



Universidad Autónoma de San Luis Potosí

FACULTAD DE INGENIERIA

ESTUDIO DE LAS  
TRANSFORMACIONES EN CALENTAMIENTO Y  
ENFRIAMIENTO  
CONTINUO DE UN HIERRO NODULAR

TRABAJO RECEPCIONAL

QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:

INGENIERO METALURGISTA DE TRANSFORMACION



2  
TA  
UDBERIO HERNANDEZ MOLINAR

SAN LUIS POTOSI S.L.P. 1995

T

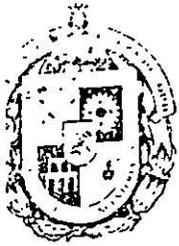
TN672

H4

C.1



1080077794



UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE SAN LUIS POTOSÍ  
**FACULTAD DE INGENIERIA**  
 Dr. Manuel Nava No. 8 Zona Universitaria  
 Teléfonos: 13-11-86, 13-52-38, 13-63-35 y 13-82-22  
 Fax: (48) 13-09-24  
 78290, San Luis Potosí, S. L. P., México

OCTUBRE 24, 1994.

Al Pasante Señor Luis Cudberto Hernández Molinar  
 P r e s e n t e.-

En atención a su solicitud de autorización de Temario, presentada por el Ing. Rafael E. Campos Campos Cambranis, Asesor del Trabajo Recepcional que desarrollará Usted, con el objeto de sustentar Examen Profesional en la Licenciatura de Ingeniero Metalurgista de Transformacion. Me es grato comunicarle que en la Sesión de Consejo Técnico Consultivo celebrada el día 27 de Octubre del presente año.

"ESTUDIO DE LAS TRANSFORMACIONES EN CALENTAMIENTO Y ENFRIAMIENTO CONTINUO DE UN HIERRO NODULAR"

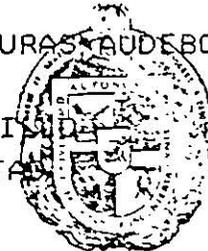
TEMARIO:

- INTRODUCCION
- I.- REVISION BIBLIOGRAFICA
- II.- TRABAJO EXPERIMENTAL
- III.- RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSION
- IV.- CONCLUSIONES
- APENDICES
- BIBLIOGRAFIA

Ruego a Usted tomar debida nota de que en cumplimiento con lo especificado por la Ley de Profesiones, debe prestar Servicio Social durante un tiempo mínimo de seis meses como requisito indispensable para sustentar su Examen Profesional.

" MODOS ET CUNCTARUM RERUM MENSURAS AUDEBO "

ING. DAVID ATISHA CASTILLO  
 DIRECTOR DE LA FACULTAD



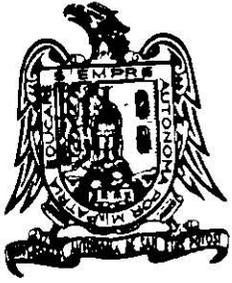
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA  
 DE SAN LUIS POTOSÍ  
 FACULTAD DE INGENIERIA  
 DIRECCION

'real.

T  
7N672  
H4

**Universidad Autónoma de San Luis Potosí**

**FACULTAD DE INGENIERIA**



**ESTUDIO DE LAS  
TRANSFORMACIONES EN CALENTAMIENTO Y  
ENFRIAMIENTO  
CONTINUO DE UN HIERRO NODULAR**

**TRABAJO RECEPCIONAL**

**QUE PARA OBTENER EL TITULO DE:**

**INGENIERO METALURGISTA DE TRANSFORMACION**



**PRESENTA:**

**LUIS CUDBERTO HERNANDEZ MOLINAR**

**SAN LUIS POTOSI S.L.P. 1995**

**ESTUDIO DE LAS  
TRANSFORMACIONES EN CALENTAMIENTO Y  
ENFRIAMIENTO  
CONTINUO DE UN HIERRO NODULAR**

# CONTENIDO

INTRODUCCIÓN	1
I.-REVISIÓN BIBLIOGRÁFICA	2
II.-TRABAJO EXPERIMENTAL	11
III.-RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSIÓN	16
IV.-CONCLUSIONES	32
APÉNDICES	33
BIBLIOGRAFÍA	36

## INTRODUCCIÓN

A través de los años el hombre se ha enfrentado con nuevos retos tecnológicos, por lo cual ha tenido que desarrollar materiales que cumplan con los requerimientos de estos retos e incluso modificar las propiedades físicas de estos materiales. En el caso del hierro dúctil el cual su consumo crece rápidamente, sus propiedades de resistencia mecánica, resistencia al desgaste y además la tenacidad se ven muy favorecidas al aplicarle el tratamiento térmico de austemperizado, el cual consiste en obtener microestructuras con mezclas de austenita y ferrita acicular, con este tratamiento su resistencia crece de alrededor de 60,000 psi hasta más de 200,000 psi. Algunos usos del hierro dúctil austemperizado se encuentran en la sustitución de partes de acero forjado como lo son cadenas, ganchos así como engranes, catarinas, piezas de acero en las que su fabricación por forja o fundición sea muy difícil

