consideradas en la experimentación

Elemento	Concentración de las condiciones finales			
	Fe(+)/Sr(+)/Ti(-)	Fe(+)/Sr(+)/Ti(+)	Fe(+)/Sr(-)/Ti(+)	Fe(+)/Sr(-)/Ti(-)
Si	7.464	7.332	7.294	7.550
Cu	3.329	3.185	3.223	3.324
Fe	0.620	0.628	0.641	0.619
Mn	0.435	0.424	0.429	0.437
Mg	0.311	0.301	0.282	0.348
Zn	0.737	0.709	0.714	0.745
Ti	0.085	0.152	0.142	0.083
Cr	0.032	0.032	0.032	0.031
Sn	0.014	0.013	0.014	0.013
Ni	0.042	0.040	0.041	0.041
Pb	0.050	0.047	0.049	0.050
Na	<0.0001	<0.0001	<0.0001	<0.0001
Sr	0.01473	0.01586	0.00689	0.00879
P	0.00112	0.00125	0.00116	0.00129
B	0.00041	0.00085	0.00068	0.00042
Ca	0.00170	0.00150	0.00100	0.00250
Sb	<0.0005	<0.0005	<0.0005	<0.0005
Al	88.860	87.110	87.120	86.740

Tabla 4.3a Composición química de las aleaciones experimentadas con alta concentración de Fe.

Elemento	Concentración de las condiciones finales			
	Fe(-)/Sr(-)/Ti(-)	Fe(-)/Sr(+)/Ti(-)	Fe(-)/Sr(+)/Ti(+)	Fe(-)/Sr(-)/Ti(+)
Si	6.784	6.664	6.497	6.434
Cu	3.123	3.045	2.901	2.926
Fe	0.282	0.330	0.318	0.299
Mn	0.094	0.135	0.125	0.116
Mg	0.336	0.274	0.275	0.272
Zn	0.116	0.196	0.182	0.162
Ti	0.066	0.069	0.181	0.151
Cr	0.010	0.013	0.012	0.011
Sn	0.003	0.004	0.004	0.004
Ni	0.012	0.016	0.015	0.014
Pb	0.008	0.013	0.012	0.010
Na	<0.0001	<0.0001	<0.0001	<0.0001
Sr	0.00806	0.01580	0.01319	0.00776
P	0.00111	0.00115	0.00131	0.00119
B	0.00036	0.00110	0.00074	0.00077
Ca	0.00060	0.00080	0.00070	0.00060
Sb	<0.0005	<0.0005	<0.0005	<0.0005
Al	89.150	89.220	89.460	89.590

Tabla 4.3b Composición química de las aleaciones experimentadas con baja concentración de Fe.

TABLA DE DUREZAS PARA UNA CARGA DE 500 Kg A 10 Seg.							
Diám.	500 Kg.	Diám.	500 Kg.	Diám.	500 Kg.	Diám.	500 Kg.
mm	Bhn	mm	Bhn	mm	Bhn	mm	Bhn
2.00	158.0	3.00	69.1	4.00	38.1	5.00	23.8
2.05	150.0	3.05	66.8	4.05	37.1	5.05	23.3
2.10	143.0	3.10	64.6	4.10	36.2	5.10	22.8
2.15	136.0	3.15	62.5	4.15	35.3	5.15	22.3
2.20	130.0	3.20	60.5	4.20	34.4	5.20	21.8
2.25	124.0	3.25	58.6	4.25	33.6	5.25	21.4
2.30	119.0	3.30	56.8	4.30	32.8	5.30	20.9
2.35	114.0	3.35	55.1	4.35	32.0	5.35	20.5
2.40	109.0	3.40	53.4	4.40	31.2	5.40	20.1
2.45	104.0	3.45	51.8	4.45	30.5	5.45	19.7
2.50	100.0	3.50	50.3	4.50	29.8	5.50	19.3
2.55	96.3	3.55	48.9	4.55	29.1	5.55	18.9
2.60	92.6	3.60	47.5	4.60	28.4	5.60	18.6
2.65	89.0	3.65	46.1	4.65	27.8	5.65	18.2
2.70	85.7	3.70	44.9	4.70	27.1	5.70	17.8
2.75	82.6	3.75	43.6	4.75	26.5	5.75	17.5
2.80	79.6	3.80	42.4	4.80	25.9	5.80	17.2
2.85	76.8	3.85	41.3	4.85	25.4	5.85	16.8
2.90	74.1	3.90	40.2	4.90	24.8	5.90	16.5
2.95	71.5	3.95	39.1	4.95	24.3	5.95	16.2

Tabla 4.4 Tabla de durezas para una carga de 500 Kg. a un tiempo de 10 segundos con un indentador de balín de 10 mm de diámetro

CAPITULO 5

RESULTADOS Y DISCUSION

5.1 INTRODUCCION

En este capítulo se correlacionó, antes que nada, la magnitud de los parámetros característicos de cada una de las reacciones obtenidas de la curva de enfriamiento y su primera derivada con el objetivo de definir la variable que afectó la magnitud de los parámetros obtenidos, posteriormente, los parámetros fueron correlacionados con la concentración de la aleación.

Asimismo se presentan las magnitudes de la dureza Brinell y de las propiedades mecánicas obtenidas utilizando la curva esfuerzo-deformación real, en las diferentes condiciones de tratamiento metalúrgico para, posteriormente, correlacionarlos con la composición y con los tratamientos térmicos realizados.

Los elementos correlacionados, constituyentes de la concentración de la aleación, son: Fe, Ti y Sr debido al efecto preponderante que ejercen en la magnitud de las propiedades mecánicas.

5.2 ANALISIS TERMICO

Se obtuvieron las diferentes magnitudes de temperatura y tiempo necesarias para caracterizar las reacciones principales que se presentaron durante el proceso de solidificación utilizando la curva de enfriamiento y su primera derivada a velocidades de enfriamiento bajas y altas, Apéndice A y B, respectivamente. La magnitud de los parámetros para las distintas condiciones

se indican en el Apéndice C y fueron obtenidas de acuerdo al criterio indicado en las figuras 5.1 y 5.2.

5.2.1 LA REACCION PERITECTICA Al_3Ti .

5.2.1.1 EFECTO DE LA TEMPERATURA DE VACIADO

La reacción peritética no registra una sensibilidad representativa a la temperatura de vaciado para contenidos altos de Fe, ya que se registran diferencias máximas de temperatura de $0.7^{\circ}C$ para T_N , figura 5.3c, y $2^{\circ}C$ para T_G , figura 5.3d, pero si afecta de manera representativa al período t_3 , Figura 5.3b, encontrándose diferencias máximas hasta de 4.3 segundos (172 %) entre las dos muestras modificadas que fueron vaciadas a temperaturas de 798 y $717^{\circ}C$.

Las aleaciones con baja concentración de Fe tienen una sensibilidad mayor a la temperatura, ya que presentan diferencias hasta de $8.7^{\circ}C$ para T_N , figura 5.3c, y $10.8^{\circ}C$ para T_G en las muestras refinadas y vaciadas a temperaturas de 697.7 y $676.6^{\circ}C$, figura 5.3b, y su período t_3 se incrementa ligeramente al disminuir la temperatura, figura 5.3b.

Las muestras que fueron vaciadas a una temperatura de 633.4 y $666.6^{\circ}C$ no dan oportunidad a que la técnica empleada pueda registrar la presencia de la reacción a consecuencia de la diferencia de temperaturas tan estrecha entre T_{vac} y T_N , figuras 5.3a,b, mientras que las muestras realizadas a velocidades de enfriamiento alta no proporcionan el tiempo suficiente a la técnica para poder detectarla, Apéndice C, página C1.

La diferencia de temperaturas entre T_N y T_G aumenta conforme se disminuye la temperatura de vaciado, figura 5.3a, provocando un aumento en el período t_3 , sobre todo en aleaciones con alta concentración de Fe, figura 5.3b, de tal manera que las temperaturas de vaciado bajas son las promotoras de éstas condiciones que son favorables para la obtención de un alto nivel de refinamiento, ya que conforme se incrementa el tiempo en el que la partícula

Al_3Ti se diluye por la difusión de Ti a través de la capa de aluminio α que envuelve a la partícula, la temperatura de la matriz disminuye, lo que incrementa la cantidad de núcleos que no han crecido y, como consecuencia, se obtiene una estructura con grano fino.

Para analizar el efecto de la concentración en la reacción peritética no se consideraron las lecturas que se obtuvieron de muestras vaciadas a temperaturas extremas y que provocaron una diferencia significativa en la magnitud de los diferentes parámetros, de tal manera que la temperatura de vaciado mínima aplicable es de 685.6°C .

5.2.1.2 EFECTO DE LA CONCENTRACION DE Fe

Un contenido de Fe alto tiende a fijar la T_N , T_G y la diferencia entre ellas ($T_N - T_G$) en las aleaciones, excepto en aquellas que sólo están refinadas, mientras que las que contienen concentraciones bajas de Fe presentan una mayor dispersión en los parámetros, figuras 5.4a,c,d. La duración del período t_3 presenta un comportamiento contrario, figura 5.4b, que fija la duración de la reacción en una magnitud menor a concentraciones bajas de Fe que las que contienen alto contenido de Fe y que, además, presentan una mayor dispersión.

La variación del contenido de Fe tiene efectos significativos en las aleaciones refinadas porque tienden a incrementar la diferencia de temperaturas ($T_N - T_G$) y su período a concentraciones altas de Fe, fenómenos que favorecen el efecto de la reacción peritética Al_3Ti .

5.2.1.3 EFECTO DE LA CONCENTRACION DE Ti

Al realizar un tratamiento de refinación, las temperaturas T_N y T_G tienden a incrementar y disminuir en aleaciones con baja concentración de Fe sin modificación y modificadas, respectivamente, mientras que las que contienen alto Fe tienden a tener un comportamiento estable, figuras 5.5 c,d.

El incremento en la concentración de Ti afecta la magnitud de T_N y T_G en aleaciones con bajos niveles de Fe, sin embargo, el efecto es menor en la magnitud del término (T_N-T_G) y en el período total t_3 .

Las aleaciones que tienen una mayor respuesta a la inoculación con Ti son las que contienen alto Fe sin modificación y bajo Fe con modificación, las primeras tienden a incrementar la magnitud del término (T_N-T_G) y su período t_3 , mientras que en las segundas la modificación provoca una disminución en ambos, degradando, de esta manera, el efecto de la reacción Al_3Ti al momento de refinar, figuras 5.5 a,b.

5.2.1.4 EFECTO DE LA CONCENTRACION DE Sr

El Sr tiene un efecto degradante en la reacción peritética Al_3Ti porque tiende a disminuir la diferencia de temperaturas (T_N-T_G) y el período en aleaciones refinadas, aunque las aleaciones que contienen bajo contenido de Fe sólo presentan una ligera disminución en su período, figuras 5.6 a,b.

Los valores de T_N y T_G tienden a disminuir en aleaciones con bajo hierro y con tratamiento de refinación, en tanto en las que no están refinadas tienden a aumentar, sin embargo, estas últimas aleaciones no reflejan cambios representativos en los parámetros preponderantes para la reacción peritética, figuras 5.6 c,d. Las aleaciones con alta concentración de Fe presenta un comportamiento más estable.

5.2.2 SOLIDIFICACION DE LA FASE ALUMINIO PRIMARIO (Al α)

5.2.2.1 EFECTO DE LA TEMPERATURA DE VACIADO

La solidificación de la fase aluminio primario es afectada favorablemente en forma sobresaliente en su período de nucleación (t_1) y de recalentamiento (t_2) al disminuir progresivamente la temperatura de vaciado en el intervalo de 680-760°C en aleaciones refinadas y de metal blanco con alta concentración de Fe, ya que, el incremento que se obtiene en el período de nucleación (t_1) propicia

un tiempo mayor para la generación de núcleos y la disminución del período de recalentamiento (t_2) genera un tiempo menor para el crecimiento planar de los núcleos que se han formado en el período anterior. Por lo que respecta a las aleaciones con baja concentración de Fe, éstas tienden a reducir no sólo su período de crecimiento (t_2), sino también el de nucleación (t_1), al disminuir su temperatura de vaciado, lo que representa un evento favorable, ya que ante una menor cantidad de partículas extrañas en la aleación se genera una menor cantidad de núcleos cuyo crecimiento es restringido por la disminución del período de recalentamiento (t_2), figuras 5.7a,b.

El nivel de subenfriamiento presentado por las aleaciones refinadas no es sensible, de manera representativa, a la temperatura de vaciado, mientras que en las aleaciones sin refinamiento con alta concentración de Fe presentan una tendencia a disminuirlo al reducir la temperatura de vaciado, la baja concentración de Fe tiende a aumentarlo, figura 5.7e.

El período total de la reacción (t_3) presenta un comportamiento aleatorio al disminuir la temperatura en las aleaciones sometidas a alta y baja velocidad de enfriamiento, ya que mientras las aleaciones de metal blanco con velocidad baja de enfriamiento tienden a disminuirlo, las refinadas tienden a sostenerlo, las modificadas con bajo Fe lo reducen y con alto Fe tienen un comportamiento constante, figura 5.7c. La magnitud del período total (t_3) a alta velocidad de enfriamiento es del orden de 2.5 segundos y su comportamiento es incierto para todas las aleaciones, por lo que en la figura 5.5d se indican los diferentes comportamientos que se tienen al variar la temperatura de vaciado.

El intervalo de temperaturas de vaciado considerado en el análisis de la fase aluminio primario ($Al \alpha$) es 699.7-752.8°C para una velocidad de enfriamiento lenta, mientras que para una velocidad de enfriamiento rápida, la temperatura mínima aplicable para análisis es de 695.5°C.

5.2.2.2 EFECTO DE LA CONCENTRACION DE Fe

Las aleaciones con alta concentración de Fe disminuyen la T_N , T_{Min} y T_G , figuras 5.6e,f,g, de tal manera que la magnitud del subenfriamiento (ΔT) se incrementa significativamente en las aleaciones sin refinar y, por lo tanto, se presenta un decremento en la magnitud del período de nucleación (t_1) y un aumento en el de recalcancia (t_2), mientras que las aleaciones refinadas presentan un pequeño subenfriamiento (ΔT), por lo que generan un período de nucleación (t_1) de mayor magnitud y una disminución en el de recalcancia (t_2), figuras 5.8a,b,c. Asimismo, el período total de la reacción (t_3) aumenta al incrementar la concentración de Fe en las aleaciones presentando una magnitud menor en las que se encuentran refinadas, figura 5.8d.

Las aleaciones sometidas a velocidades de enfriamiento altas no presentan subenfriamiento (ΔT), figura 5.8a, y la magnitud de la T_N y T_G disminuye drásticamente al incrementar la concentración de Fe, de tal forma que el período total (t_3) está comprendido en un intervalo de 3 segundos y presenta un ligero aumento, figuras 5.8d,g.

5.2.2.3 EFECTO DE LA CONCENTRACION DE Ti

Las aleaciones refinadas incrementan drásticamente la T_N , T_{Min} y T_G , figuras 5.9e,f,g, del tal modo que la magnitud del subenfriamiento (ΔT) disminuye significativamente en las aleaciones que contienen alto Fe y desaparece en las de bajo Fe, provocando con ello un incremento en el período de nucleación (t_1) y una disminución en el de recalcancia (t_2) para las de alto Fe, figuras 5.9a,b,c.

En general, el tiempo de duración de la solidificación de la fase aluminio primario (t_3) disminuye al adicionar Ti en las aleaciones sometidas a un enfriamiento lento, en las cuales, la baja concentración de Fe provoca magnitudes menores. El exceso de Ti no tiene un efecto significativo en el período de la fase cuando las aleaciones son enfriadas rápidamente, figura 5.9d.

5.2.2.4 EFECTO DE LA CONCENTRACION DE Sr

La adición de Sr no tiene efectos significativos en la T_N , excepto en las aleaciones refinadas con alta concentración de Fe enfriadas lenta y rápidamente y con baja concentración de Fe con velocidad de enfriamiento alta, figura 5.10e, mientras que la T_{Min} presenta ligeros cambios al momento de modificar la aleación y enfriarla lentamente, fig. 5.10f, por lo que respecta a T_G , ésta tiene un comportamiento constante a velocidades de enfriamiento lentas y en las de enfriamiento rápido tienen variaciones no definidas, presentándose de manera drástica en las que contienen alta concentración de Fe, figura 5.10g.

La combinación de los fenómenos anteriores producen una disminución del período de nucleación (t_1) en las aleaciones refinadas con alta concentración de Fe, lo que es una condición desfavorable ya que significa una degradación del efecto de la adición de Ti a la aleación, por el contrario, la adición de Sr en aleaciones sin refinamiento tiene un efecto positivo porque incrementa el período del proceso de nucleación (t_1) y el subenfriamiento (Δt) y el tiempo de recalentamiento (t_2) disminuyen para las aleaciones sin refinar con bajo contenido de Fe pero el período t_2 aumenta en las aleaciones con alto Fe, figuras 5.10a,b,c.

El tiempo de duración de la solidificación de la fase aluminio primario permanece constante a velocidades de enfriamiento altas cuando se realiza el proceso de modificación, por el contrario, cuando la aleación es enfriada lentamente, aumenta el período de la fase en aleaciones sin refinamiento y disminuye en aleaciones refinadas, figura 5.10d.

5.2.3 SOLIDIFICACION DEL EUTECTICO Al-Si

5.2.3.1 EFECTO DE LA TEMPERATURA DE VACIADO

La solidificación del eutéctico principal Al-Si con bajas velocidades de enfriamiento en las aleaciones con alta concentración de Fe es afectado significativamente al disminuir la temperatura de vaciado, ya que el período de

nucleación (t_1) y su período total (t_3) se reducen para la condición de modificación y metal blanco, mientras que aumentan para las condiciones de refinamiento. En referencia al período t_2 , éste disminuye para todas las condiciones, figuras 5.11a,b,c. Las aleaciones con baja concentración de Fe con tratamiento de modificación presentan una magnitud constante en sus tres períodos, mientras que las que tienen tratamiento de refinamiento disminuyen y las de metal blanco aumentan en sus períodos t_1 y t_2 , figuras 5.11 a,b,c. El subenfriamiento presenta una tendencia a aumentar para las diferentes condiciones, excepto para la de metal blanco con alto Fe que disminuye y la de refinamiento que es constante, figura 5.11e.

El período de la solidificación del eutéctico a velocidades altas de enfriamiento disminuye para aleaciones con alta concentración de Fe, excepto para las de metal blanco, mientras que en las de baja concentración de Fe aumenta, excepto en las aleaciones modificadas, figura 5.11d.

En el análisis de la solidificación del eutéctico principal Al-Si se consideraron las temperaturas de vaciado comprendidas en el intervalo 699.7-752.8°C para enfriamiento lento y una temperatura mínima de 696.5°C para enfriamiento rápido, excepto en aquellas que no afectaron significativamente la magnitud de un determinado parámetro.

5.2.3.2 EFECTO DE LA CONCENTRACION DE Fe

Al incrementar la concentración de Fe en las aleaciones enfriadas lentamente se disminuye T_N para las aleaciones refinadas, pero se incrementa en las aleaciones modificadas, figura 5.12e, provocando con ello un aumento en la T_{Min} , figura 5.12f, y un descenso en la magnitud del subenfriamiento (ΔT), figura 5.12a, de tal manera que los períodos resultantes t_1 , t_2 y t_3 se reducen para la condición de refinamiento con modificación, mientras que en las aleaciones modificadas disminuye t_1 pero aumentan los períodos t_2 y t_3 . Las aleaciones refinadas sólo son afectadas con un incremento en su período t_1 , figuras 5.12b,c,d. La temperatura de la meseta eutéctica disminuye en un

intervalo de temperaturas estrecho, excepto en las aleaciones refinadas con modificación, figura 5.12g.

Las aleaciones que solidifican a velocidades altas de enfriamiento presentan una disminución en su temperatura de nucleación (T_N) y de crecimiento (T_G) para las condiciones de refinamiento y de modificación y un aumento en las aleaciones que contienen una combinación de ambos tratamientos, entretanto, las aleaciones de metal blanco aumentan T_N y disminuyen T_G , figuras 5.12e,g, de tal manera que el período de la solidificación de la fase (t_3) disminuye, en un intervalo de 5 segundos, en las diferentes condiciones, figura 5.12d.

5.2.3.3 EFECTO DE LA CONCENTRACION DE Ti

La solidificación de las aleaciones refinadas a bajas velocidades de enfriamiento fijan la temperatura de nucleación (T_N) en un intervalo de 548 a 554°C, mientras que a bajas concentraciones de Ti presentan un comportamiento disperso, de tal forma que al refinar las aleaciones, la T_N disminuye para la condición sin modificar y permanece constante en la de modificación, figura 5.13e, la T_{Min} aumenta en las aleaciones modificadas con alto contenido de Fe y disminuye para las demás condiciones, excepto para la de metal blanco, figura 5.13f, mientras que el subenfriamiento (ΔT) aumenta en las aleaciones sin modificación y disminuye en las modificadas con alto Fe, figura 5.13a; por lo que respecta a la temperatura de la meseta eutéctica (T_G), ésta disminuye en la condición de modificación con baja concentración de Fe y aumenta con alto contenido de Fe y en la condición de metal blanco, fig. 5.13g. En cuanto a los períodos, los tres (t_1 , t_2 , t_3) disminuyen en las aleaciones modificadas con alto Fe y aumentan con las que contienen bajo Fe, en las demás aleaciones se presenta un comportamiento aleatorio que es indicado en las figuras 5.13b,c,d.

Las aleaciones refinadas que solidifican a altas velocidades de enfriamiento presentan un aumento en su temperatura de nucleación (T_N), excepto en la condición de modificación con bajo contenido de Fe, en la cual permanece

constante. La temperatura de la meseta eutéctica (T_G) aumenta en las condiciones que contienen alta concentración de Fe y disminuye en las aleaciones modificadas bajo contenido de Fe, en tanto que en la condición de metal blanco permanece constante, figuras 5.13e,g. La duración de la reacción fluctúa en el orden de 6.5 segundos, en los cuales es incrementada en las condiciones de metal blanco y de modificación con alto contenido de Fe, figura 5.13d.

5.2.3.4 EFECTO DE LA CONCENTRACION DE Sr

El efecto que tiene el proceso de modificación en la solidificación de la fase eutéctica principal a bajas velocidades de enfriamiento es la de aumentar la temperatura de nucleación T_N en las aleaciones refinadas con alto Fe y la de incrementar T_{Min} en las aleaciones con alto Fe y sin refinamiento con bajo Fe, de tal manera que el subenfriamiento (ΔT) y el período t_1 disminuyen, excepto en la condición de bajo Fe sin refinamiento, figuras 5.14a,b,e,f. La temperatura de la meseta eutéctica se incrementa ligeramente en las aleaciones sin refinamiento y no tiene efecto en las refinadas, los períodos t_2 y t_3 disminuyen en las aleaciones de bajo Fe sin refinamiento y de alto Fe con refinamiento, mientras que en las aleaciones sin refinamiento con alto Fe aumenta su período t_2 pero disminuye su período total t_3 , en tanto que las aleaciones refinadas con bajo Fe aumentan sus períodos t_2 y t_3 , figuras 5.14c,d,g.

Cuando las aleaciones son sometidas a velocidades de enfriamiento altas se incrementa la temperatura de nucleación (T_N), excepto en las aleaciones refinadas con bajo Fe. La temperatura de la meseta eutéctica (T_G) también aumenta en las aleaciones de refinamiento con alta concentración de Fe y sin refinamiento con bajo Fe, mientras que disminuye en las aleaciones sin refinamiento con alto Fe y refinadas con bajo Fe. Por lo que respecta a su período t_3 , éste aumenta en la condición de refinamiento con alto Fe y sin refinamiento con bajo Fe dentro de un intervalo de 6.5 segundos, figuras 5.14d,e,g.

5.2.4 SOLIDIFICACION DEL EUTECTICO COMPLEJO Al-Si-Cu-Mg

5.2.4.1 EFECTO DE LA TEMPERATURA DE VACIADO

La solidificación del eutéctico complejo a baja velocidad de enfriamiento no es afectado significativamente al disminuir la temperatura de vaciado en su período t_2 , a excepción de la aleación modificada con baja concentración de Fe pero es a una temperatura muy baja (633.4°C) a la cual tiende a incrementar su período, figura 5.15b. El período de nucleación (t_1) y el de la duración total de la reacción (t_3) son afectados representativamente, en donde, el primero disminuye para las diferentes aleaciones con la excepción de las aleaciones modificadas con alto contenido de Fe, figura 5.15a, mientras que las aleaciones con alta concentración de Fe aumentan la duración total de la solidificación de la reacción (t_3) en la condición de refinamiento y disminuye en la de metal blanco, las de bajo Fe lo reducen y se incrementa ligeramente en la aleación modificada pero a una temperatura muy baja, figura 5.15c. Por lo que respecta al subenfriamiento (ΔT), éste se incrementa al disminuir la temperatura de vaciado, figura 5.15e.

La solidificación del eutéctico a velocidades altas de enfriamiento provoca un incremento en su duración total al disminuir la temperatura de vaciado con la excepción de la condición de metal blanco con bajo Fe, que tiende a bajar, y la de refinamiento con bajo Fe, que no es afectada, figura 5.15d.

Para el análisis del efecto de la concentración en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg se consideraron temperaturas mínimas de 699.7°C y 696.5°C para enfriamiento lento y rápido, respectivamente.

5.2.4.2 EFECTO DE LA CONCENTRACION DE Fe

Al incrementar la concentración de Fe en las aleaciones enfriadas lentamente se reduce T_N , T_{Min} , T_G y ΔT , figuras 5.16a,e,f,g, de tal manera que se incrementa el período de nucleación (t_1), permanece constante el período de recalentamiento (t_2) y el período total de la reacción (t_3) se incrementa, siendo

este último de manera más significativa en las aleaciones refinadas, figuras 5.16b,c,d.

El comportamiento que presentan las aleaciones enfriadas rápidamente es el de reducir T_N y T_G de una manera más drástica que las de enfriamiento lento a consecuencia de que las primeras elevan su temperatura de nucleación (T_N) y disminuyen su temperatura de crecimiento (T_G) con respecto a las de enfriamiento lento. El período t_3 de las primeras está comprendido dentro de un intervalo de 4.3 segundos, figuras 5.16e y g, en la figura C-4 se aprecia que el período t_3 disminuye cuando se incrementa la concentración de Fe.

5.2.4.3 EFECTO DE LA CONCENTRACION DE Ti

La solidificación de las aleaciones refinadas a bajas velocidades de enfriamiento no presenta una T_{Min} , por lo que tampoco se registran los períodos t_1 y t_2 , figuras 5.17b,c,f, por lo que respecta a T_N , ésta aumenta, excepto en las aleaciones modificadas con baja concentración de Fe, mientras que T_G tiene una ligera reducción (prácticamente constante) en sus diferentes aleaciones, que ocasionan un aumento en la duración de la reacción (t_3), excepto en aleaciones modificadas con baja concentración de Fe, figuras 5.17d,e,g.

Las aleaciones refinadas que solidifican a altas velocidades de enfriamiento presentan un aumento en T_N y T_G en aleaciones modificadas con alto Fe y sin modificación con bajo Fe disminuyen, de tal manera que el período total de la reacción (t_3) disminuye en las aleaciones con alto Fe y aumenta en la de bajo Fe sin modificación, figuras 5.17d,e,g.

5.2.4.4 EFECTO DE LA CONCENTRACION DE Sr

El efecto del proceso de modificación en la solidificación del eutéctico complejo es la disminución de T_N en aleaciones refinadas, mientras que en aleaciones sin refinamiento T_N y T_{Min} aumentan, de tal manera que el subenfriamiento (ΔT) disminuye drásticamente en las aleaciones sin refinamiento con bajo Fe pero no tiene efecto en las de alto Fe, figuras

5.18a,e,f,g. La temperatura de crecimiento (T_G) aumenta ligeramente en aleaciones sin refinamiento con bajo Fe y disminuye en las refinadas con alto Fe, figura 5.18g. El período de nucleación (t_1) tiene un comportamiento al azar, t_2 tiene un ligero incremento y t_3 experimenta un incremento en las aleaciones sin refinamiento y un decremento en las aleaciones refinadas, figuras 5.18b,c,d.

La solidificación del eutéctico complejo en aleaciones refinadas a velocidades de enfriamiento altas disminuyen su T_N en aleaciones con bajo Fe y en aleaciones sin refinamiento con alto Fe, mientras que lo aumentan las aleaciones refinadas con alto Fe; por lo que respecta a la temperatura de crecimiento (T_G), ésta se incrementa en aleaciones con baja concentración de Fe y en aleaciones refinadas con alto Fe pero disminuye en aleaciones sin refinamiento con bajo Fe, figuras 5.18e,g. Ambos fenómenos se conjugan y producen una reducción en su período t_3 , figura 5.18d.

5.3 PROPIEDADES MECANICAS

La magnitud de las propiedades mecánicas, indicadas en el Apéndice D para cada uno de los tratamientos metalúrgicos y sus combinaciones, se obtuvieron de la curva esfuerzo-deformación real que es descrita en la figura 5.19 y cuyas curvas se encuentran en el Apéndice E. La magnitud de la dureza Brinell en estas condiciones se realizó a partir de un promedio del diámetro de la huella, figura 5.20, cuyos valores y desviaciones finales se indican en la Tabla 5.1.

5.3.1 EFECTO DE LA CONCENTRACION DE Fe

El resultado de la adición de Fe en la propiedades mecánicas es señalado en la Tabla 5.2 y en las figuras 5.21a-f, en donde se puede apreciar que, la magnitud máxima de dureza se obtiene con concentraciones altas de Fe en la condición de metal blanco, figura 5.21a, sin embargo, la mayor respuesta de la dureza al incrementar la concentración de Fe, se presenta en las aleaciones modificadas, ya que su magnitud aumenta en un 21.4%, figura 5.21f.

La magnitud máxima del porcentaje de elongación se obtiene a la condición de modificación sin refinamiento, figura 5.21b, mientras que la condición que degrada de manera más notable esta propiedad es la de refinamiento con modificación ya que el porcentaje de elongación cae en un 62.9%, figura 5.21f.

La magnitud máxima del esfuerzo a la fractura (σ_f) se obtiene a la condición de metal blanco con concentraciones altas de Fe y es la que responde de una manera más efectiva, ya que aumenta en una magnitud de 8.1% al incrementar el porcentaje de Fe, figura 5.21f. Las aleaciones modificadas tienden a incrementar esta propiedad y las que no tienen el proceso de modificación lo disminuyen, figura 5.21c.

El esfuerzo de fluencia (σ_y) aumenta en las diferentes aleaciones al incrementar el contenido de Fe, alcanzando las magnitudes máximas para la condición de refinamiento con modificación, figura 5.21d, y es la que presenta una mayor respuesta, ya que su valor se incrementa en un 13.7%, figura 5.21f.

La tenacidad desciende en las diferentes aleaciones al incrementar el contenido de Fe, excepto en la condición de metal blanco, figura 5.21e, de tal manera que la propiedad es degradada de forma mas representativa en aleaciones refinadas sin modificación, ya que la propiedad disminuye en un 34.4%, figura 5.21f.

5.3.2 EFECTO DE LA CONCENTRACION DE Sr

El resultado de la inoculación con Sr en la propiedades mecánicas es indicado en las figuras 5.22a-f, en donde se puede evaluar que, la magnitud máxima de dureza se obtiene en aleaciones sin refinamiento con alto contenido de Fe, figura 5.22a, a pesar de presentar una ligera caída en esta propiedad al momento de modificar. Las aleaciones que presentan una mayor respuesta al tratamiento de modificación (aumento en la dureza en un 11.2%) son las refinadas con baja concentración de Fe, figura 5.22f.

El porcentaje de elongación máximo se obtiene para la condición de tener un material refinado con bajo contenido de Fe, figura 5.22b, y es la condición que responde de manera más eficaz en esta propiedad al incrementar su magnitud en el porcentaje de elongación hasta en un 97.5%, figura 5.22f.

El esfuerzo de fluencia mayor (σ_y) se presenta en aleaciones refinadas con alto contenido de Fe a pesar del ligero incremento en esta propiedad (1.6%), figura. 5.22c,f. La condición que presenta una mayor respuesta al tratamiento de modificación es la aleación sin refinamiento con bajo contenido de Fe con un incremento porcentual de 9.7, figura 5.22f.

La magnitud máxima del esfuerzo a la fractura (σ_f) se presenta a la condición de tener un material sin refinamiento con alto contenido de Fe, figura 5.22d, a pesar de la disminución que se presenta al modificar dicha aleación (tiene una caída de 1.3%), figura 5.22f. La condición que presenta una mayor respuesta al tratamiento de modificación es la de un material refinado con concentración baja de Fe al tener un incremento de 3.3%, figura 5.22f.

La tenacidad a la fractura alcanza una magnitud mayor en la condición de bajo Fe sin refinamiento, figura. 5.21e, y corresponde a la aleación de mayor respuesta al tratamiento de modificación (se presenta un aumento de 35.6%), figura 5.22f.

5.3.3 EFECTO DE LA CONCENTRACION DE TI

El resultado del tratamiento con Ti en las propiedades mecánicas se indica en las figuras 5.23a-f, en donde se puede apreciar que, la magnitud mayor de la dureza a concentraciones bajas de Ti se presenta en aleaciones con alto contenido de Fe y como consecuencia de la mayor caída de la dureza en el material carente de modificación en aleaciones refinadas, la magnitud mayor corresponde a la condición modificada, figura 5.23a. Las aleaciones que presentan una mayor respuesta en el incremento de esta propiedad corresponde a material modificado con bajo contenido de Fe, ya que se presenta un aumento de 7.2%, figura 5.23f.

El porcentaje máximo de elongación se presenta en material modificado con bajo contenido de Fe a bajas y altas concentraciones de Ti, figura 5.23b, esta condición, además, es la que presenta una mayor respuesta al tratamiento de refinamiento al tener un incremento de 27.6%, figura 5.23f.

El esfuerzo de fluencia de mayor magnitud (σ_y) se obtiene en aleaciones modificadas con alto contenido de Fe a bajas y altas concentraciones de Ti, figura 5.23c, mientras que la condición que presenta una mayor respuesta al tratamiento de refinamiento es la aleación sin modificación con baja concentración de Fe con un incremento de 12.1%, figura 5.23f.

La magnitud máxima del esfuerzo a la fractura (σ_f) se presenta en el material sin modificación con alto contenido de Fe para una concentración baja de Ti, mientras que a concentraciones altas corresponde a la condición de un material modificado con bajo contenido de Fe como consecuencia de la drástica caída en la magnitud de esta propiedad en las aleaciones con alto Fe, figura 5.23d. Las aleaciones que presentan una mayor respuesta en el aumento de esta propiedad al realizarse el tratamiento de refinación son las que contienen un contenido bajo de Fe, ya que experimentan un incremento de 1.1%, figura 5.23f.

La tenacidad a la fractura alcanza un valor mayor en aleaciones modificadas con bajo contenido de Fe en concentraciones bajas y altas de Ti, a pesar de la disminución que presenta en esta propiedad al realizarse el tratamiento de refinamiento (cae en un 11.3%), figura 5.23f. La tenacidad cae para todas las condiciones, excepto para la de bajo Fe con modificación que representa un aumento de 8.5%, figura 5.23e.

5.3.4 RESPUESTA DE LAS PROPIEDADES MECANICAS EN EL METAL BLANCO

5.3.4.1 EFECTO DE LAS CONDICIONES DE VACIADO

La presencia del intermetálico Al_5FeSi está asociado con altos contenidos de Fe, lo que permite predecir que cuando la aleación contenga una concentración alta en Fe las propiedades mecánicas serán menos favorables. Sin embargo, los resultados experimentales demuestran lo contrario, ya que en condiciones de vaciado (sin tratamiento de metal), los esfuerzos de fluencia y de fractura se incrementan con la adición de Fe y, aunque era esperado un aumento en la dureza, ésta se presentó junto con un aumento en el porcentaje de elongación, figuras 5.24a-e. La presencia de este fenómeno contradictorio se debe a que el material con concentración baja en Fe está combinado con un contenido bajo de Mn (la relación Fe/Mn está comprendida en una relación de 0.33 a 0.40), de tal manera que el efecto neutralizador del Mn no es efectivo y, probablemente, la morfología de los intermetálicos presentes se encuentran en la forma de grandes agujas o placas que son generadoras de fragilidad y microporosidad en el material.

5.3.4.2 EFECTO DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS

Las aleaciones con baja concentración de Fe, en la condición de metal blanco, son más susceptibles al tratamiento térmico, de tal manera que la magnitud que se alcanza en cada una de las propiedades mecánicas es superior a las de alto Fe, excepto en el tratamiento de solubilización a 460°C para el esfuerzo máximo a la fractura (σ_f) y la tenacidad, figuras 5.24a-e. El porcentaje de elongación aumenta conforme se incrementa la temperatura de solubilización en aleaciones con bajo contenido de Fe y disminuye en las de baja concentración de Fe, figura 5.24e; mientras que el esfuerzo máximo (σ_f) y el de fluencia (σ_y), que alcanzan una mayor magnitud a una concentración baja en Fe al incrementar la temperatura de solubilización, se conjugan para aumentar la capacidad del material a absorber energía antes de la fractura con respecto a las aleaciones con alto contenido de Fe, figuras 5.24b,c,d.

5.3.5 RESPUESTA DE LAS PROPIEDADES MECANICAS EN ALEACIONES REFINADAS

5.3.5.1 EFECTO DE LAS CONDICIONES DE VACIADO

El tratamiento de refinamiento promueve en las aleaciones con baja concentración de Fe que se presente una magnitud mayor en el porcentaje de elongación y en la tenacidad, así como una reducción de la dureza, a pesar de la baja concentración de Mn, con respecto a las aleaciones con alto contenido de Fe, figuras 5.25a-e.

5.3.5.2 EFECTO DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS

Las aleaciones refinadas con baja concentración de Fe presentan un porcentaje de elongación de mayor magnitud, ya que, mientras las aleaciones de con alto contenido de Fe lo disminuyen al elevar la temperatura de solubilización, las aleaciones con baja concentración de Fe experimentan una disminución en su magnitud a la temperatura de 480°C pero se incrementa representativamente a 500°C, figura 5.25a. La mayor susceptibilidad de las aleaciones con bajo contenido de Fe al endurecimiento al incrementar la temperatura de solubilización es afectada por el proceso de refinamiento, de tal manera que el efecto es mayor en las aleaciones con alta concentración de Fe, figura 5.25e.

El esfuerzo de fluencia (σ_y) se incrementa al refinar a las aleaciones con alto contenido de Fe, al grado de presentar magnitudes semejantes a las de bajo Fe, figura 5.25c, en tanto que el esfuerzo máximo a la fractura (σ_f) es de mayor magnitud en las aleaciones que contienen alto Fe a pesar del efecto de estas últimas a aumentar con la temperatura de solubilización, figura 5.25d, de tal manera que ambas propiedades se combinan para producir una mayor tenacidad en las aleaciones con baja concentración de Fe, aunque éste disminuya a la temperatura de solubilización de 480°C.

5.3.6 RESPUESTA DE LAS PROPIEDADES MECANICAS EN ALEACIONES MODIFICADAS

5.3.6.1 EFECTO DE LAS CONDICIONES DE VACIADO

El impacto de la modificación con estroncio se refleja en un incremento en la tenacidad de manera significativa, de tal forma que los esfuerzo de fluencia (σ_y) y de fractura (σ_f) también aumentan, disminuye la dureza del material y aumenta el porcentaje de elongación con respecto al metal base en aleaciones con baja concentración de Fe, figuras 5.26a-e, lo que hace suponer que el efecto del modificador Sr radica, además de la modificación de los cristales de silicio, en la refinación de la morfología del intermetálico Al_5FeSi sin necesidad de tener aleaciones sobremodificadas.

5.3.6.2 EFECTO DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS

Las aleaciones modificadas con baja concentración de Fe experimentan una magnitud menor en el porcentaje de elongación que en las aleaciones con alto contenido de Fe, al ser solubilizados a 460 y 480°C, sin embargo, las primeras aumentan considerablemente la magnitud de esta propiedad a una temperatura de solubilización de 500°C, mientras que en las segundas decrece, figura 5.26a. La modificación con Sr promueve, asimismo a una mayor susceptibilidad al endurecimiento por precipitación en las aleaciones con alto Fe al incrementar la temperatura de solubilización, excepto a 460°C en donde la condición con bajo Fe es ligeramente mayor, figura 5.26e.

El esfuerzo de fluencia (σ_y) alcanzado en las aleaciones con bajo contenido de Fe es mayor al ser solubilizados a 460 y 480°C y menor a 500°C que el obtenido en las aleaciones con alto Fe, entretanto el esfuerzo máximo a la fractura (σ_f) se obtiene en estas últimas aleaciones, excepto al tratamiento de solubilización de 460°C, de tal forma que la tenacidad producida es semejante en las dos condiciones, figura 5.26b,c,d.

5.3.7 RESPUESTA DE LAS PROPIEDADES MECANICAS EN ALEACIONES REFINADAS Y MODIFICADAS

5.3.7.1 EFECTO DE LAS CONDICIONES DE VACIADO

El efecto de la combinación de los procesos de refinamiento y modificación produce en las aleaciones con baja concentración de Fe un alto porcentaje de elongación, una magnitud mayor en el esfuerzo máximo (σ_f) y en la tenacidad, así como una magnitud menor en el esfuerzo de fluencia (σ_y) y en la dureza del material con respecto a las aleaciones con alta concentración de Fe, figuras 5.27a-e.

5.3.7.2 EFECTO DE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS

El porcentaje de elongación en las aleaciones con baja concentración de Fe se incrementa conforme se aumenta la temperatura de solubilización, mientras que en las de alto contenido de Fe se disminuye, figura 5.27a, y además, el endurecimiento del material es menor, figura 5.27e.

La combinación de los tratamiento de metal tiene un efecto a mantener la tenacidad a los solubilizados de 460 y 480°C pero se incrementa drásticamente a 500°C en las aleaciones de con bajo contenido de Fe, mientras que en las que contienen alto Fe disminuye conforme se incrementa la temperatura de solubilización, figura 5.27d. Los esfuerzos de fluencia (σ_y) y de fractura (σ_f) alcanzan una magnitud mayor y se incrementan conforme aumenta la temperatura de solubilización en las aleaciones con bajo contenido de Fe con respecto a las de alta concentración de Fe, figuras 5.27a-e.

5.4 EFECTO DE LAS INTERACCIONES ENTRE LOS ELEMENTOS ALEANTES PRINCIPALES

Las velocidades de enfriamiento obtenidas en los moldes de arena y metálicos que se emplearon, comprendidas en los intervalos de 0.31-0.40°C/s y 5.68-11.86°C/s respectivamente, no permiten la detección de las reacciones intermetálicas, de tal manera que los parámetros obtenidos para cada una de

las fases principales pueden estar afectados por la presencia implícita de estas reacciones, sobre todo la fase $Al\alpha$ y el eutéctico Al-Si, ya que según Bâquerud y Samuel, el intermetálico $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$ puede precipitar de manera predendrítica, dendrítica o postdendrítica, y el intermetálico Al_5FeSi puede precipitar, además, de manera coeutéctica. Por lo tanto, aunque la caracterización del proceso de solidificación pueda realizarse a las velocidades que se presentan en los procesos de manufactura, al correlacionar los parámetros obtenidos del análisis de las curvas de enfriamiento con las propiedades del producto, para predecir su comportamiento, se debe considerar que tanto la temperatura, el tiempo y la velocidad obtenida están alejados de las condiciones de equilibrio como consecuencia de la rapidez de extracción de calor en la muestra y como consecuencia, la ausencia de las reacciones intermetálicas en las curvas de enfriamiento puede afectar las magnitudes de las fases que se detectan.

Se observa una contribución benéfica del Ti que se refleja en una mejoría de la tenacidad, el porcentaje de elongación y el esfuerzo máximo en las condiciones de vaciado con baja concentración de Fe, a consecuencia de su acción homogenizadora. Sin embargo, la adición de Ti en las aleaciones con alta concentración de Fe, que contienen una relación $Fe/Mn \geq 0.5$, degradan las propiedades mecánicas alcanzadas en la primera condición y, además, su interacción con el Sr provoca una disminución de las propiedades obtenidas con el proceso de modificación, lo que hace suponer que el nivel de modificación del eutéctico Al-Si será menor que el alcanzado con la inoculación con Sr.