En este trabajo se trató de establecer los parámetros de velocidad de calentamiento, temperatura de austenitización, tiempo de austenitización y así poder elegir los valores óptimos de estos parámetros en el proceso de austenitización, ya que este proceso determina que se puedan obtener los mejores resultados en el austemperizado

El trabajo consiste de tres capítulos, en el primero se hace un análisis de la bibliografía que trata este tema considerando algunos aspectos que se han estudiado para los aceros ya que hay muy pocos estudios que nos hablen especialmente del proceso de austenitización en los hierros dúctiles; el segundo capítulo muestra todo el desarrollo experimental para poder establecer los parámetros arriba mencionados y finalmente en el tercer capítulo donde se exponen los resultados que se lograron

Algunos resultados más significativos de este trabajo fueron la determinación de la interfase ferrita-cementita como el sitio preferencial de nucleación de la austenita, la presencia de placas tipo Widmanstätten de austenita tanto en microestructuras de colada y normalizadas, se establecieron tiempos en los que la ferrita se disuelve totalmente en la austenita así como el tiempo de saturación de carbono en la austenita empleando mediciones de difracción de rayos X y tomando en cuenta la cantidad de expansión de las probetas, observándose que esta expansión cambia para cada microestructura inicial.

## I.- REVISION BIBLIOGRAFICA

La austenitización constituye una de las etapas críticas en el tratamiento térmico de los hierros colados. En estos materiales a diferencia de los aceros, esta temperatura establece el contenido de carbono disuelto en la austenita y a través de él, ejerce una marcada influencia en la posterior transformación del hierro. Uno de los tratamientos térmicos que se aplican a los hierros dúctiles, y que en años recientes ha recibido mucha atención es el austemperizado. Mediante este proceso es posible obtener en estos materiales una excelente combinación de resistencia mecánica y resistencia al desgaste, junto con valores altos de ductilidad y tenacidad.

Durante la austenitización previa al austemperizado, es importante que la fase austenítica obtenida sea homogénea, dado que la carencia de esta condición provoca una transformación no uniforme, lo que puede conducir al deterioro de las propiedades mecánicas que se desean lograr. Es importante entonces analizar la formación de la austenita considerando los aspectos de la composición química, microestructura inicial, sitios de nucleación, etc.

### I.1. Formación de austenita en aceros.

La manera como la austenita se forma en un acero dado depende mucho de la microestructura previa de la matriz antes de la austenitización. Cuando el acero se calienta a una temperatura en el rango austenítico, esta fase no se forma instantáneamente sino que se requiere un período o tiempo de incubación para que los primeros núcleos se formen.

En estudios preliminares del proceso de austenitización realizados con un acero al carbono (1.27%C) con una estructura inicial de ferrita rodeada de partículas de cementita, Molinder<sup>1</sup> observó que la cantidad de ferrita decrece y se incrementa la cantidad de austenita al aumentar el tiempo de austenitización y a su vez disminuye el volumen de cementita.

Molinder divide a la transformación de ferrita + cementita a austenita + cementita en tres etapas:

1) En la primera etapa el embrión de austenita se forma, en este período el contenido de carbono en la ferrita aumenta debido al contacto con partículas de cementita; esta etapa Molinder sólo la observó a la temperatura de austenitización de 750 ° C.

2) La segunda etapa consiste en la transformación de ferrita a austenita con una simultánea disolución de cementita, aquí la dureza se incrementa de 250 Vickers a 850 Vickers; esta etapa se observó completamente a 750° y 775° C y casi completamente a 800°C y a 900°C, esta etapa dura tan sólo 0.1 segundos.

3) En la última etapa la cementita se disuelve en la austenita hasta lograr el equilibrio en el contenido de carbono logrando con esto abatir la temperatura de austenitización, la velocidad de disolución de carbono es en esta etapa mucho menor que en la segunda etapa, el remanente de ferrita desaparece completamente.

G.R. Speich<sup>2</sup> estudió el proceso de austenitización en aleaciones F-C con diferentes porcentajes de carbono. Él analizó cuatro aleaciones, la primera un hierro refinado por zona con 4 ppm de carbono, otra con tan sólo 130 ppm de carbono con una estructura inicial de ferrita y las dos últimas con 0.77 y 0.96 % en peso de C con una estructura de perlita y cementita esferoidizada.

La formación de austenita a partir de ferrita en ausencia de carburos se analizó calentando la muestra de hierro refinado por zona con un haz de laser hasta 910°C durante 90 ms. Bajo estas condiciones la región transformada sufre una transformación de ferrita-austenita-ferrita mostrando un considerable refinamiento de grano de la ferrita debido a la formación de un gran número de núcleos de austenita. La ausencia de una alta densidad de defectos sugiere que tanto la transformación ferrita-austenita en calentamiento como en la transformación de austenita-ferrita durante el temple proceden gracias al mecanismo de transformación masiva. Los sitios de nucleación para esta microestructura inicial fueron los límites de grano (caras del grano)  $\alpha/\alpha$ . Para la aleación con 130 ppm de C, mediante un procedimiento semejante se estableció que la nucleación ocurre preferentemente en el borde de grano (arista del grano).