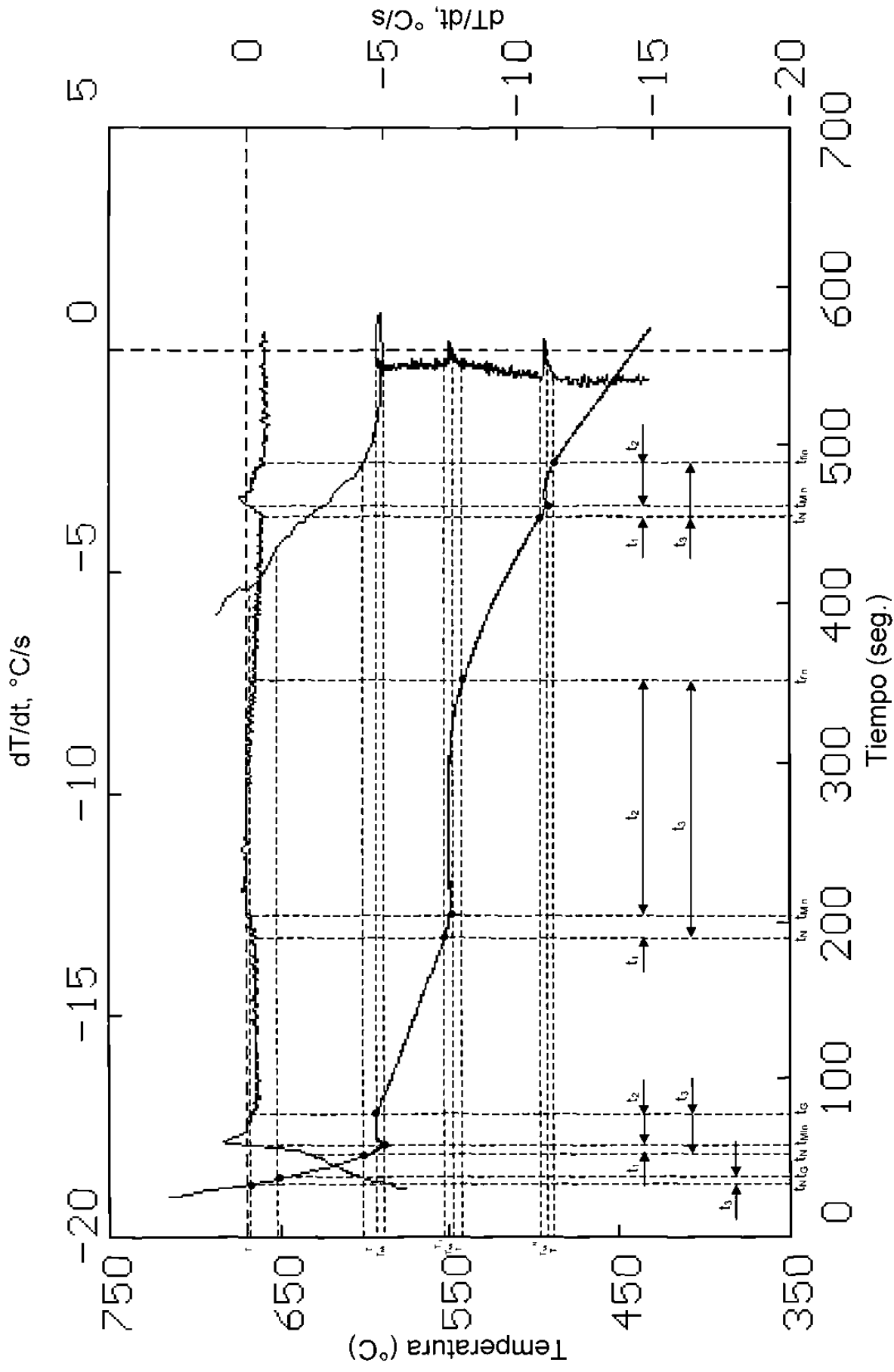


Fig. 5.1 Obtención de la magnitud de los parámetros característicos del proceso de solidificación a baja velocidad de enfriamiento en una muestra modificada con alta concentración de Fe

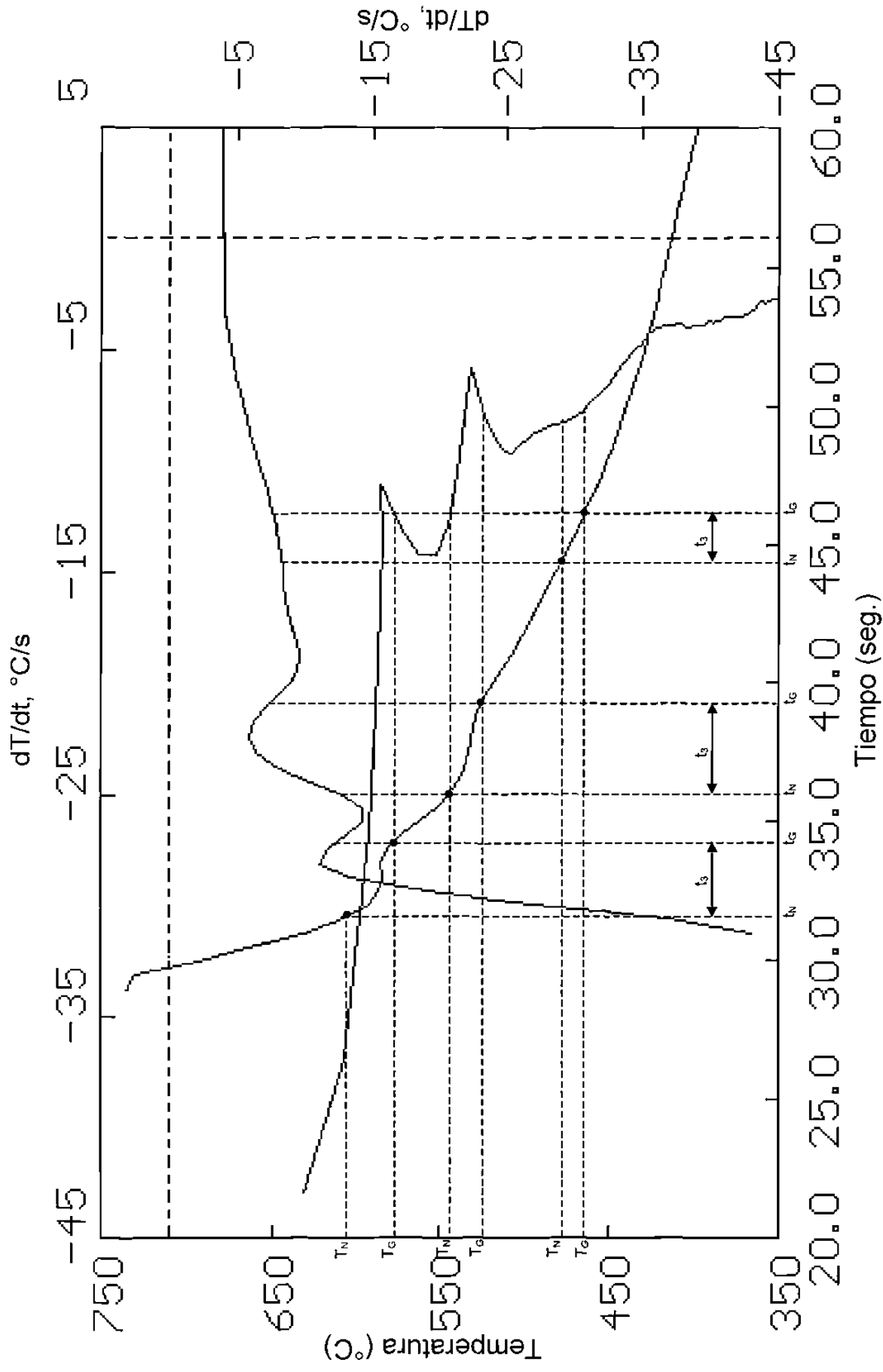


Fig. 5.2 Obtención de la magnitud de los parámetros característicos del proceso de solidificación a alta velocidad de enfriamiento en una muestra modificada con alta concentración de Fe

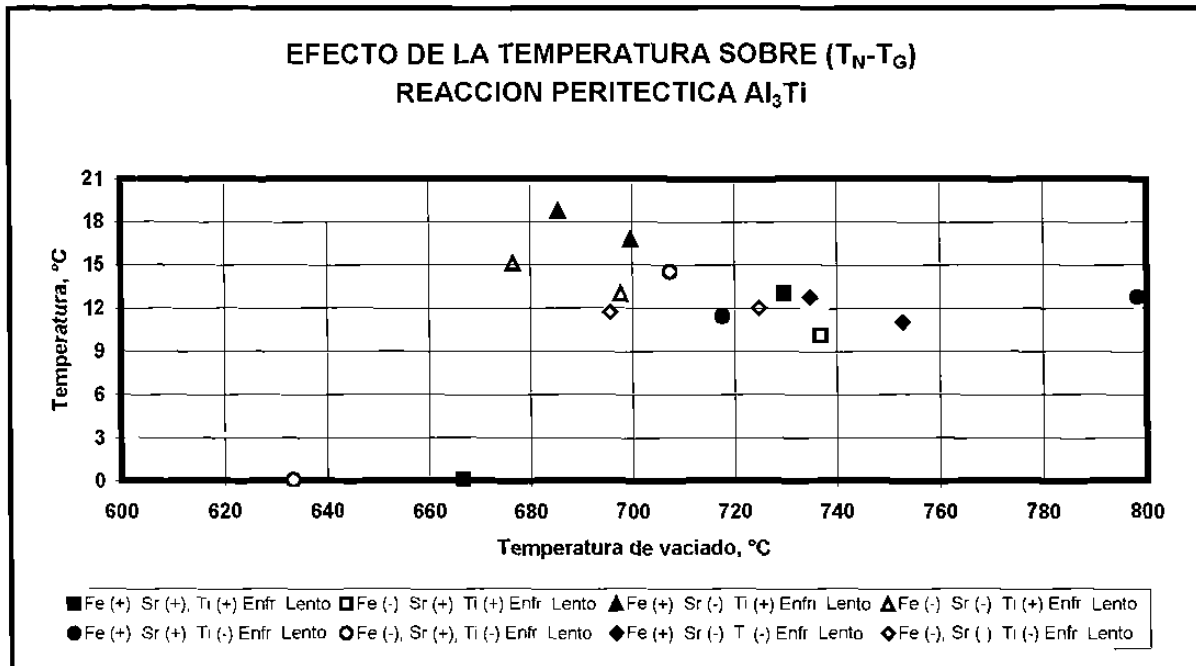


Fig. 5.3a Efecto de la temperatura de vaciado en el ΔT de la reacción peritética Al_3Ti

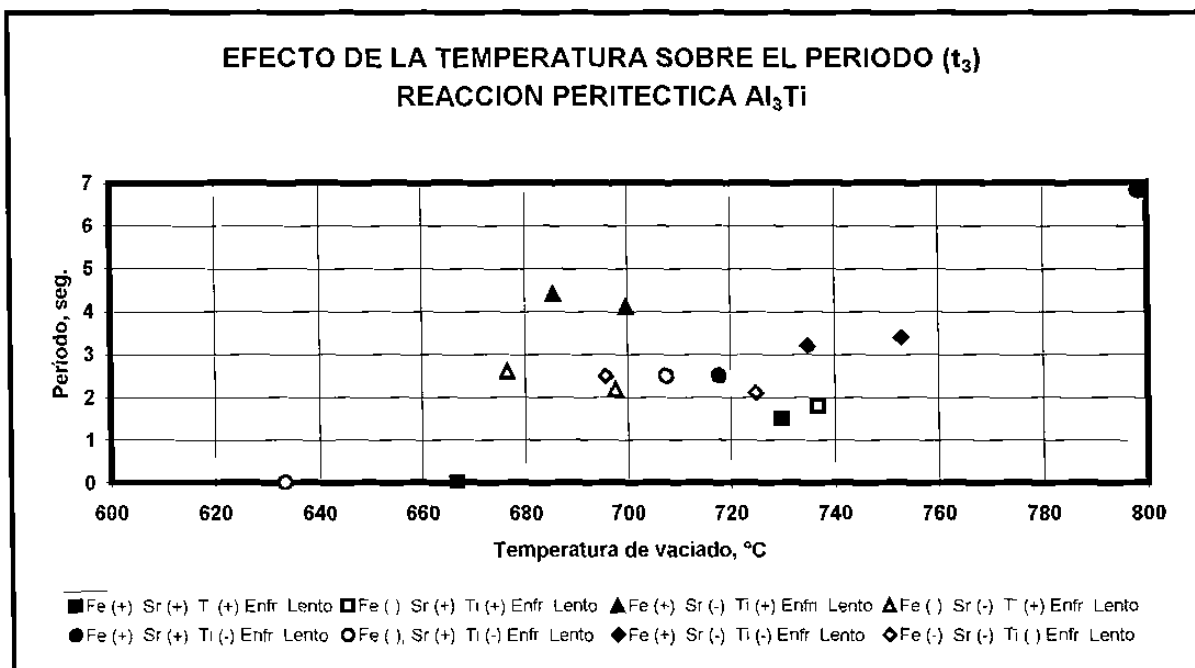


Fig. 5.3b Efecto de la temperatura de vaciado en el período de la reacción peritética Al_3Ti

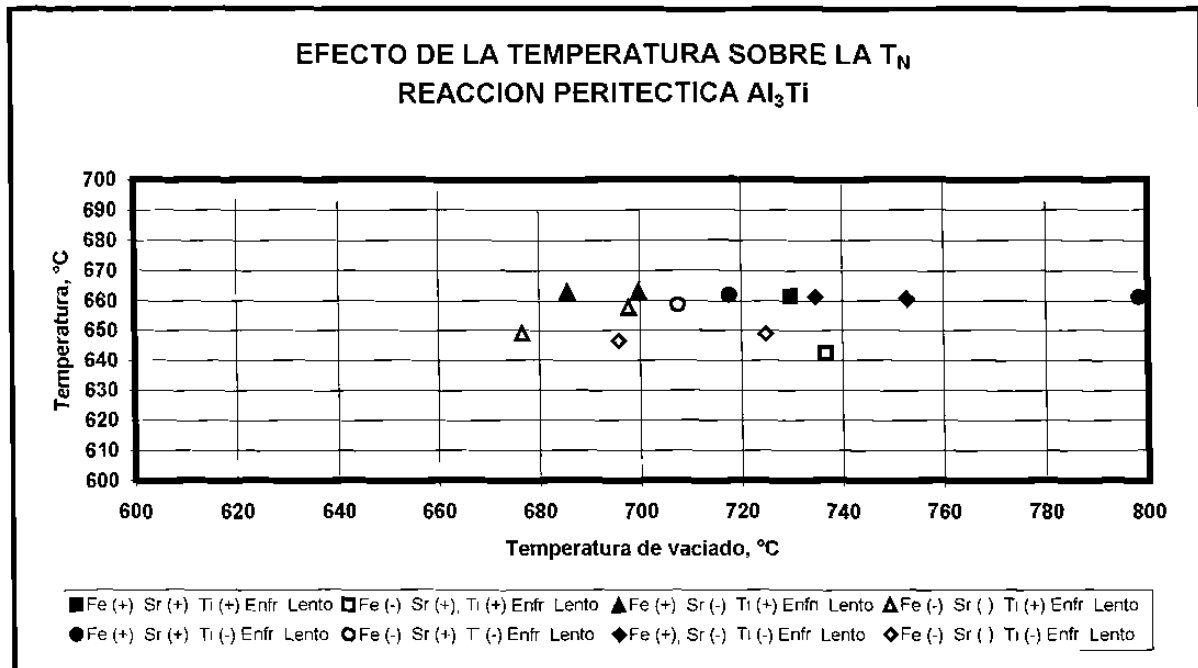


Fig. 5.3c Efecto de la temperatura de vaciado en la T_N de la reacción peritética Al_3Ti

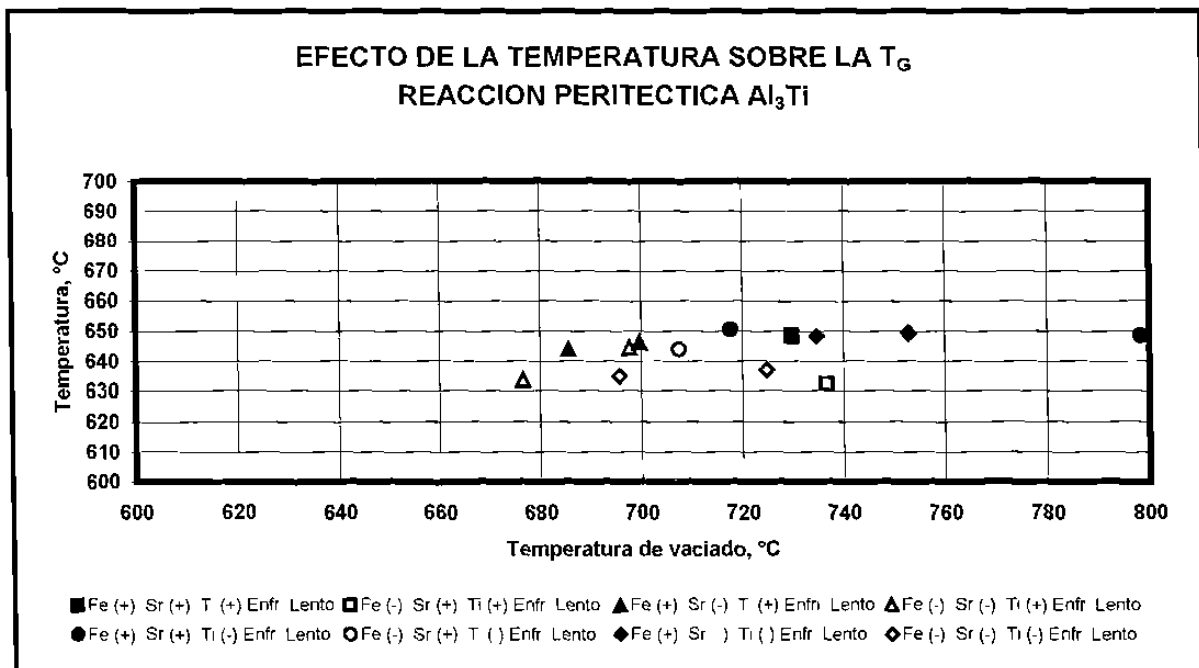


Fig. 5.3d Efecto de la temperatura de vaciado en la T_G de la reacción peritética Al_3Ti

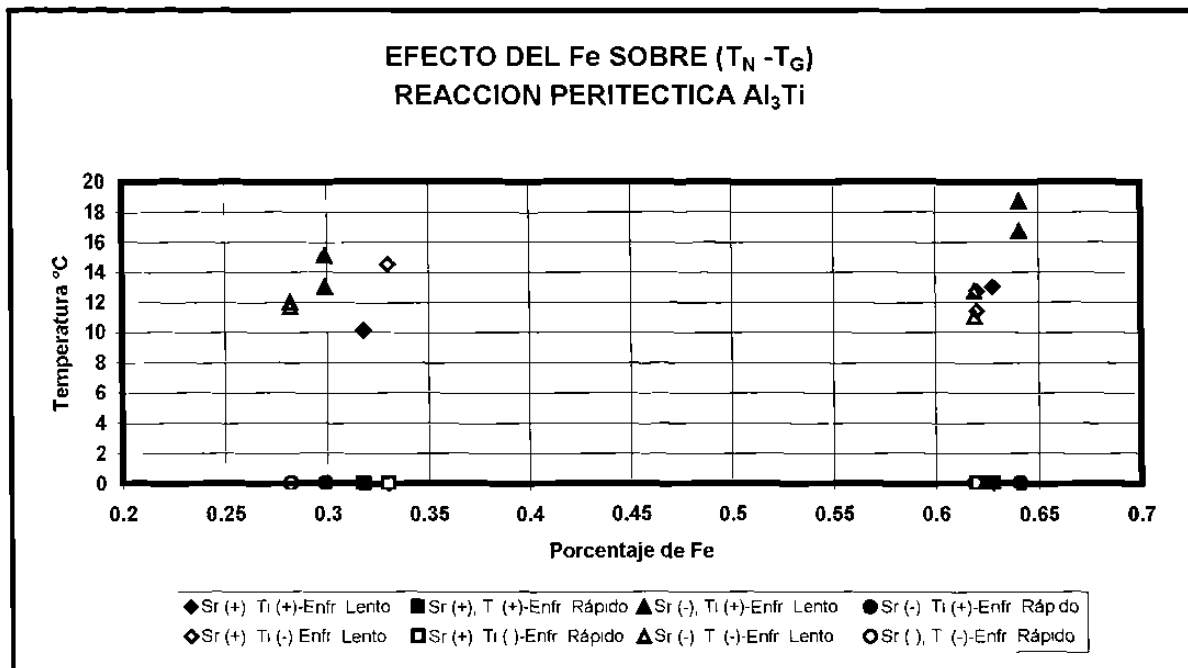


Fig. 5.4a Efecto de la concentración de Fe en la diferencia $(T_N - T_G)$ de la reacción peritética Al_3Ti

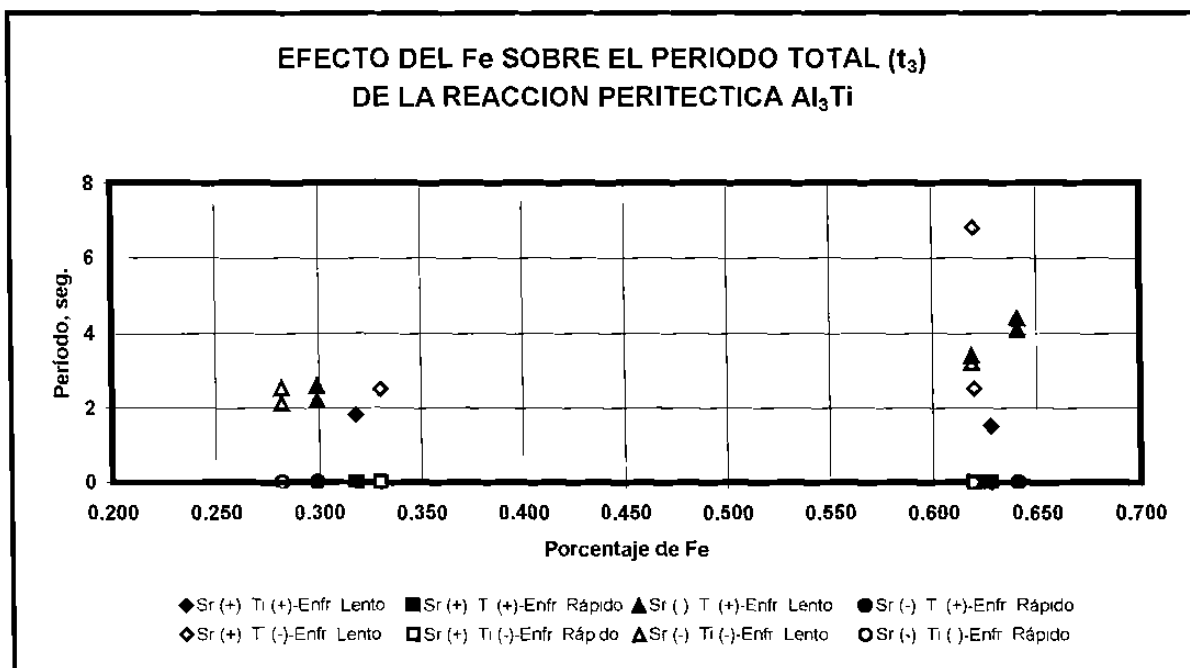


Fig. 5.4b Efecto de la concentración de Fe en el período total de la reacción peritética Al_3Ti

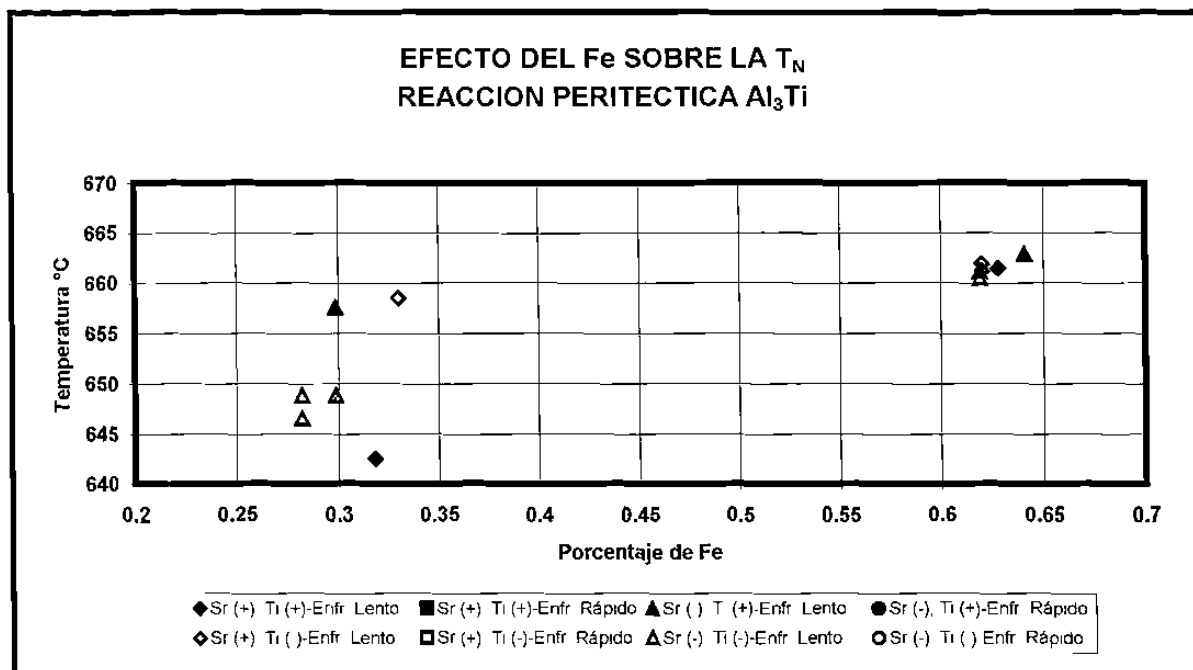


Fig. 5.4c Efecto de la concentración de Fe en la T_N de la reacción peritética Al_3Ti

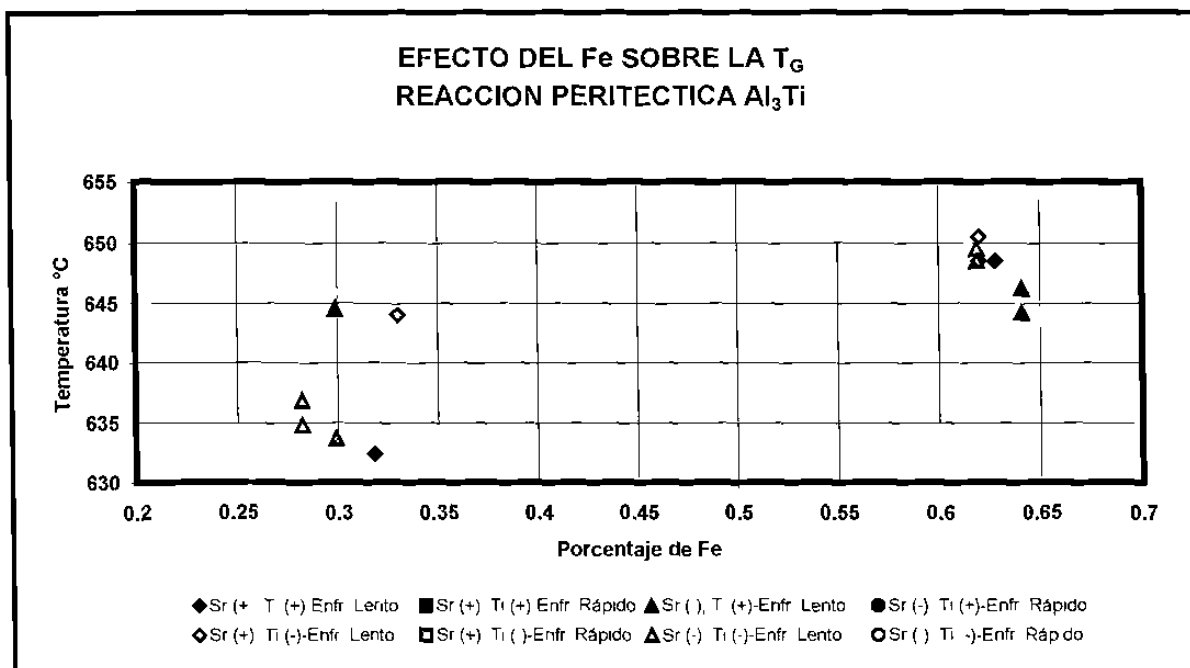


Fig. 5.4d Efecto de la concentración de Fe en la T_G de la reacción peritética Al_3Ti

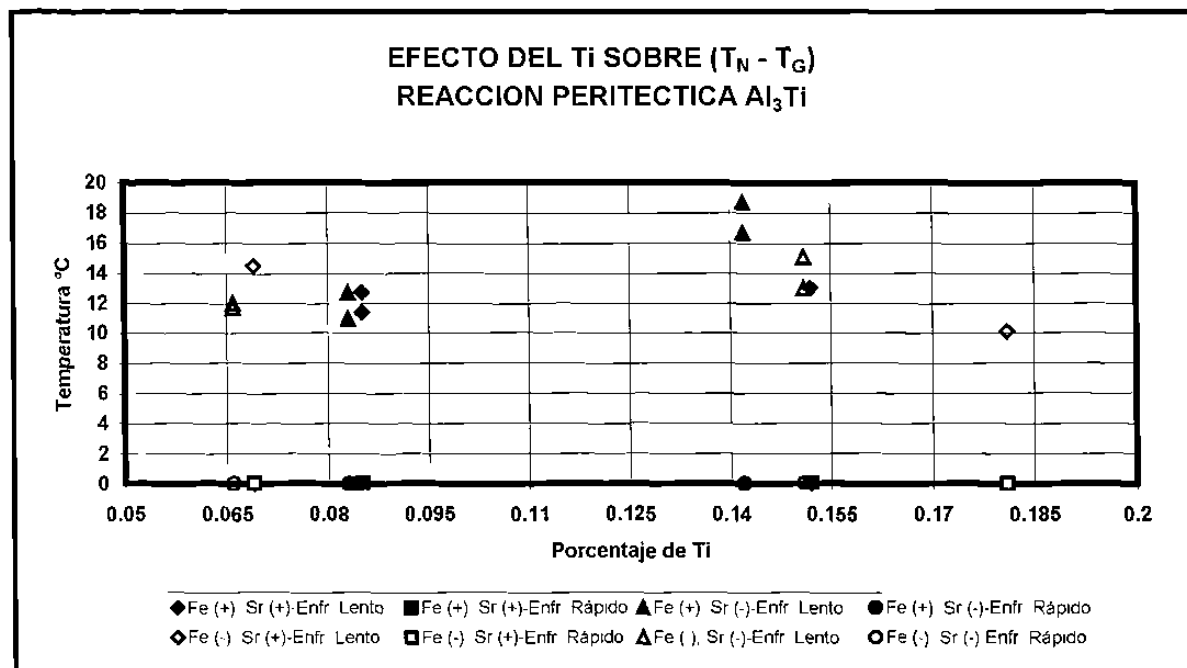


Fig. 5.5a Efecto de la concentración de Ti en $T_N - T_G$ de la reacción peritética Al_3Ti

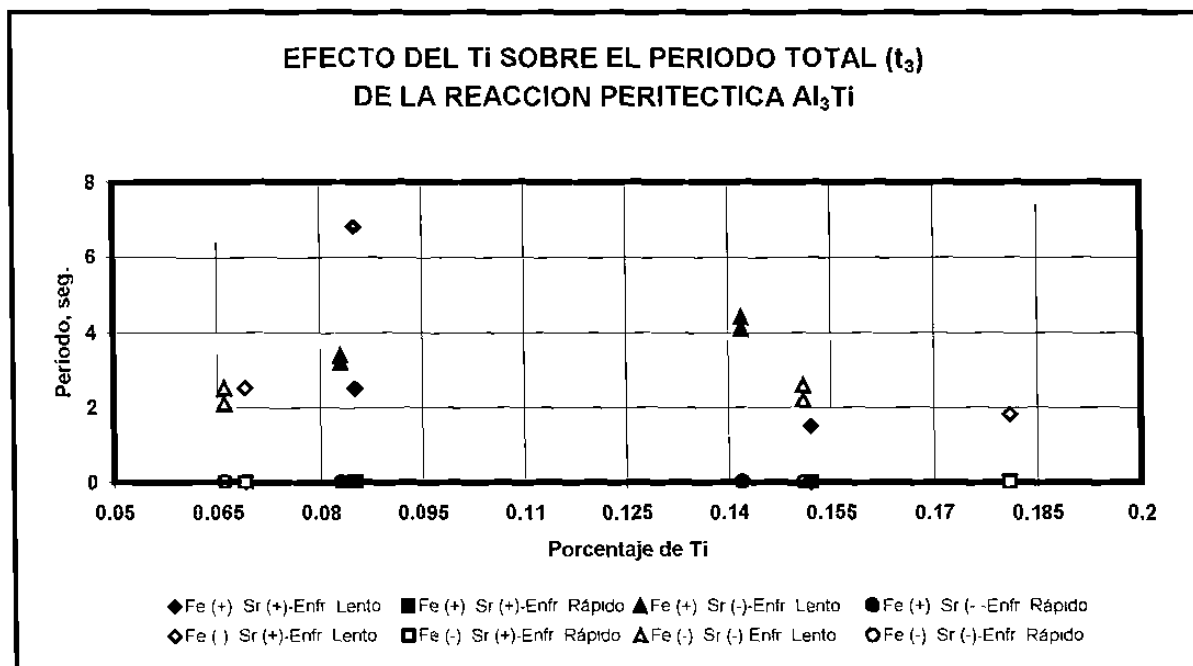


Fig. 5.5b Efecto de la concentración de Ti en el período total de la reacción peritética Al_3Ti

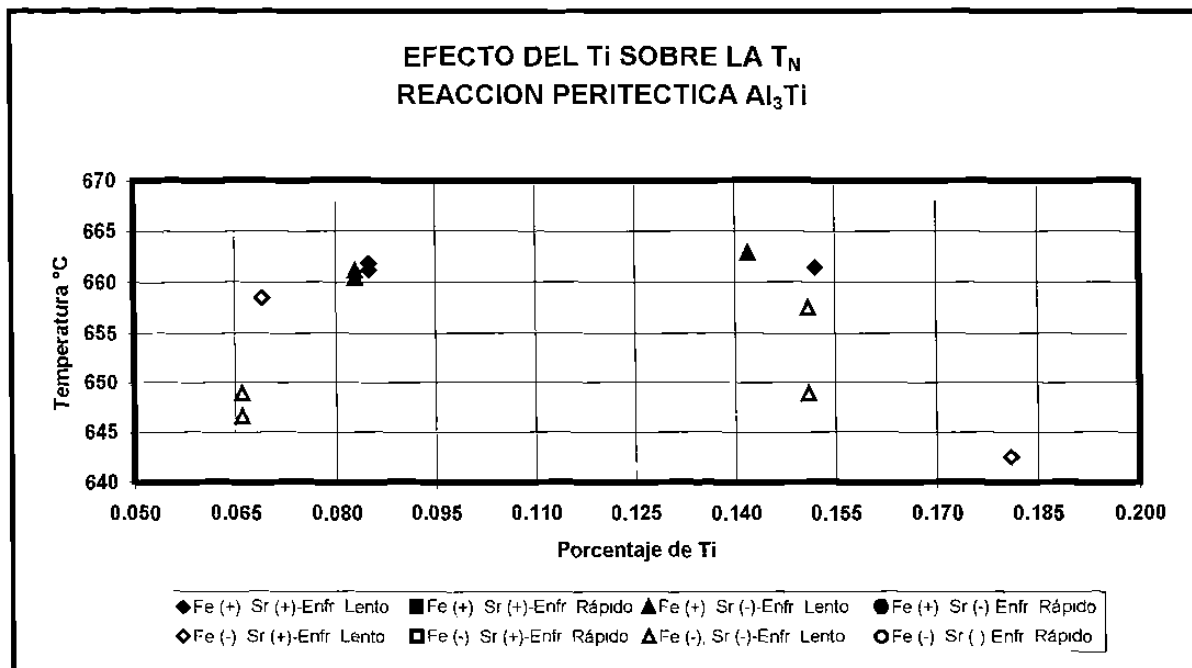


Fig. 5.5c Efecto de la concentración de Ti en la T_N de la reacción peritética Al_3Ti

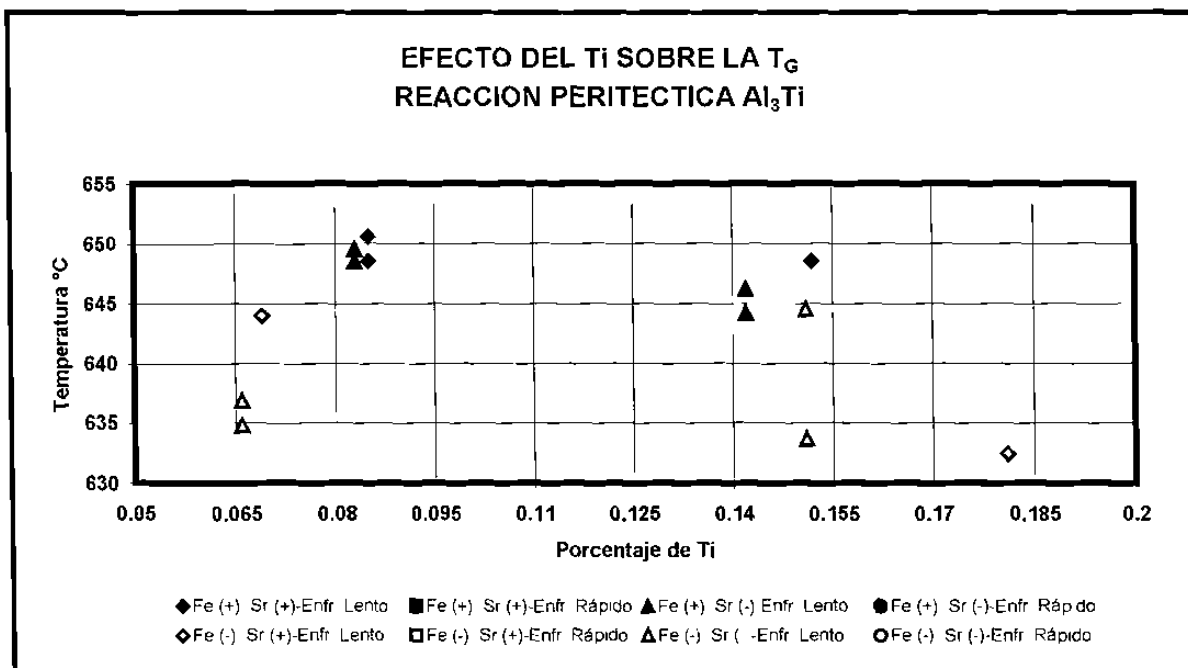


Fig. 5.5d Efecto de la concentración de Ti en la T_G de la reacción peritética Al_3Ti

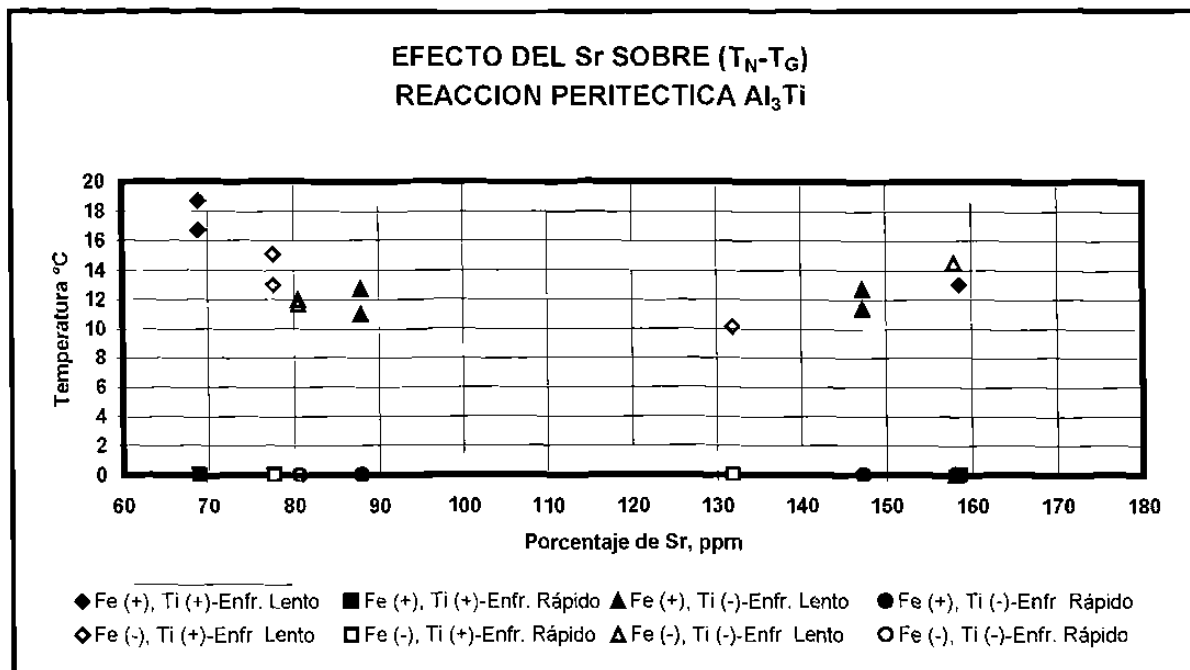


Fig. 5.6a Efecto de la concentración de Sr en $T_N - T_G$ de la reacción peritética Al_3Ti

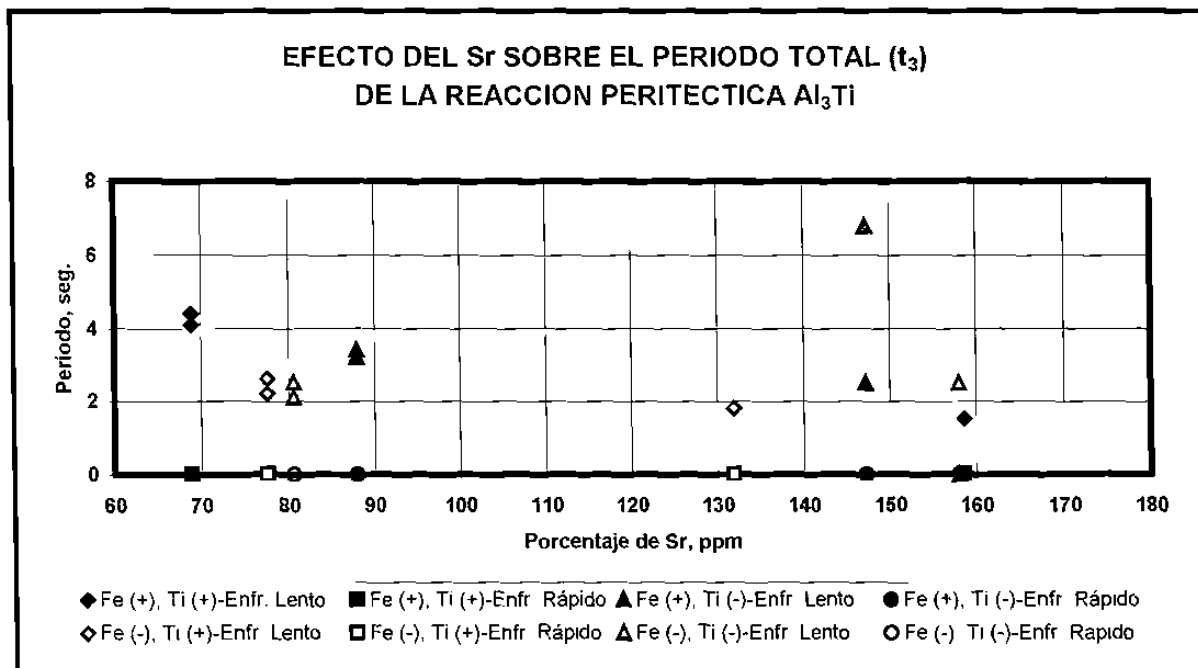


Fig. 5.6b Efecto de la concentración de Sr en el período total de la reacción peritética Al_3Ti

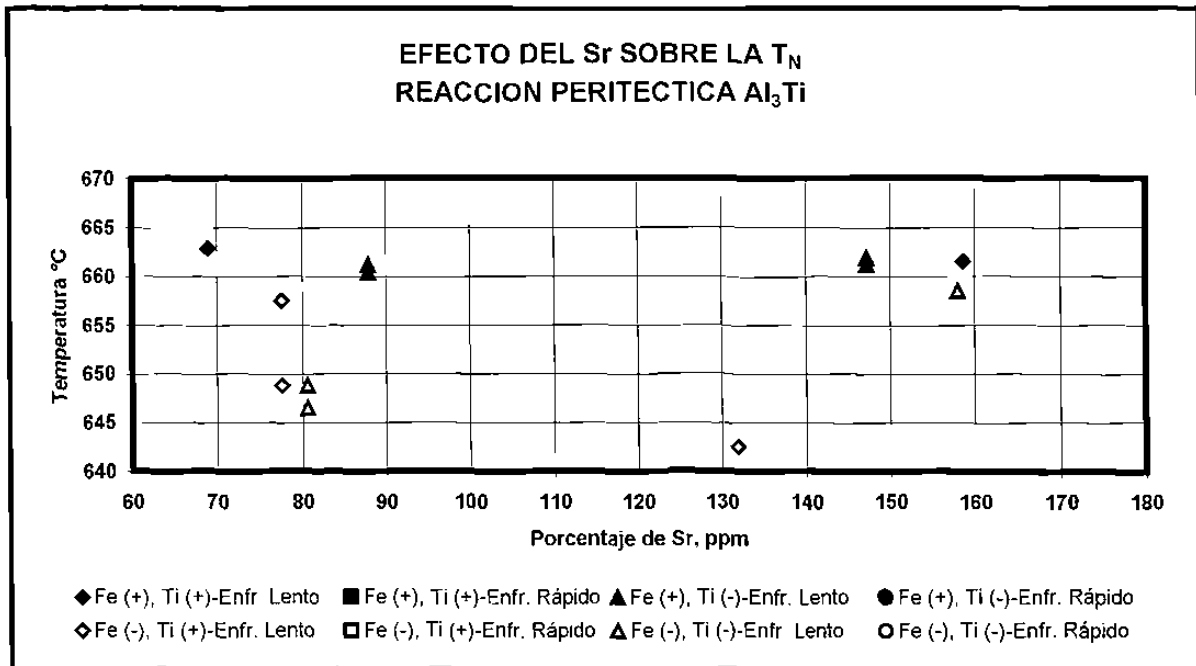


Fig. 5.6c Efecto de la concentración de Sr en la T_N de la reacción peritética Al_3Ti

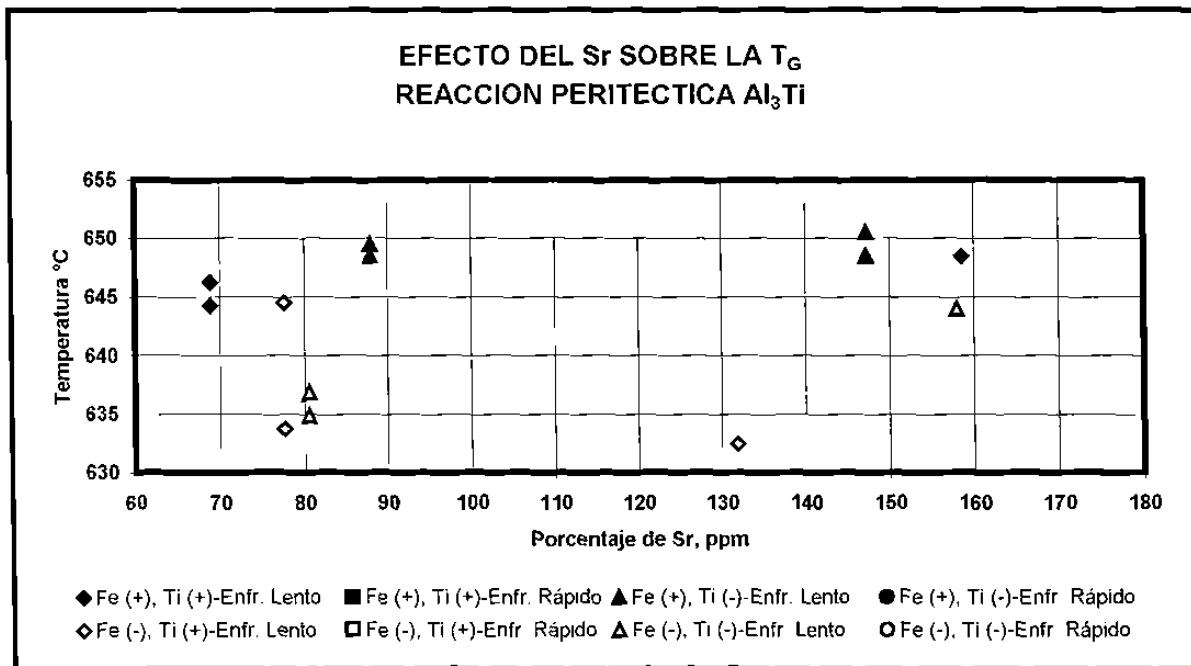


Fig. 5.6d Efecto de la concentración de Sr en la T_G de la reacción peritética Al_3Ti

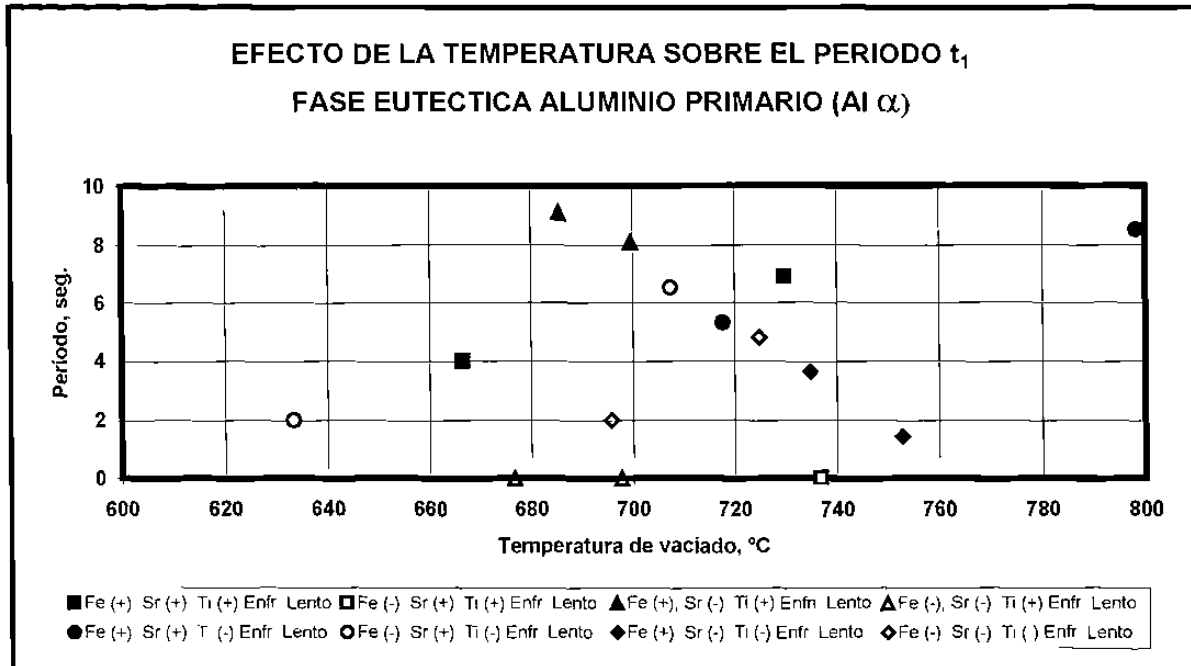


Fig. 5.7a Efecto de la temperatura de vaciado en el período t_1 en la solidificación de aluminio primario

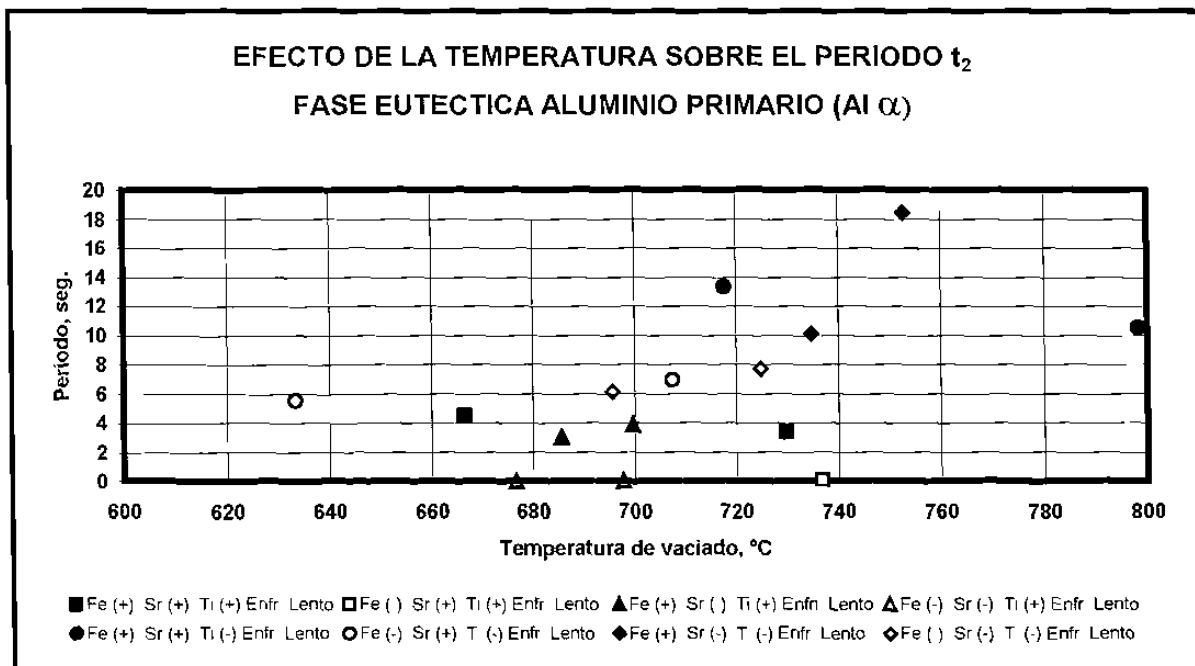


Fig. 5.7b Efecto de la temperatura de vaciado en el período t_2 en la solidificación de aluminio primario

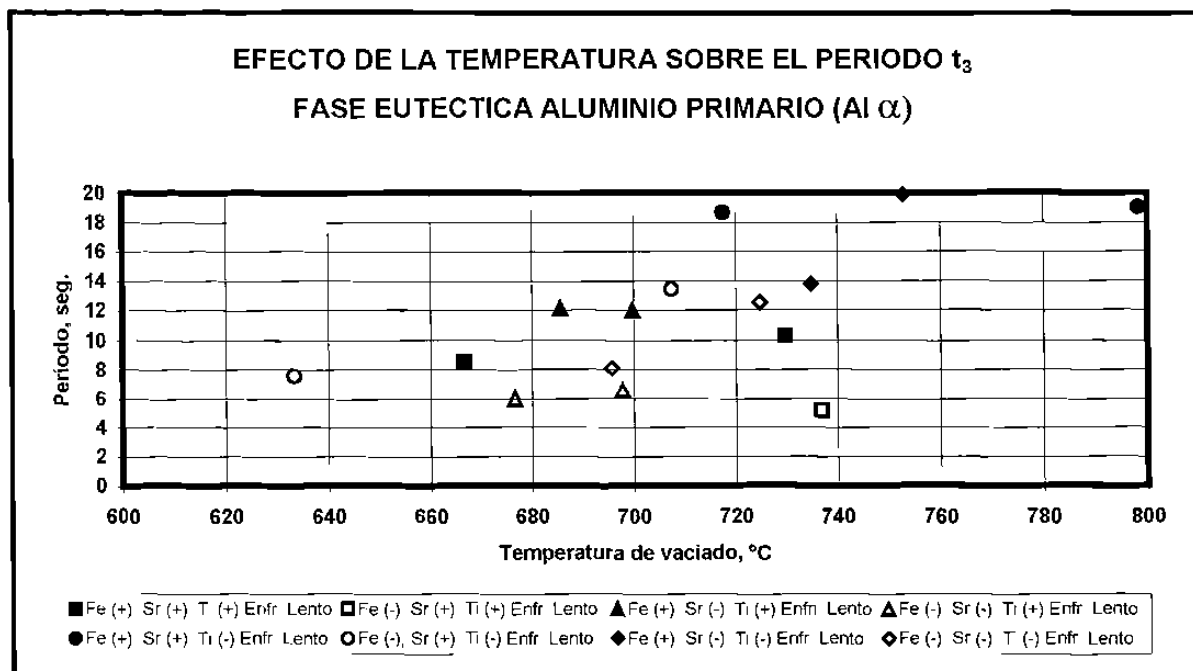


Fig. 5.7c Efecto de la temperatura de vaciado en el período t_3 en la solidificación de aluminio primario a enfriamiento lento

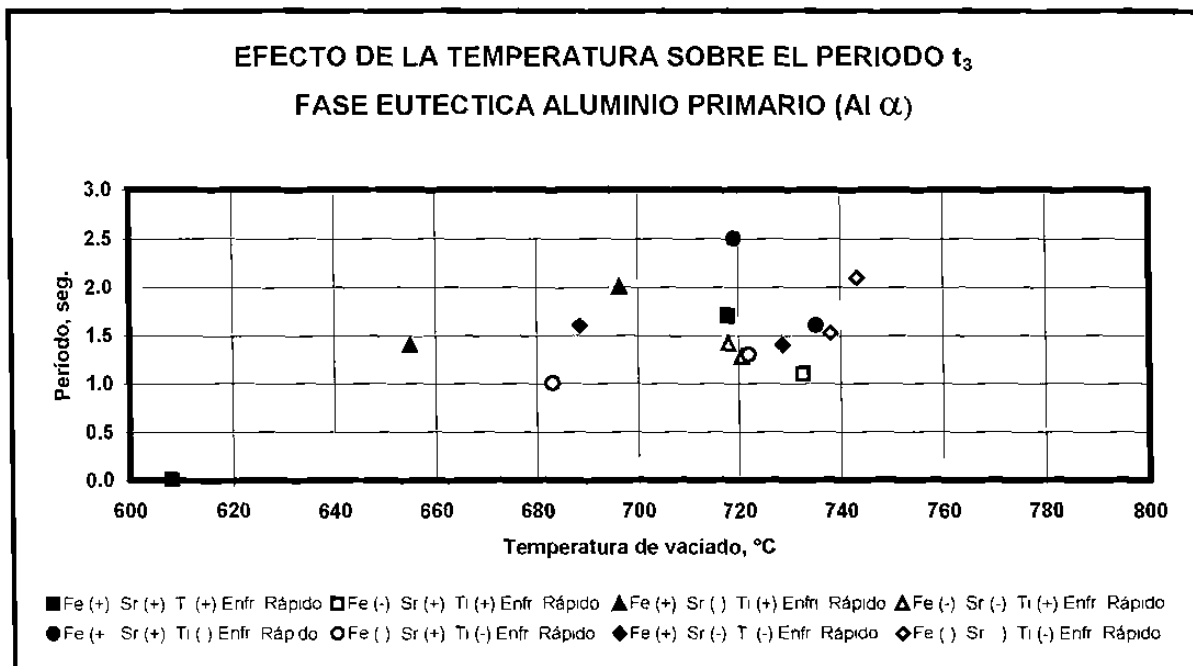


Fig. 5.7d Efecto de la temperatura de vaciado en el período t_3 en la solidificación de aluminio primario a enfriamiento rápido

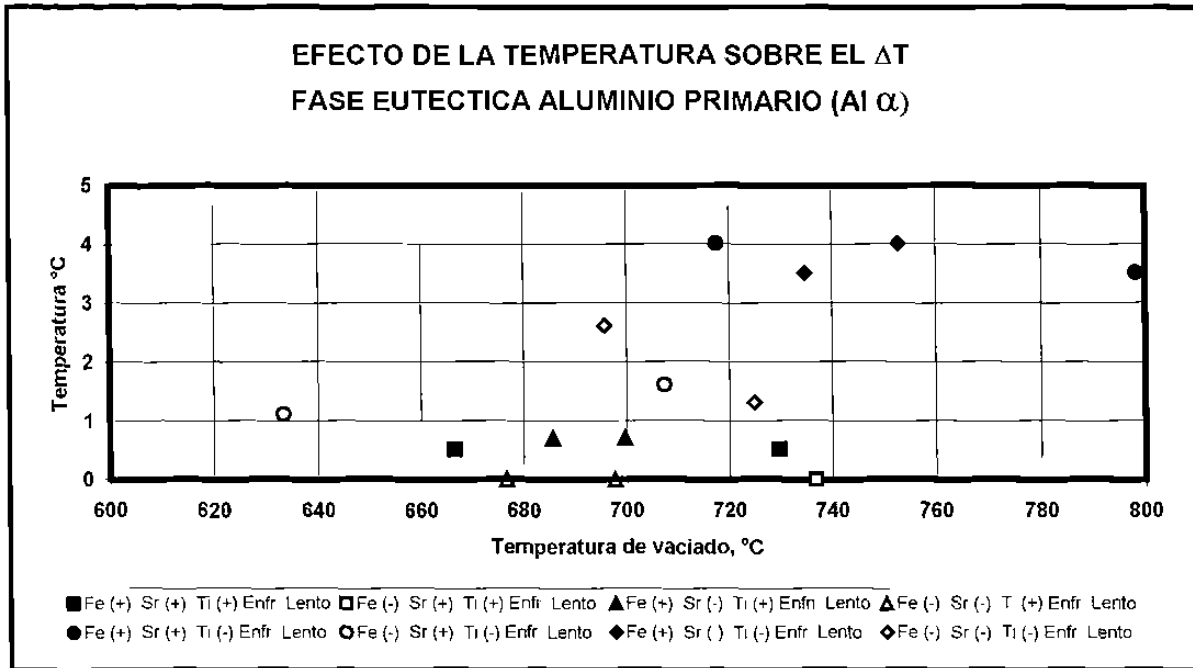


Fig. 5.7e Efecto de la temperatura de vaciado en el ΔT en la solidificación de aluminio primario a enfriamiento lento

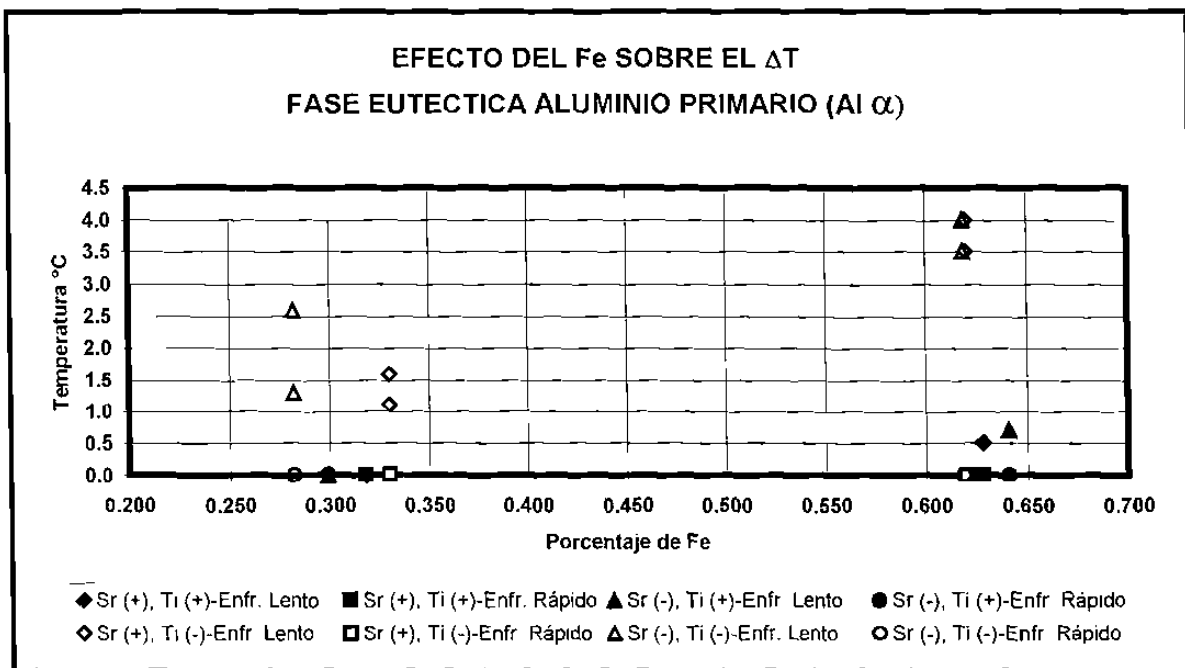


Fig. 5.8a Efecto de la concentración de Fe en el Subenfriamiento (ΔT) en la solidificación de aluminio primario

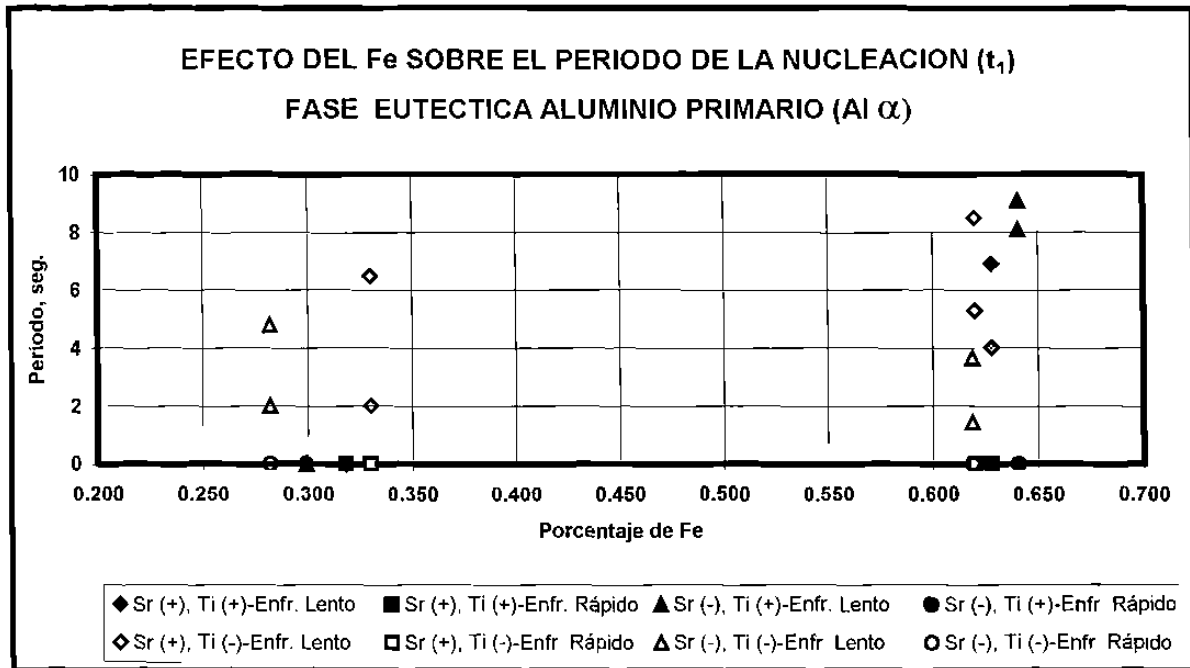


Fig. 5.8b Efecto de la concentración de Fe en el período de nucleación en la solidificación de aluminio primario

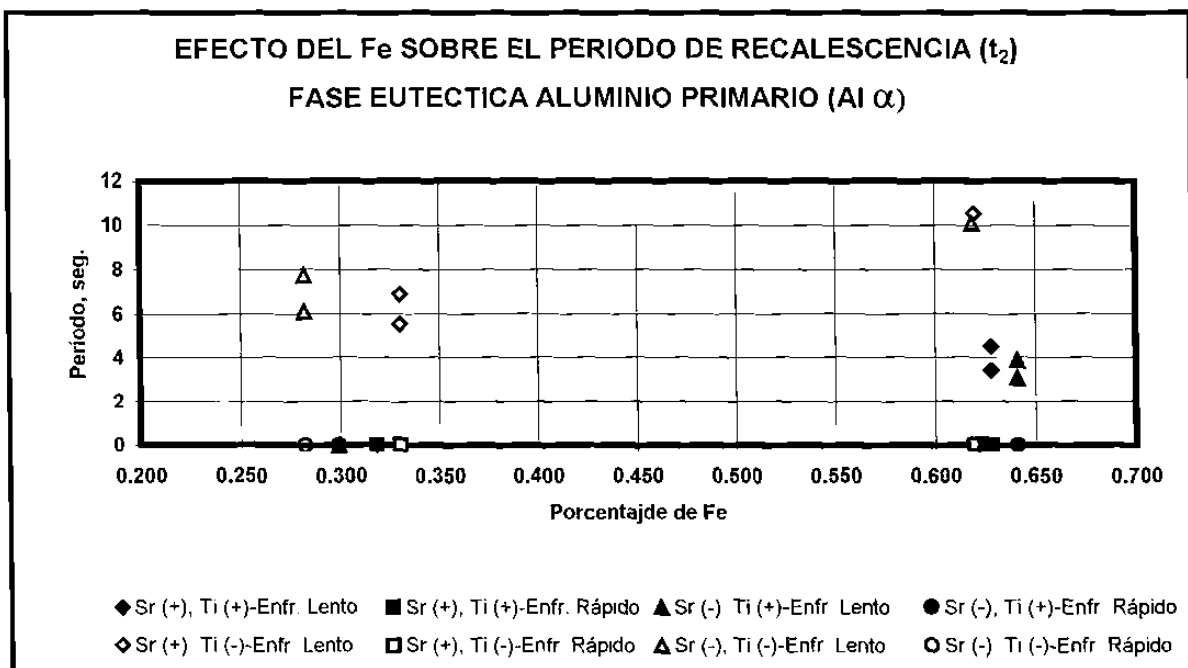


Fig. 5.8c Efecto de la concentración de Fe en el periodo de recalcencia en la solidificación de aluminio primario

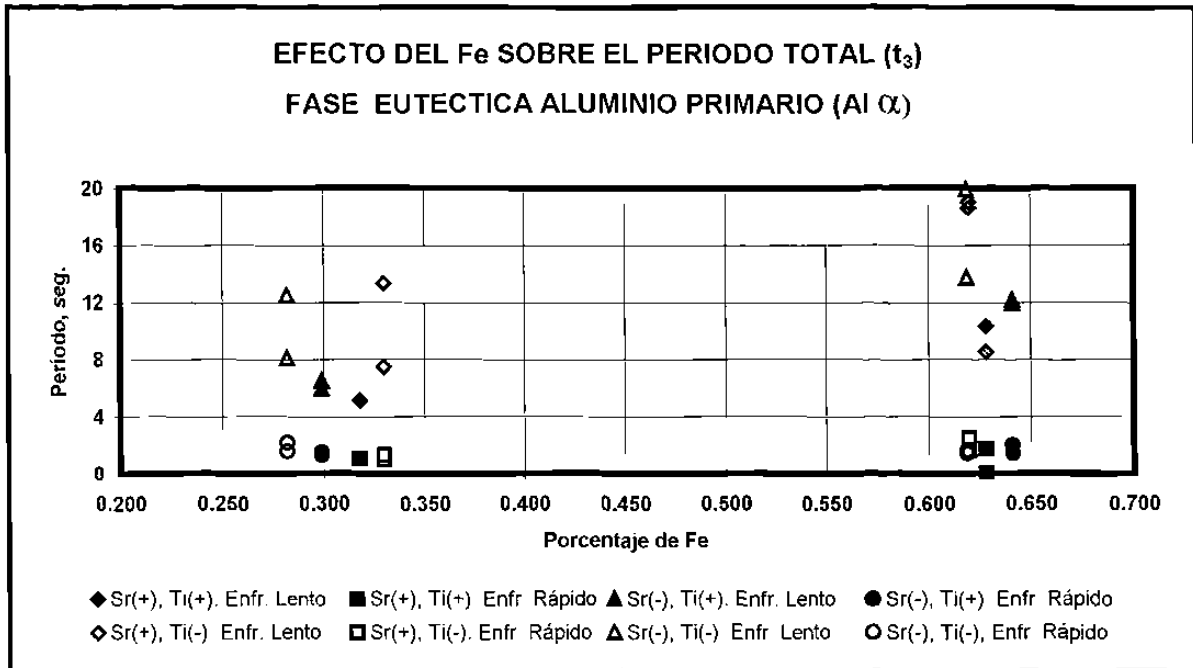


Fig. 5.8d Efecto de la concentración de Fe en el período total en la solidificación de aluminio primario

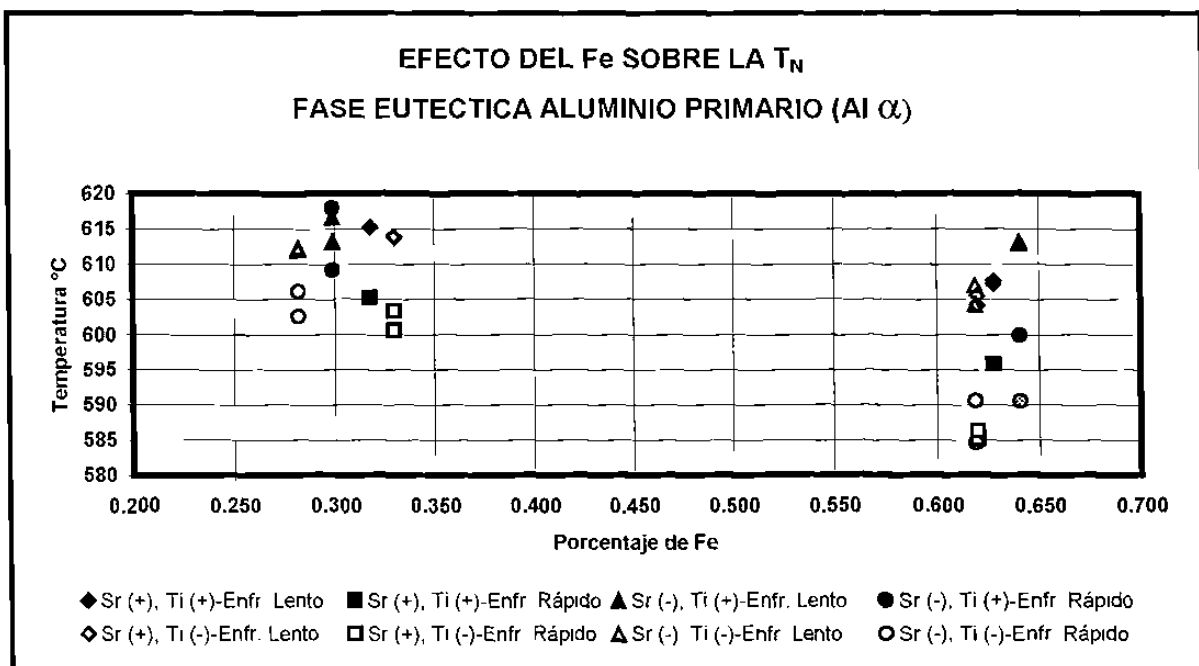


Fig. 5.8e Efecto de la concentración de Fe en la T_N en la solidificación de aluminio primario

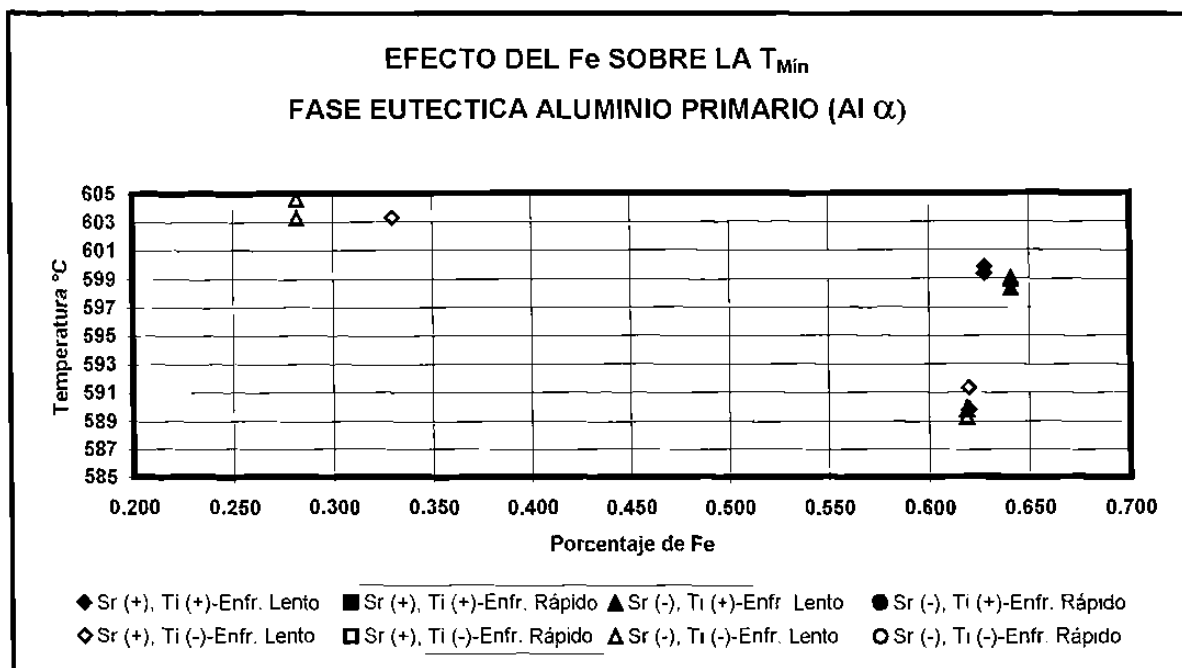


Fig. 5.8f Efecto de la concentración de Fe en la T_{Min} en la solidificación de aluminio primario

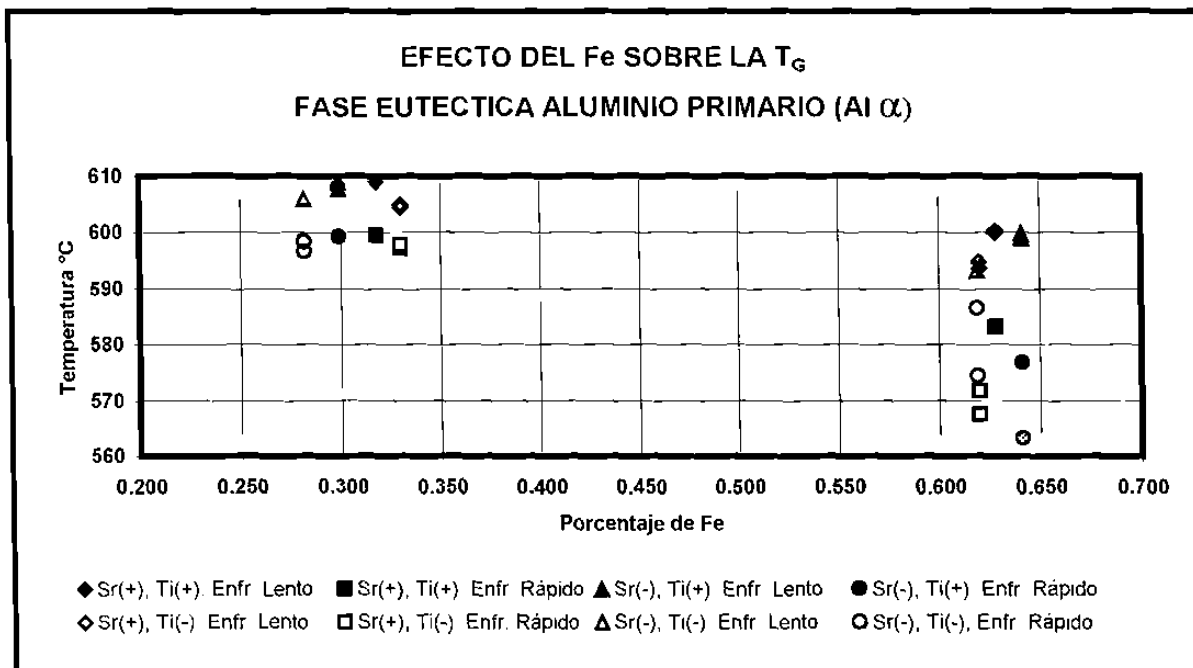


Fig. 5.8g Efecto de la concentración de Fe en la T_G en la solidificación de aluminio primario

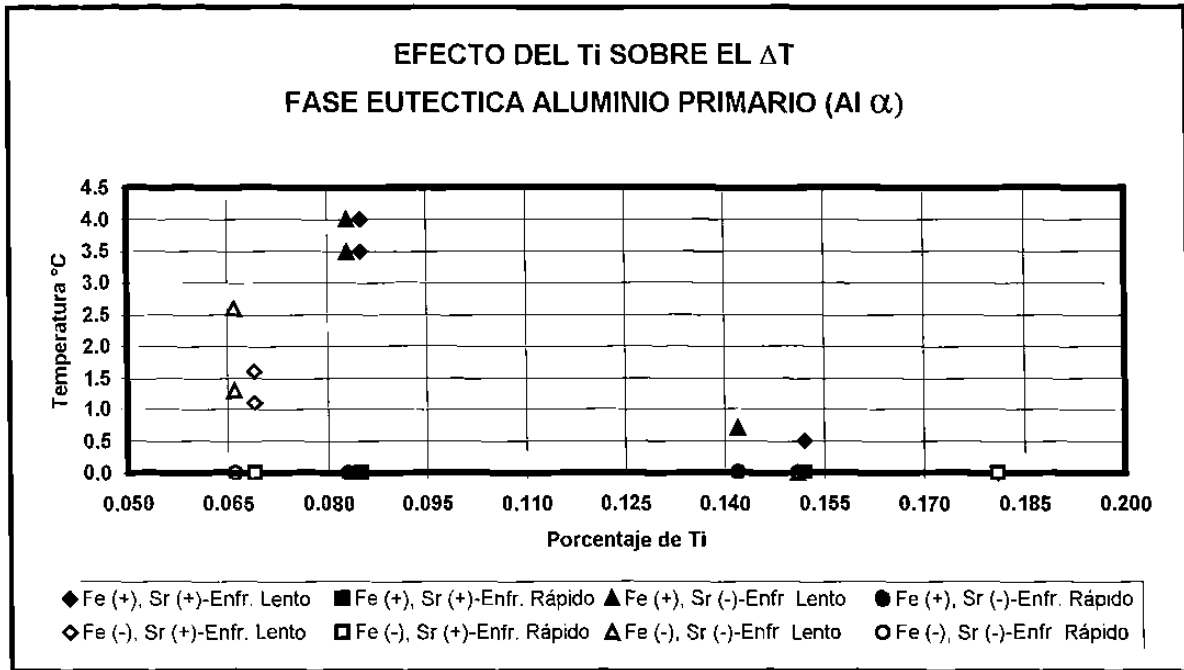


Fig. 5.9a Efecto de la concentración de Ti en el Subenfriamiento (ΔT) en la solidificación de aluminio primario

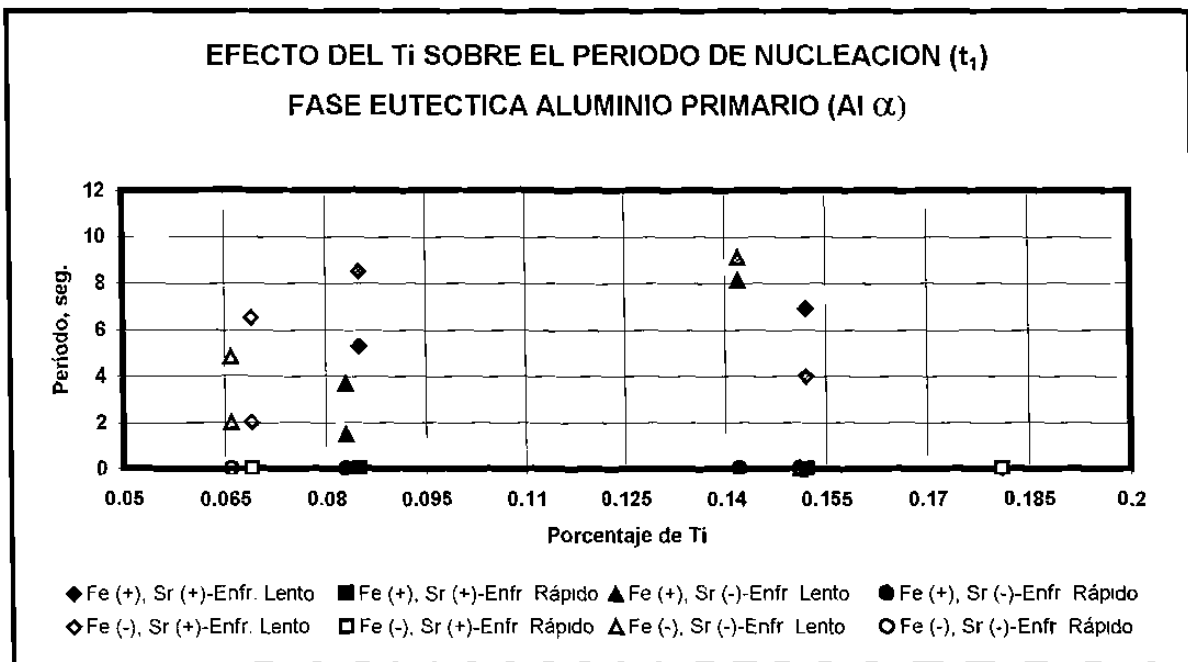


Fig. 5.9b Efecto de la concentración de Ti en el período de nucleación en la solidificación de aluminio primario

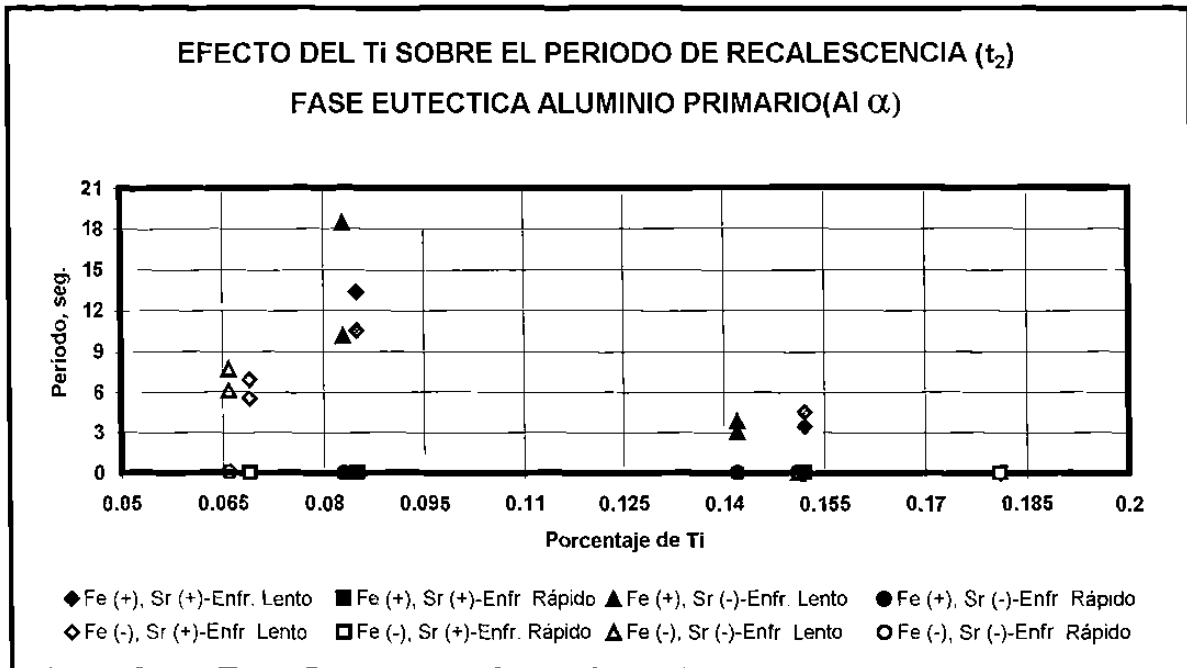


Fig. 5.9c Efecto de la concentración de Ti en el período de recalcencia en la solidificación de aluminio primario

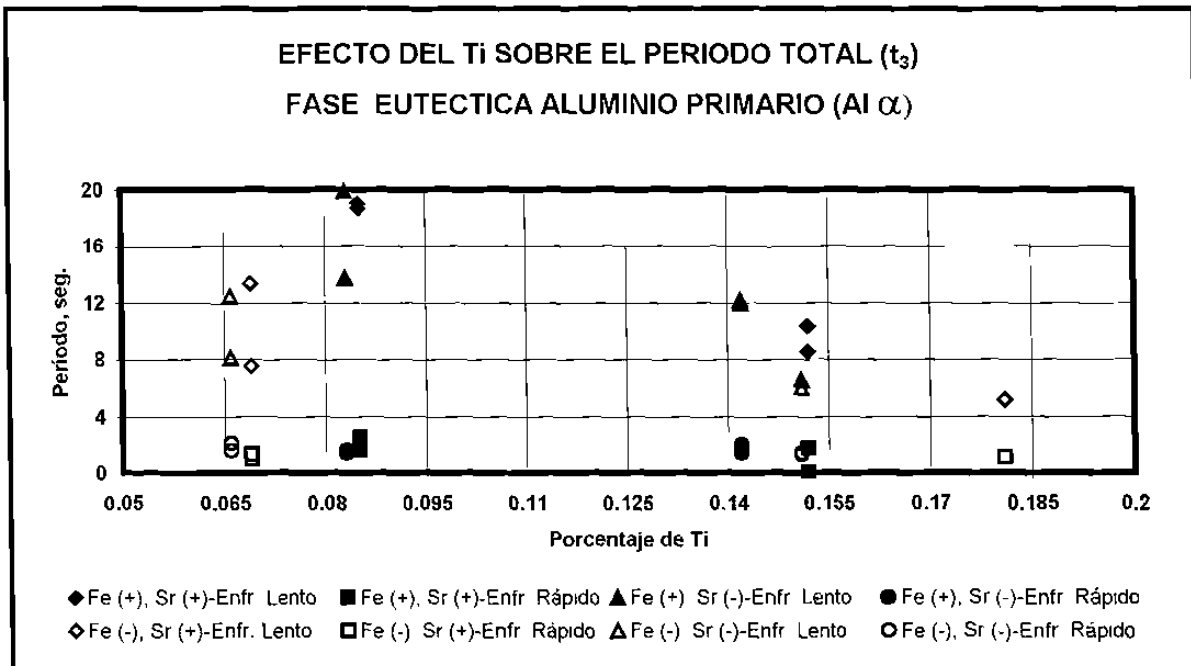


Fig. 5.9d Efecto de la concentración de Ti en el período total en la solidificación de aluminio primario

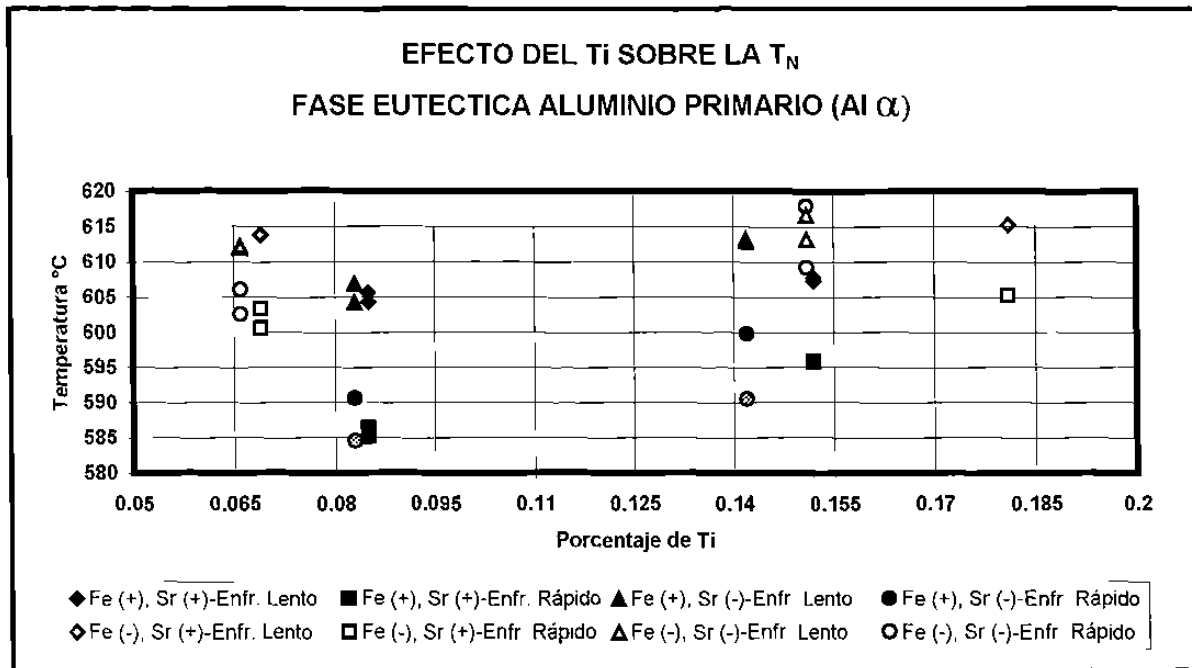


Fig. 5.9e Efecto de la concentración de Ti en la T_N en la solidificación de aluminio primario

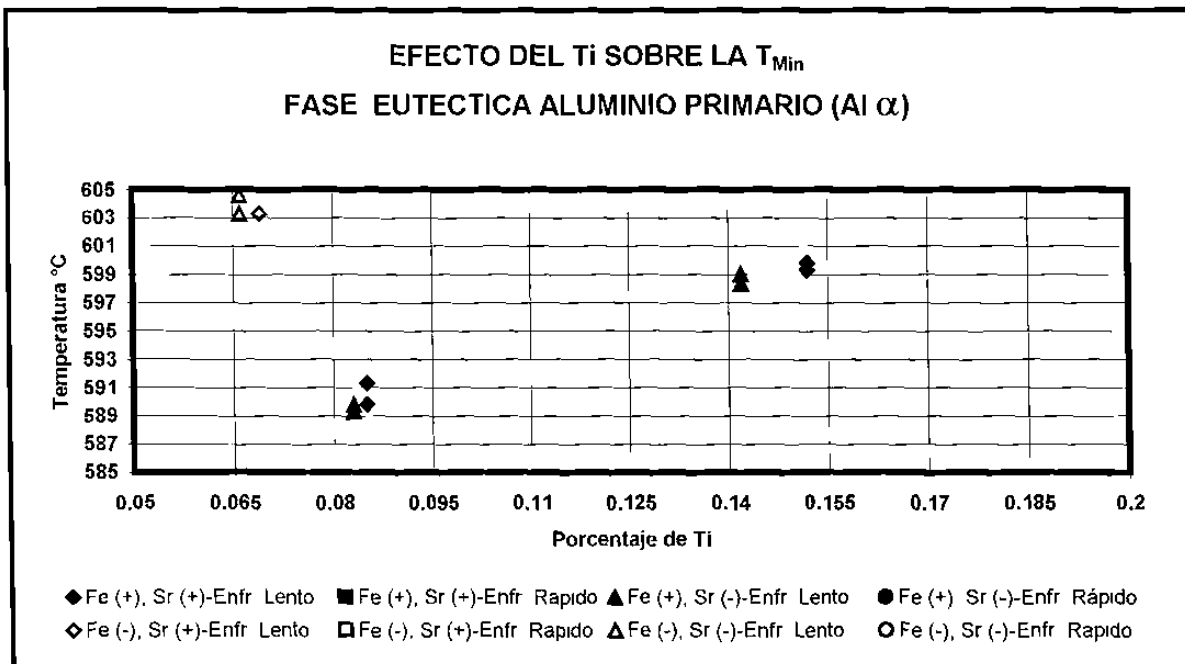


Fig. 5.9f Efecto de la concentración de Ti en la T_{Min} en la solidificación de aluminio primario

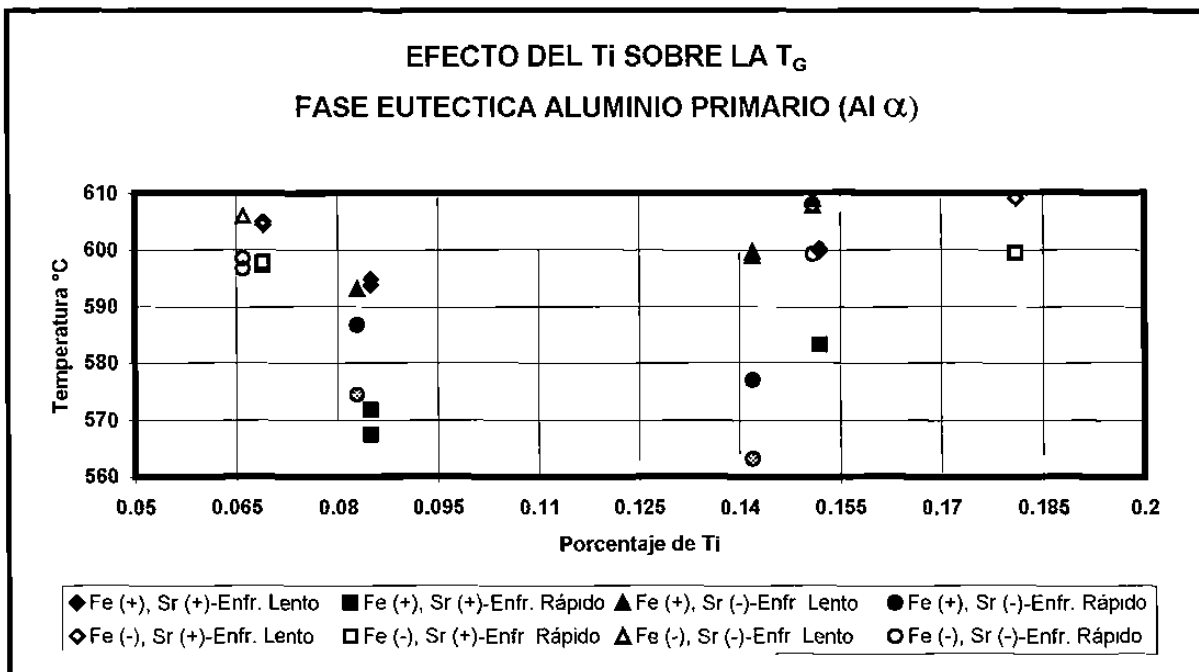


Fig. 5.9g Efecto de la concentración de Ti en la T_G en la solidificación de aluminio primario