Speich también estudió la formación de austenita a partir de una microestructura de cementita esferoidizada y ferrita. Esta estructura la obtuvo calentando la aleación a 1000°C, templando para formar martensita y prosiguiendo con un recocido a 700°C durante 24 horas. La austenita primero se nuclea en la unión entre una partícula de cementita y dos granos de ferrita; el crecimiento de la austenita a través de la interface  $\alpha/\alpha$  es inhibido. Cuando la austenita se forma a partir de perlita, se nuclea preferencialmente en las intersecciones de las colonias de perlita y no se encontró evidencia que la austenita nucleara en la interface  $\alpha/\text{Fe}_3\text{C}$  de la perlita, notándose que el crecimiento de la austenita no es planar.

Los sitios en que preferentemente se nuclea la austenita, de acuerdo con Speich, se muestran esquemáticamente en la Figura I.1 para tres diferentes microestructuras iniciales. Si la microestructura inicial es ferrita, la nucleación de la austenita ocurre principalmente en los límites del grano ferrítico (sitios 2 y 3 de la Figura I.1a). En microestructuras iniciales de ferrita y carburos esferoidizados, la austenita se forma inicialmente en la interfase entre los

ferrítico (sitios 2 , 3 de la Figura I.1b). En el caso de una microestructura inicial de perlita, la austenita se nuclea principalmente en las intersecciones de las colonias de perlita (sitio 2 de la Figura I.1c), pero eventualmente en las interfases de las laminillas de ferrita y cementita de una colonia perlítica (sitio 1 de la Figura I.1c).

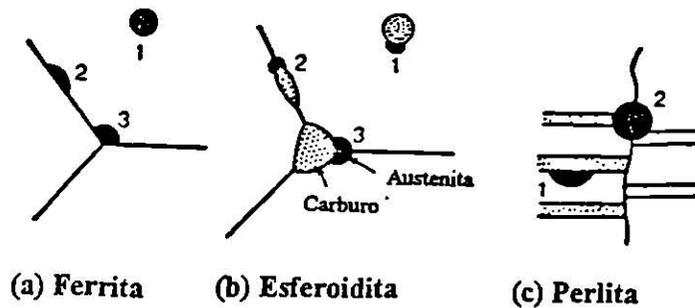


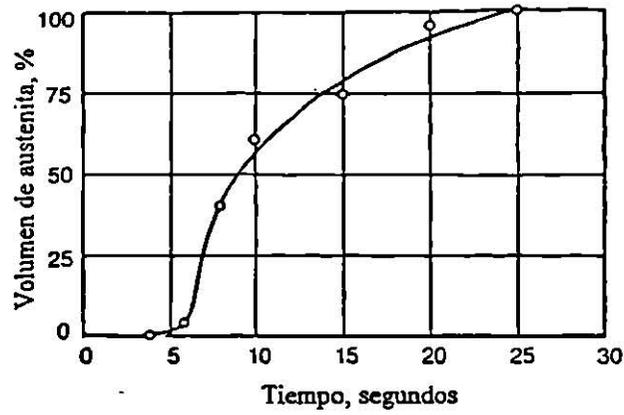
Fig. I.1. Sitios de nucleación de la austenita en microestructuras iniciales de (a) ferrita, (b) esferoidita y (c) perlita. Referencia 1.

Una vez nucleada, en microestructuras de carburos esferoidizados la austenita crece hasta que envuelve al carburo, cuando esto ocurre, la austenita sólo puede crecer por difusión del carbono a través de la envoltura de austenita, este carbono se provee gracias a la disolución del carburo. Durante esta etapa Judd y Paxton concluyeron que el crecimiento es controlado por la difusión de carbono y no por una reacción en la interface austenita-cementita, tal como sugiere Molinder<sup>1</sup>. En el caso de microestructuras perlíticas, el crecimiento de la austenita no es planar y cuando la matriz es totalmente austenítica, los carburos laminares residuales pueden a la larga disolverse o esferoidizarse, dependiendo lo anterior de la temperatura y el contenido de carbono.

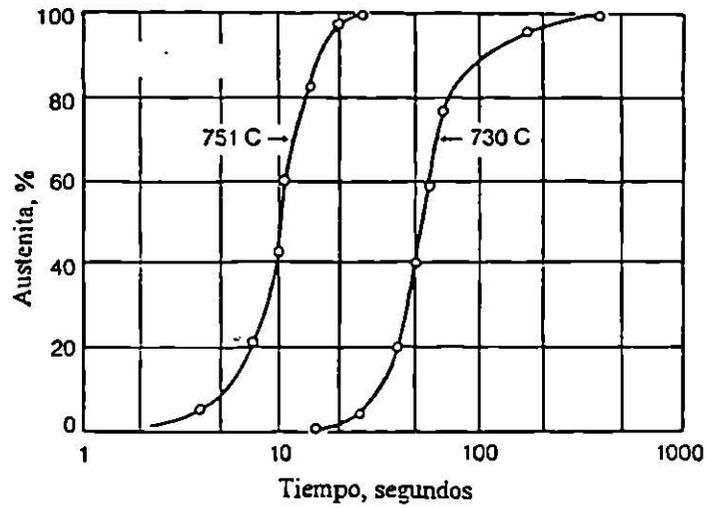
En la Figura I.2a se muestra como aumenta con el tiempo, la fracción en volumen de austenita de un acero eutectoide perlítico calentado en el intervalo de formación de austenita. Después de un tiempo de incubación de aproximadamente 4 segundos aparecen los primeros núcleos y a continuación, el volumen de austenita aumenta de un modo más o menos rápido. La rapidez con la cual se forma la austenita depende de la temperatura a la cual se calienta el acero. A mayor temperatura, la difusión de carbono necesaria para que ocurra la transformación  $\alpha \rightarrow \gamma$  es más rápida y por lo tanto la formación de austenita se acelera, tal como lo muestra la Figura I.2b.

Como ya se mencionó, la microestructura previa tiene efecto en la formación de la austenita. La Figura I.2c muestra el desarrollo o formación de austenita para un acero de bajo carbono con carburos globulares. Comparando esta figura con la I.2a, se puede ver que el proceso de formación de austenita a partir de una estructura esferoidizada es más lento

(a)



(b)



(c)

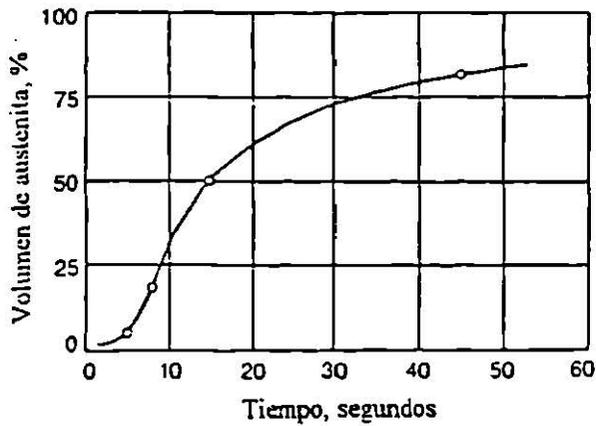


Fig. I.2. (a) Porcentaje en volumen de austenita formada a temperatura constante en función del tiempo para un acero eutectoide. (b) Efecto de la temperatura de austenitización en la velocidad de formación de austenita para un acero eutectoide. (c) Porcentaje en volumen de austenita formada a temperatura constante en función del tiempo para un acero con carburos globulares. Referencia 3.

que el proceso para una estructura perlítica. Lo anterior se debe a que en la perlita, las laminillas de ferrita y cementita están próximas y por lo tanto, las distancias que debe difundir el carbono para la formación de austenita son menores.

Las gráficas de la Figura I.2 indican que cuando un acero es calentado en el intervalo de austenita, la formación de esta fase y la sustitución de la ferrita por austenita en la estructura del acero ocurre rápidamente. Sin embargo, las figuras mencionadas no indican nada respecto a la homogeneidad de la austenita. El proceso de formación y homogeneización de la austenita se puede comprender mejor mediante los diagramas de transformación en calentamiento.

El efecto del tiempo en el proceso de homogeneización se muestra en la figura I.3, donde aparece en forma esquemática una porción del diagrama hierro carbono junto con el diagrama de austenitización isotérmica para un acero eutectoide. A partir de la Figura, puede predecirse que cuando la temperatura se mantiene a 730°C la transformación se iniciará en aproximadamente 30 segundos. Al aumentar la temperatura de austenitización, el tiempo para el inicio de formación de austenita se reduce; a 750°C comienza en 10 segundos y si el acero se calienta a 810°C, la austenita comienza en apenas poco más de 1 segundo. La transformación de la perlita a austenita se completa en aproximadamente 6 segundos a 810 °C; sin embargo, para obtener una estructura con todos los carburos disueltos (región A del diagrama isotérmico) sería necesario mantener el acero a esta temperatura durante aproximadamente 5 horas. La Figura I.3 pone entonces de manifiesto que la formación de austenita es un proceso muy rápido, pero que su homogeneización es un proceso relativamente lento y la rapidez con la cual los carburos se disuelvan depende mucho de la temperatura.

La velocidad de calentamiento hasta la temperatura de austenitización tiene efecto en las temperaturas a las que ocurre la transformación  $\alpha \rightarrow \gamma$  y en la disolución de los constituyentes. En la Figura I.4 se presenta el diagrama de calentamiento continuo de un acero de composición casi eutectoide (0.70%C) con una microestructura inicial de ferrita y perlita. La figura muestra que al aumentar la rapidez de calentamiento las temperaturas  $Ac_1$  y  $Ac_3$  se incrementan y la obtención de una austenita homogénea con todos los carburos disueltos requiere de mayores temperaturas.

Además de la temperatura y de la morfología (una perlita fina se disuelve más rápido que una estructura globulizada), un tercer factor que afecta la rapidez de disolución de los carburos es la naturaleza y cantidad de los elementos de aleación presentes en el acero. Los carburos presentes en los aceros de construcción o de baja aleación son en general fácilmente solubles comparados con los carburos de aceros más aleados, tales como los que están presentes en algunos aceros para herramienta de alta aleación.