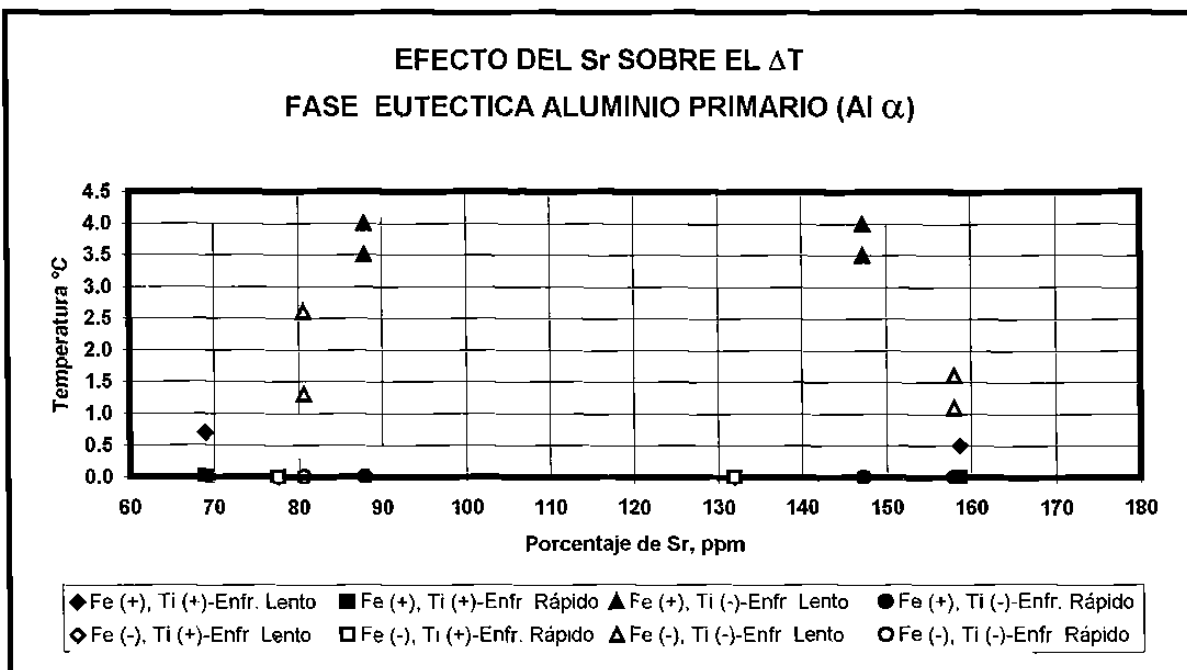


Fig. 5.10a Efecto de la concentración de Sr en el Subenfriamiento (ΔT) en la solidificación de aluminio primario

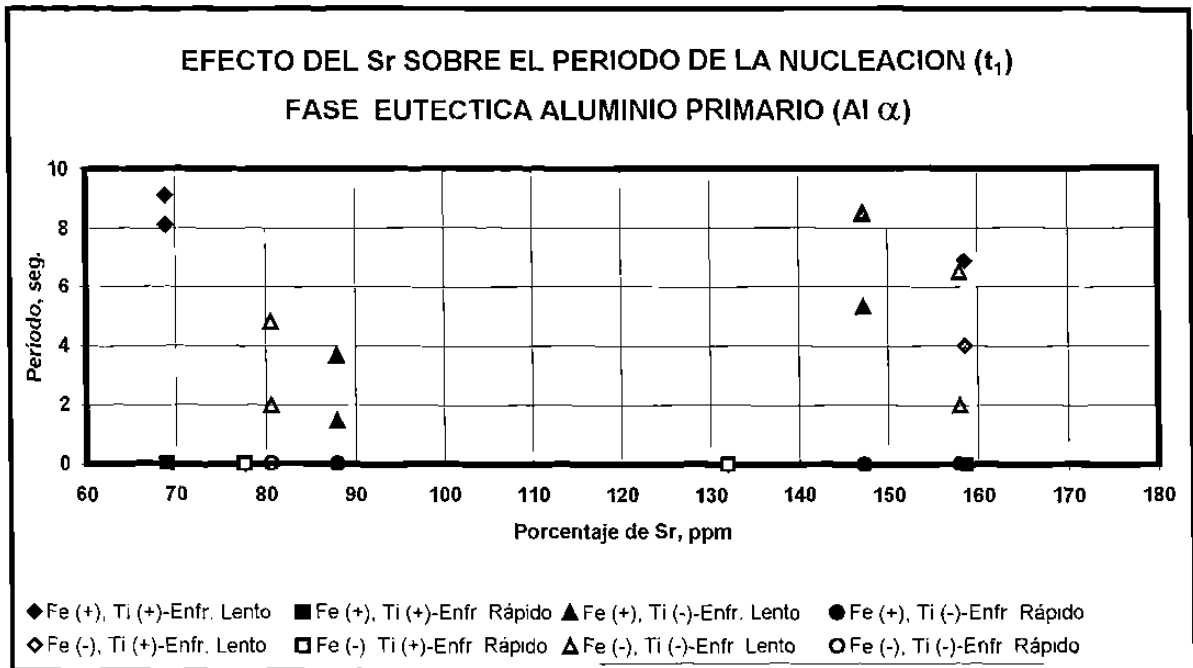


Fig. 5.10b Efecto de la concentración de Sr en el período de nucleación en la solidificación de aluminio primario

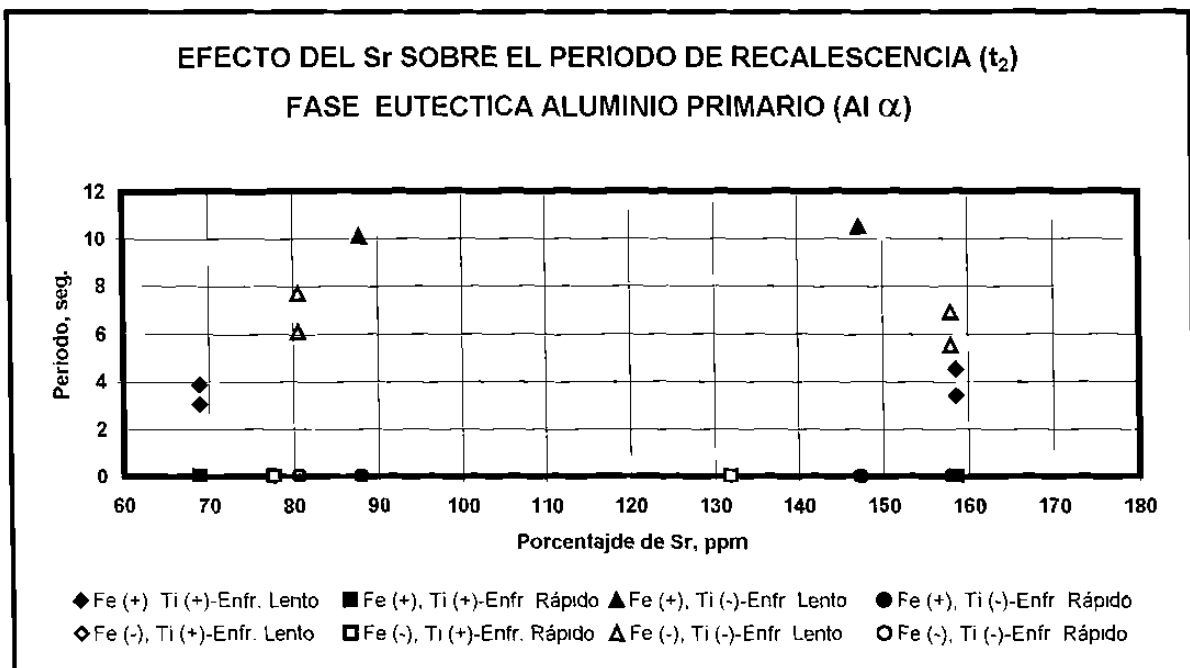


Fig. 5.10c Efecto de la concentración de Sr en el período de recalcencia en la solidificación de aluminio primario

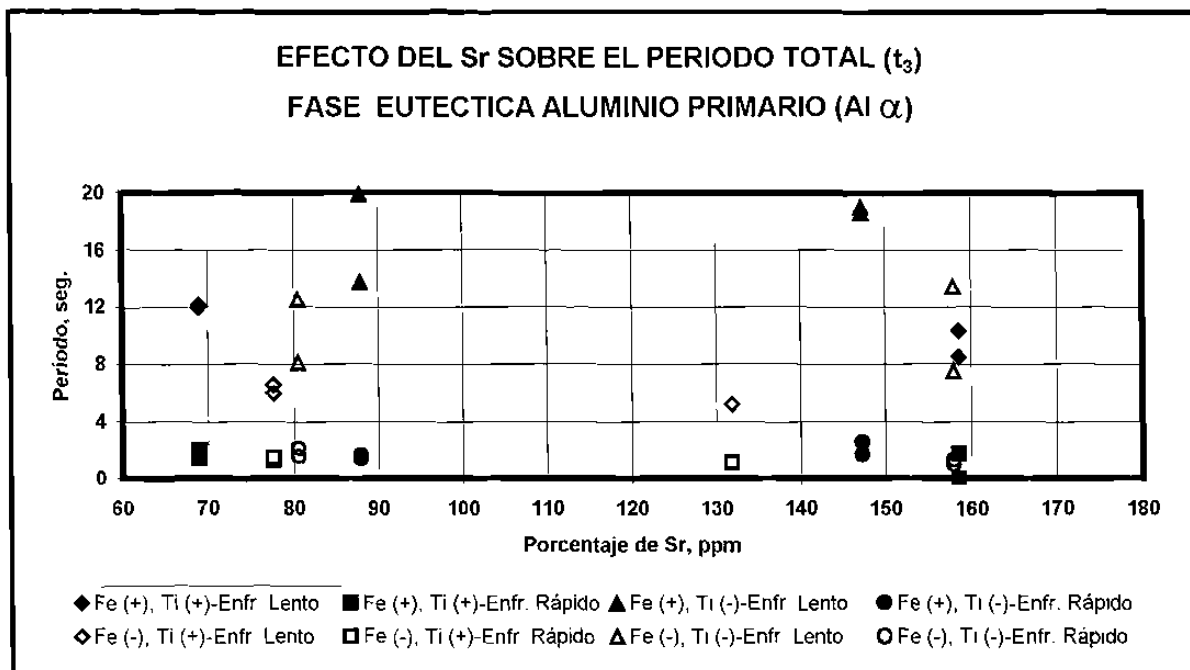


Fig. 5.10d Efecto de la concentración de Sr en el período total en la solidificación de aluminio primario

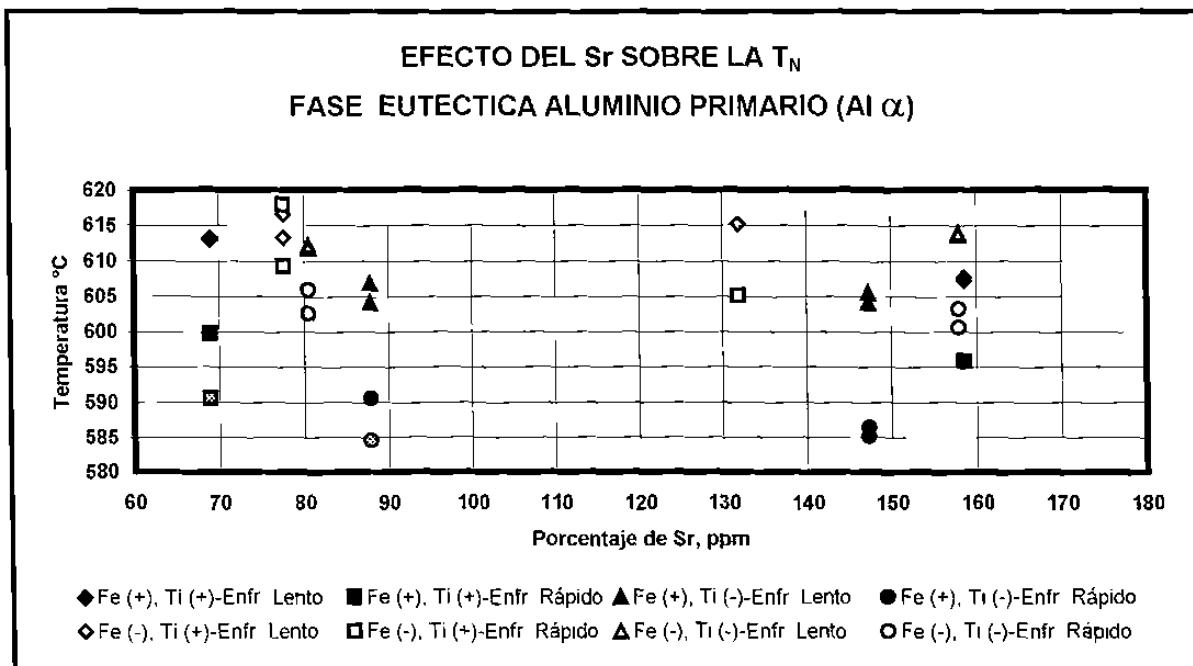


Fig. 5.10e Efecto de la concentración de Sr en la T_N en la solidificación de aluminio primario

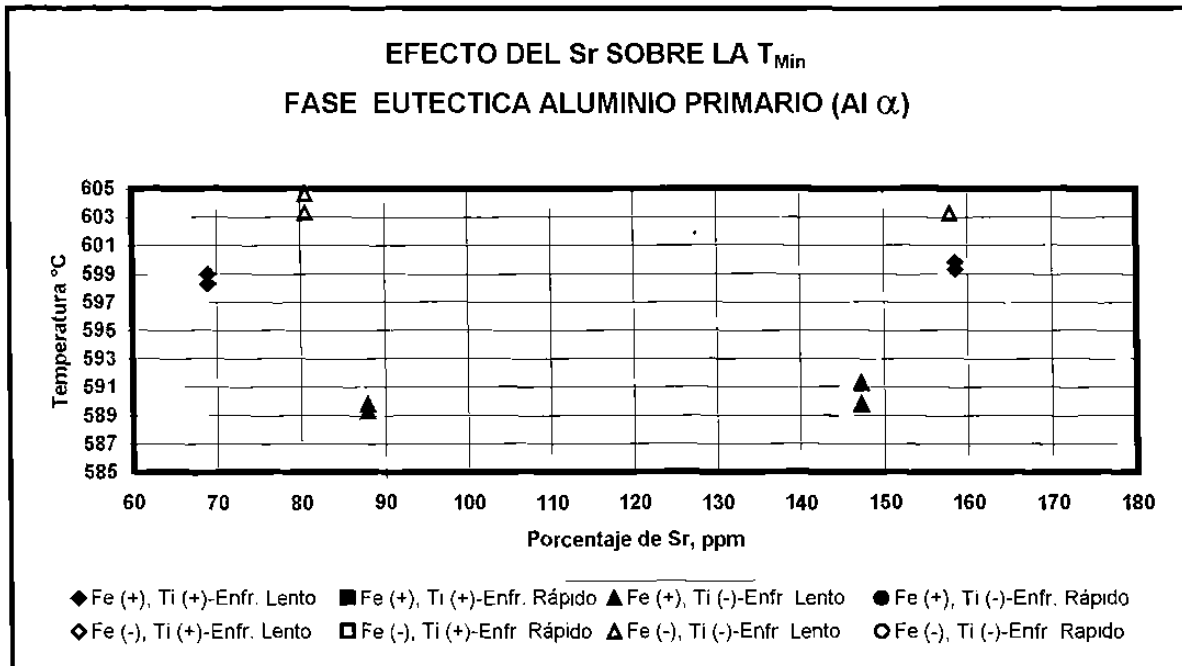


Fig. 5.10f Efecto de la concentración de Sr en la T_{Min} en la solidificación de aluminio primario

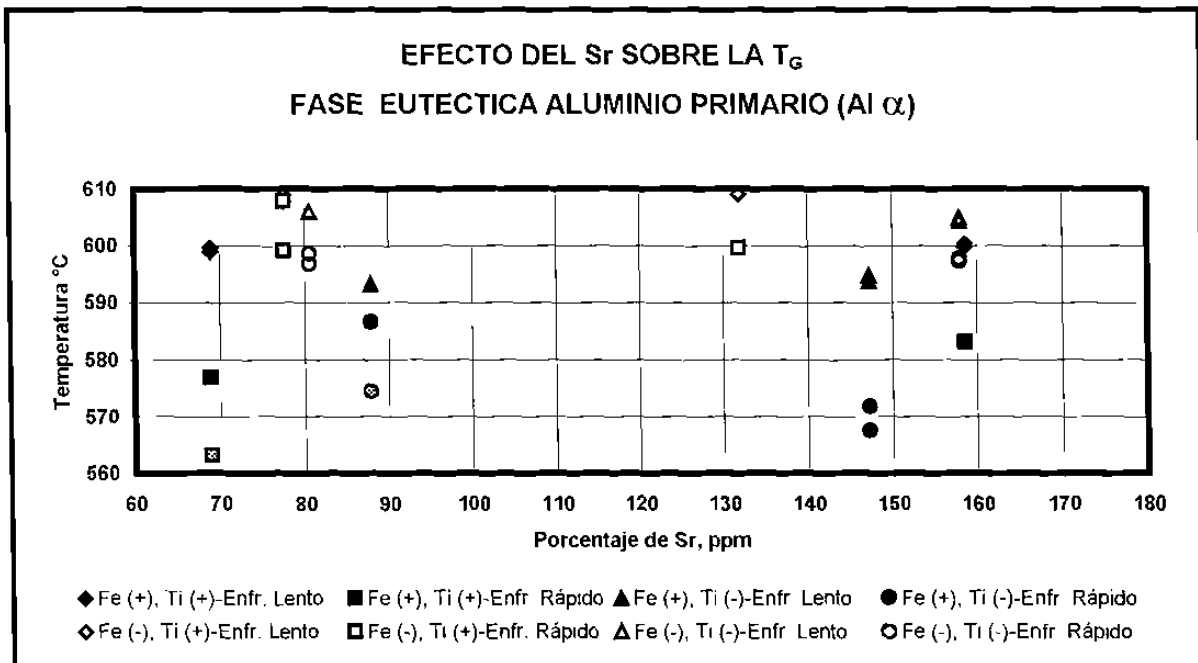


Fig. 5.10g Efecto de la concentración de Sr en la T_G en la solidificación de aluminio primario

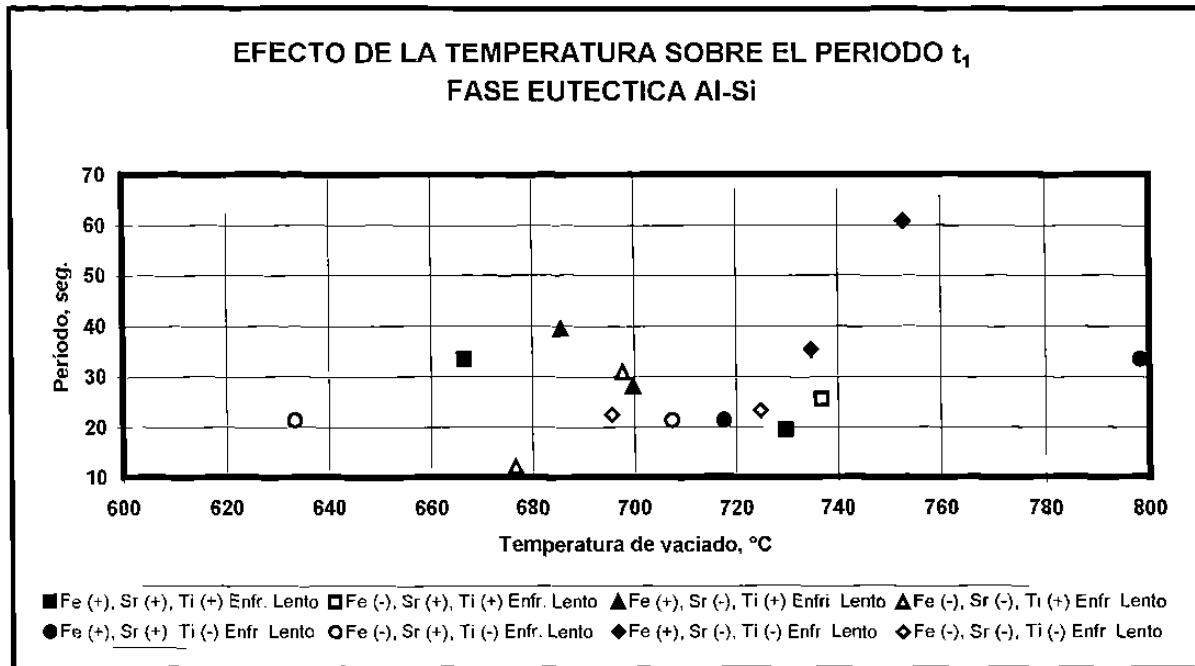


Fig. 5.11a Efecto de la temperatura de vaciado en el periodo t_1 en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

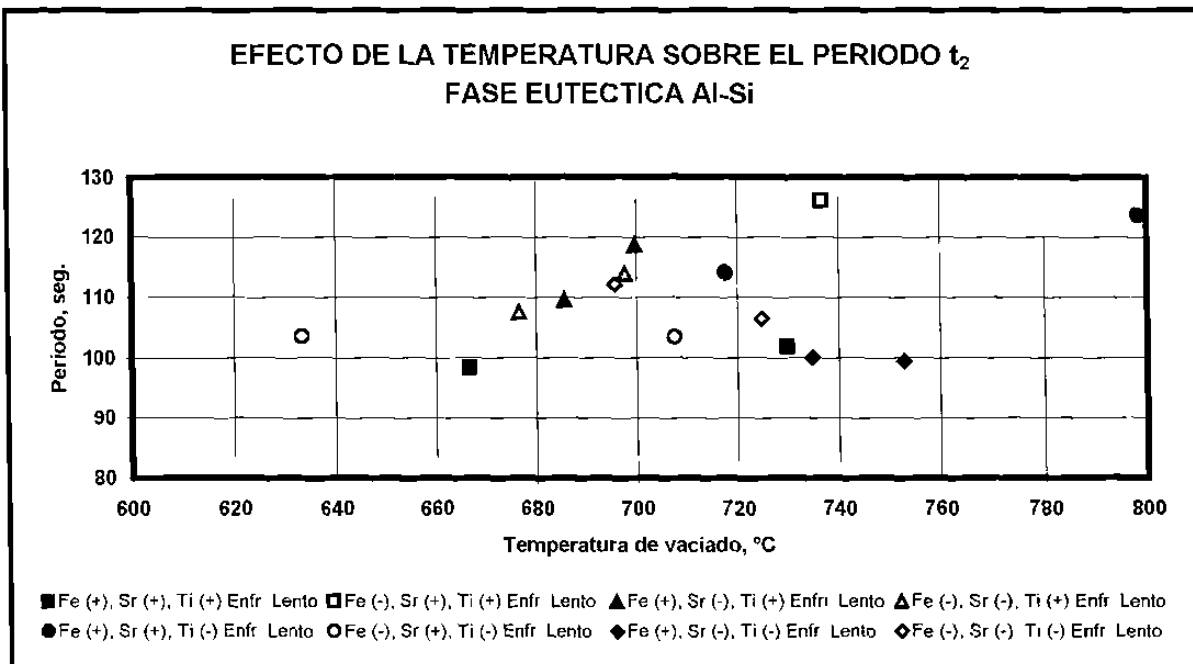


Fig. 5.11b Efecto de la temperatura de vaciado en el periodo t_2 en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

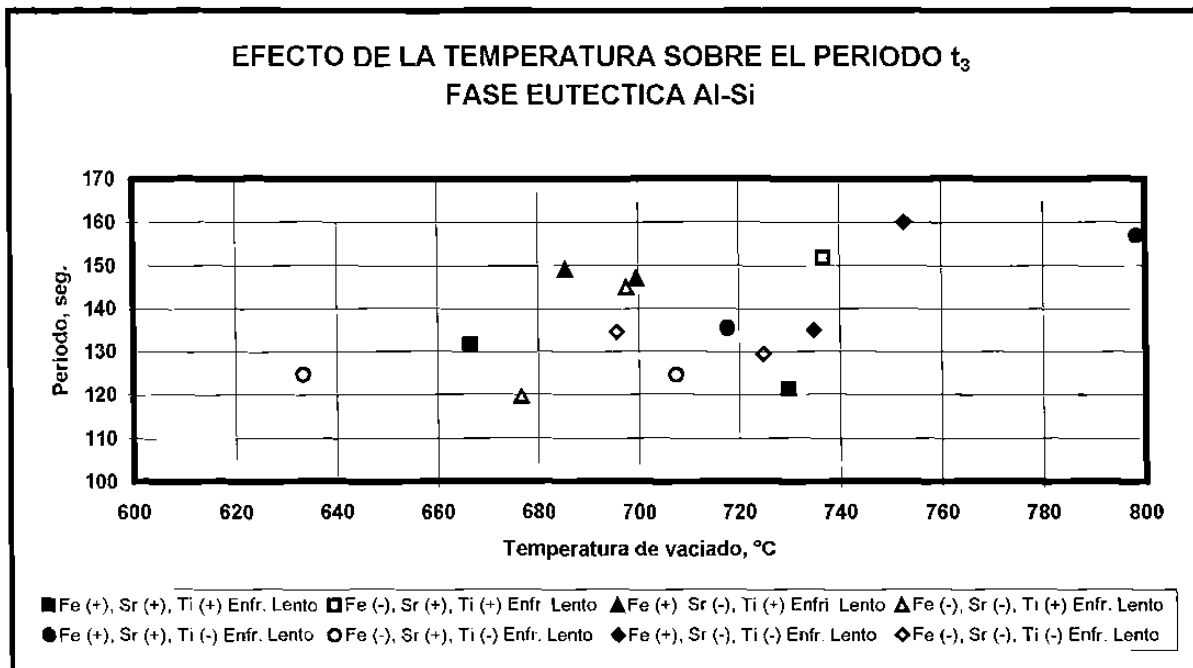


Fig. 5.11c Efecto de la temperatura de vaciado en el período t_3 en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

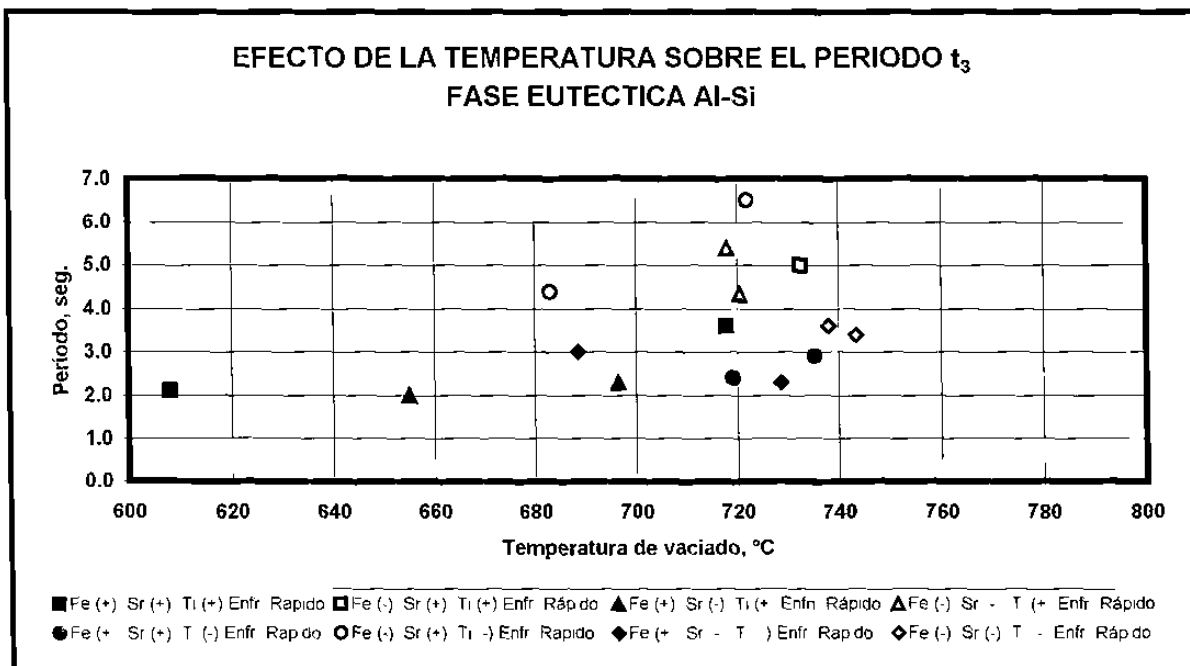


Fig. 5.11d Efecto de la temperatura de vaciado en el periodo t_3 en la solidificación del eutéctico principal Al-Si a enfriamiento rápido

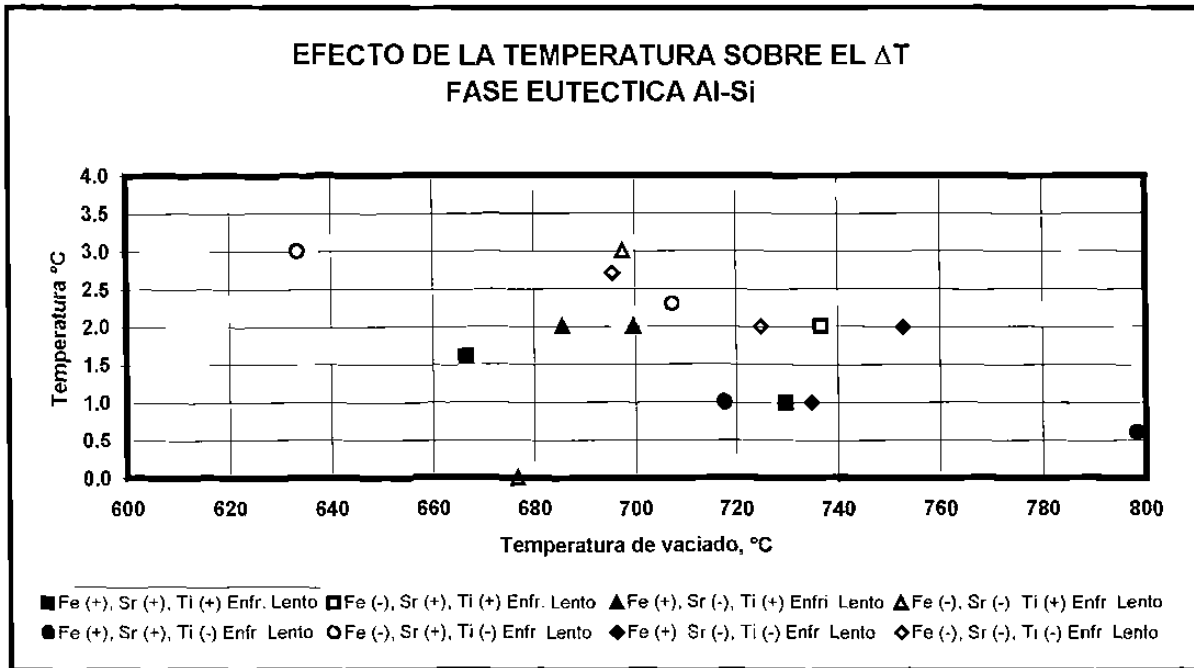


Fig. 5.11e Efecto de la temperatura de vaciado en el ΔT en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

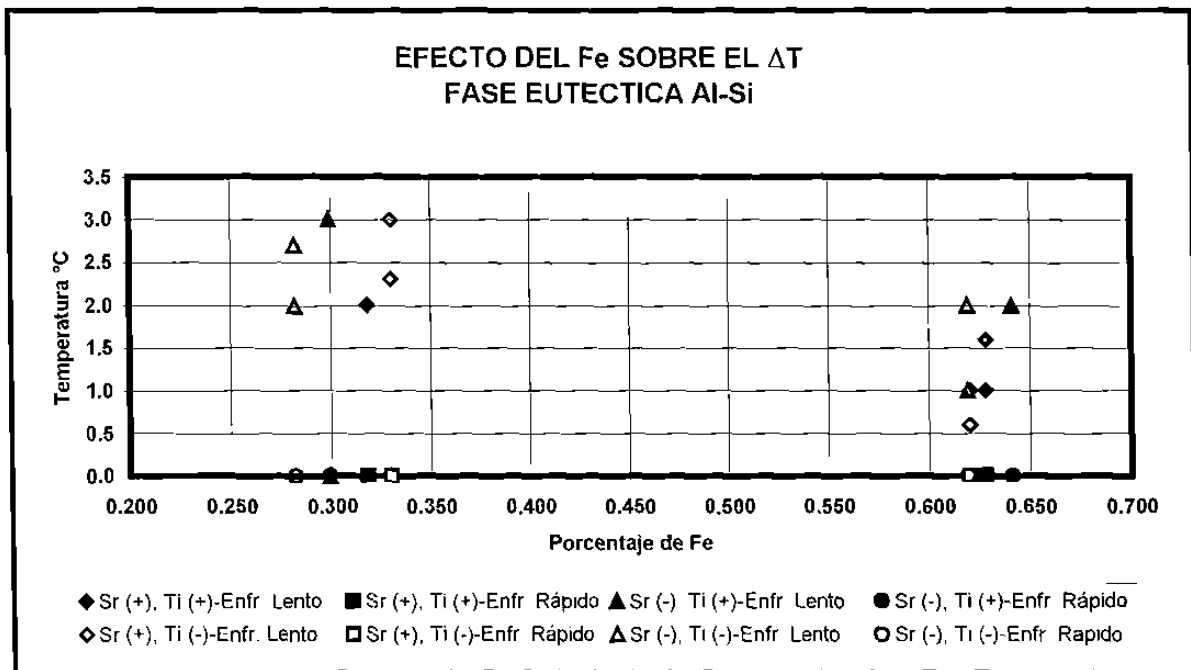


Fig. 5.12a Efecto de la concentración de Fe en el subenfriamiento (ΔT) en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

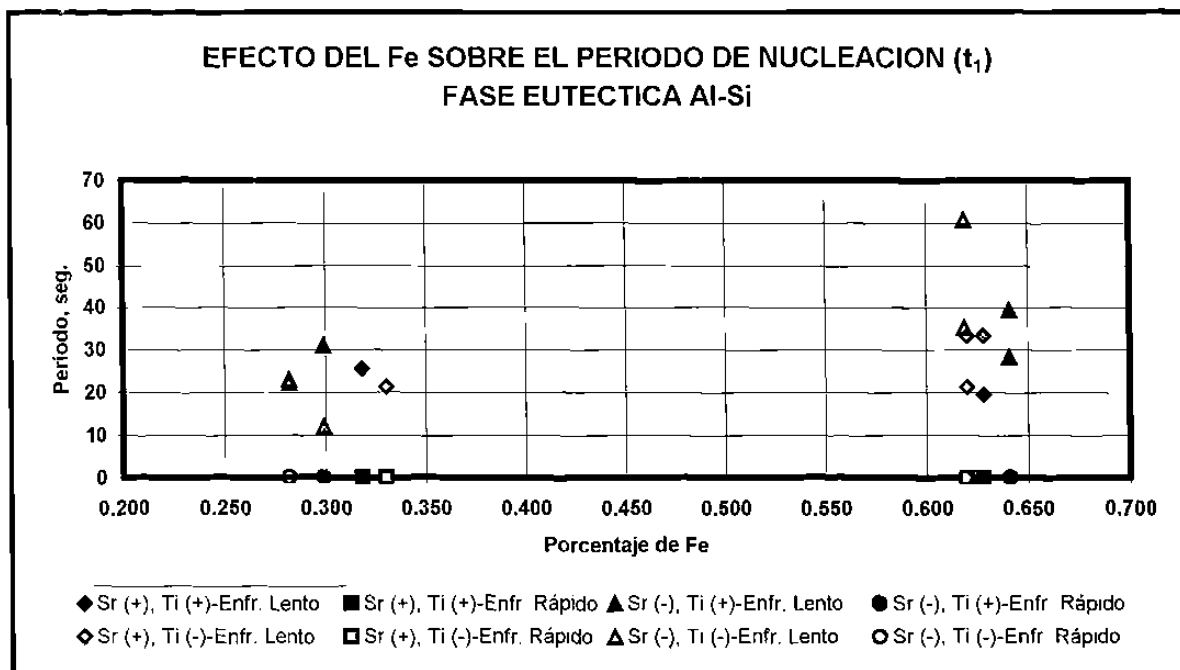


Fig. 5.12b Efecto de la concentración de Fe en el período de nucleación en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

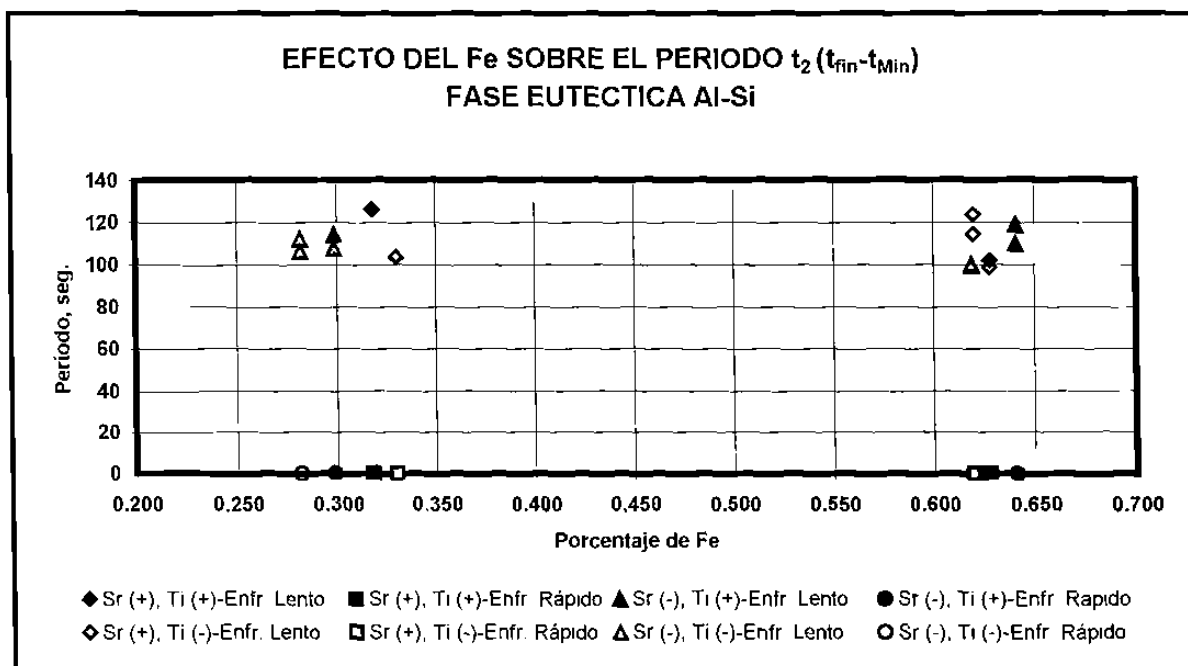


Fig. 5.12c Efecto de la concentración de Fe en el período t_2 en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

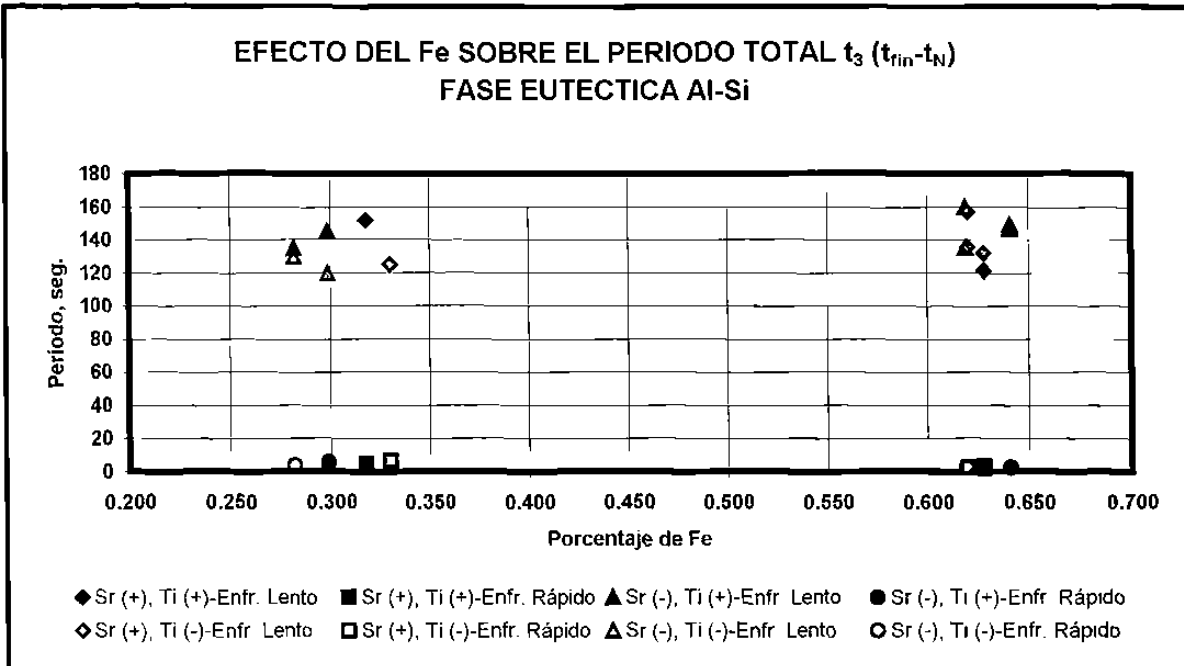


Fig. 5.12d Efecto de la concentración de Fe en el período total t_3 en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

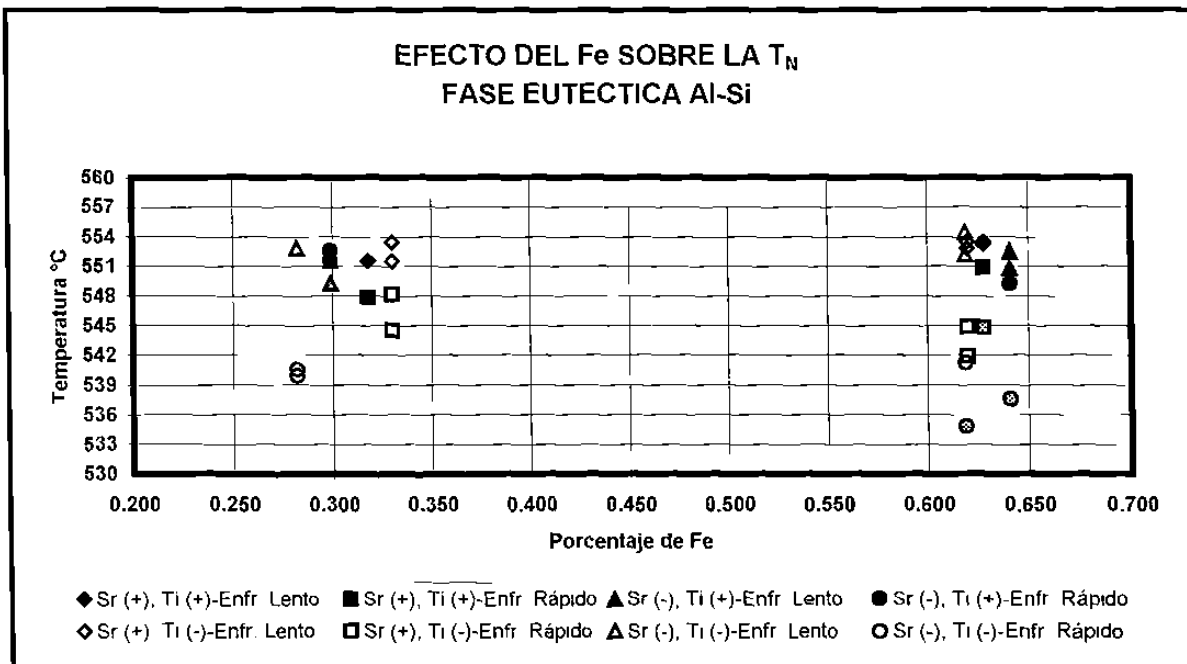


Fig. 5.12e Efecto de la concentración de Fe en la T_N en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

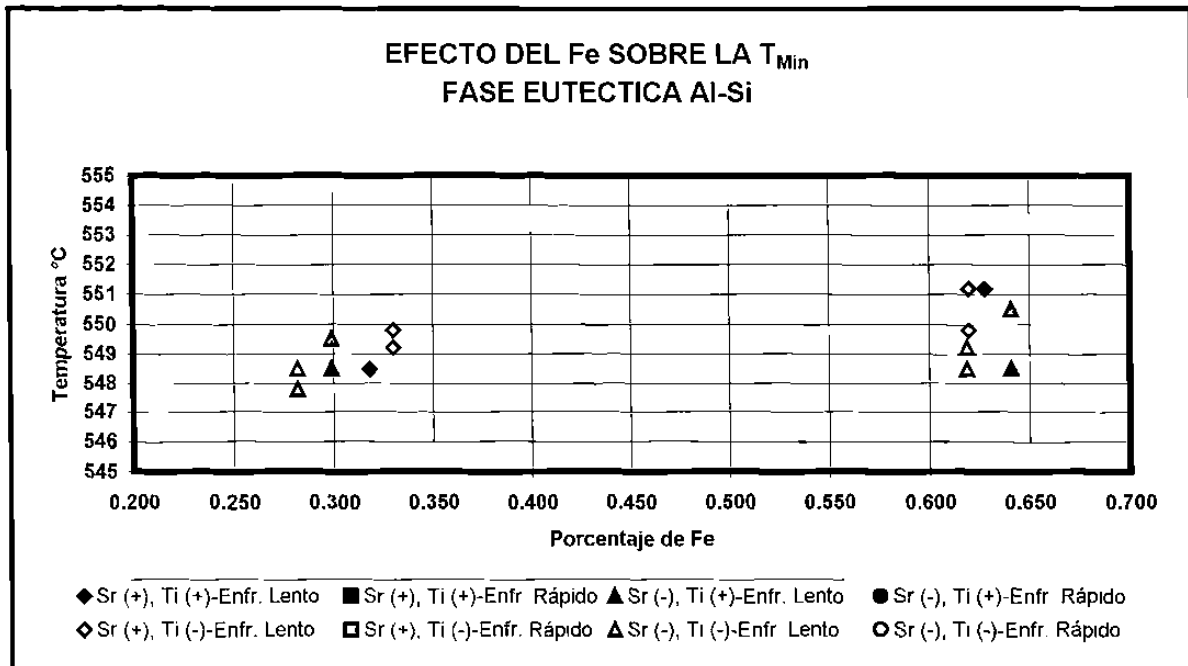


Fig. 5.12f Efecto de la concentración de Fe en la T_{Min} en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