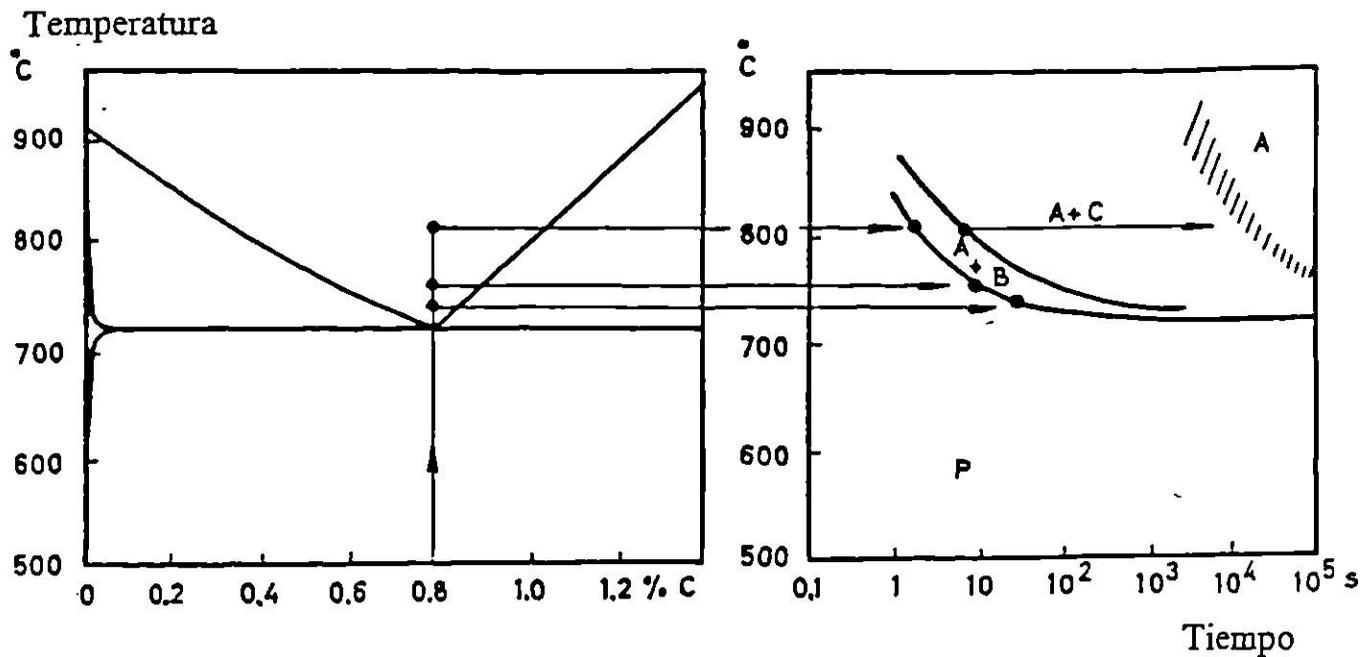


Fig. I.3. Transformación isotérmica en calentamiento de un acero con 0.8 por ciento de carbono. Referencia 4.

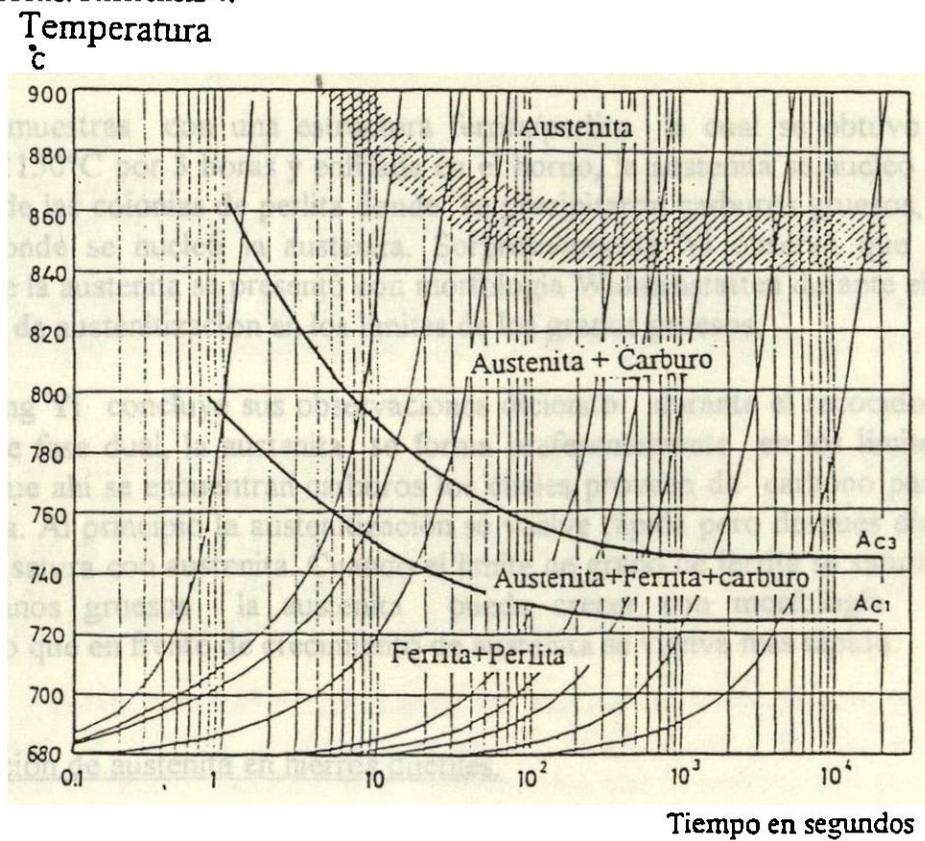


Fig. I.4. Diagrama de transformación en calentamiento continuo para un acero eutectoide. Referencia 4.