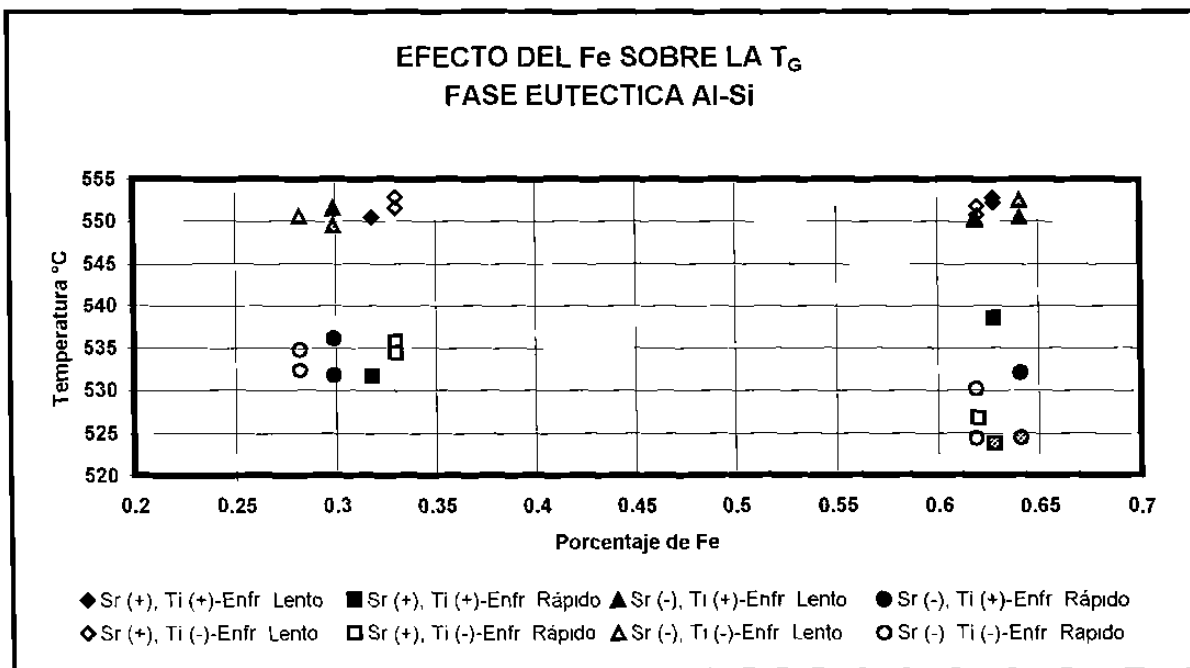


Fig. 5.12g Efecto de la concentración de Fe en la T_G en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

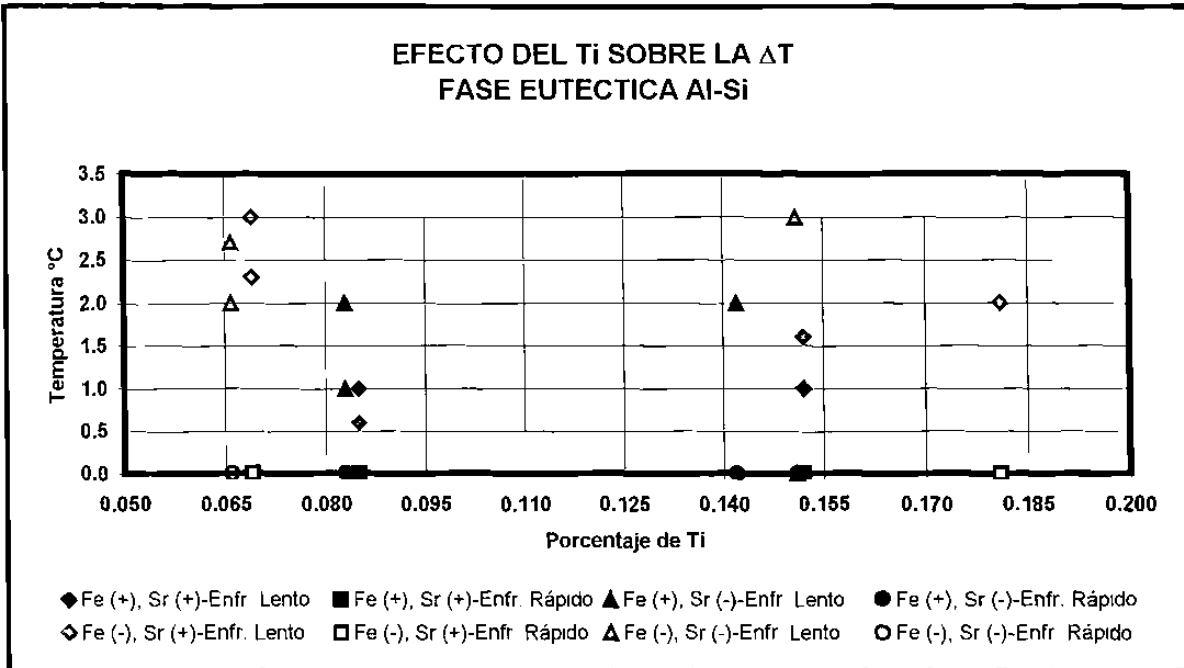


Fig. 5.13a Efecto de la concentración de Ti en el subenfriamiento (ΔT) de en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

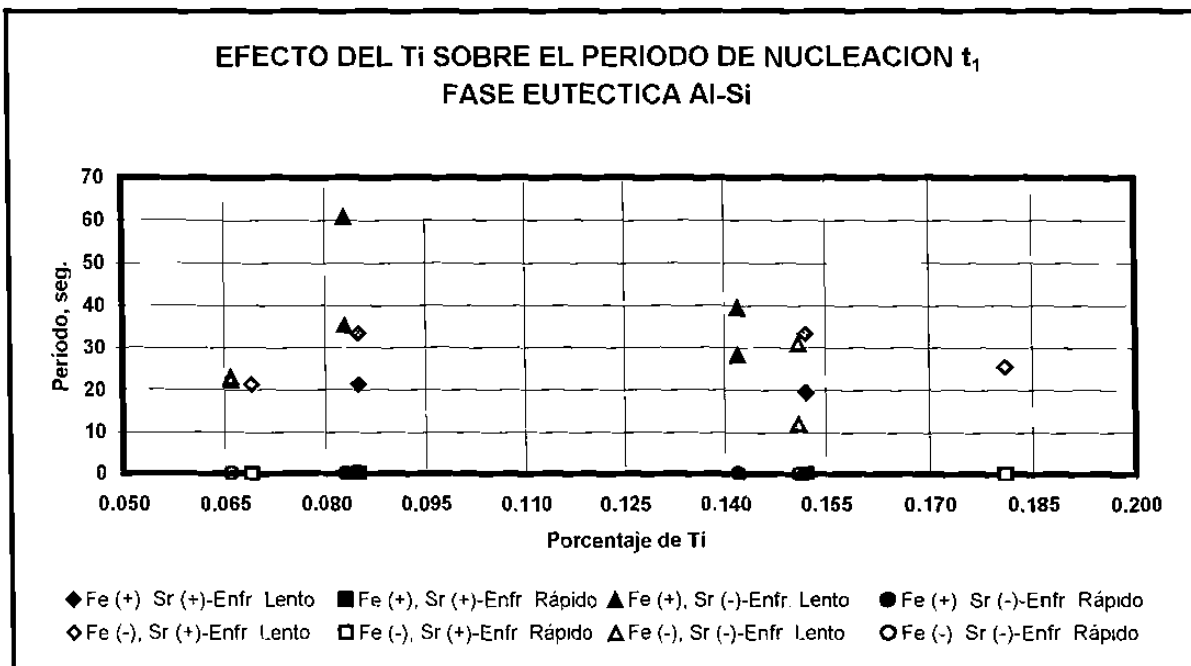


Fig. 5.13b Efecto de la concentración de Ti en el período de nucleación en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

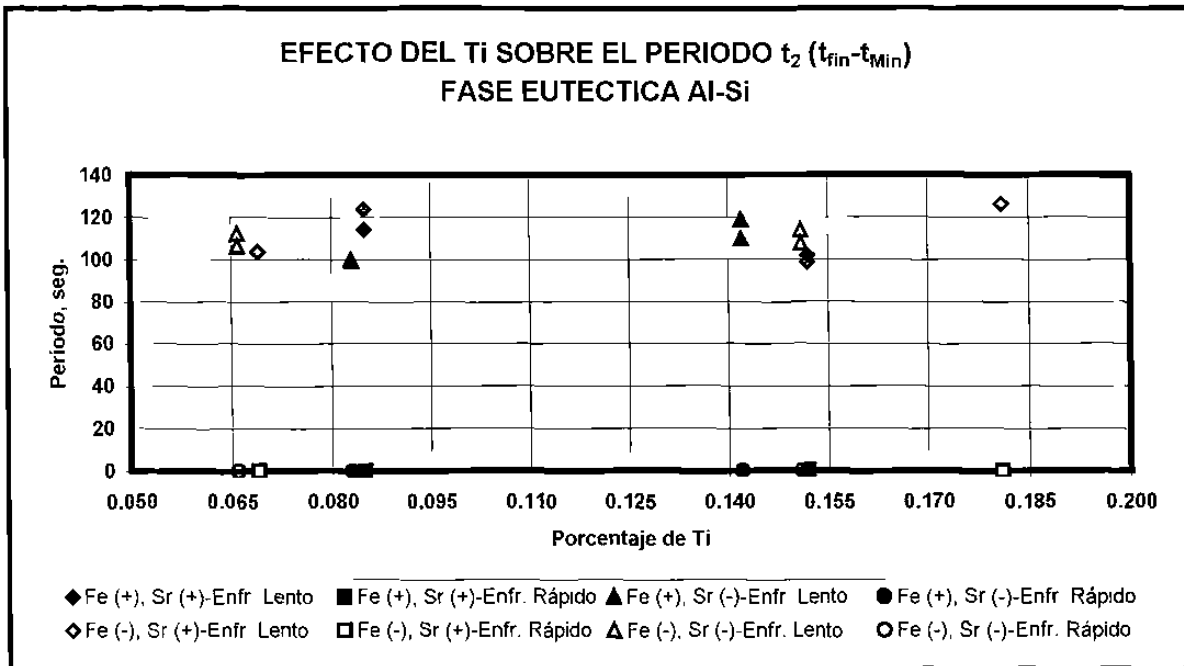


Fig. 5.13c Efecto de la concentración de Ti en el período t_2 en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

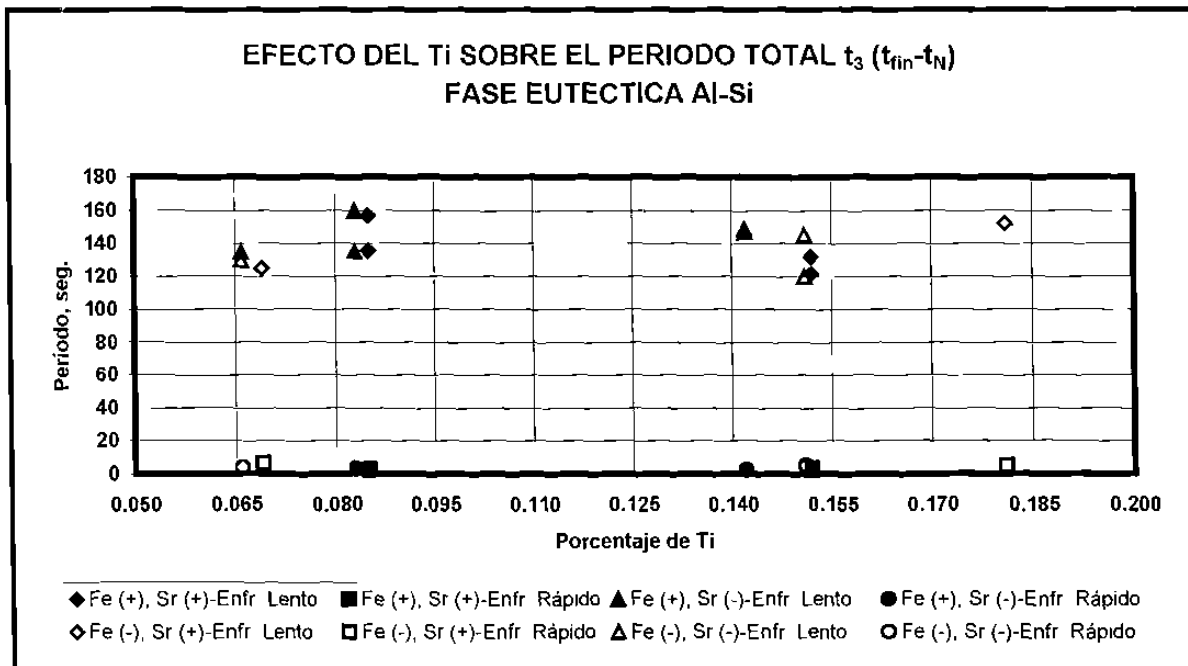


Fig. 5.13d Efecto de la concentración de Ti en el período total t_3 en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

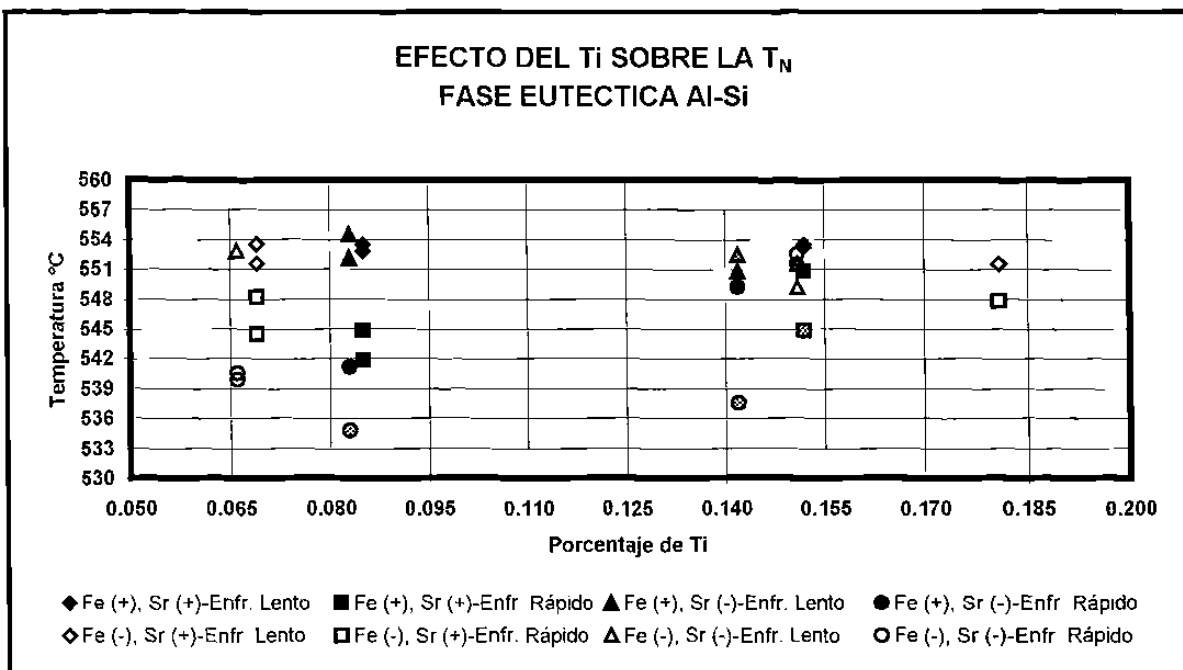


Fig. 5.13e Efecto de la concentración de Ti en la T_N en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

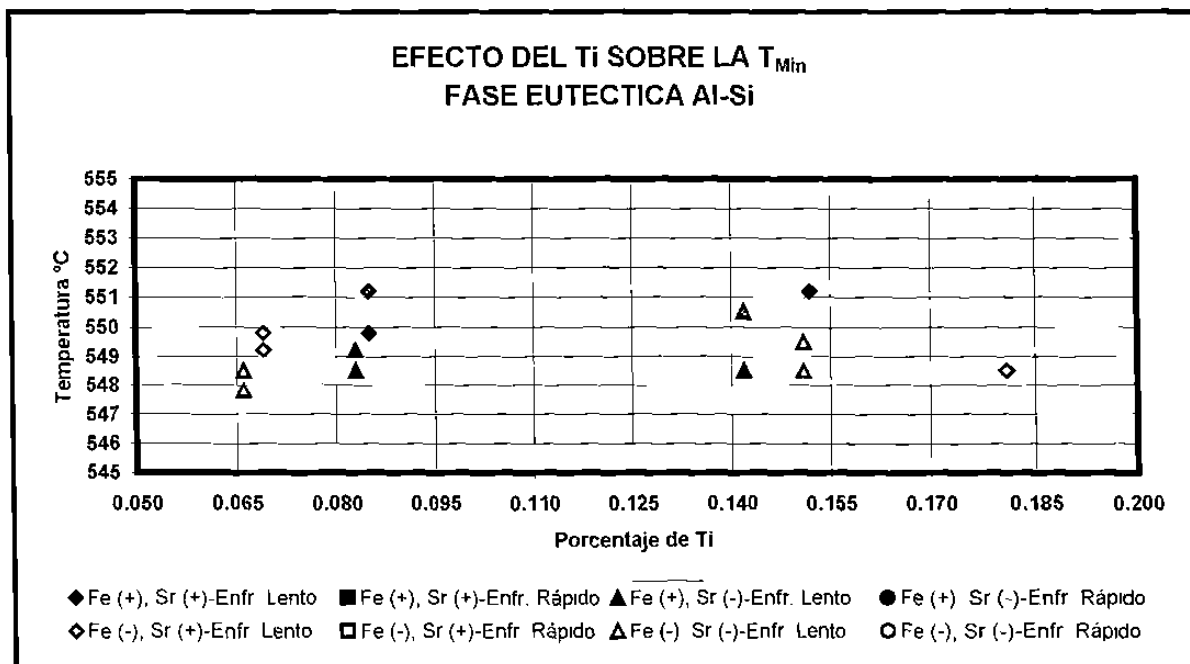


Fig. 5.13f Efecto de la concentración de Ti en la T_{Min} en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

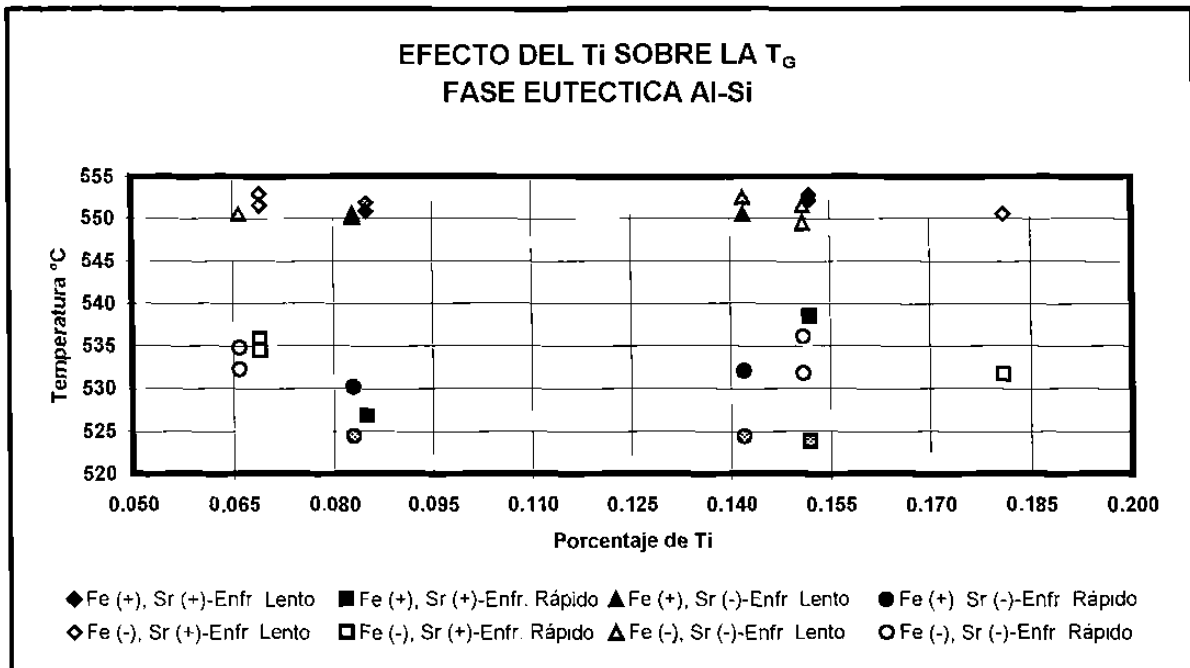


Fig. 5.13g Efecto de la concentración de Ti en la T_G en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

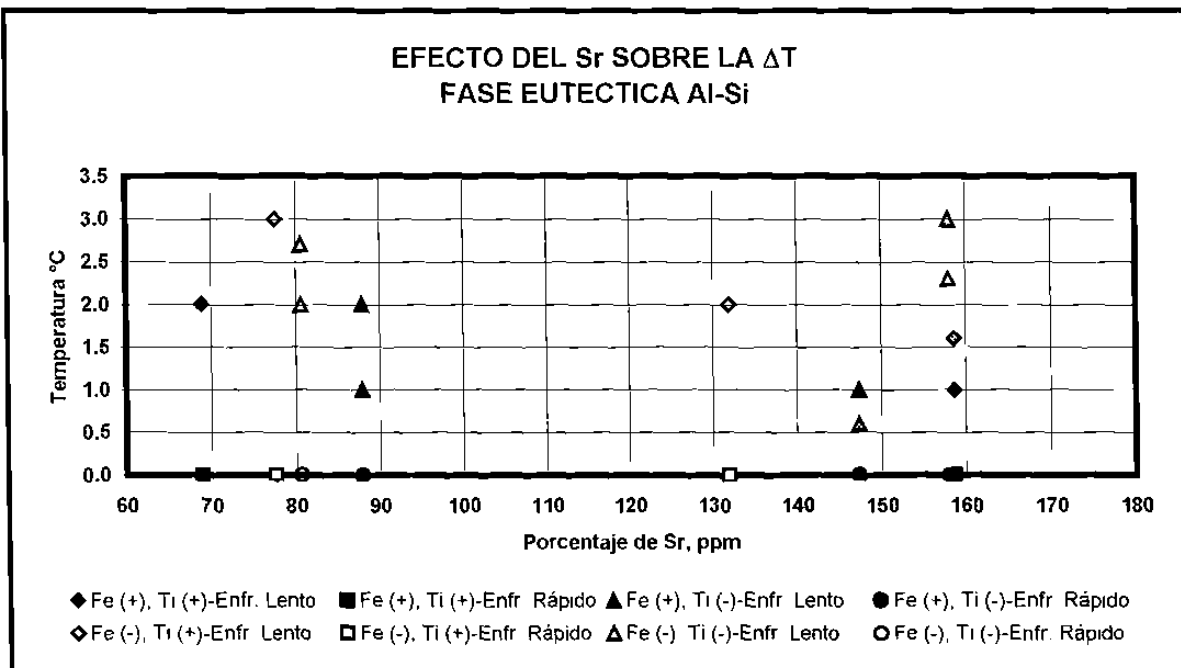


Fig. 5.14a Efecto de la concentración de Sr en el subenfriamiento (ΔT) en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

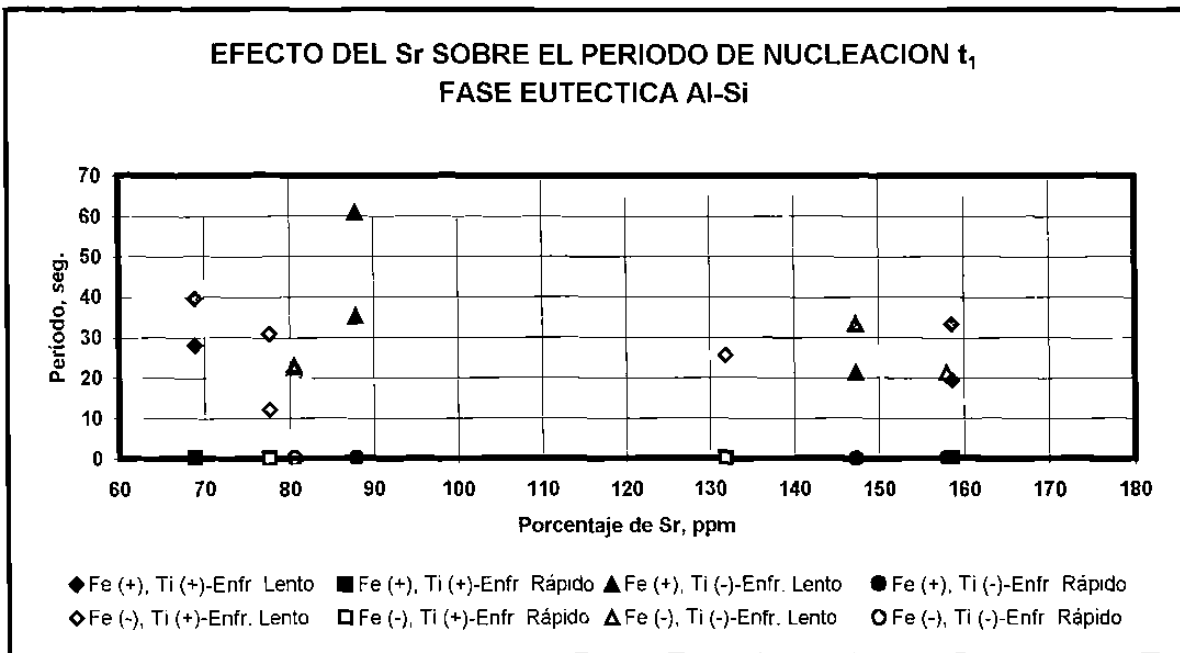


Fig. 5.14b Efecto de la concentración de Sr en el período de nucleación t_1 en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

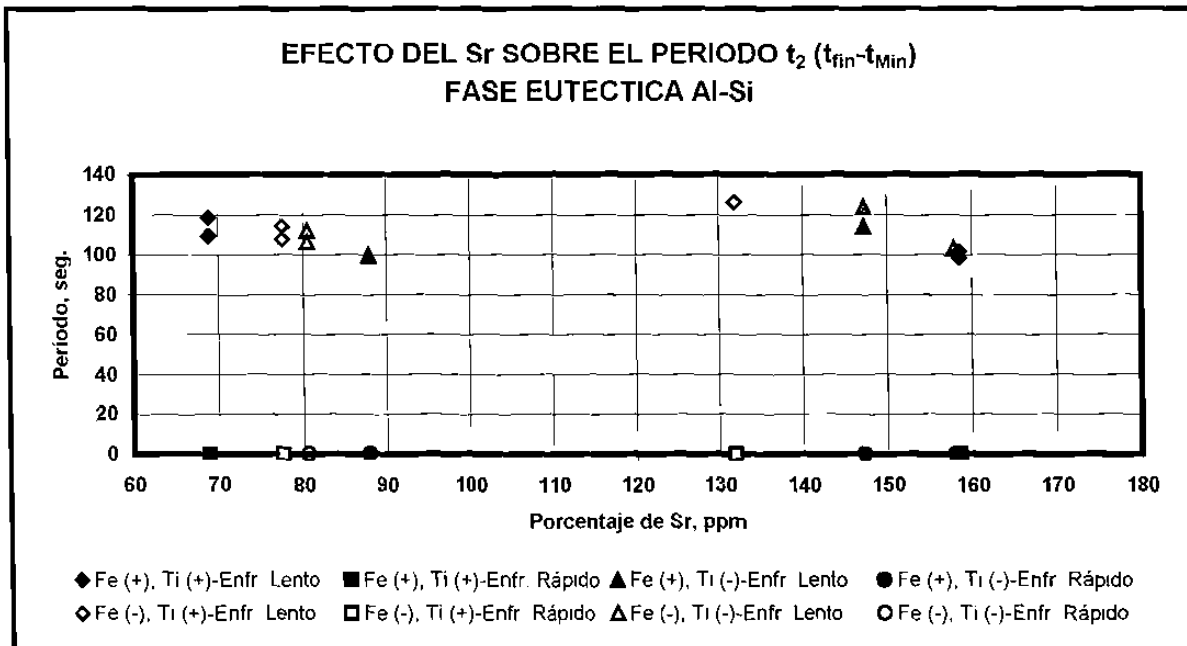


Fig. 5.14c Efecto de la concentración de Sr en el período t_2 en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

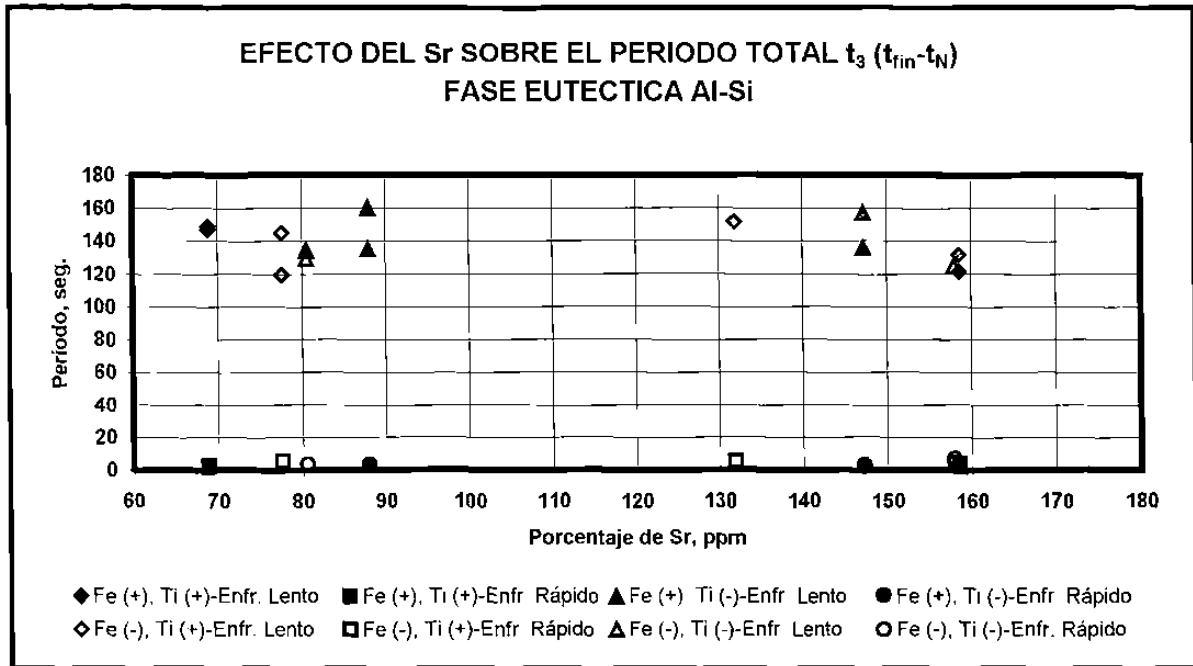


Fig. 5.14d Efecto de la concentración de Sr en el período total t_3 en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

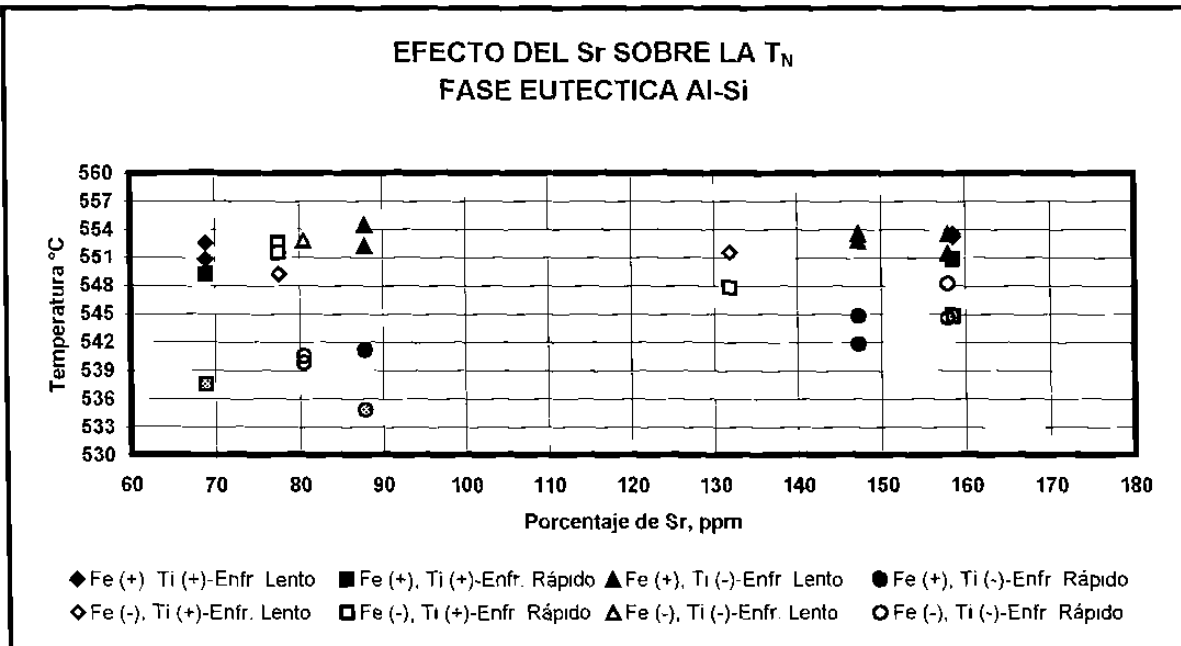


Fig. 5.14e Efecto de la concentración de Sr en la T_N en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

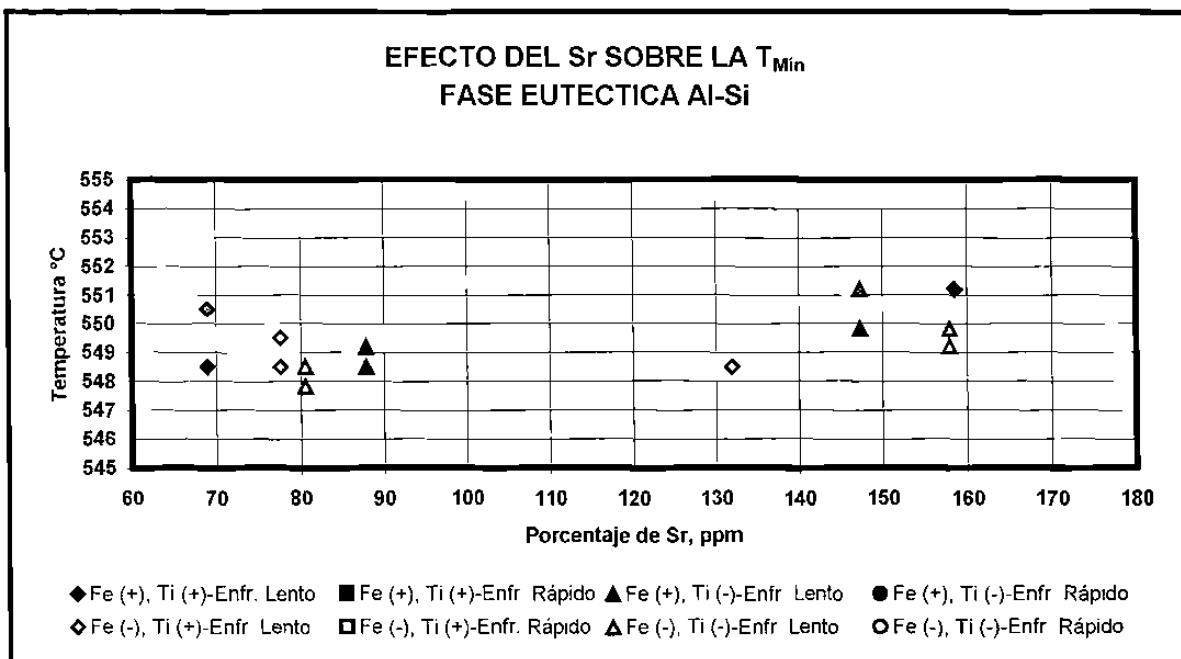


Fig. 5.14f Efecto de la concentración de Sr en la T_{Min} en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

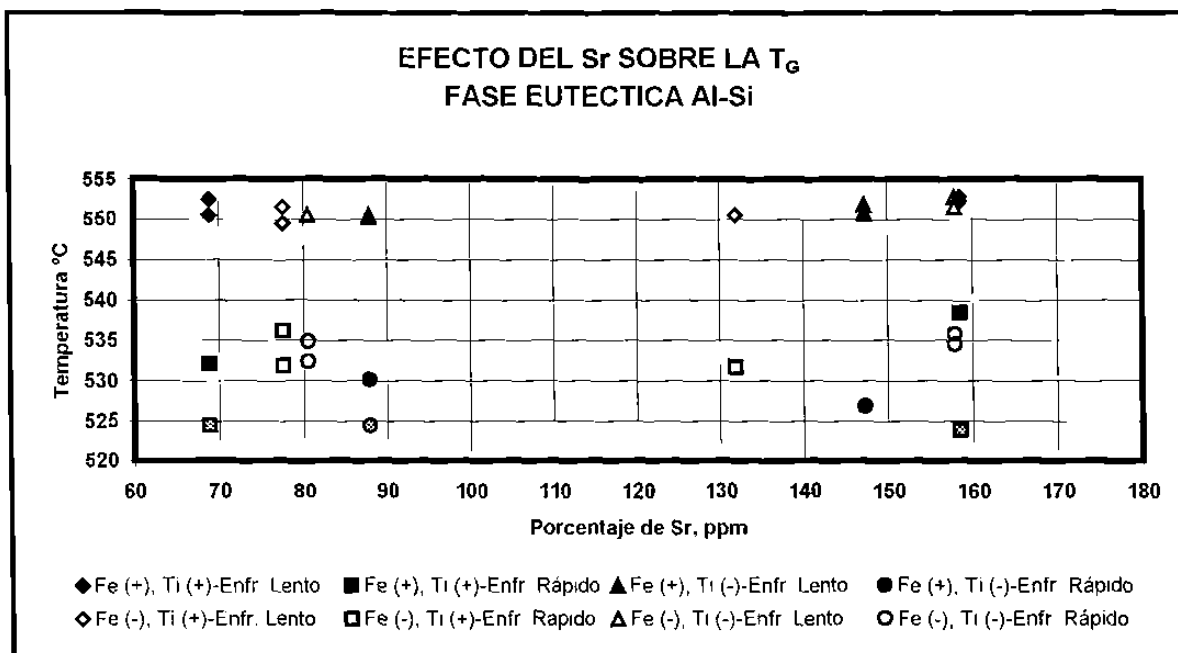


Fig. 5.14g Efecto de la concentración de Sr en la T_G en la solidificación del eutéctico principal Al-Si

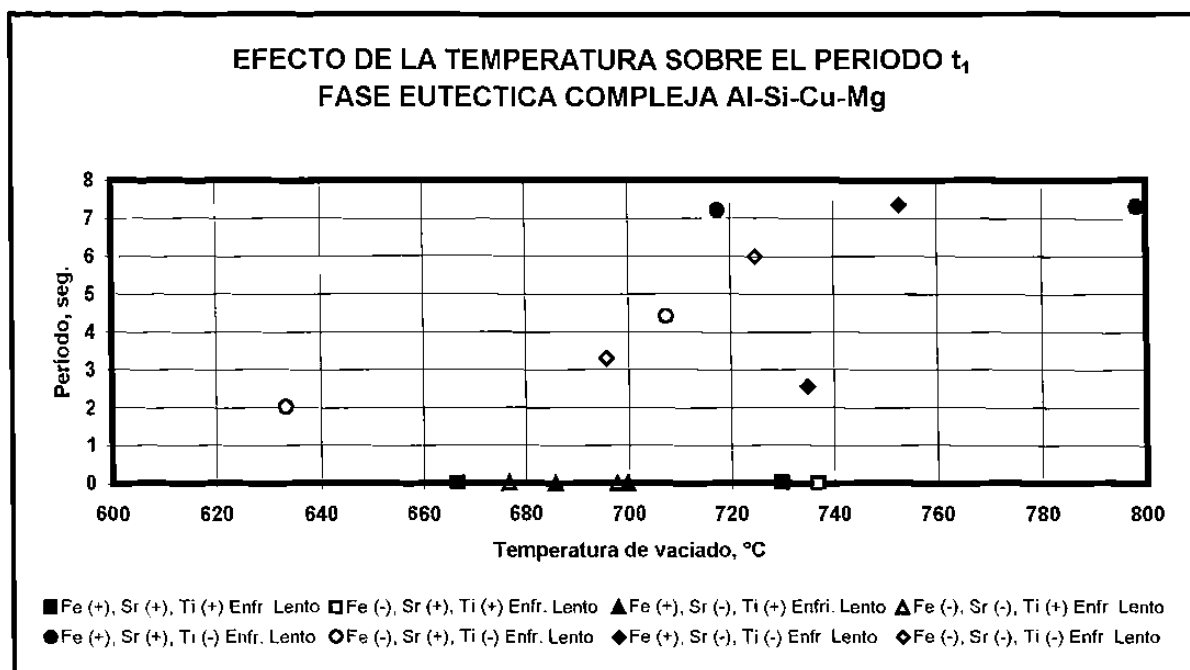


Fig. 5.15a Efecto de la temperatura de vaciado en el período t_1 en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

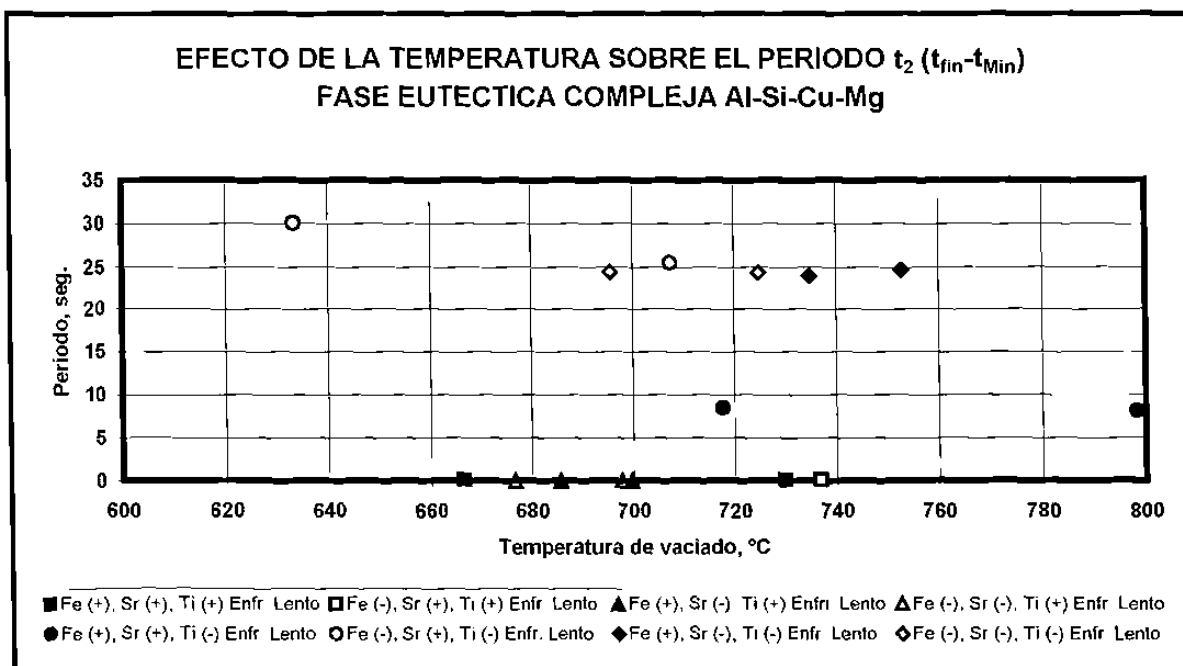


Fig. 5.15b Efecto de la temperatura de vaciado en el período t_2 en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

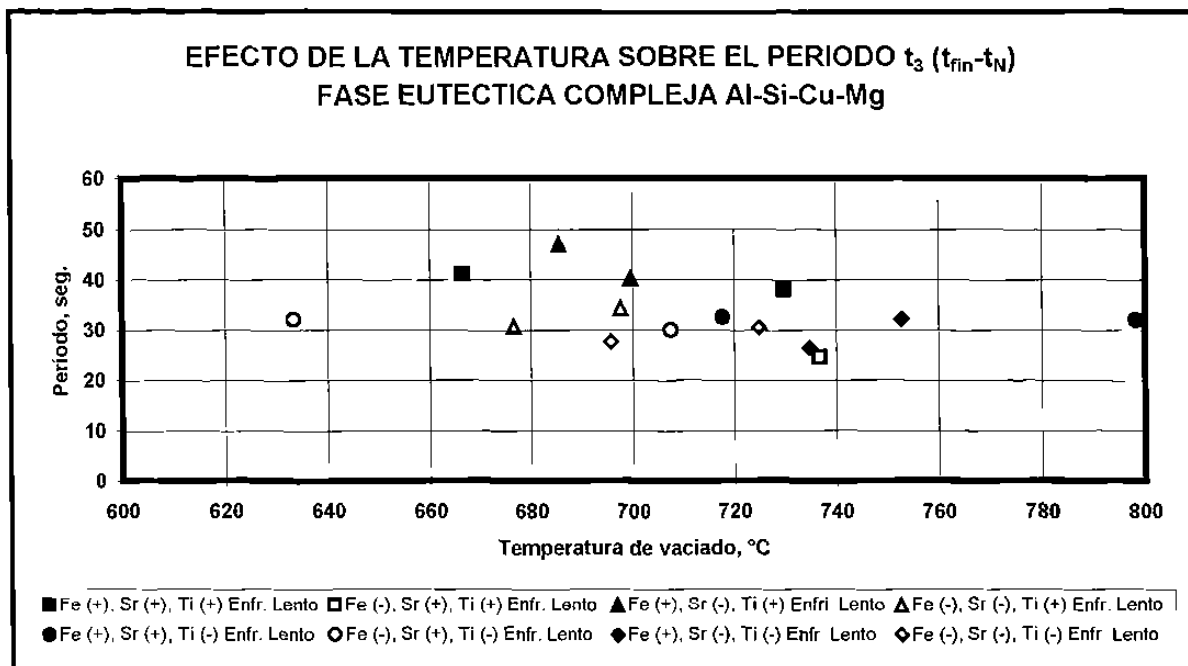


Fig. 5.15c Efecto de la temperatura de vaciado en el período t_3 en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

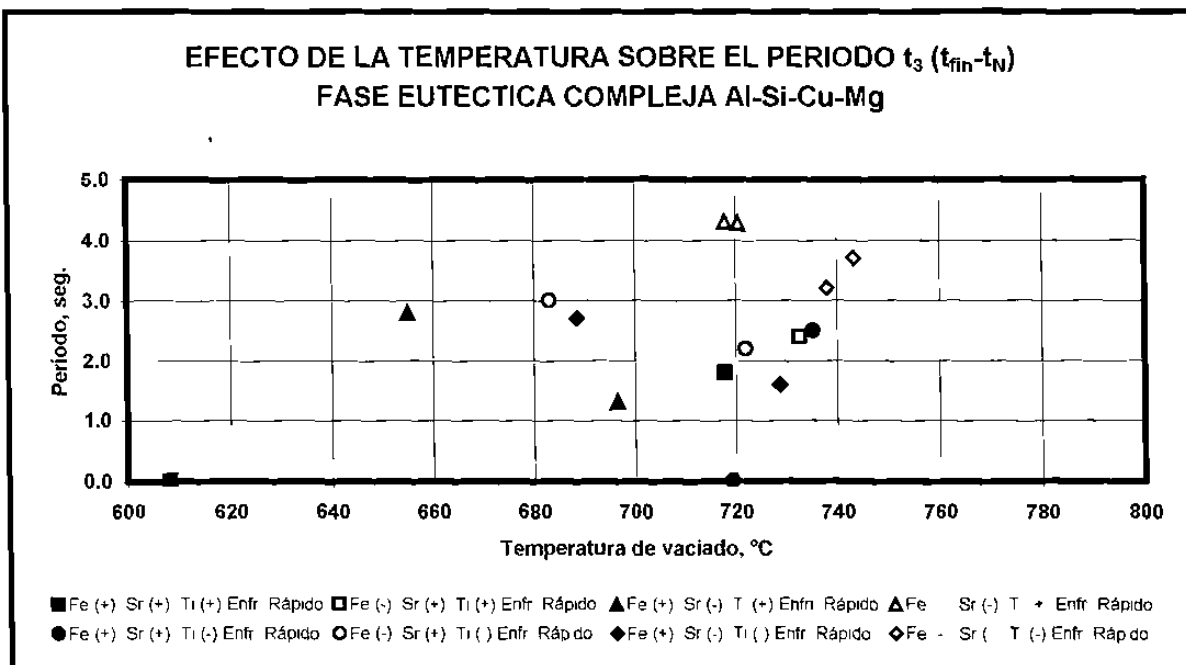


Fig. 15d Efecto de la temperatura de vaciado en el período t_3 en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg a enfriamiento rápido

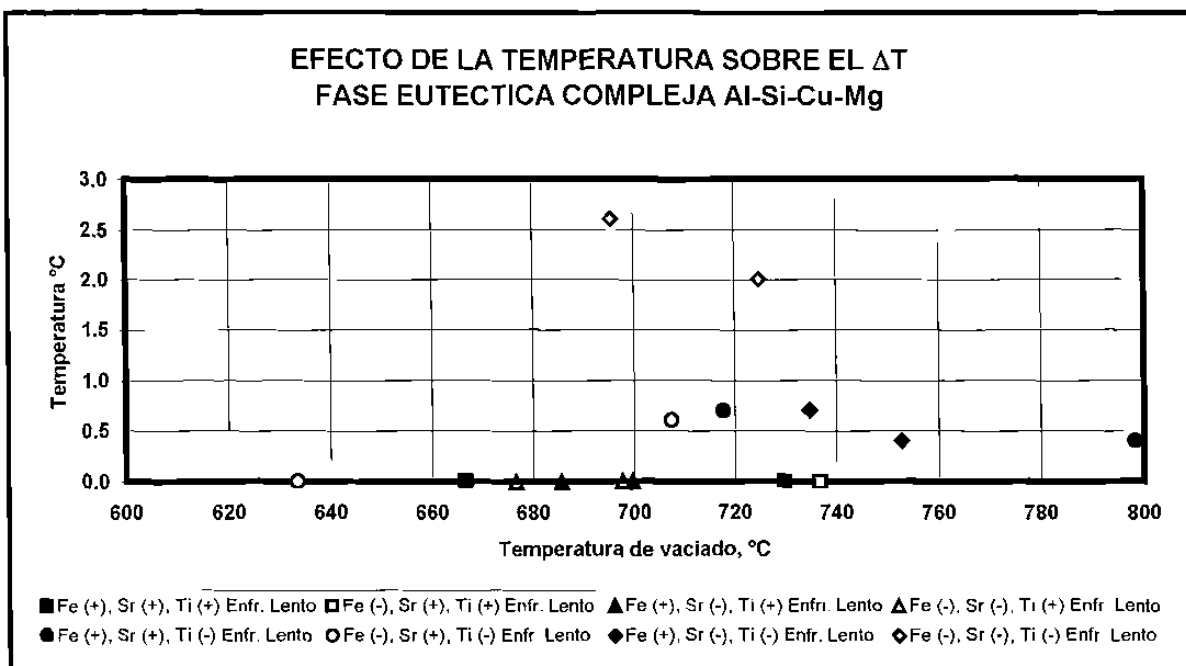


Fig. 15e Efecto de la temperatura de vaciado en el ΔT en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

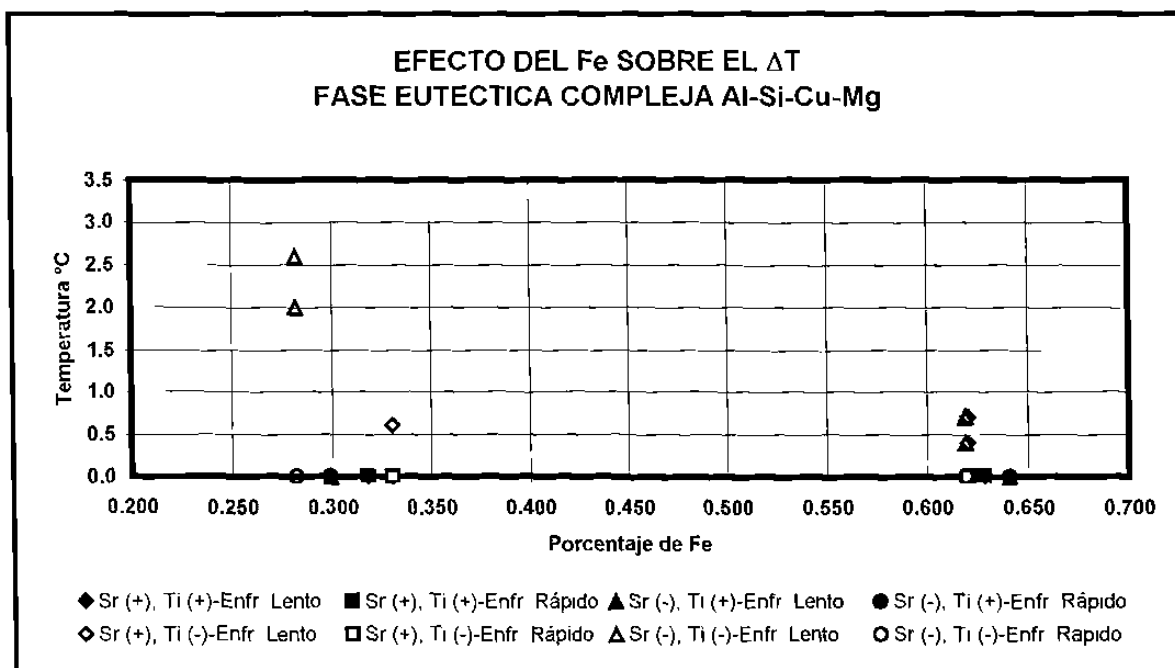


Fig. 5.16a Efecto de la concentración de Fe en el subenfriamiento (ΔT) en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

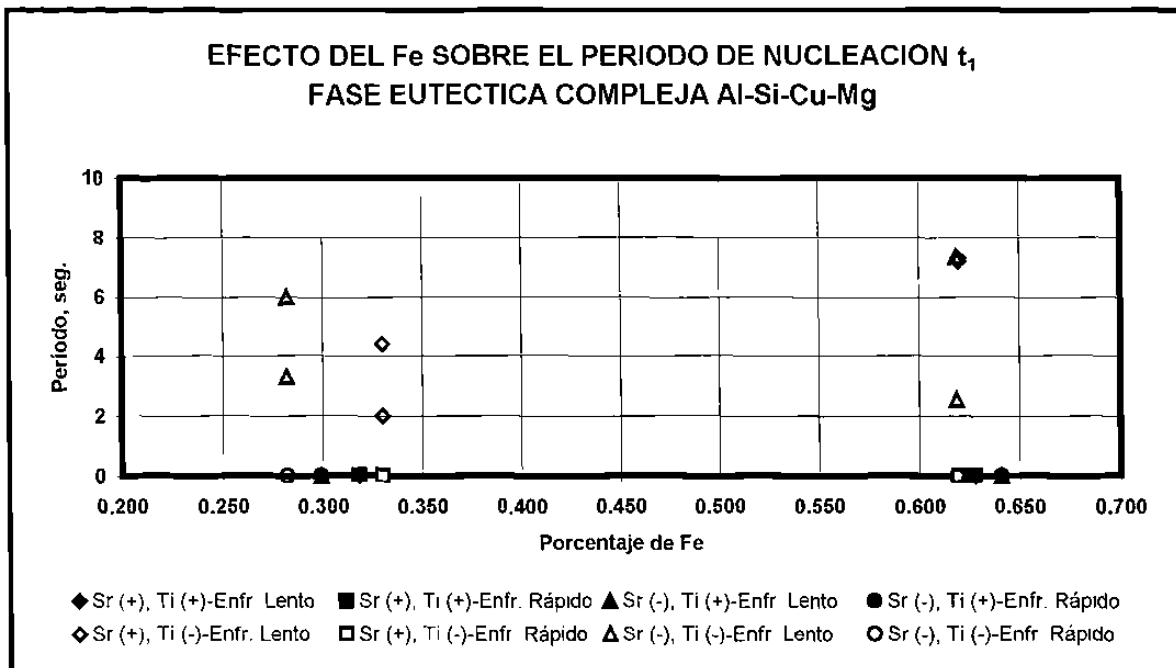


Fig. 5.16b Efecto de la concentración de Fe en el período de nucleación t_1 en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

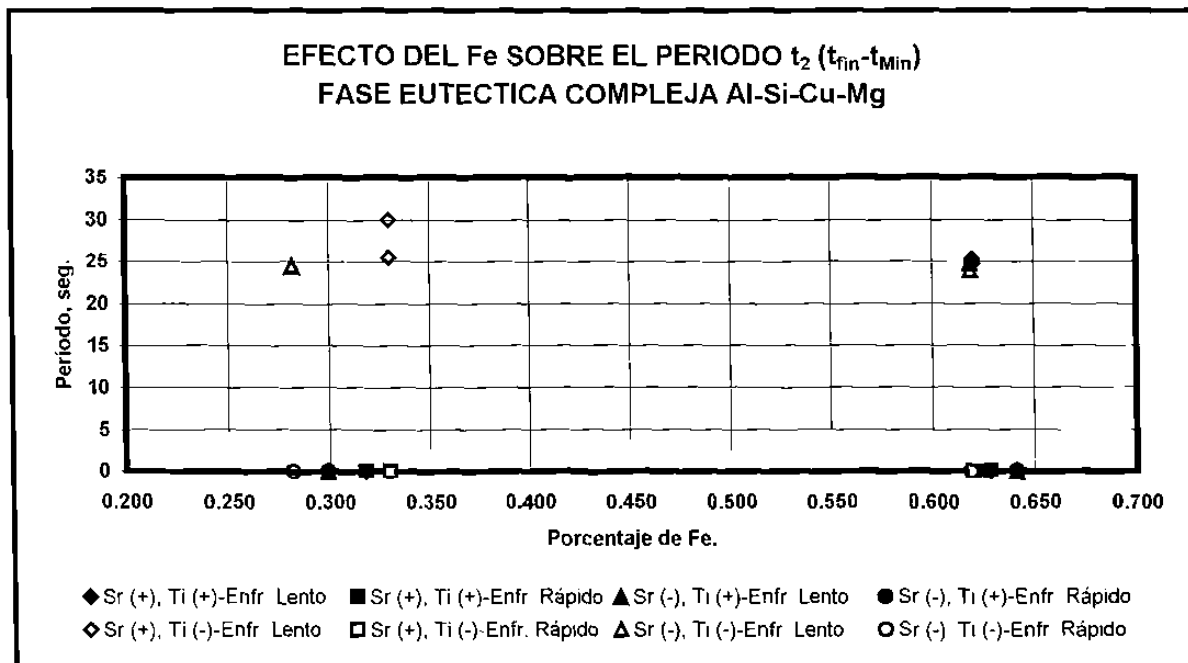


Fig. 5.16c Efecto de la concentración de Fe en el período t_2 en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

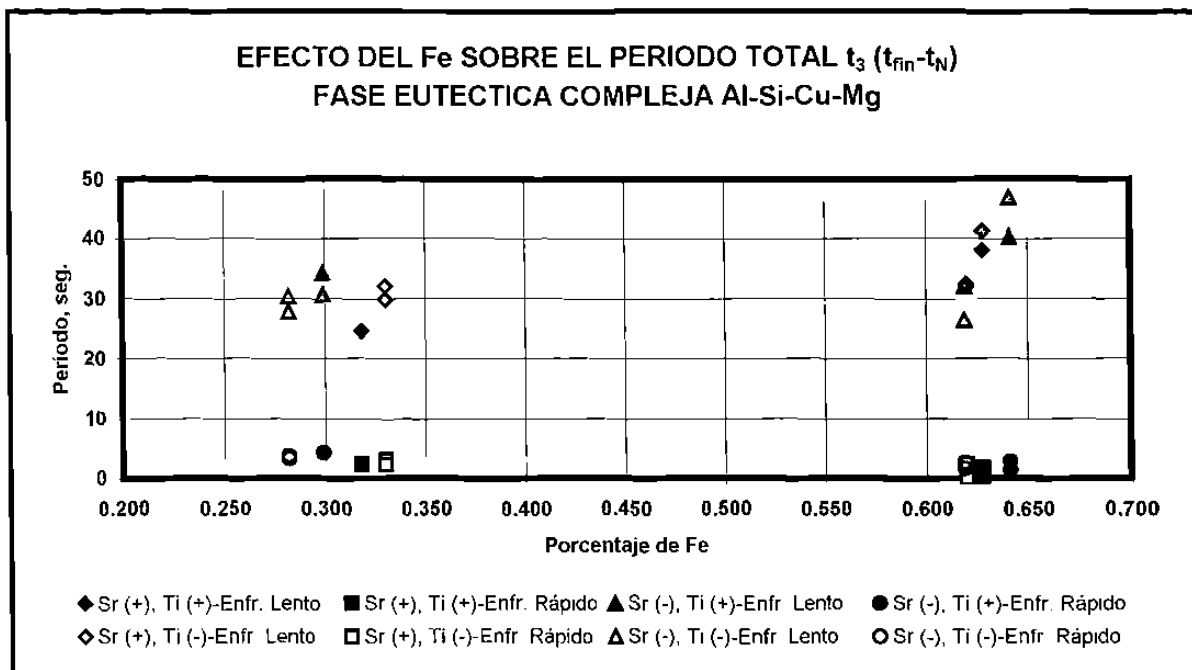


Fig. 5.16d Efecto de la concentración de Fe en el período total en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

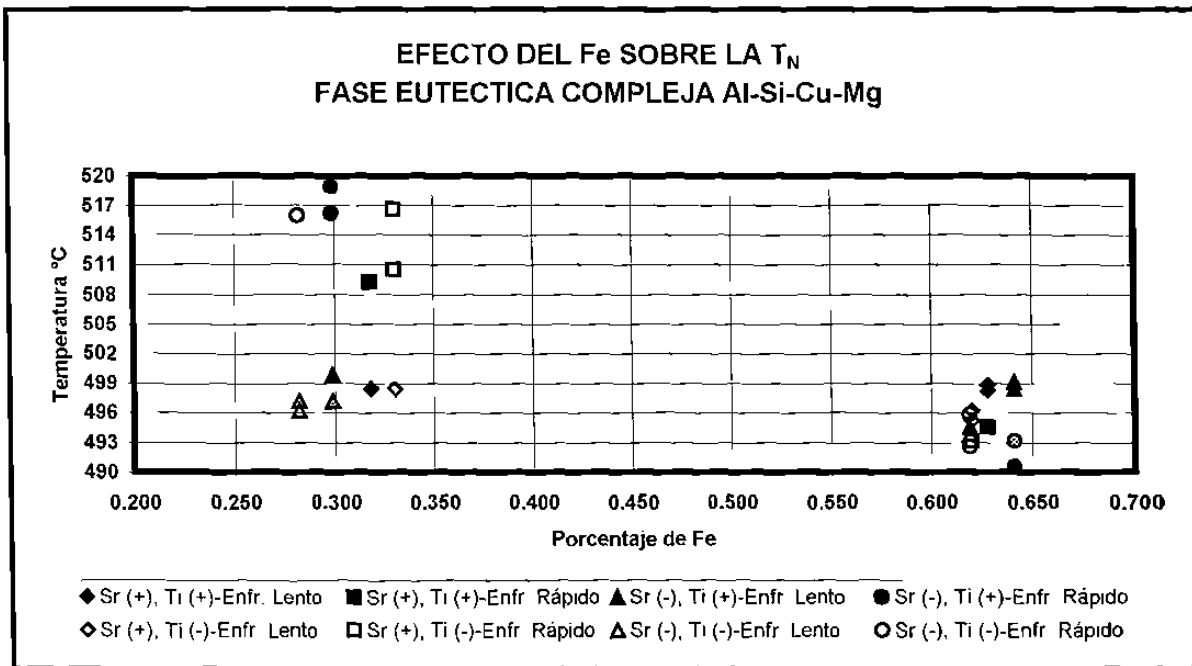


Fig. 5.16e Efecto de la concentración de Fe en la T_N en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

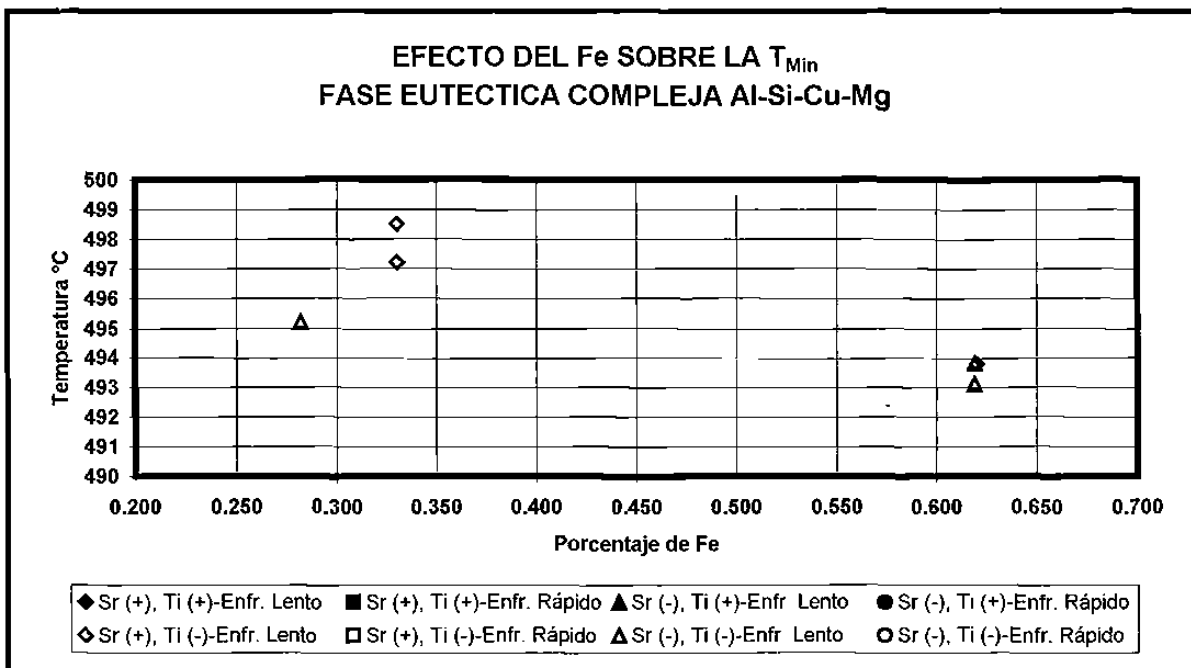


Fig. 5.16f Efecto de la concentración de Fe en la T_{Min} en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

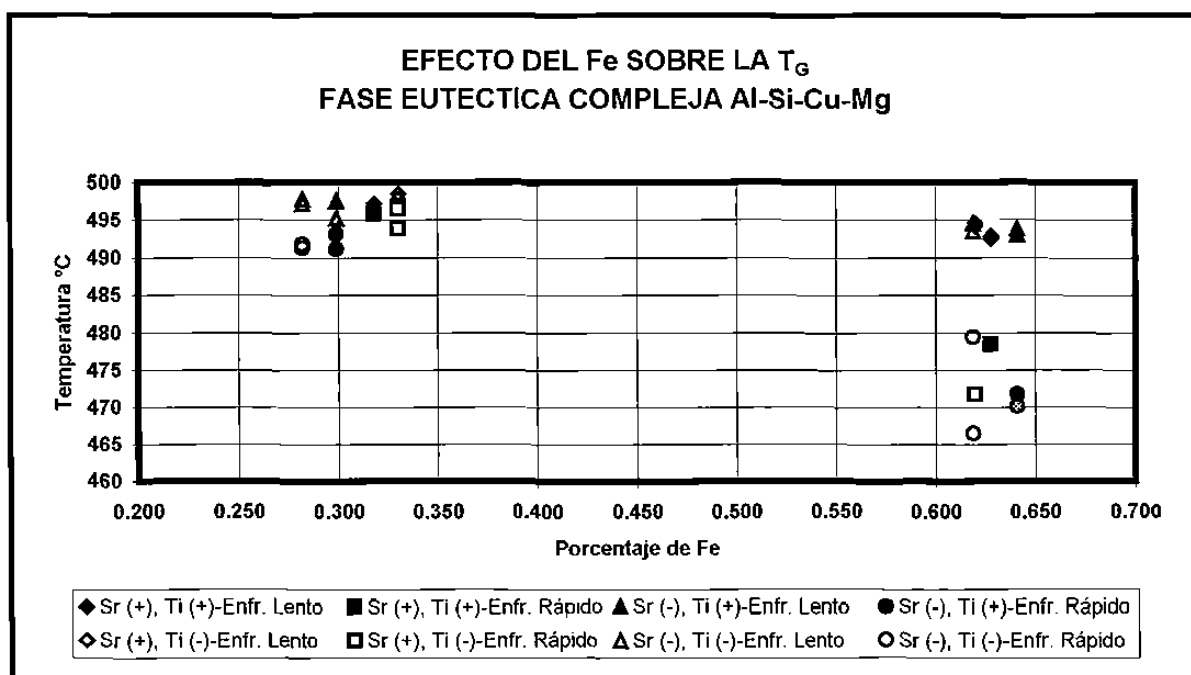


Fig. 5.16g Efecto de la concentración de Fe en la T_G en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

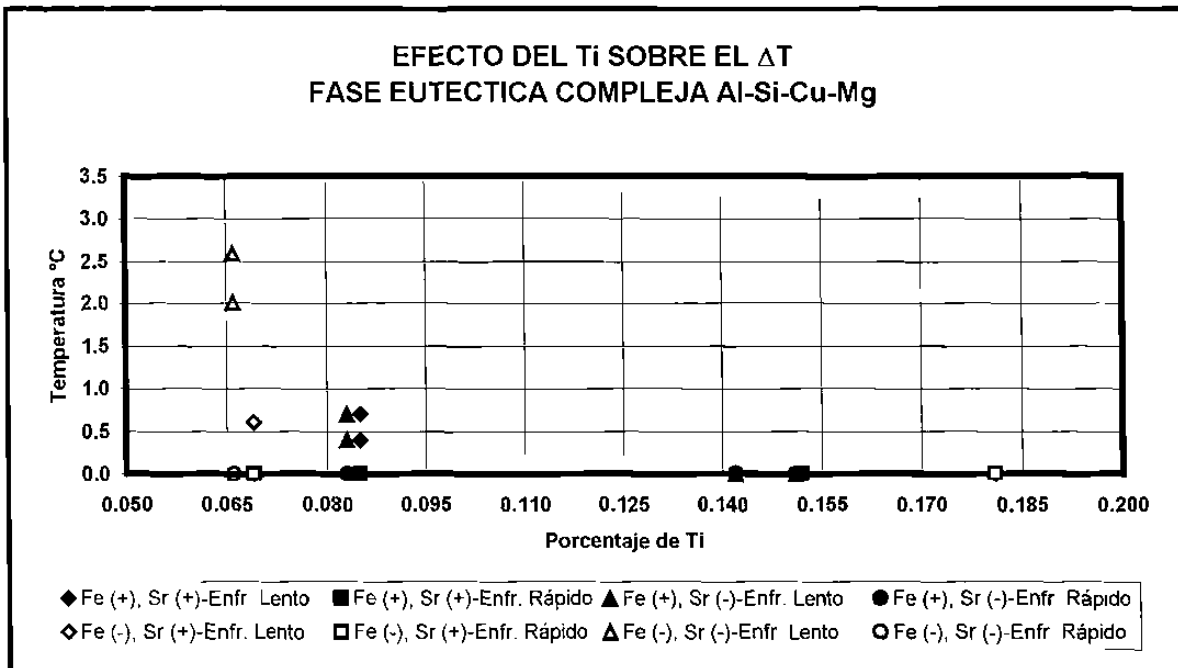


Fig. 5.17a Efecto de la concentración de Ti en el subenfriamiento (ΔT) en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

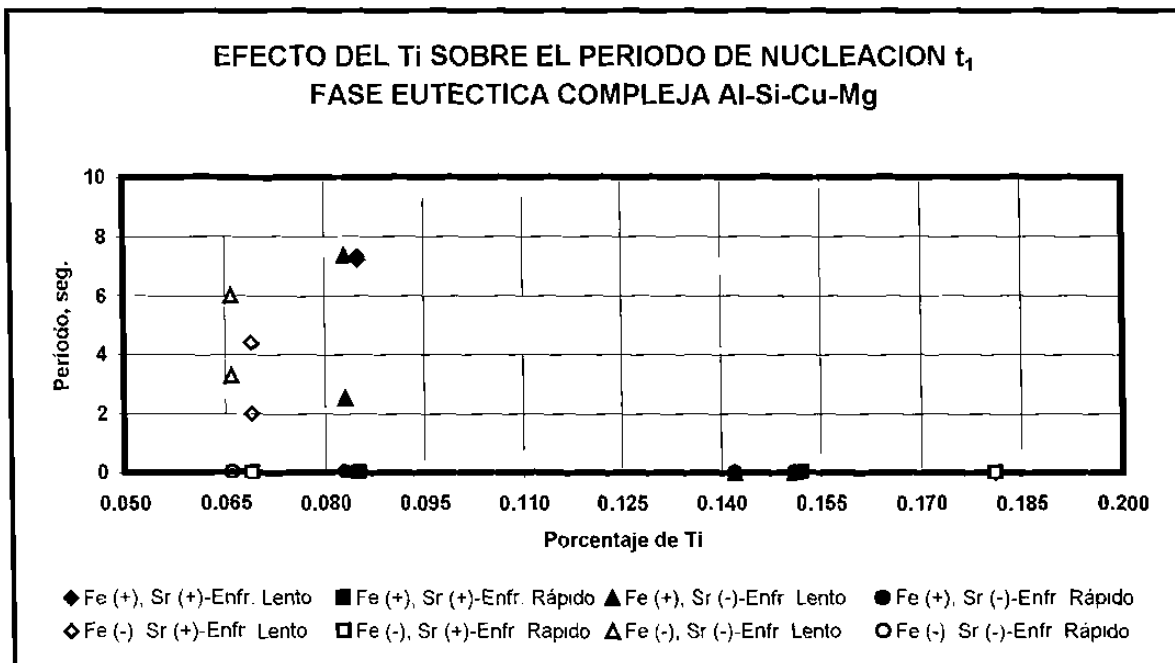


Fig. 5.17b Efecto de la concentración de Ti en el período t_1 en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

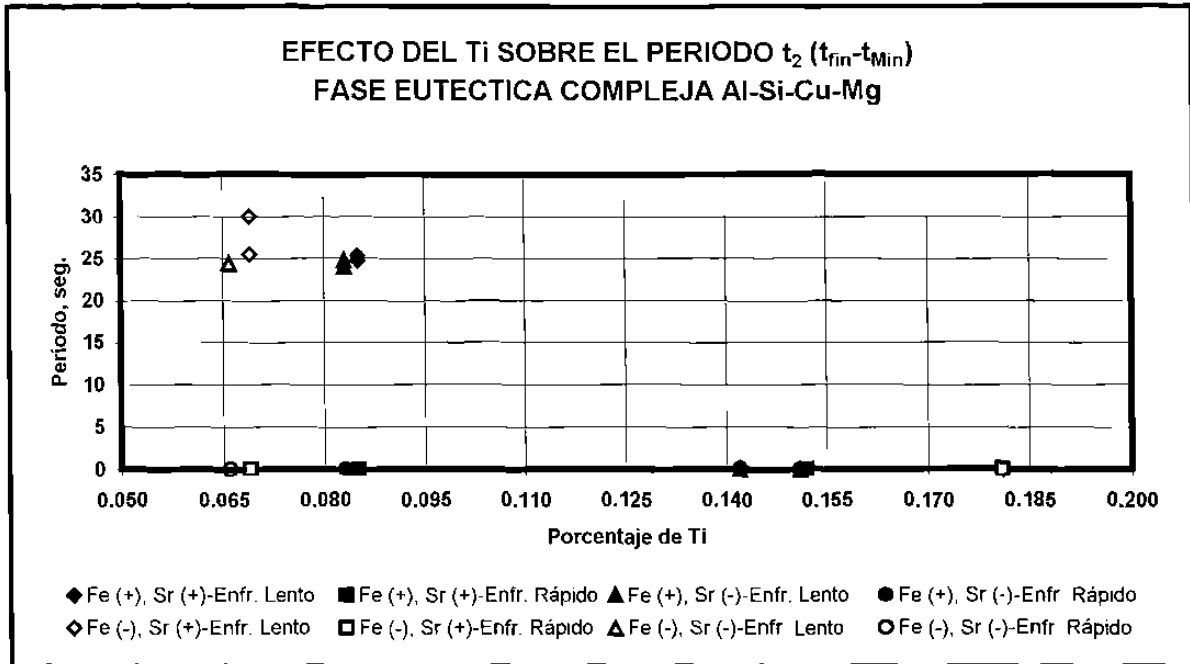


Fig. 5.17c Efecto de la concentración de Ti en el período de recalcancia en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

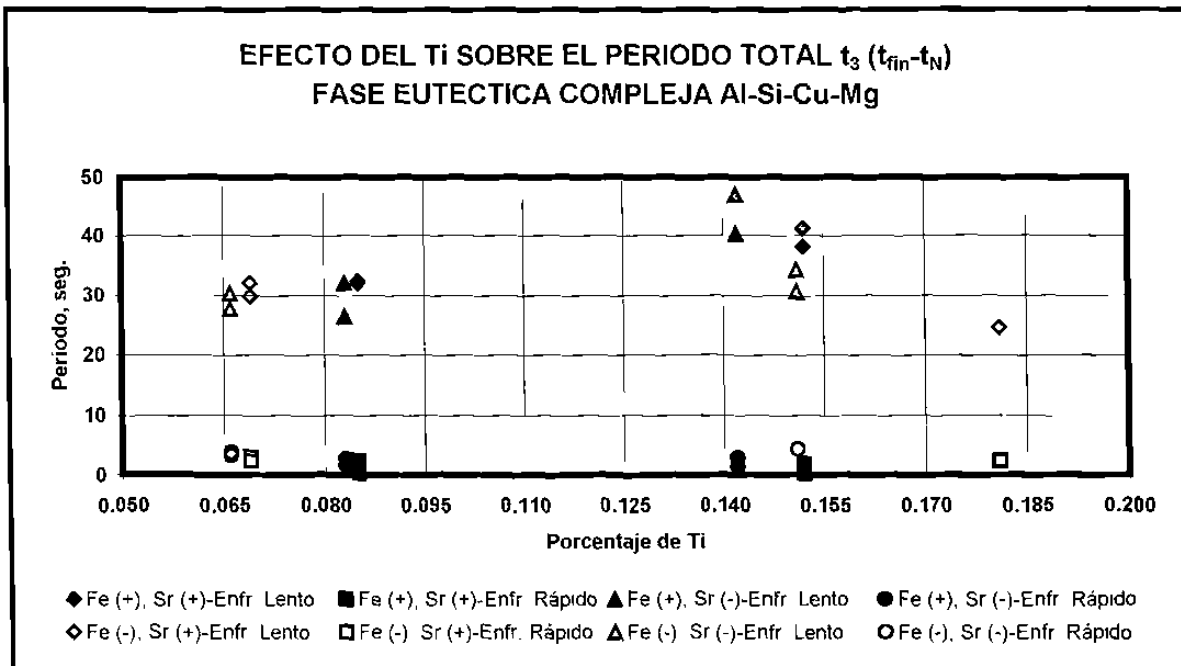


Fig. 5.17d Efecto de la concentración de Ti en el período total t_3 en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

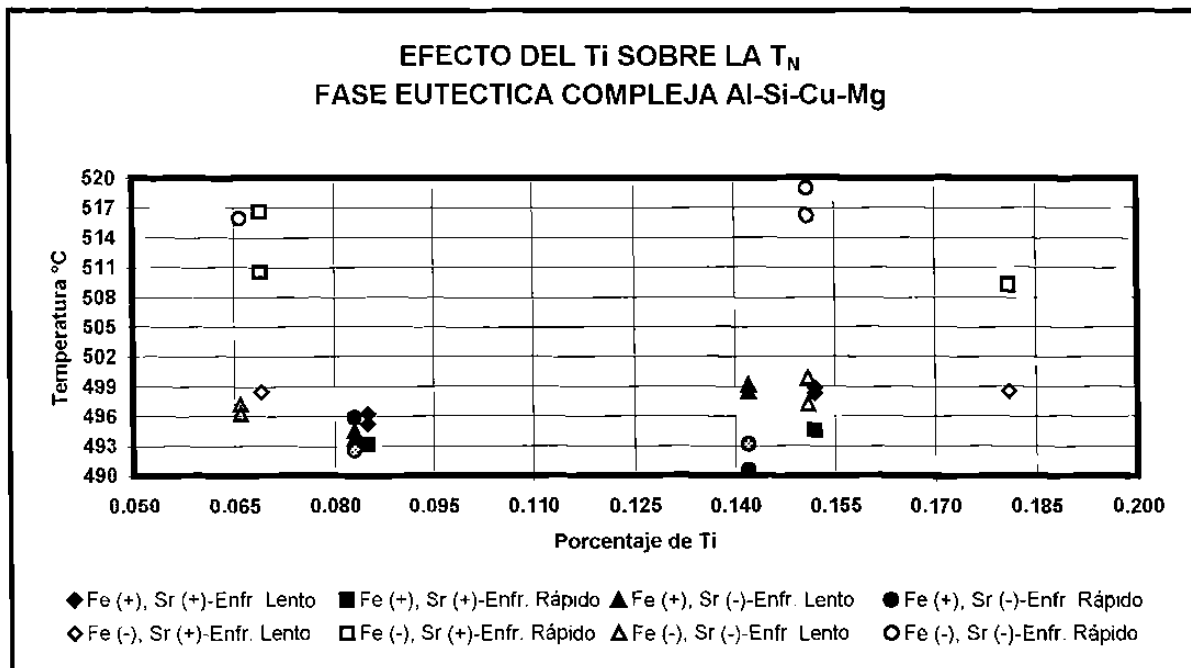


Fig. 5.17e Efecto de la concentración de Ti en la T_N en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

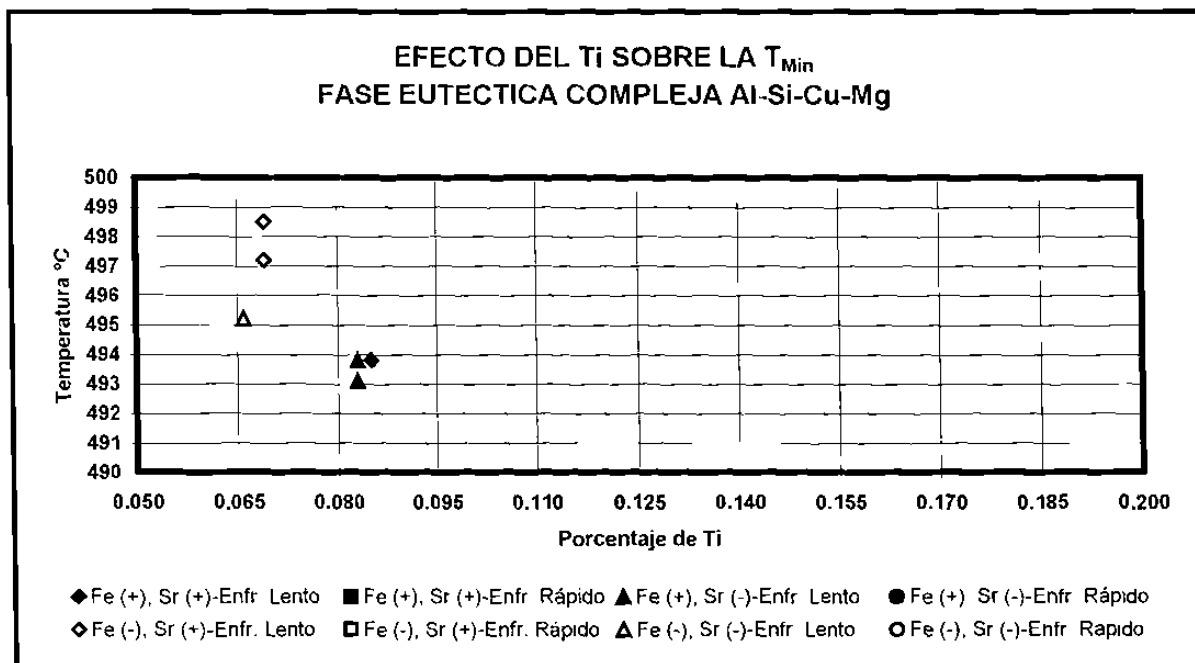


Fig. 5.17f Efecto de la concentración de Ti en la T_{Min} en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

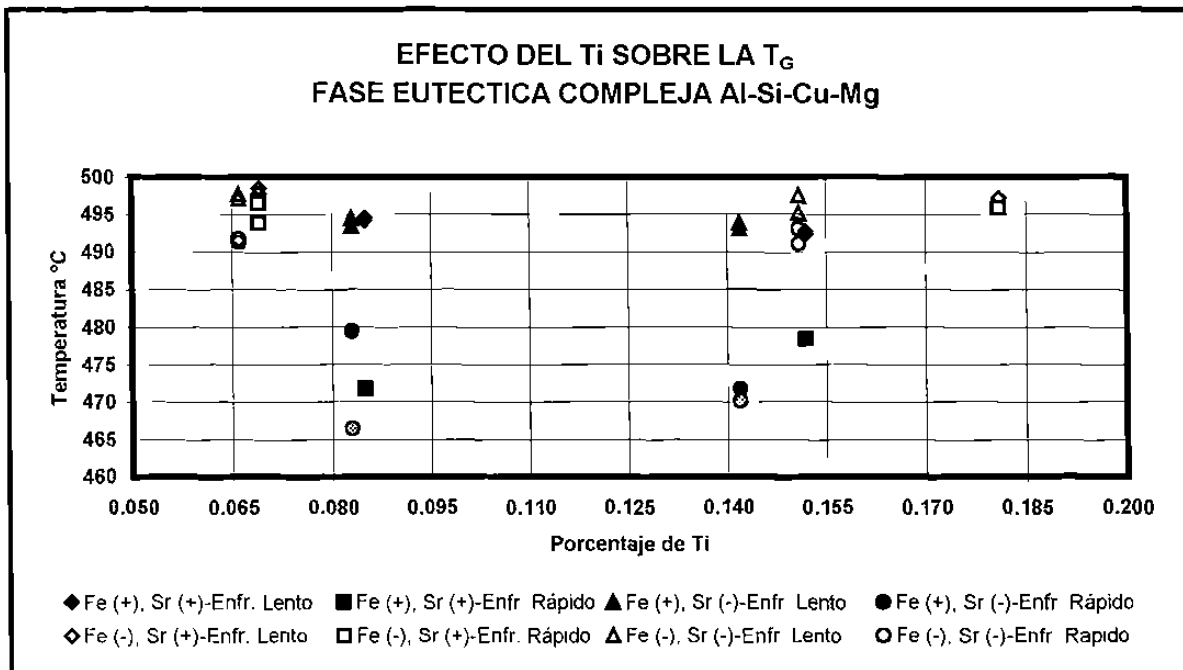


Fig. 5.17g Efecto de la concentración de Ti en la T_G en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

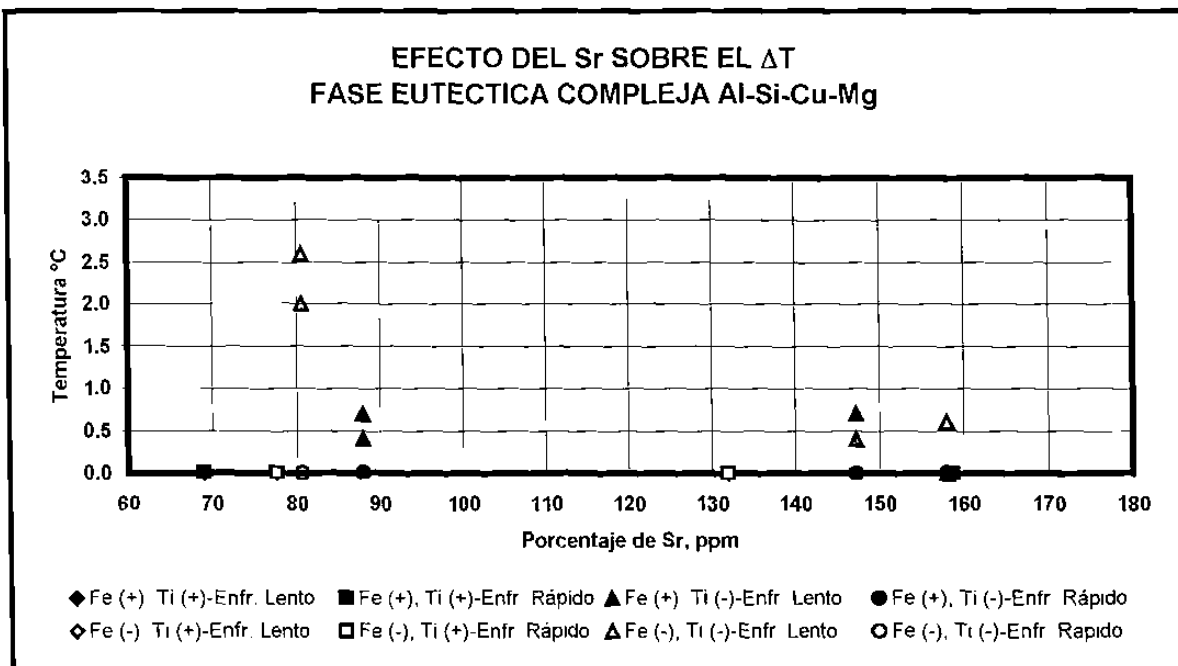


Fig. 5.18a Efecto de la concentración de Sr en el subenfriamiento (ΔT) en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

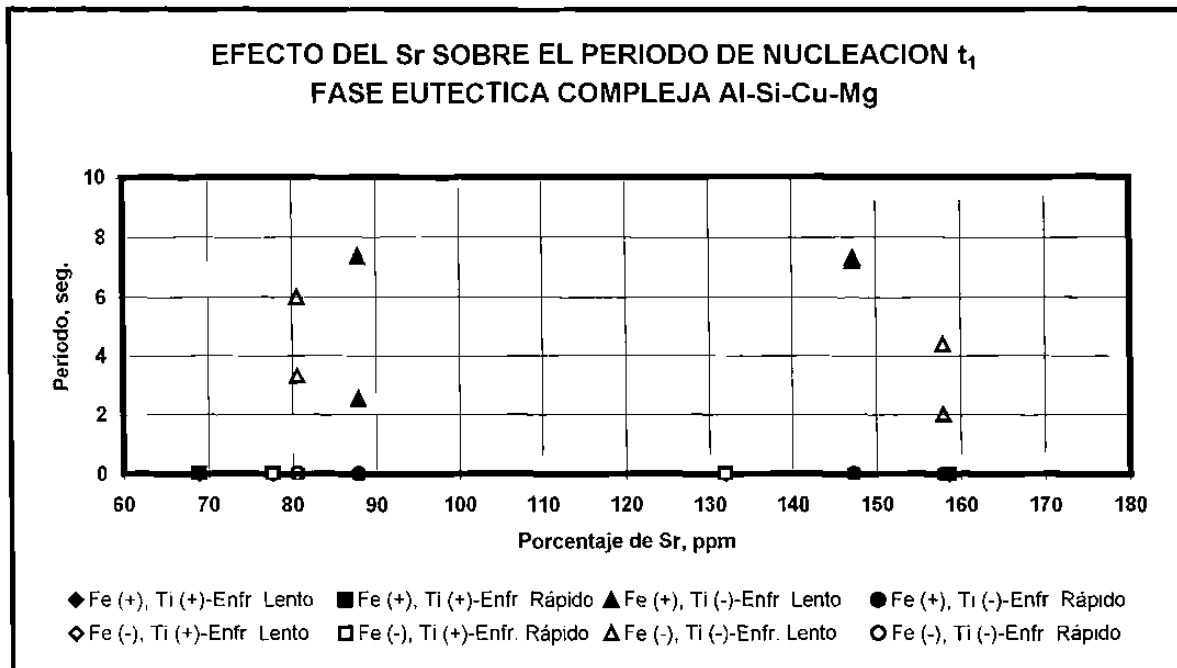


Fig. 5.18b Efecto de la concentración de Sr en el período de nucleación t_1 en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

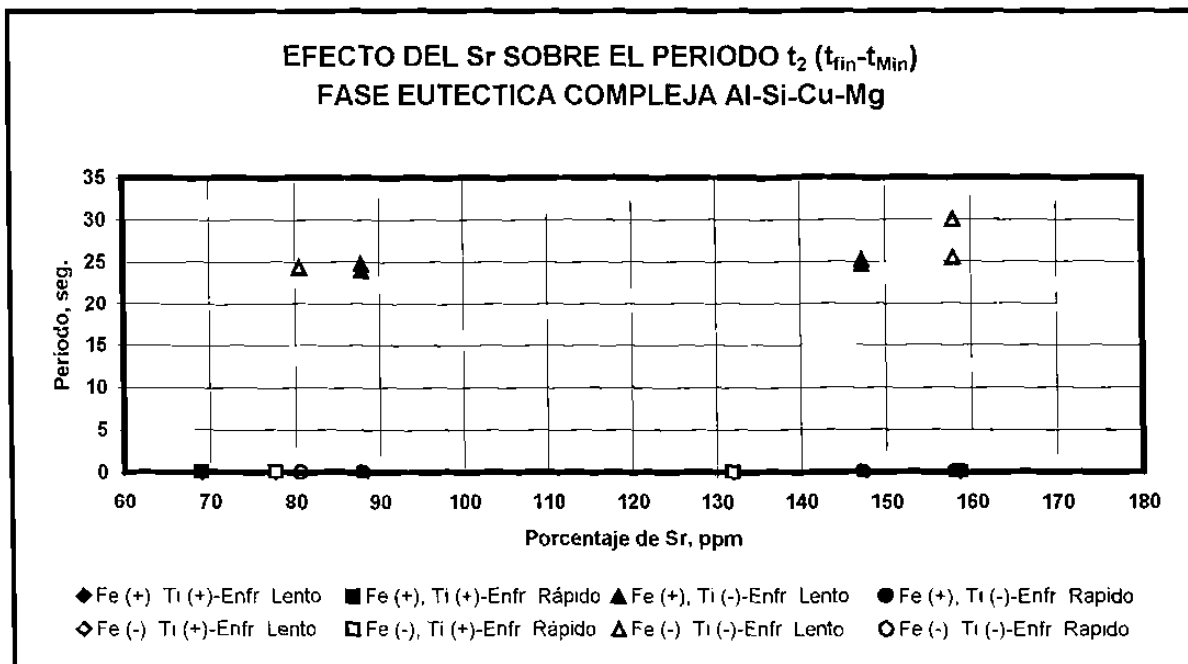


Fig. 5.18c Efecto de la concentración de Sr en el período t_2 en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