## I.2. Formación de austenita durante calentamiento en región $\alpha + \gamma$ .

Joon Jeong Yi<sup>5</sup> analizó el crecimiento de la austenita a partir de cuatro diferentes estructuras iniciales, durante el recocido intercrítico de una acero fase dual. Estas estructuras iniciales nos van a definir los sitios de nucleación de la austenita.

En muestras con una estructura inicial ferrita/perlita rodada en frío la austenita se nuclea primero en el límite de grano de ferrita, la nucleación se lleva a cabo en esta zona ya que se encuentran carburos dentro del límite de grano de la ferrita los cuales proveen de carbono para la formación de la austenita, con tiempos largos de recocido o altas temperaturas en la región intercrítica provocan un incremento en la fracción en volumen de austenita.

En estructuras martensíticas obtenidas mediante un calentamiento hasta 1000°C a una velocidad de 10°C/s, austenitizadas durante 10 segundos y templadas en agua, se encontró que la austenita se nuclea preferentemente en el límite de grano de la ferrita, aun cuando se encuentran carburos precipitados por toda la matriz derivados del revenido de esta estructura antes de la austenitización. Yi observó que la austenita se nuclea alrededor de carburos precipitados en el límite de grano en muestras que se austenitizaron a 1150°C durante 3 horas y posteriormente se templaron en agua, bajo estas condiciones observó que la austenita crece con una morfología acicular .

En muestras con una estructura ferrita/perlita la cual se obtuvo calentando la muestra a 1150°C por 3 horas y enfriada en el horno, la austenita se nucleó al principio en los límites de las colonias de perlita donde se precipitaron carburos gruesos, siendo al lado de ellos donde se nucleó la austenita. Sorpresivamente Yi observó que el crecimiento posterior de la austenita se presentó con morfología Widmanstätten durante el calentamiento y el tiempo de austenitización en los límites de los granos gruesos.

Jeong Yi concluye sus observaciones diciendo: durante el recocido intercrítico de un acero de fase dual, la austenita se forma preferentemente en los límites de grano de ferrita ya que ahí se encuentran carburos los cuales proveen de carbono para la formación de austenita. Al principio la austenitización se vuelve rápida pero después disminuye ya que el límite se satura con austenita. Cuando el límite de grano de ferrita se satura con austenita, en los granos gruesos la austenita puede crecer con morfología Widmanstätten provocando que en frente de crecimiento de austenita se vuelva más rápido.

## I.3. Formación de austenita en hierros dúctiles.

El proceso de formación de austenita en hierros dúctiles tiene gran semejanza con el proceso descrito para los aceros en los párrafos anteriores. Sin embargo existen algunas diferencias que se describen a continuación.

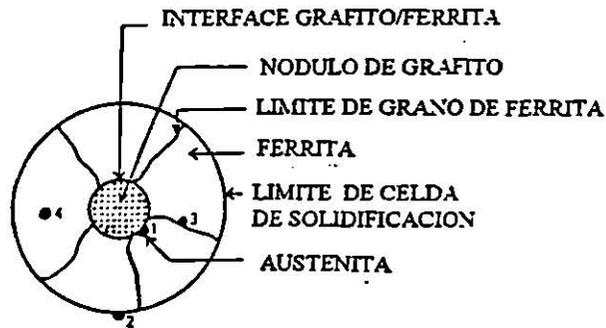


Fig. I.5. Ilustración esquemática de los sitios de nucleación de la austenita en hierro dúctil ferrítico. Referencia 6.

J.M. Chou<sup>6</sup> nos señala que los lugares en los que la austenita se nuclea en un hierro dúctil ferrítico son: 1) la interfase grafito/ferrita, 2) el límite de la celda de solidificación, la cual se forma durante la solidificación del material, 3) los límites de grano de la ferrita dentro de la celda y 4) el interior del grano de ferrita, tal como se observan en la Figura I.5. En este trabajo se determinó que la austenita a temperaturas de 900°C y 950°C se nuclea preferentemente en la interfase grafito/ferrita y en los límites de la celda de solidificación; lográndose en esta última zona velocidades de crecimiento mucho más altas que en la interfase grafito/ferrita. Los tiempos de nucleación a las temperaturas mencionadas fueron en el orden de 1 segundo. No se observó nucleación de austenita en los límites de grano de la ferrita ni en el interior del grano de ferrita

La preferencia por estos sitios de nucleación de la austenita se explica por la distribución del carbono y silicio en la matriz. Así, en la interfase grafito/ferrita se tiene una alta concentración de carbono provocando que la temperatura de formación de la austenita se disminuya. La concentración de silicio, la cual es baja en el límite de la celda de solidificación, explica el por qué esta región es un sitio de preferencia para la nucleación y esto se debe a que un bajo contenido de silicio disminuye la temperatura de formación de la austenita.

Una vez nucleada la austenita, ésta crece según Chou<sup>6</sup> por dos mecanismos: a) en la interfase grafito /ferrita la austenita crece por la disolución y difusión del carbono en la austenita, b) en el límite de la celda de solidificación el crecimiento se debe a la difusión del carbono del grafito a través del límite de grano de ferrita, siendo en este caso el crecimiento de la austenita más rápido que en la interfase grafito/ferrita.

Ogi y colaboradores<sup>8</sup> determinaron los efectos de la microestructura inicial de la matriz, conteo de nódulos, contenido de silicio, temperatura y tiempo en el proceso de austenitización de hierros dúctiles. Ellos encontraron que la rapidez con la cual se forma la austenita se incrementa al aumentar la cantidad de perlita en la estructura inicial. Así mismo la formación de austenita se acelera al disminuir el contenido de silicio, aumentar el conteo de nódulos y al usar temperaturas de austenitización mayores. Específicamente establecieron mediante mediciones de dureza Vickers en muestras templadas, que en un hierro con matriz

inicial de ferrita la formación de austenita se inicia alrededor de los 50 segundos para finalizar a los 200 segundos, sin bien estos tiempos varían dependiendo de la cantidad de silicio y la estructura inicial así como de la temperatura de austenitización. En una muestra con gran cantidad de perlita y bajo contenido de silicio, el tiempo de inicio de la formación de austenita se disminuye así como el intervalo de tiempo de la formación de la austenita. Estos efectos se ilustran en la Figura I.6.

Ogi y colaboradores determinaron mediante difracción de rayos X que la austenita alcanza la saturación de carbono aproximadamente en 2 horas para temperaturas de austenitización de 850°C. Usando un método magnetométrico determinaron la cantidad de austenita retenida, encontrando que ésta se incrementa al igual que en los aceros al aumentar el contenido de carbono disuelto en austenita. También encontraron una gran cantidad de austenita retenida en el límite de la celda de solidificación debido a la segregación del manganeso en esta región.

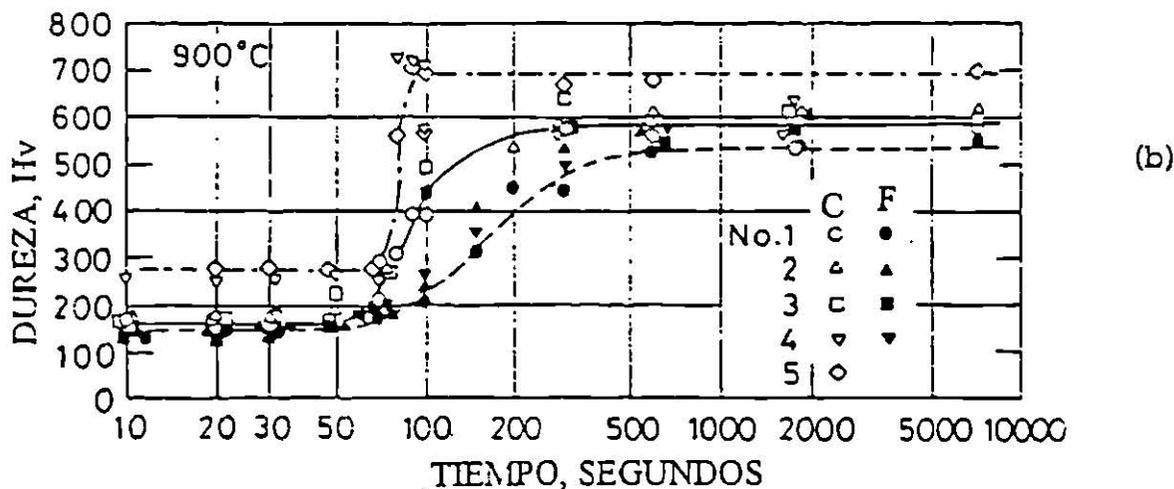
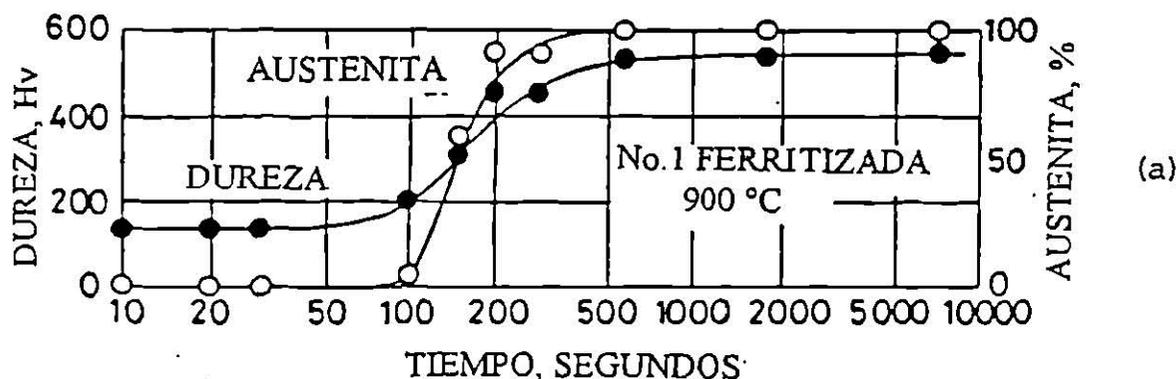