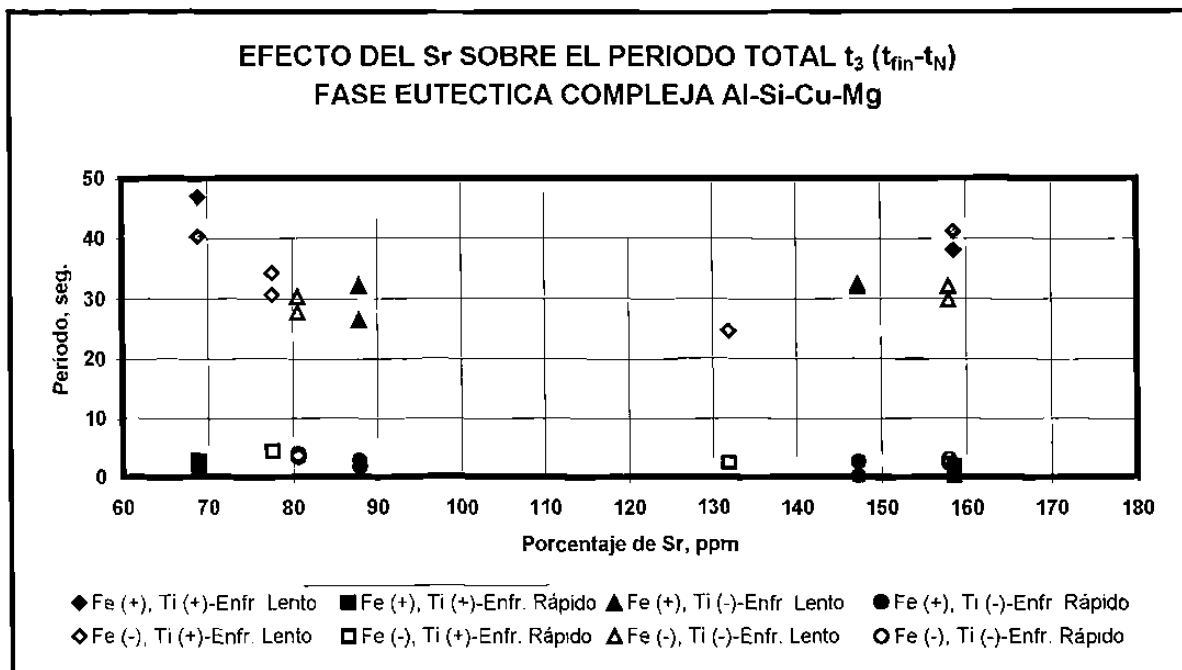


Fig. 5.18d Efecto de la concentración de Sr en el período total t_3 en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

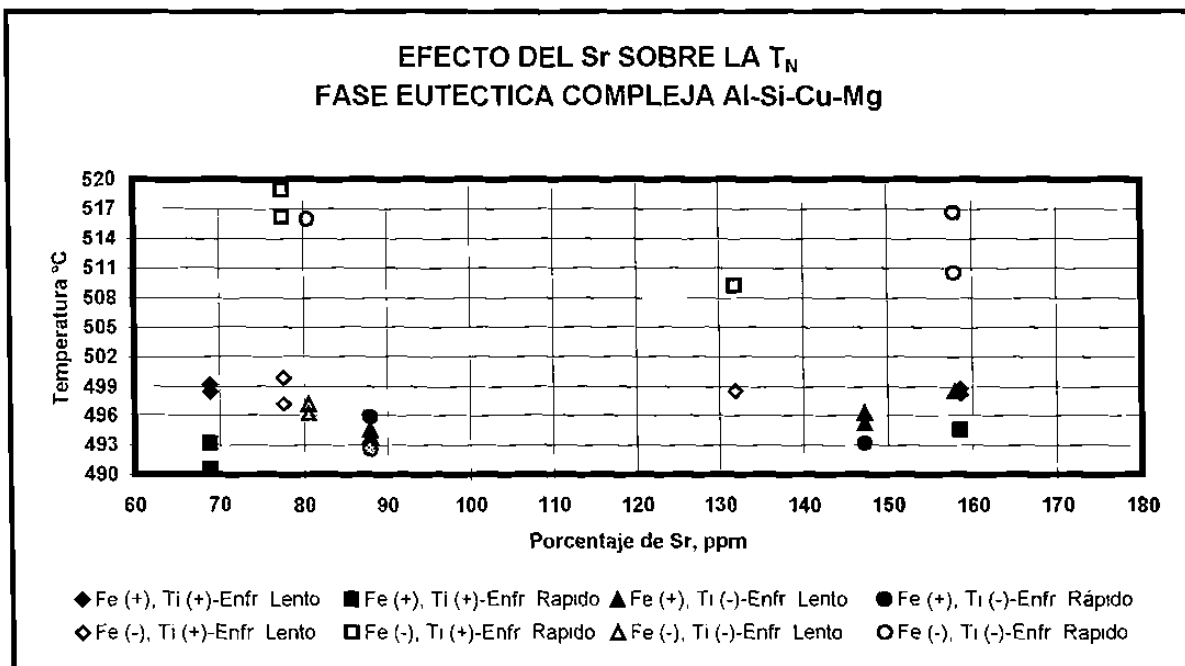


Fig. 5.18e Efecto de la concentración de Sr en la T_N en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

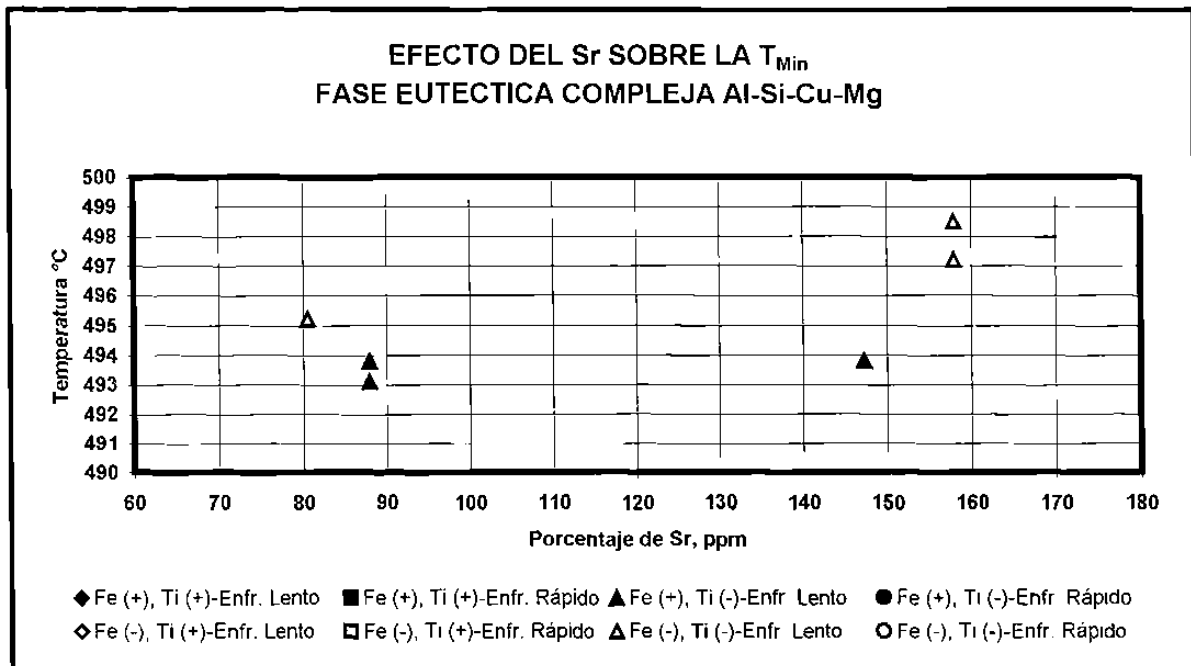


Fig. 5.18f Efecto de la concentración de Sr en la T_{Min} en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

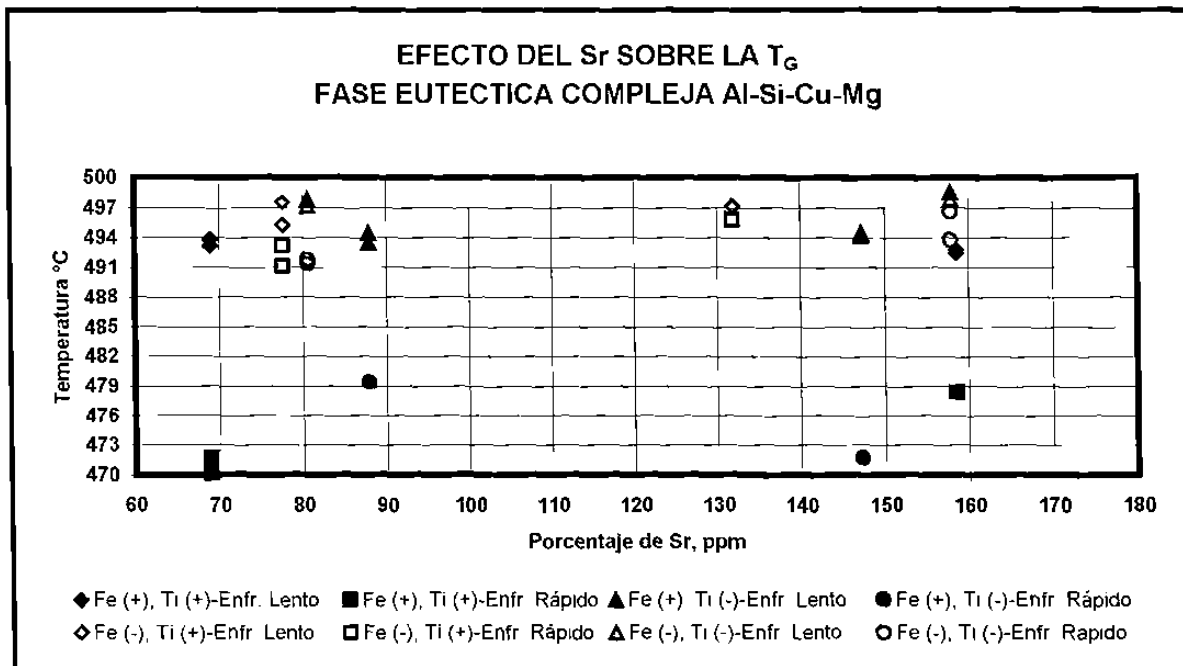


Fig. 5.18g Efecto de la concentración de Sr en la T_G en la solidificación del eutéctico complejo Al-Si-Cu-Mg

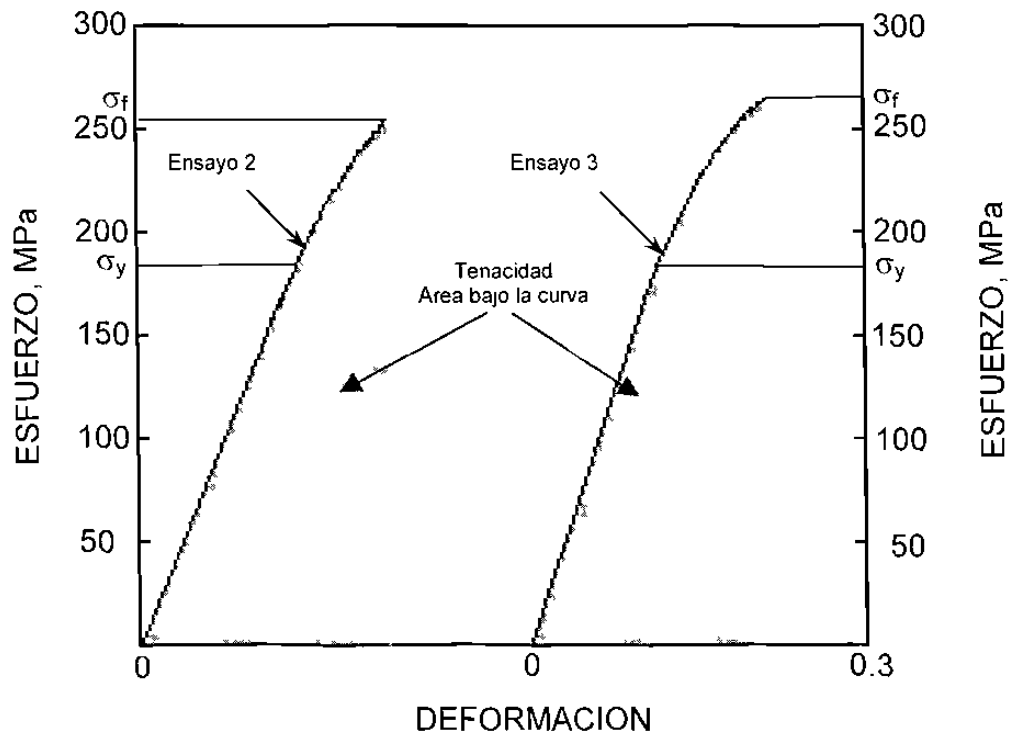


Fig. 5.19 Curvas de flujo en las condiciones de metal blanco en dos ensayos realizados a tensión

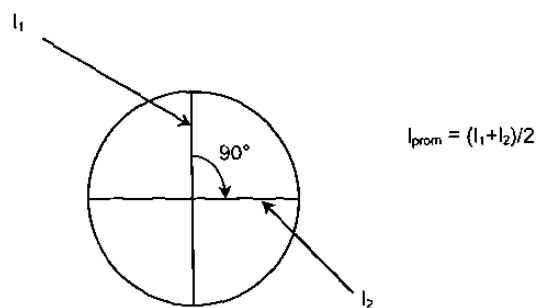


Fig. 5.20 Criterio considerado en la obtención de la magnitud de las huellas

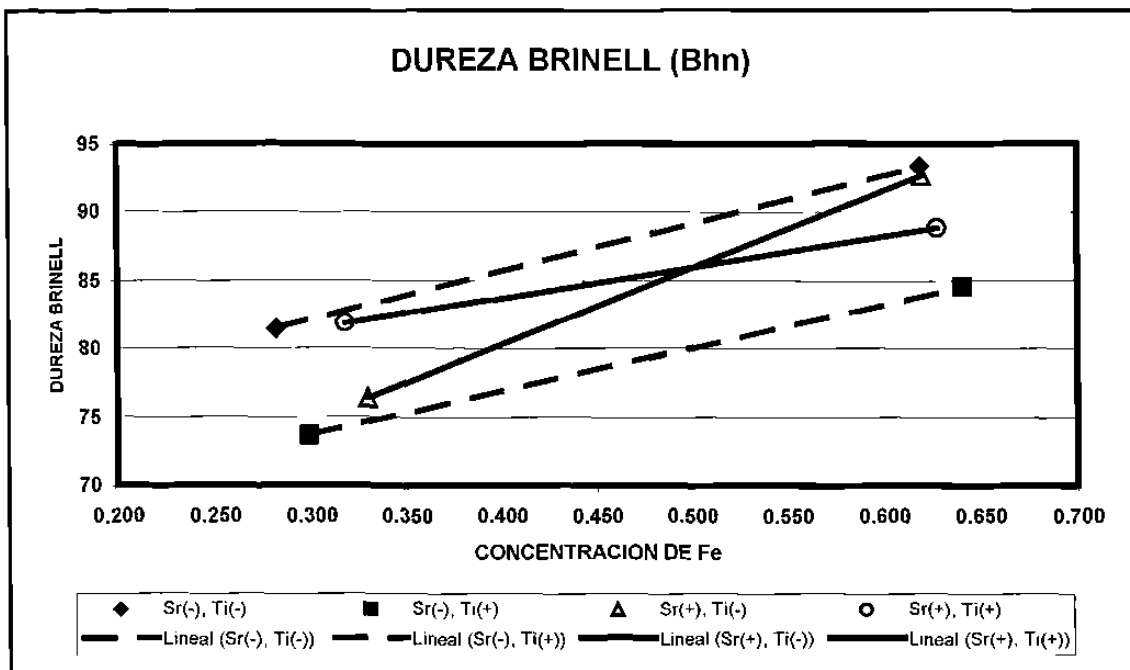


Fig. 5.21a Efecto de la concentración de Fe en la dureza para las diferentes aleaciones

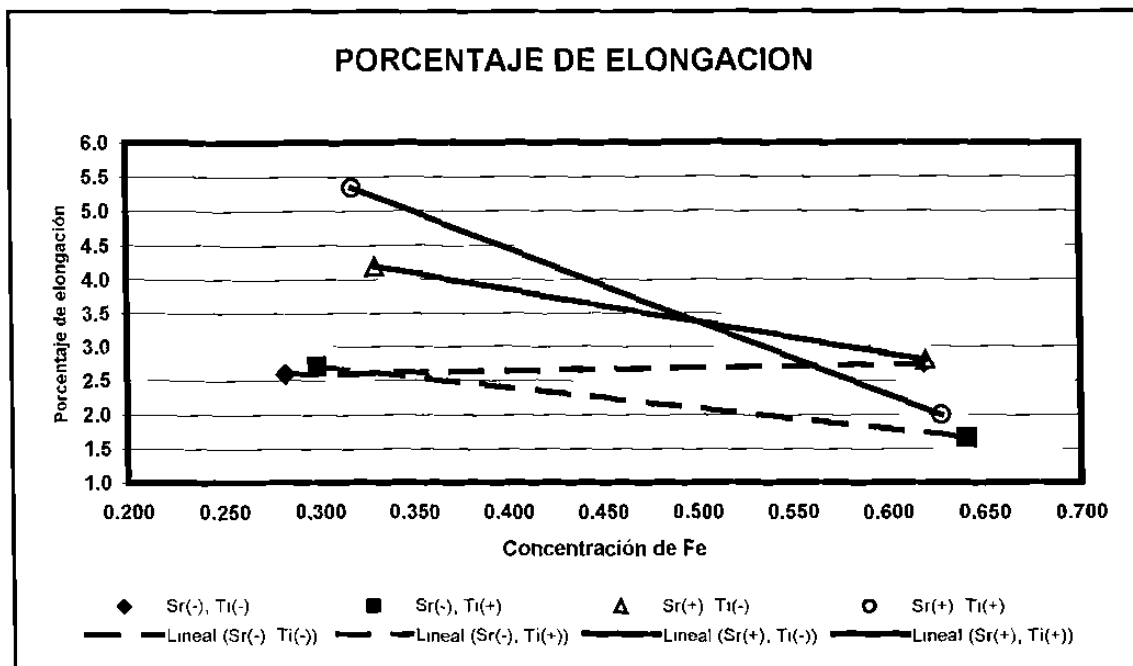


Fig. 5.21b Efecto de la concentración de Fe en el porcentaje de elongación para las diferentes aleaciones

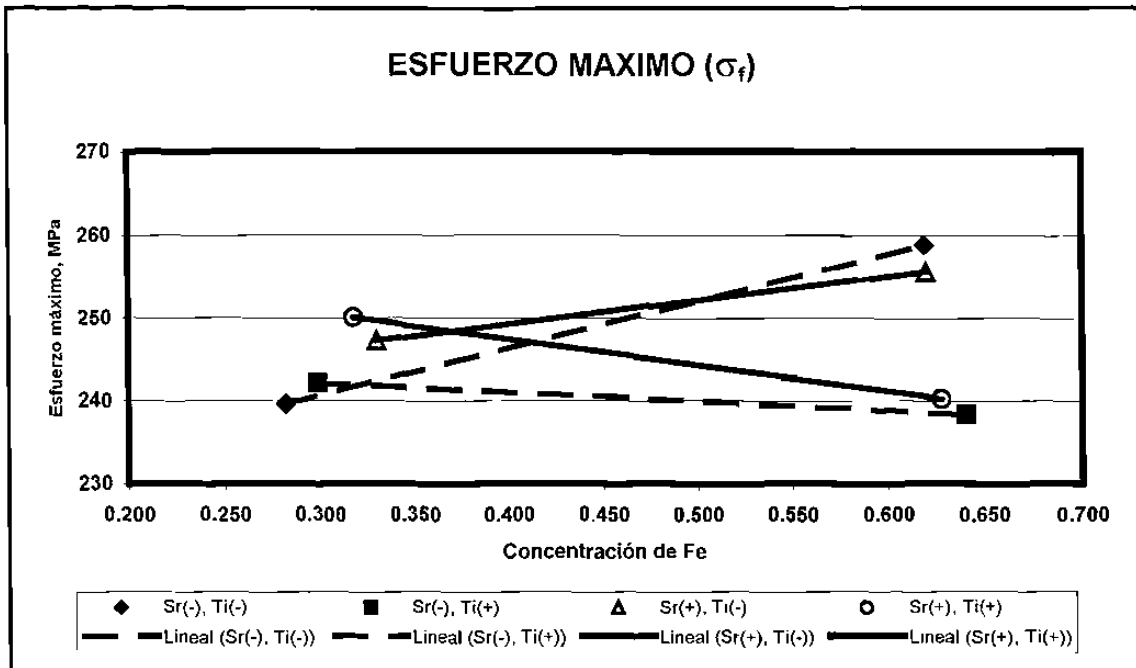


Fig. 5.21c Efecto de la concentración de Fe en el esfuerzo máximo para las diferentes aleaciones

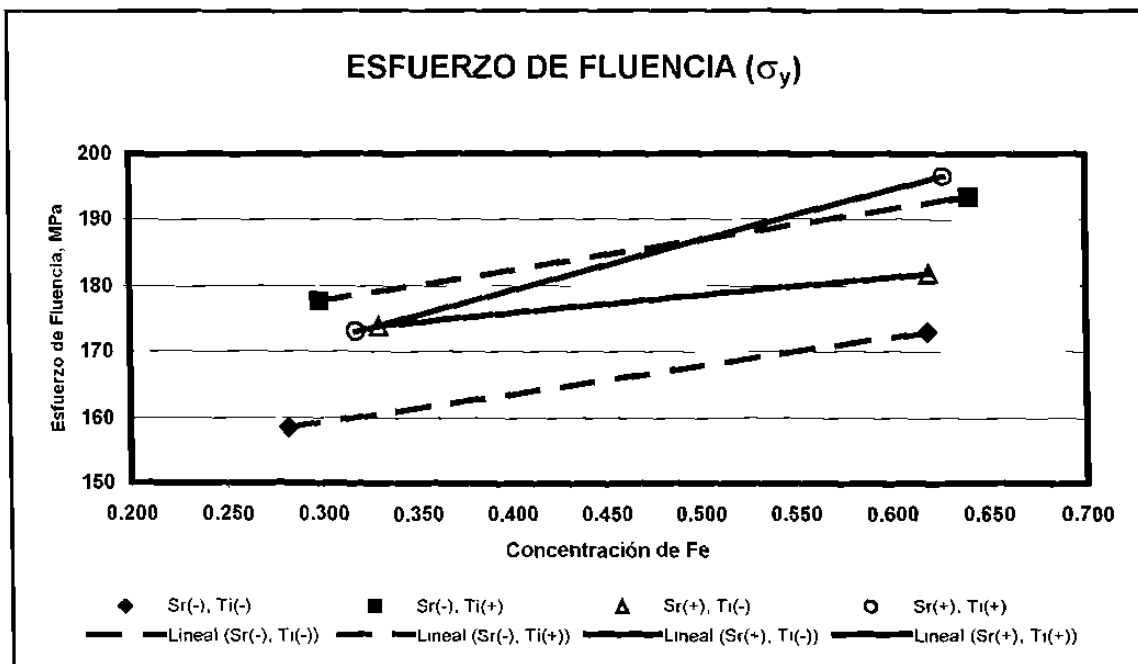


Fig. 5.21d Efecto de la concentración de Fe en el esfuerzo de fluencia para las diferentes aleaciones

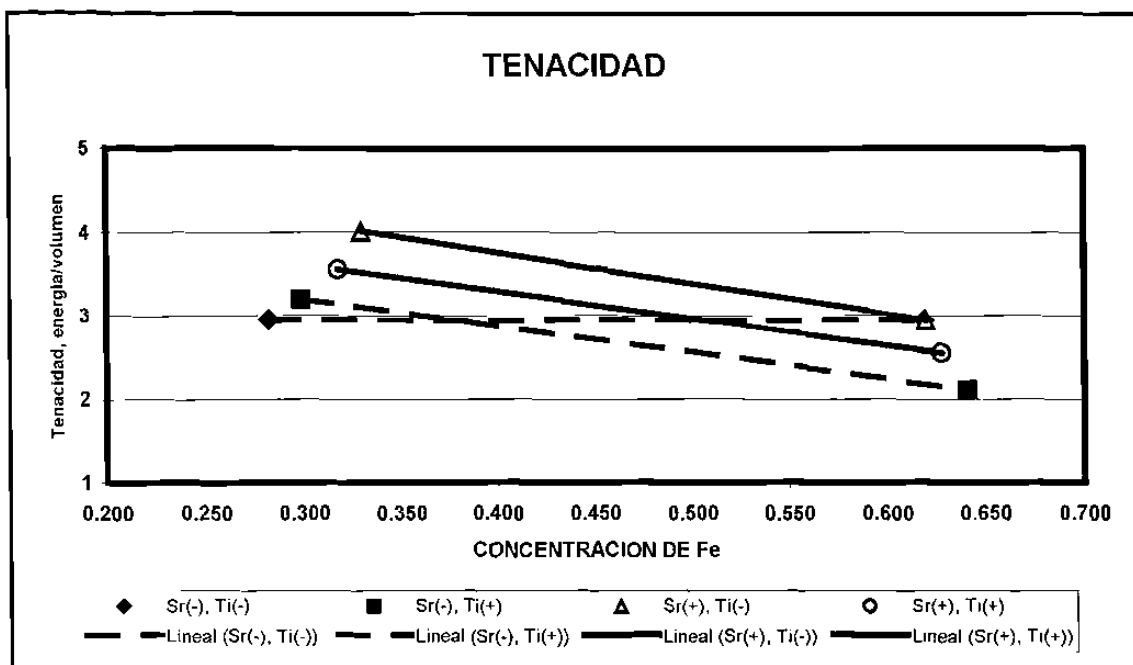


Fig. 5.21e Efecto de la concentración de Fe en la tenacidad para las diferentes aleaciones

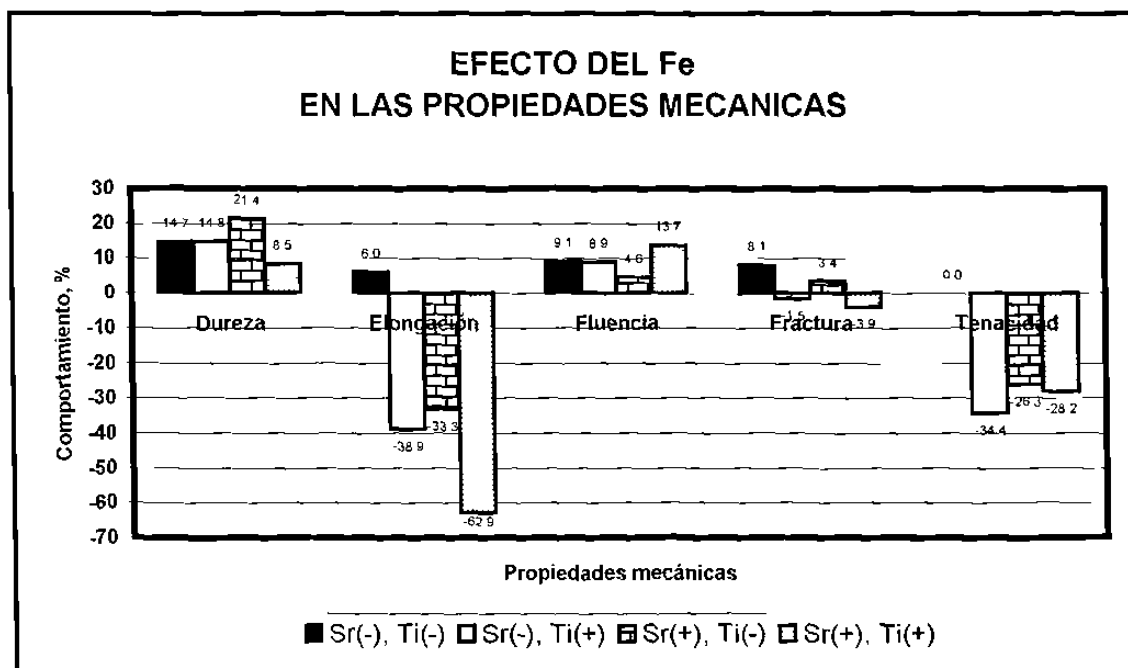


Fig. 5.21f Efecto del incremento de Fe en las propiedades mecánicas para las diferentes aleaciones

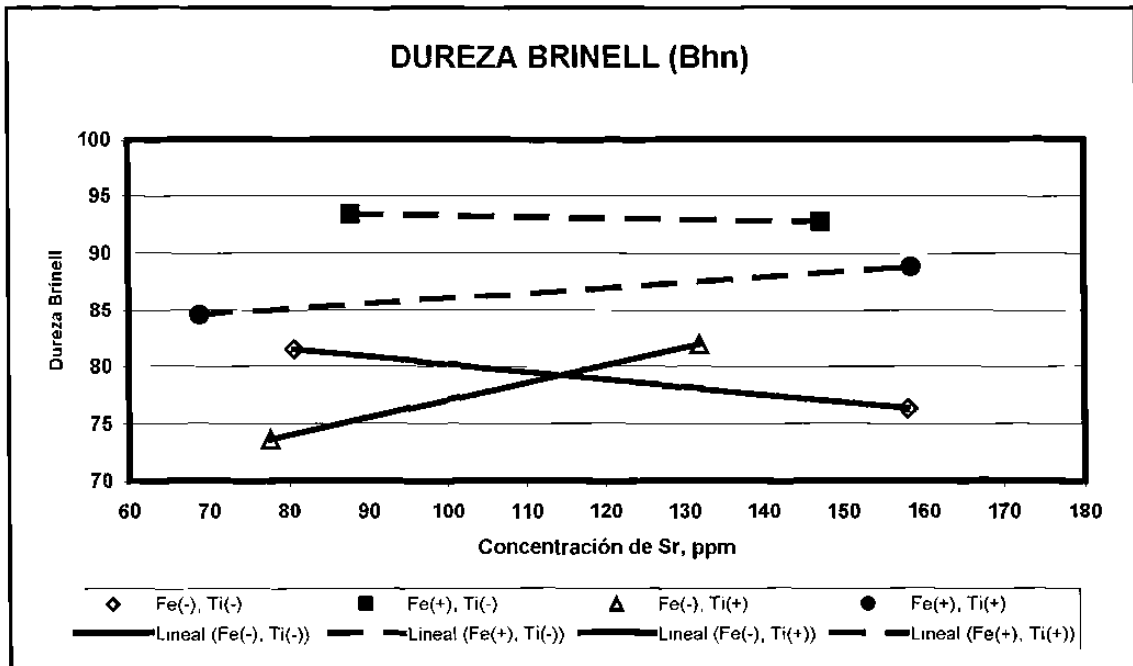


Fig. 5.22a Efecto de la concentración de Sr en la dureza para las diferentes aleaciones

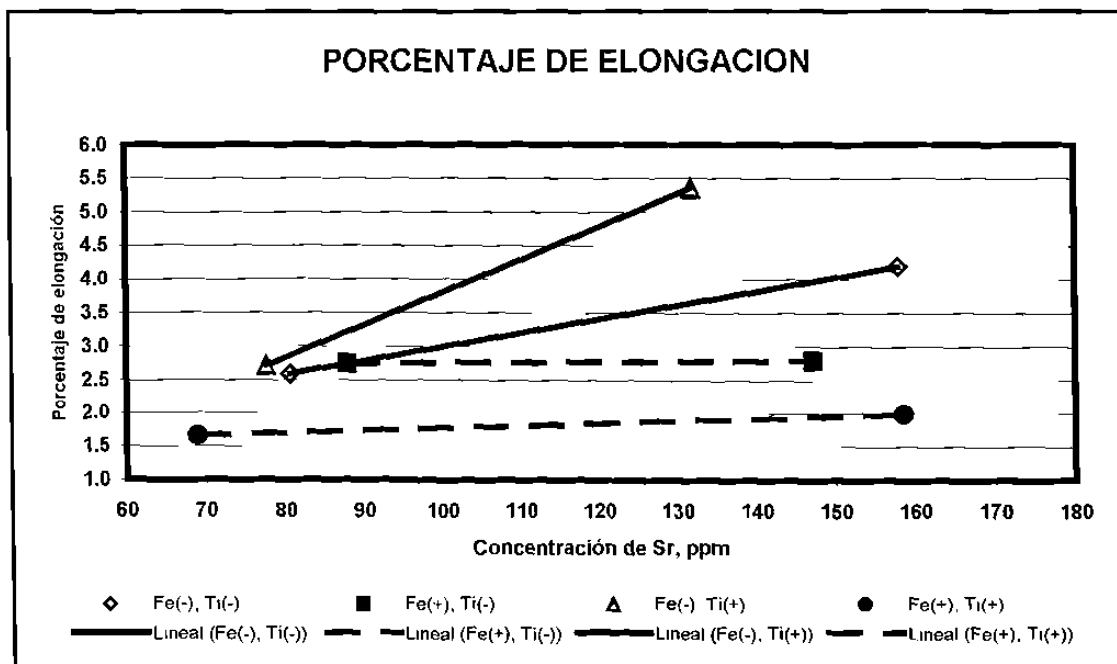


Fig. 5.22b Efecto de la concentración de Sr en el porcentaje de elongación para las diferentes aleaciones

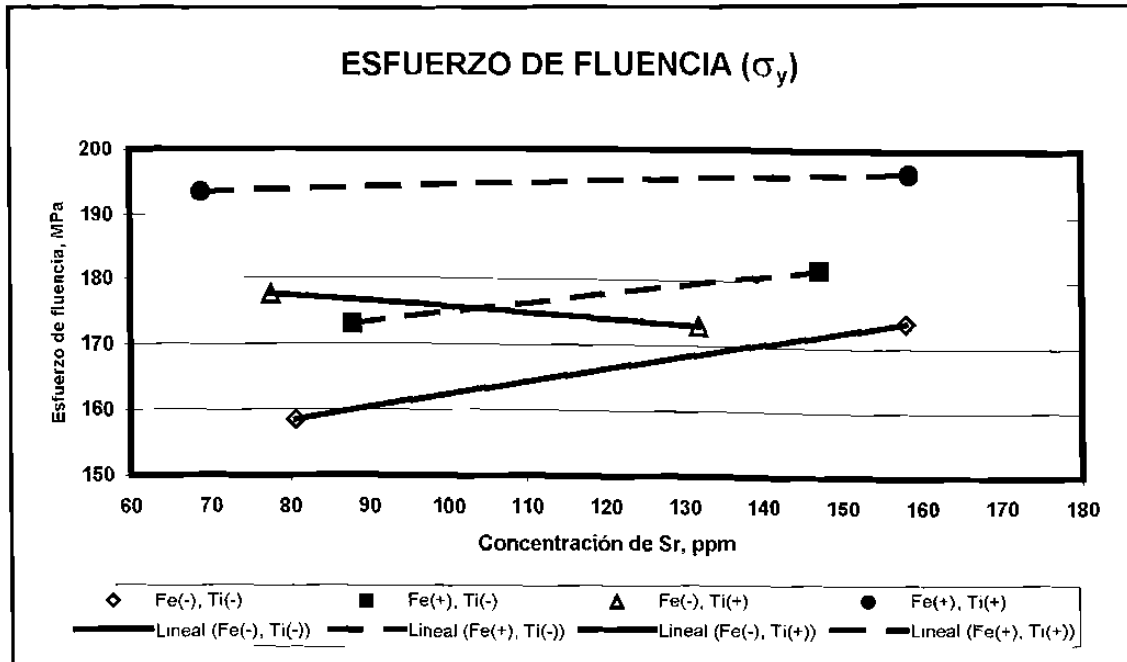


Fig. 5.22c Efecto de la concentración de Sr en el esfuerzo de fluencia para las diferentes aleaciones

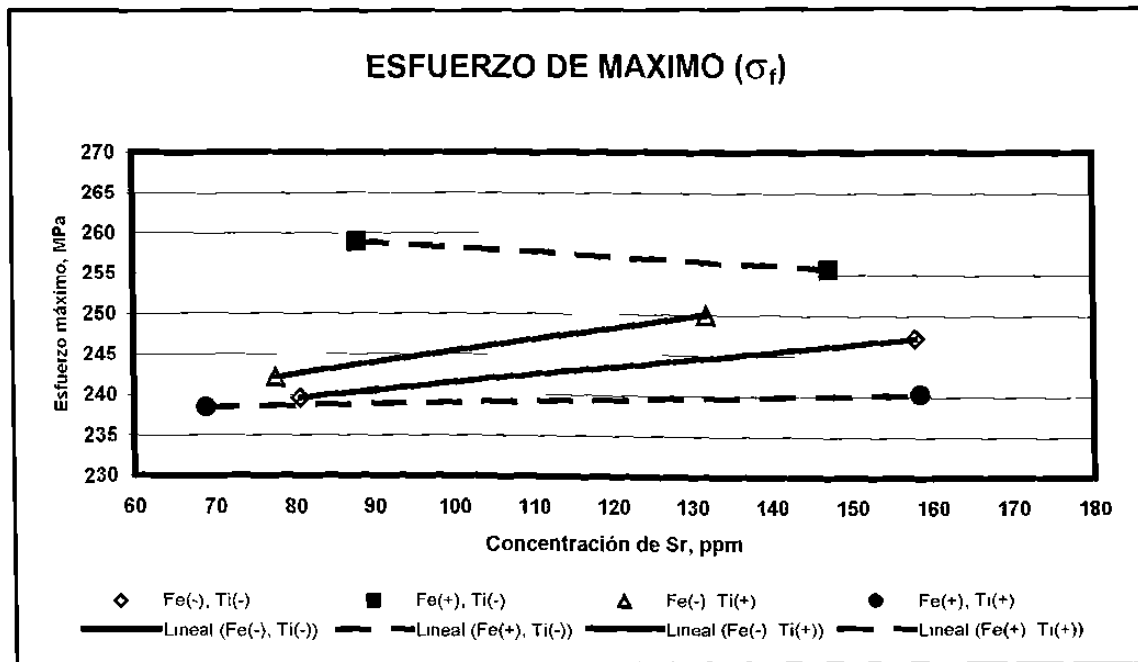


Fig. 5.22d Efecto de la concentración de Sr en el esfuerzo máximo para las diferentes aleaciones

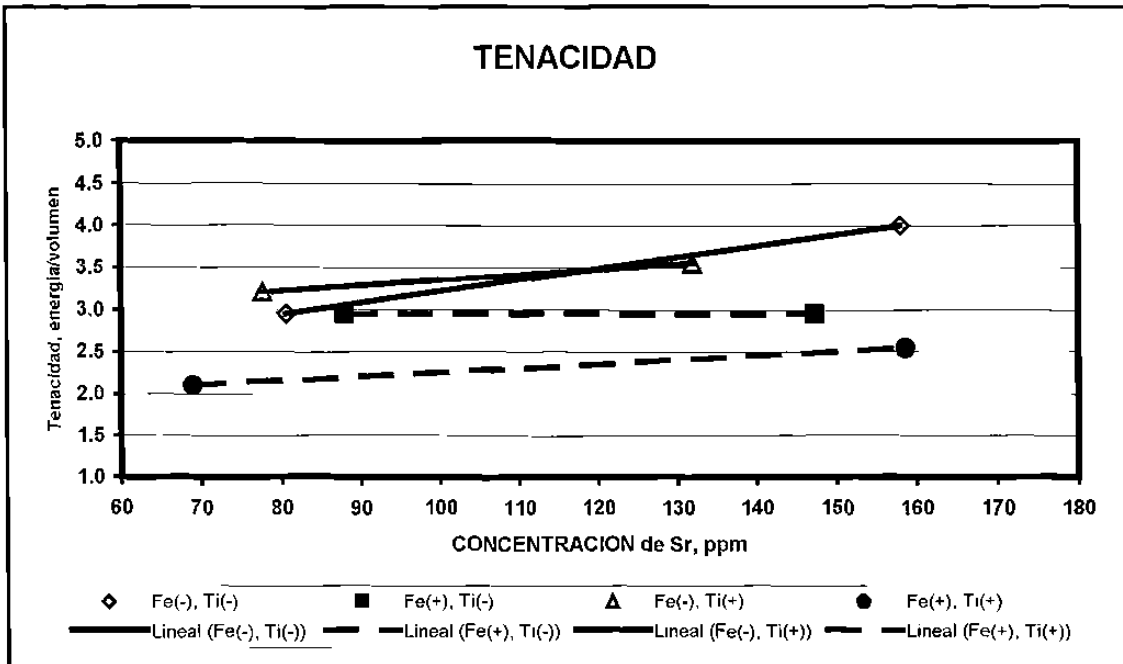


Fig. 5.22e Efecto de la concentración de Sr en la tenacidad para las diferentes aleaciones

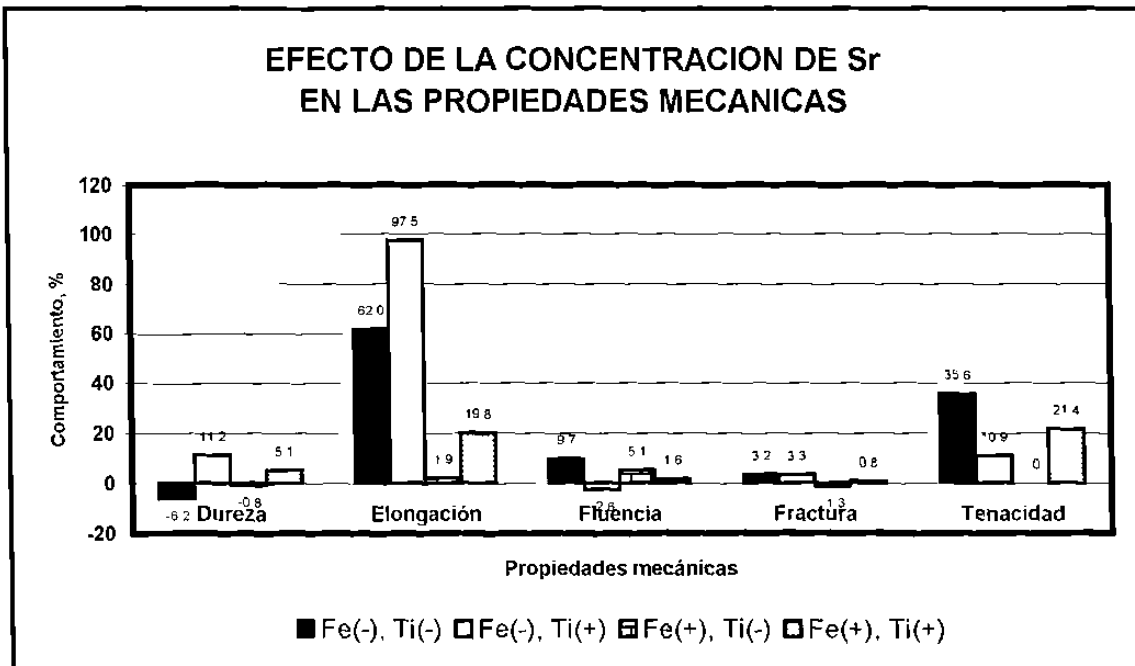


Fig. 5.22f Efecto del incremento de Sr en las propiedades mecánicas para las diferentes aleaciones

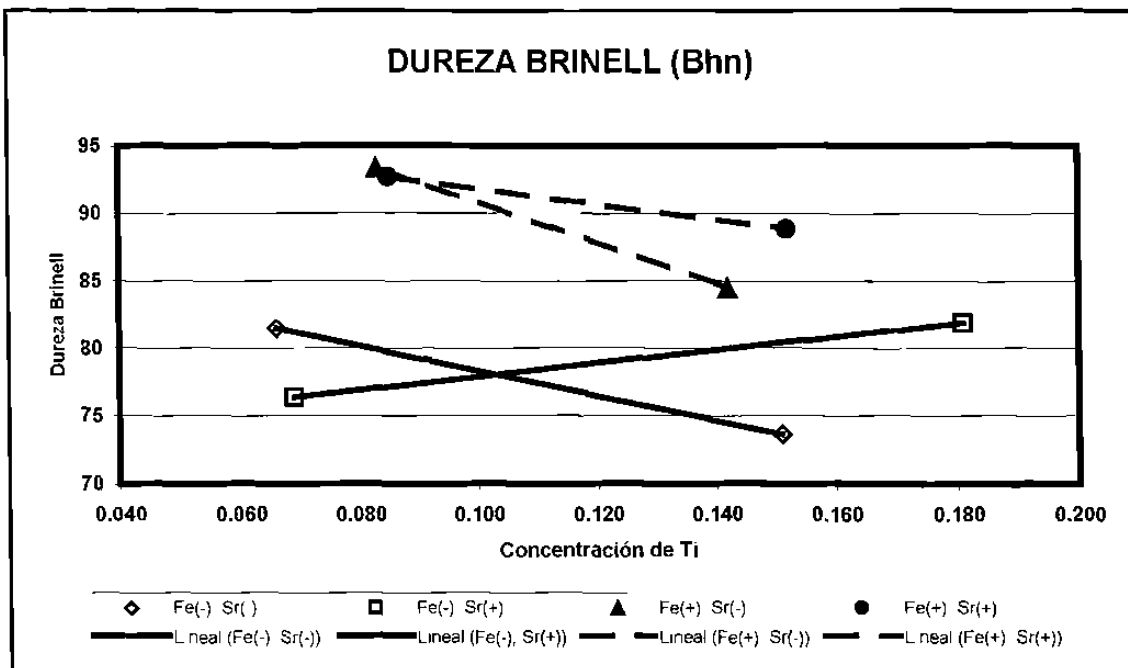


Fig. 5.23a Efecto de la concentración de Ti en la dureza para las diferentes aleaciones

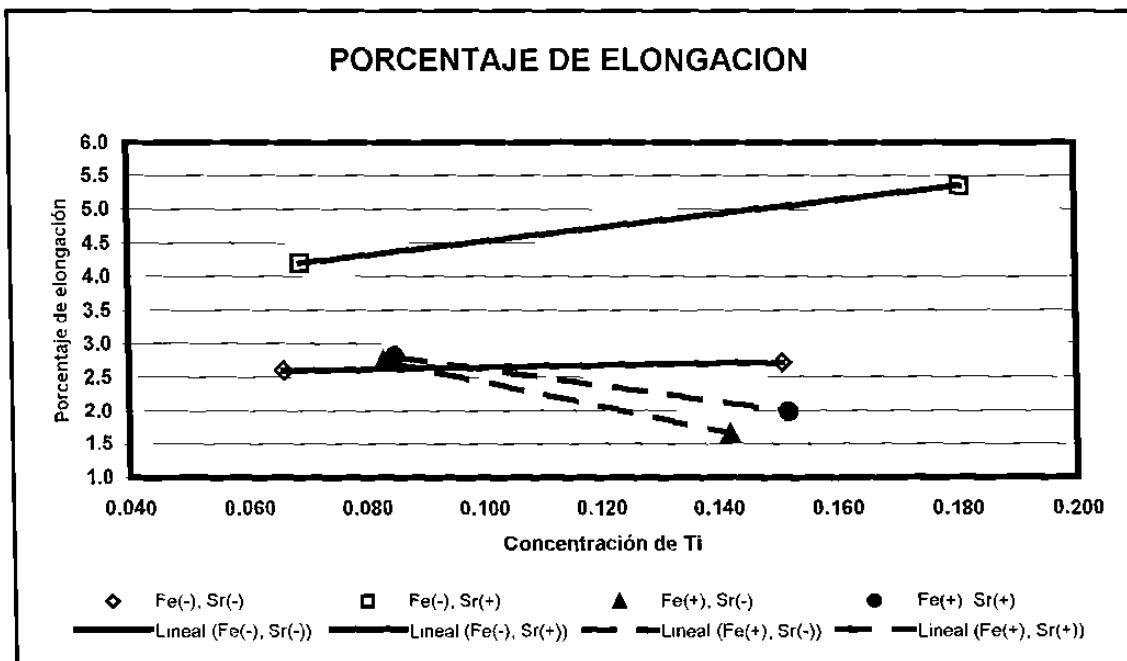


Fig. 5.23b Efecto de la concentración de Ti en el porcentaje de elongación para las diferentes aleaciones

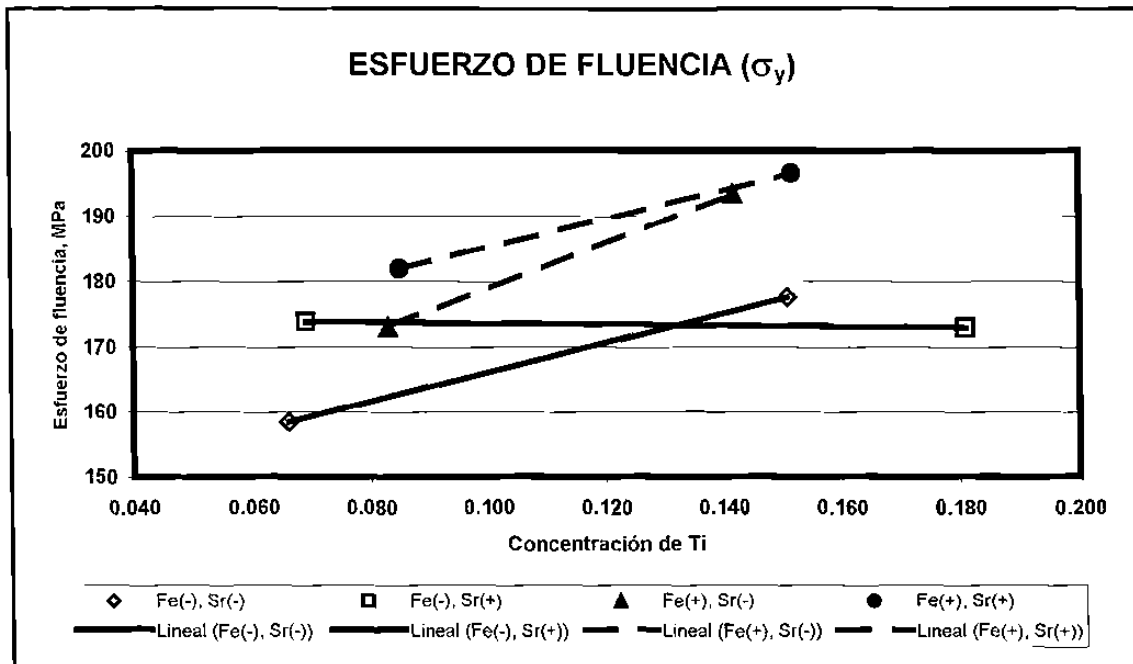


Fig. 5.23c Efecto de la concentración de Ti en el esfuerzo de fluencia para las diferentes aleaciones

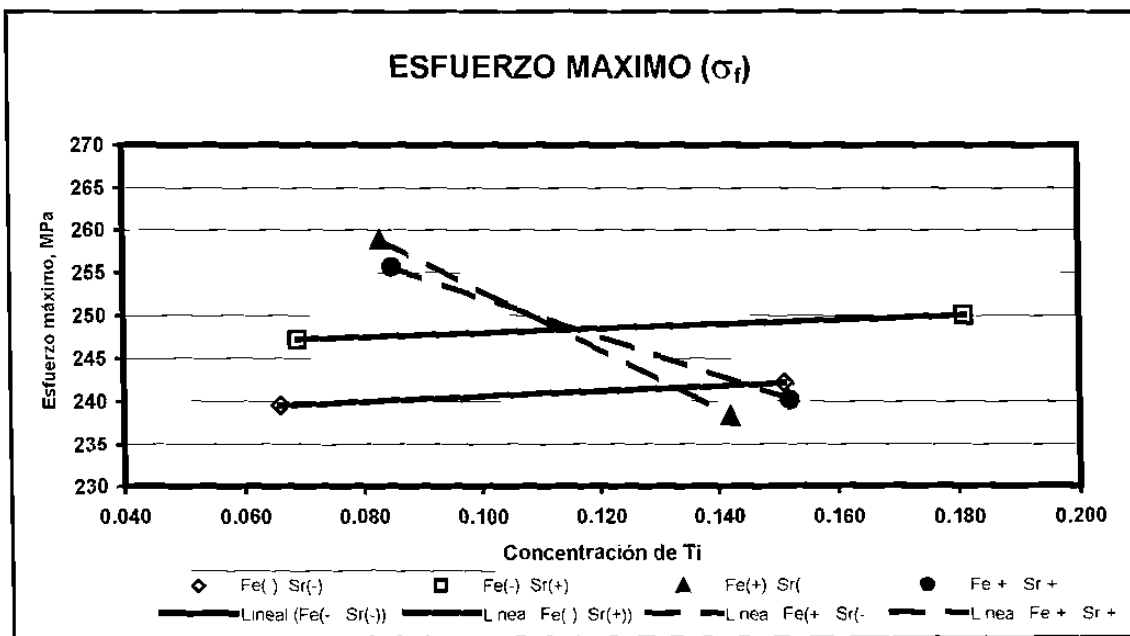


Fig. 5.23d Efecto de la concentración de Ti en el esfuerzo máximo para las diferentes aleaciones

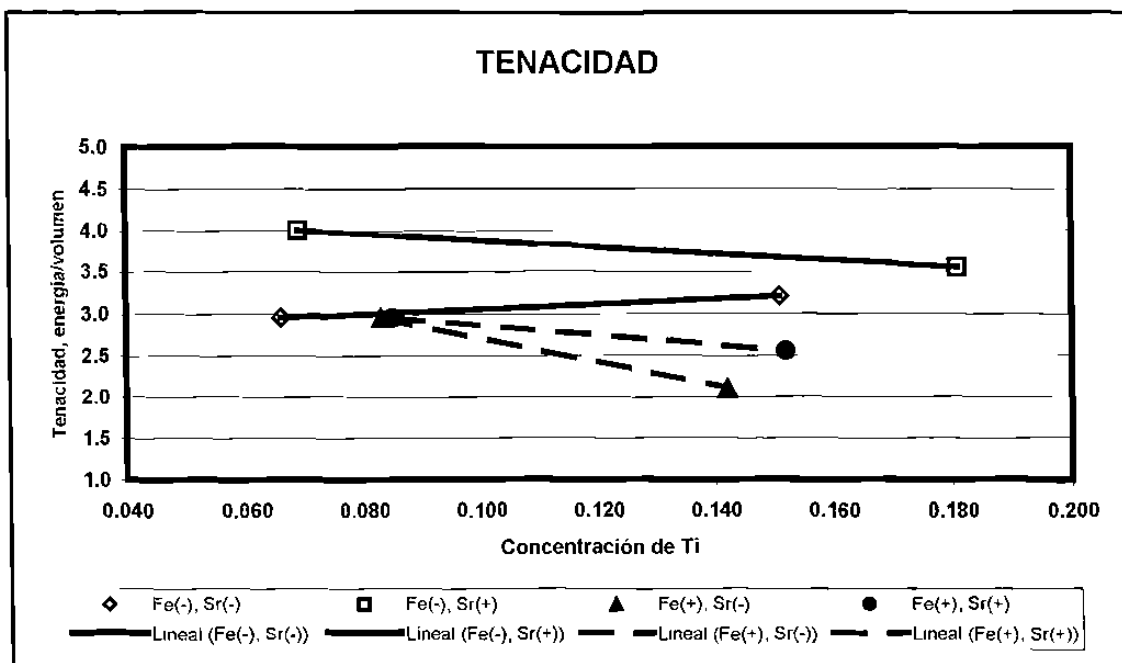


Fig. 5.23e Efecto de la concentración de Ti en la tenacidad para las diferentes aleaciones

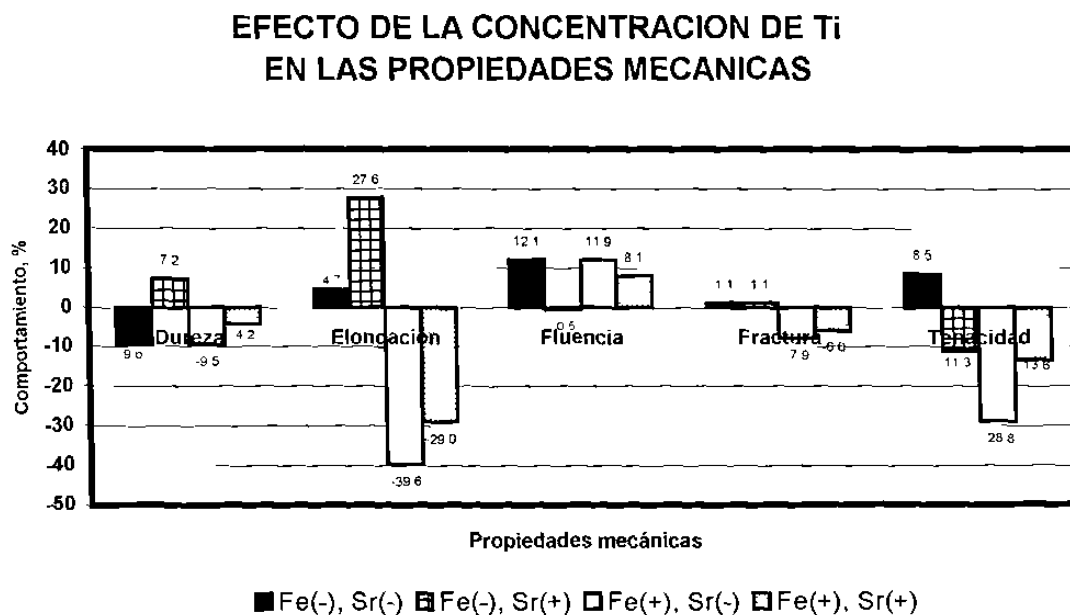
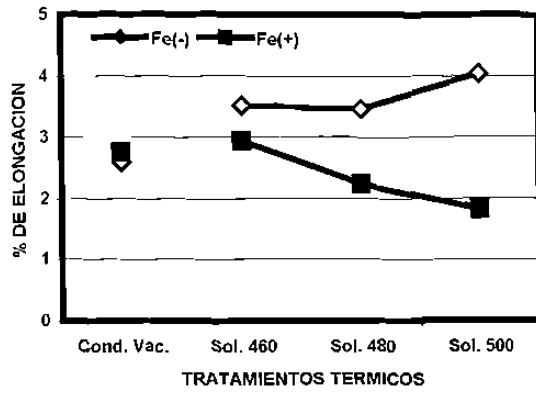
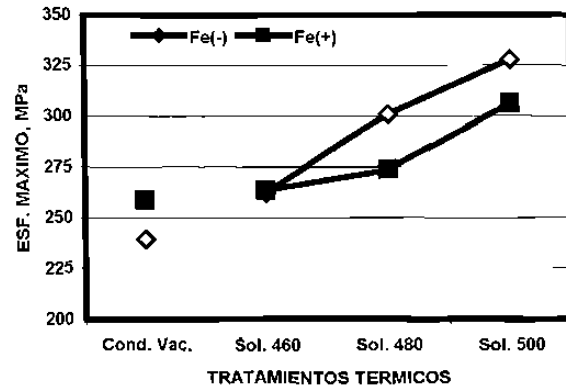


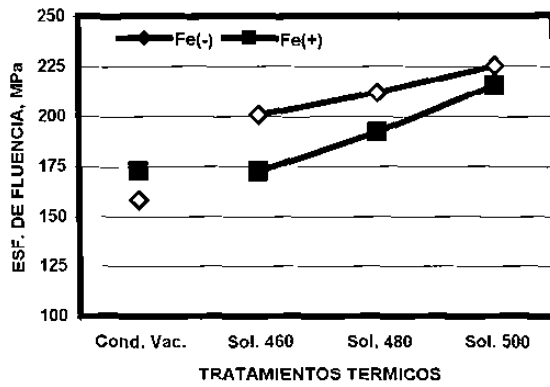
Fig. 5.23f Efecto del incremento de Ti en las propiedades mecánicas para las diferentes aleaciones



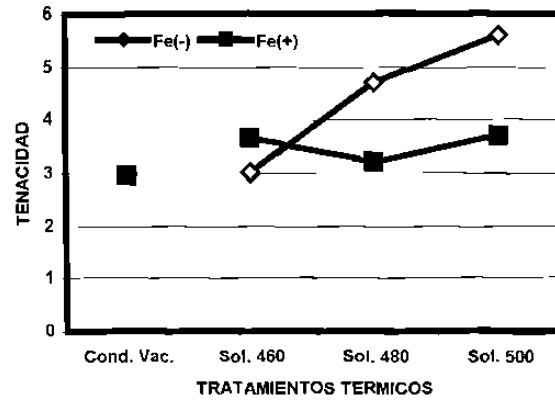
(a)



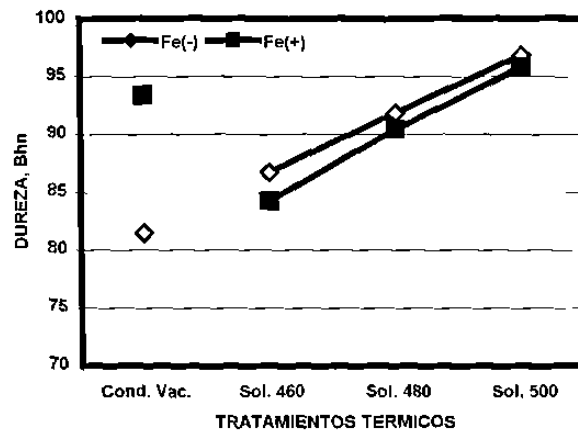
(b)



(c)



(d)



(e)

Fig. 5.24 Efecto en las propiedades mecánicas en el metal blanco con un tratamiento térmico T7, solubilización a 460, 480 y 500°C por 6 hrs y un sobreenvejecimiento a 240°C por 3 hrs.

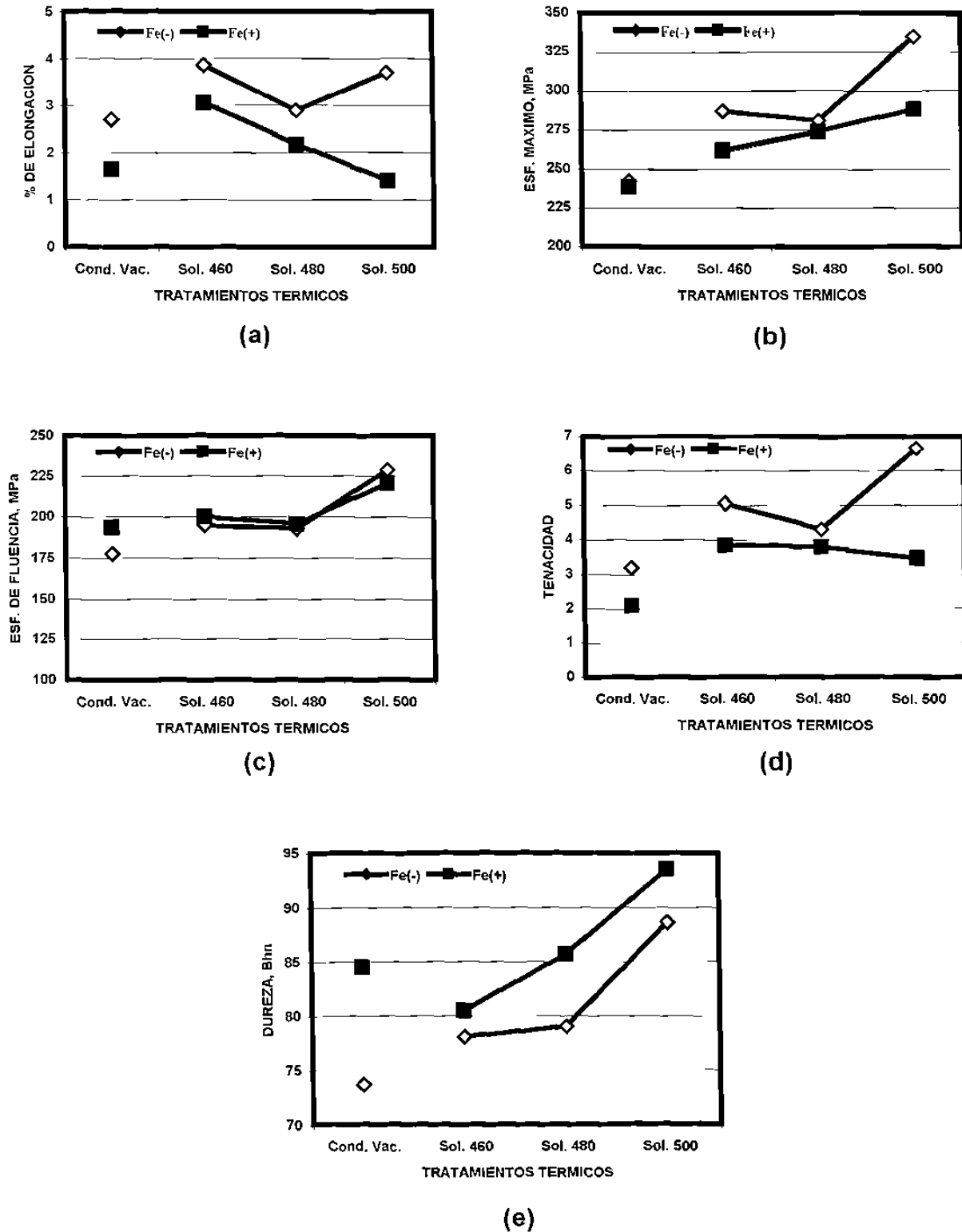
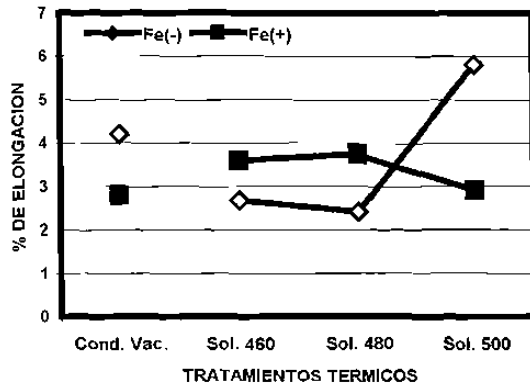
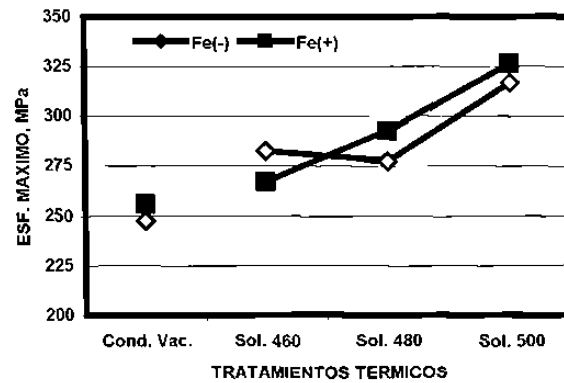


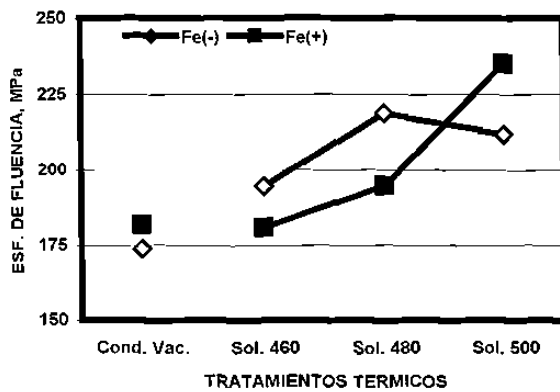
Fig. 5.25 Efecto en las propiedades mecánicas en aleaciones refinadas con un tratamiento térmico T7, solubilización de 460, 480 y 500°C por 6 hrs y sobrevejecimiento a 240°C por 3 hrs.



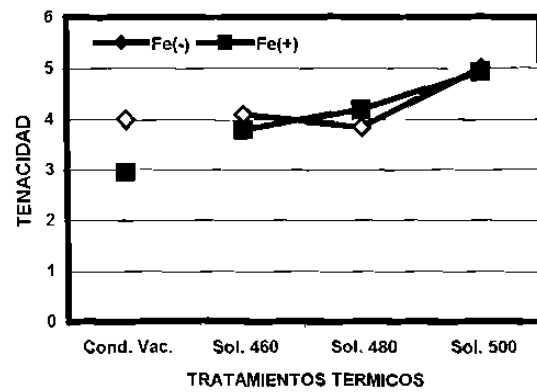
(a)



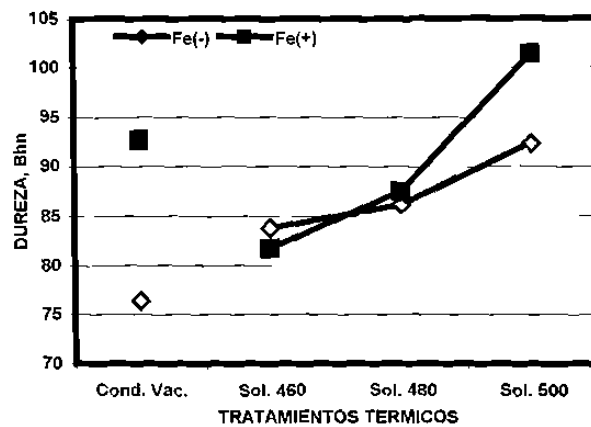
(b)



(c)

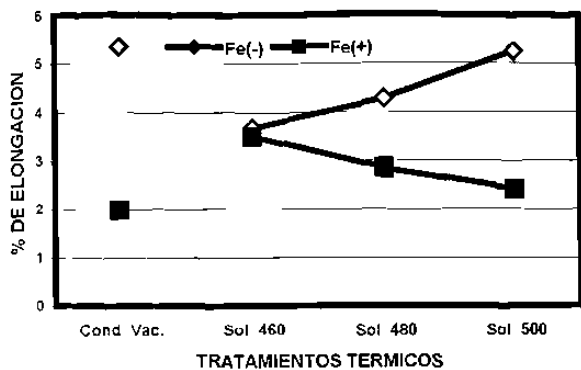


(d)

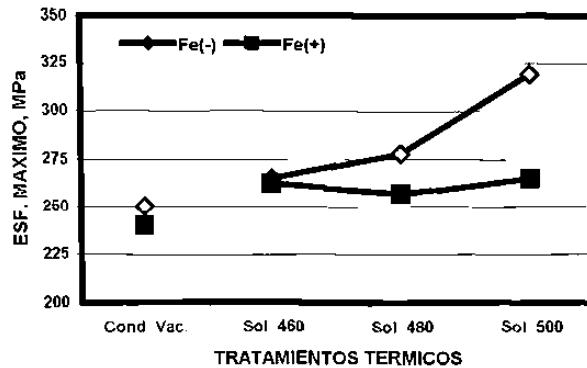


(e)

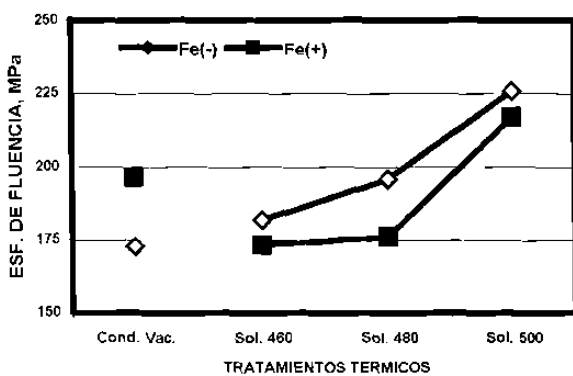
Fig. 5.26 Efecto en las propiedades mecánicas en aleaciones modificadas con tratamiento térmico T7, solubilización a 460, 480 y 500°C por 6 hrs y sobreenvejecimiento a 240°C por 3 hrs.



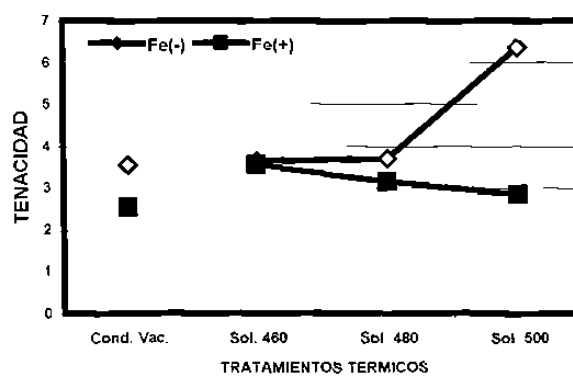
(a)



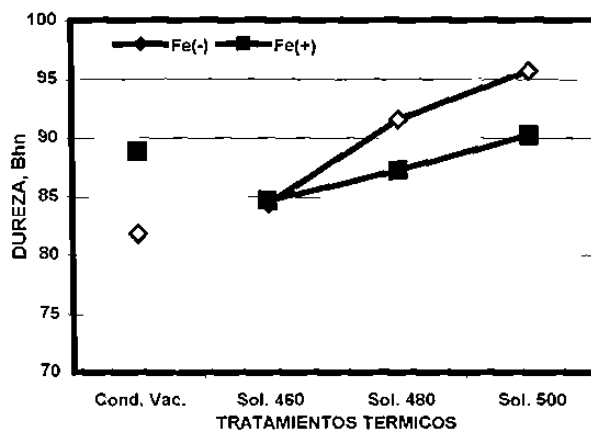
(b)



(c)



(d)



(e)

Fig. 5.27 Efecto en las propiedades mecánicas en aleaciones refinadas y modificadas con tratamiento térmico T7, solubilización a 460, 480 y 500°C por 6 hrs y sobrevejecimiento a 240°C por 3 hrs.

		Tratamientos de metal en estado líquido							
		Ti(-) Sr(-)		Ti(+) Sr(-)		Ti(-) Sr(+)		Ti(+) Sr(+)	
		Fe(+)	Fe(-)	Fe(+)	Fe(-)	Fe(+)	Fe(-)	Fe(+)	Fe(-)
Condiciones de vaciado	Dureza Brinell	93.37	81.41	84.50	73.60	92.66	76.33	88.80	81.85
	Desv. Estándar	4.98	5.99	3.87	3.58	4.26	5.82	5.24	3.93
Solubilizado a 460°C	Dureza Brinell	84.24	86.69	80.45	78.06	81.71	83.76	84.69	84.40
	Desv. Estándar	4.52	3.04	4.48	4.50	3.50	5.34	1.86	5.93
Solubilizado a 480°C	Dureza Brinell	90.41	91.77	85.68	78.99	87.53	86.11	87.25	91.52
	Desv. Estándar	3.72	3.14	3.11	6.17	2.18	3.86	3.85	3.41
Solubilizado a 500°C	Dureza Brinell	95.77	96.79	93.49	88.60	101.39	92.36	90.20	95.75
	Desv. Estándar	4.08	4.28	8.06	9.77	5.06	6.19	2.95	1.49

Tabla 5.1 Resultados promedio de dureza Brinell y sus desviaciones estándar en aleaciones con tratamiento de metal y tratamiento térmico de solubilización por 6 hrs a las temperaturas de 460, 480 y 500°C seguidas de un sobrevejecido por 3 hrs a 240°C

Condición	Aleación	Condiciones de vaciado					Solubilizado 460°C					Solubilizado 480°C					Solubilizado 500°C				
		Dureza	Elongación	Fluencia	Fractura	Tenacidad	Dureza	Elongación	Fluencia	Fractura	Tenacidad	Dureza	Elongación	Fluencia	Fractura	Tenacidad	Dureza	Elongación	Fluencia	Fractura	Tenacidad
Fe(-)	Sr(-), Ti(-)	81.4	2.59	158.4	239.5	2.95	86.7	3.51	200.5	262.4	3.00	91.8	3.47	211.8	300.9	4.70	96.8	4.03	225.2	327.7	5.60
Fe(+)	Sr(-), Ti(-)	93.4	2.74	172.9	258.9	2.95	84.2	2.93	172.4	263.6	3.65	90.4	2.22	192.1	273.4	3.20	95.8	1.83	215.6	305.9	3.70
Efecto, %		14.7	6.0	9.1	8.1	0.0	-2.8	-16.5	-14.0	0.4	21.7	-1.5	-35.8	-9.3	-9.2	-31.9	-1.1	-54.6	-4.3	-6.7	-33.9
Fe(-)	Sr(-), Ti(+)	73.6	2.71	177.6	242.1	3.20	78.1	3.85	194.9	285.9	5.05	79.0	2.88	193.0	280.8	4.30	88.6	3.71	228.7	335.2	6.65
Fe(+)	Sr(-), Ti(+)	84.5	1.66	193.5	238.3	2.10	80.5	3.05	200.0	261.7	3.85	85.7	2.17	195.8	273.8	3.80	93.5	1.40	220.6	288.3	3.45
Efecto, %		14.8	-38.9	8.9	-1.5	-34.4	3.1	-21.0	2.6	-8.8	-23.8	8.5	-24.6	1.5	-2.5	-11.6	5.5	-62.3	-3.5	-14.0	-48.1
Fe(-)	Sr(+), Ti(-)	76.3	4.19	173.8	247.2	4.00	83.8	2.67	194.4	282.2	4.10	86.1	2.41	218.7	277.1	3.85	92.4	5.79	211.8	316.5	5.00
Fe(+)	Sr(+), Ti(-)	92.7	2.79	181.8	255.6	2.95	81.7	3.59	180.8	268.8	3.80	87.5	3.72	194.4	292.4	4.20	101.4	2.90	234.9	323.2	4.93
Efecto, %		21.4	-33.3	4.6	3.4	-26.3	-2.4	34.2	-7.0	-5.5	-7.3	1.6	54.3	-11.1	5.5	9.1	9.8	-50.0	10.9	3.1	-1.5
Fe(-)	Sr(+), Ti(+)	81.9	5.35	172.9	250.0	3.55	84.4	3.67	181.8	265.0	3.65	91.5	4.26	195.8	277.6	3.70	95.7	5.24	225.6	319.0	6.35
Fe(+)	Sr(+), Ti(+)	88.8	1.98	196.6	240.2	2.55	84.7	3.50	173.4	262.2	3.55	87.2	2.85	176.2	256.5	3.15	90.2	2.41	216.8	265.0	2.85
Efecto, %		8.5	-62.9	13.7	-3.9	28.2	0.3	-4.7	-4.6	-1.1	-2.7	-4.7	-33.2	-10.0	-7.6	-14.9	-5.8	-53.9	-3.9	-16.9	-56.1

Tabla 5.2 Efecto de la concentración de Fe en las propiedades mecánicas para las diferentes aleaciones en condiciones de vaciado y de tratamiento térmico T7, solubilización a 460, 480 y 500°C por 6 hrs y un sobrevejecimiento a 240°C por 3 hrs.

CAPITULO 6

CONCLUSIONES

- Las aleaciones con baja concentración de Fe en la condición de metal blanco presentan propiedades mecánicas inferiores que las que tienen alta concentración de Fe, el fenómeno anterior se ha atribuido, según la literatura especializada, a la presencia de partículas intermetálicas de morfología en forma de agujas como consecuencia de un desbalanceo en la composición entre los elementos Fe y Mn de 2:1.
- Las propiedades mecánicas en las aleaciones con alta concentración de Fe son mejoradas significativamente con el proceso de modificación, mientras que el proceso de refinamiento las reduce y, además, degrada el efecto obtenido por la adición de Sr tanto en condiciones de vaciado como de tratamiento térmico. El mismo fenómeno se encontró en las aleaciones con baja concentración de Fe pero tan sólo a las condiciones de vaciado, ya que cuando estas muestras se trataron térmicamente se encontró que las propiedades mecánicas mejoran con el refinamiento.
- Las propiedades mecánicas del material se incrementan conforme se aumenta la temperatura de solubilización hasta 500°C, sin embargo este tratamiento puede ser perjudicial en piezas finales, puesto que los resultados de análisis térmico indican la presencia de un eutéctico complejo cercano a esta temperatura, lo que pudiera dañar su apariencia y calidad superficial.

- Se concluye que la técnica de análisis térmico proporciona información cualitativa y cuantitativa sobre el proceso de vaciado, lo que permite su caracterización, de tal manera que se pueden evaluar los niveles de refinamiento y modificación obtenidos en la aleación, además se encuentra que los períodos de las diferentes reacciones son los parámetros más representativos para realizar dicha caracterización.
- Se encontró que las temperaturas de vaciado afectan la magnitud de los períodos de las reacciones que se presentan durante la solidificación de las aleaciones, de tal manera que al disminuir la temperatura de vaciado se incrementa la duración de la reacción Al_3Ti y aumenta el período de nucleación de la fase aluminio primario ($Al\alpha$) y disminuye el de recalcificación en las muestras sin adiciones y en aquellas a las que se refinaron. El período de solidificación del eutéctico Al-Si se incrementa en aleaciones refinadas con alto contenido de Fe y se reduce en las aleaciones refinadas con baja concentración de Fe.

RECOMENDACIONES PARA TRABAJOS FUTUROS

Se debe correlacionar la variación de los diferentes parámetros de solidificación obtenidos con la técnica de análisis térmico con la microestructura de la muestra.

Se requiere incorporar la técnica de análisis térmico como una herramienta para el control de calidad de las aleaciones en estado líquido, realizando un diseño de experimentos que permita identificar los límites de operación óptimos en cada una de las condiciones de interés y la correspondiente variación de los diferentes parámetros de solidificación en cada una de las fases que se suscitan y, por lo tanto, poder predecir, a partir de esta condición, la microestructura y las propiedades mecánicas resultantes en las diferentes condiciones experimentadas.

Se debe de determinar la menor temperatura de vaciado que asegure las condiciones de vaciado, de susceptibilidad al tratamiento térmico y la obtención de propiedades mecánicas específicas.

Es necesario revisar el comportamiento mecánico en muestras obtenidas a baja velocidad de solidificación con la finalidad de correlacionar los parámetros microestructurales a otras tasas de enfriamiento.

Se debe analizar el comportamiento mecánico de las diferentes aleaciones controlando la relación de 2:1 entre Fe y Mn con la finalidad de evaluar la efectividad neutralizadora del Mn sobre el Fe.

LISTA DE SIMBOLOS

- $\left(\frac{dL}{dt}\right)$ Calor de cristalización liberado por unidad de tiempo
- $\left(\frac{dQ}{dt}\right)_s$ Cantidad de calor extraída a través de la región sólida por unidad de tiempo
- $\left(\frac{dQ}{dt}\right)_L$ Cantidad de calor suministrada por el metal líquido por unidad de tiempo
- $\Delta T'$ Descenso de la temperatura eutéctica
- ΔC_i Grado de segregación permanente después del tratamiento térmico
- ΔC_o Grado de segregación original
- ΔT Subenfriamiento
- ΔT^* Subenfriamiento crítico necesario para activar el proceso de nucleación.
- ΔT_G Subenfriamiento por gradiente de temperaturas
- ΔT_K Subenfriamiento originado por la cinética que se presenta en la interfase sólido-líquido
- ΔT_R Subenfriamiento originado por la energía potencial
- ΔT_S Subenfriamiento originado por la difusión del soluto
- δ_f Deformación alcanzada en la falla del ensayo de tensión
- A Constante de homogenización
- D Constante de difusión
- $f(\Delta C_p)$ Cambio de capacidad calorífica entre líquido y sólido
- G_L Gradiente de temperatura en la región líquida

G_M	Gradiente de temperatura en la región blanda
G_S	Gradiente de temperatura en la región sólida
l	Espaciamiento de los brazos dendríticos
Q	Energía de activación
R	Constante universal de los gases
T_G	Temperatura constante de crecimiento afectada por un refinador
T	Temperatura absoluta
t	Tiempo
t_1	Período de la nucleación
t_2	Período de la recalcencia
t_3	Período necesario para que se presente el crecimiento a una temperatura constante
t_{Fin}	Tiempo al que termina la reacción
t_G	Tiempo al que se presenta la temperatura constante de crecimiento
t_{Min}	Tiempo al que inicia la recalcencia
t_N	Tiempo al que nuclea la partícula
T_E	Temperatura de equilibrio del sistema
T_G	Temperatura constante de crecimiento del cristal
$T_{G,A}$	Temperatura de crecimiento con restricciones
$T_{G,F}$	Temperatura de crecimiento sin restricciones
T_{Min}	Temperatura a la que se presenta la recalcencia
T_N	Temperatura de nucleación
T_{PER}	Temperatura a la que se presenta la reacción peritética

LISTA DE FIGURAS

Figura	Descripción	Página
2.1	Mecanismos de solidificación	24
2.2	Definición del potencial de nucleación	24
2.3	Crecimiento de cristales en gradientes de temperatura diferentes	25
2.4	Origen de la formación de cristales en un molde vaciado en condiciones estáticas	25
2.5	Origen de la formación de cristales en un molde con vaciado continuo	26
2.6	Distribución de temperaturas durante la solidificación de un cristal	26
2.7	Diagrama de fase dinámico	27
2.8	Parte inicial de una curva de enfriamiento durante la solidificación de una aleación AA1050.	27
2.9	Perfil de solidificación y de temperaturas en molde metálico y con la condición de refinamiento	28
2.10	Potencia de nucleación de un núcleo en particular en función del subenfriamiento	28
2.11	Parte inicial de una curva de enfriamiento de aluminio con refinamiento	29
2.12	Detalle del diagrama de fase Al-Ti indicando el punto peritético	29
2.13	Parte inicial de una curva de enfriamiento de aluminio con la adición de partículas Al_3Ti	30
2.14	La nucleación y el refinamiento de grano con la adición de partículas Al_3Ti , incluye la reacción peritética y su subsecuente transformación	30
2.15	La reacción peritética y su subsecuente transformación	31
2.16	Perfiles de solidificación y de temperaturas en molde metálico con la adición de un efectivo refinador de grano	31

Figura	Descripción	Página
2.17	El patrón de microsegregación representado por una función senoidal	32
2.18	Parte del diagrama de fase Al-Si indicando el intervalo de composición de diversos tipos de aleaciones	32
2.19	Sistema Al-Si-Fe-Mn	33
2.20	Desarrollo de los diagramas de fase del sistema Al-Si-Fe-Mn	33
2.21	Diagramas de fase simplificados del sistema Al-Si-Fe-Mn con niveles de Mn constantes	34
2.22	Diagrama de fase simplificado del sistema Al-Si-Fe-Mn	35
2.23	Crecimiento de un cristal de silicio acicular en el metal líquido	35
2.24	Maclas en un cristal	36
2.25	Solidificación de un cristal de silicio en la interfase sólido-líquido	36
2.26	Impurezas que provocan la formación de maclas	37
3.1	Curva de enfriamiento de una aleación A356	49
3.2	Primera derivada de la curva de enfriamiento de la figura 3.1	49
3.3	Equipo típico de análisis térmico	50
3.4	Curva de enfriamiento y su derivada de una muestra refinada con partículas de Ti-B	50
3.5	Variación del tamaño de grano con el superenfriamiento aparente y su período	51
3.6	Parte inicial de la curva de enfriamiento	51
3.6	Región eutéctica típica de una curva de enfriamiento y su primera derivada	52
3.7	Relación entre la estructura con la temperatura eutéctica, el superenfriamiento y su período	52
3.9	Comparación de 2 regiones eutécticas en la curva de enfriamiento entre una aleación modificada y sin modificar	53
4.1	Diagrama esquemático de la planta experimental y ubicación del horno Sheaffer en la estación de moldeo monoblock	60
4.2	Geometría de los moldes de arena y metálico empleados para caracterizar térmicamente el proceso de solidificación	60
4.3	Paquetes de 5 barras para realizar los tratamientos térmicos	61
4.4	Arreglo experimental para la realización de tratamientos térmicos controlados utilizando el equipo de análisis térmico	61

Figura	Descripción	Página
4.5	Curva de calentamiento para el control de tiempo y la temperatura de manera efectiva en la realización de tratamientos térmicos	62
4.6	Dimensiones de la barra obtenida y plano de probeta maquinada para la realización de los ensayos mecánicos	62
5.1	Obtención de la magnitud de los parámetros característicos del proceso de solidificación a baja velocidad de enfriamiento	87
5.2	Obtención de la magnitud de los parámetros característicos del proceso de solidificación a alta velocidad de enfriamiento	88
5.3	Efecto de la temperatura de vaciado sobre la reacción peritética Al_3Ti	89
5.4	Efecto de la concentración de Fe sobre la reacción peritética Al_3Ti	91
5.5	Efecto de la concentración de Ti sobre la reacción peritética Al_3Ti	93
5.6	Efecto de la concentración de Sr sobre la reacción peritética Al_3Ti	95
5.7	Efecto de la temperatura de vaciado en la solidificación de aluminio primario $Al\alpha$	97
5.8	Efecto de la concentración de Fe en la solidificación de aluminio primario $Al\alpha$	99
5.9	Efecto de la concentración de Ti en la solidificación de aluminio primario $Al\alpha$	103
5.10	Efecto de la concentración de Sr en la solidificación de aluminio primario $Al\alpha$	106
5.11	Efecto de la temperatura de vaciado en la solidificación del eutéctico principal Al-Si	110
5.12	Efecto de la concentración de Fe en la solidificación del eutéctico principal Al-Si	112
5.13	Efecto de la concentración de Ti en la solidificación del eutéctico principal Al-Si	116
5.14	Efecto de la concentración de Sr en la solidificación del eutéctico principal Al-Si	119
5.15	Efecto de la temperatura de vaciado en la solidificación del eutéctico Al-Si-Cu-Mg	123
5.16	Efecto de la concentración de Fe en la solidificación del eutéctico Al-Si-Cu-Mg	125

Figura	Descripción	Página
5.17	Efecto de la concentración de Ti en la solidificación del eutéctico Al-Si-Cu-Mg	129
5.18	Efecto de la concentración de Sr en la solidificación del eutéctico Al-Si-Cu-Mg	132
5.19	Curvas de flujo en las condiciones de metal blanco en dos ensayos realizados a tensión	136
5.20	Criterio considerado en la obtención de la magnitud de las huellas	136
5.21	Efecto de la concentración de Fe en las propiedades mecánicas y de dureza en condiciones de vaciado	137
5.22	Efecto de la concentración de Sr en las propiedades mecánicas y de dureza en condiciones de vaciado	140
5.23	Efecto de la concentración de Ti en las propiedades mecánicas y de dureza en condiciones de vaciado	143
5.24	Efecto en las propiedades mecánicas en el metal blanco con tratamiento térmico T7, solubilización a 460, 480 y 500°C por 6 hrs y sobrevejecimiento a 240°C por 3 hrs	146
5.25	Efecto en las propiedades mecánicas de aleaciones refinadas con tratamiento térmico T7, solubilización a 460, 480 y 500°C por 6 hrs y sobrevejecimiento a 240°C por 3 hrs	147
5.26	Efecto en las propiedades mecánicas de aleaciones modificadas con tratamiento térmico T7, solubilización a 460, 480 y 500°C por 6 hrs y sobrevejecimiento a 240°C por 3 hrs	148
5.27	Efecto en las propiedades mecánicas de aleaciones refinadas y modificadas con tratamiento térmico T7, solubilización a 460, 480 y 500°C por 6 hrs y sobrevejecimiento a 240°C por 3 hrs	149

LISTA DE TABLAS

Tabla	Descripción	Página
1.1	Sistema de designación y nomenclatura de la Asociación de Aluminio en los Estados Unidos	4
1.2	Composición de aleaciones Al-Si más comunes	4
1.3	Solubilidad sólida de elementos en aluminio	5
2.1	Secuencia de la precipitación de fases en aleaciones Al-Si hipoeutécticas	38
2.2	Precipitación de fases en aleaciones Al-Fe-Mn-Si(-Cu) con una concentración de 7-12% de silicio	38
3.1	Variación de la estructura eutéctica con subenfriamiento en una aleación A356	54
4.1	Diseño de experimentos y cantidad de probetas para las variables fundamentales	63
4.2	Composición y descripción de cada una de las condiciones consideradas en la experimentación	63
4.3	Composición química de las aleaciones experimentadas con alta y baja concentración de Fe	64
4.4	Tabla de durezas para una carga de 500 kg. por un tiempo de 10 segundos con un indentador de balín de 10 mm de diámetro	65
5.1	Resultados promedio de dureza Brinell y sus desviaciones estándar en aleaciones con tratamiento de metal y tratamiento térmico de solubilización por 6 hrs a las temperaturas de 460, 480 y 500°C seguidas de un sobrenvejecido por 3 hrs a 240°C	150
5.2	Efecto de la concentración de Fe en las propiedades mecánicas para las diferentes aleaciones en condiciones de vaciado y de tratamiento térmico T7 por 6 hrs a las temperaturas de 460, 480 y 500°C seguidas de un sobrenvejecido por 3 hrs. a 240°C	151

REFERENCIAS

- [1] John . E. Gruzleski and Bernard. M. Closset; "The Treatment of Liquid Aluminum-Silicon Alloys",. American Foundrymen's Society, Illinois, (1990).
- [2] R.I. Mackay, J. E. Gruzleski, "Quantification of iron in aluminium-silicon foundry alloys via thermal analysis", International Journal of Cast Metals Research, vol. 10, pp. 131-145 (1997)
- [3] Ronald W. Ruddle, "Grain Refinement", AFS/CMI Proceedings of the Conference on the Thermal Analysis of Molten Aluminum, Rosemont, Illinois, (1984).
- [4] Bernard Gallois and Geoffrey K. Sigworth, "An analysis of silicon eutectic modification"; AFS/CMI Proceedings of the Conference on the Thermal Analysis of Molten Aluminum, Rosemont, Illinois, (1984).
- [5] Ned Tenekedjiev, Hasim Mulazimoglu, Bernard Closset and John Gruzleski; Microstructures and Thermal Analysis of Strontium-Treated Aluminum-Silicon Alloys,. American Foundrymen's Society, Illinois, (1995).
- [6] B. Lee Tuttle, "Principles of Thermal Analysis for Molten Metal Process Control", AFS/CMI Proceedings of the Conference on the Thermal Analysis of Molten Aluminum, Rosemont, Illinois, (1984).
- [7] Lenard Bäckerud, Ella Krol and Jarmo Tamminen; "Solidification Characteristics of Aluminium Alloys, vol. 1: Wrought Alloys"; Skanaluminium; Oslo, Norway; (1986).
- [8] Donald R. Askeland, "La Ciencia e Ingeniería de los Materiales", Iberoamericana; México, D.F., (1987).
- [9] Lenard Bäckerud, Guocai Chai and Jarmo Tamminen; "Solidification Characteristics of Aluminium Alloys, vol. 2: Foundry Alloys"; AFS/Skanaluminium; U:S:A., (1990).

- [10] Fleming, Merton C., "Solidification Processing", Mc Graw-Hill, U.S.A. (1974).
- [11] J.H. Perepezco, "Nucleation Kinetics", ASM Handbook vol. 15 Castings, ASM, U.S.A., pp. 101-108 (1992).
- [12] G. Lesoult, E. des Mines de Nancy, "Basic concepts in crystal growth and solidification", ASM Handbook vol. 15 Castings, ASM, U.S.A., pp. 109-113 (1992).
- [13] I.J. Palmer, "Light Alloys", Eward Arnold, Great Britain, (1995).
- [14] E. L. Rooy, "Aluminum Foundry Products", ASM Handbook Vol. 2 Proprieties and selection: Nonferrous alloys and special purpose, ASM, U.S.A., pp. 123-151. (1992)
- [15] H. M. van der Donk, G. H. Nijhof, C. A. M. Castelijns, S. Bouvet and Y. Bertaud, "Purification of Remelted Aluminium Packagings", T.M.S., pp. 1065-1069 (1996).
- [16] A. M.Samuel and F.H. Samuel, "Modification of iron intermetallics by magnesium and strontium in Al-Si alloys", International Journal of Cast Metals Research, vol. 10, pp. 147-157. (1997)
- [17] S. G. Shabestari and J.E. Gruzleski, "Modification of iron intermetallics by strontium in 413 Aluminum alloys", A.F.S. 99th Casting Congress, Kansas City, Missouri, (1995).
- [18] P. N. Crepeau "The effects of iron in aluminum-silicon castings alloys: a critical review", A.F.S. 99th Casting Congress, Kansas City, Missouri, (1995).
- [19] D. Apelian, G. K. Sigworth, K. R. Whaler "Assesment of grain refinement and modification of Al-Si foundry alloys by thermal analysis" AFS Transactions, vol. 92, pp. 297-307 (1984).
- [20] J. Charbonnier "Microprocesor Assisted Thermal Analysis Testing of Aluminum Alloys Structures" AFS Transactions, vol. 92, pp. 907-922 (1984).
- [21] C. M. Yen, W. J. Evans, R. M. Nowicki and G.S. Cole "Measuring the Quality of Aluminum Casting Alloys with Microprocessor-Aided Thermal Analysis" AFS Transactions, vol. 92, pp. 199-204 (1984).