Fig. I.6. (a) Efecto del tiempo a temperatura en la cantidad de austenita formada y en la dureza de la muestra templada. Hierro dúctil ferrítico austenitizado a 900°C. (b) Efecto de la temperatura de austenitización en la dureza de muestras templadas con microestructura inicial de colada y ferritizadas. Hierro ductil no aleado. Referencia 7.

## **II.- TRABAJO EXPERIMENTAL**

### **II.1. Material y microestructuras iniciales.**

El material utilizado en este trabajo consistió de un hierro nodular con la siguiente composición (% en peso): 3.05% C, 2.54% Si, 0.29% Mn, 0.004% S, 0.02% P, 0.036% Cr y 0.085% Cu. Este se recibió en forma de bloques Keel de una pulgada de sección, del cual únicamente se aprovecharon las dos secciones inferiores de 25x37.5 mm. para poder obtener las diferentes probetas empleadas en los estudios posteriores. La parte superior se descartó debido a que en ella siempre se presentan gran cantidad de microporosidades, rechupes y escoria.

El proceso de austenitización y la construcción del diagrama de Transformación en Enfriamiento Continuo (TEC) se analizó, partiendo de dos estructuras iniciales en la matriz:

- 70% de ferrita y 30% perlita, la cual es la microestructura del material en estado de colada.
- 100% perlita, que corresponde al material después de un tratamiento de normalizado.

El tratamiento de normalizado consistió en calentar el material durante una hora a 900°C, seguido de un enfriamiento en aire tranquilo.

### **II.2. Determinación del proceso de austenitización.**

El proceso de austenitización fue monitoreado mediante tres técnicas diferentes: ensayo de dureza, metalografía y análisis dilatométrico. Para determinar el proceso de austenitización mediante los ensayos metalográficos y de dureza, de los bloques Keel en estado de colada y normalizados se cortaron paralelepípedos de 4x25x30 mm. Este proceso de austenitización se estudió combinando tres diferentes parámetros: velocidad de calentamiento, temperatura de austenitización y tiempo de austenitización los cuales se muestran en la Figura II.1.

#### **II.2.1. Velocidad de calentamiento.**

Se utilizaron tres velocidades, 0.22, 0.44 y 1.0°C/s. Para obtener la velocidad de 1.00°C/s el paralelepípedo se introdujo sin ninguna protección a la mufla ya precalentada a la temperatura de austenitización. La velocidad de calentamiento de 0.44°C/s se logra cubriendo el paralelepípedo con un cilindro de grafito e introduciendo el paquete a la mufla ya precalentada. Para el caso donde se obtuvo la velocidad de 0.22°C/s el paralelepípedo se

calentó junto con la mufla desde temperatura ambiente hasta alcanzar la temperatura de austenitización programada. Estas velocidades se establecieron en el intervalo de temperaturas de 700° a 850°C, mediante el uso de termopares cromel-alumel soldados a las probetas, para así obtener curvas de calentamiento (temperatura vs. tiempo).

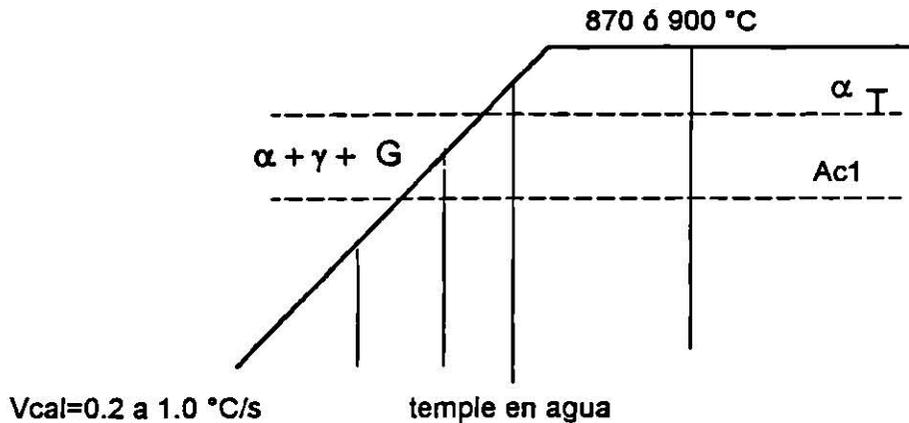


Fig. II.1 Se muestra la combinación de los parámetros de velocidad y temperatura de austenitización, así como los enfriamientos para localizar las temperaturas críticas.

### II.2.2. Temperatura de Austenitización.

Las temperaturas de austenitización empleadas fueron 870°C y 900°C, algunos paralelepípedos se calentaron a la velocidad indicada hasta temperaturas ligeramente menores a la temperatura crítica  $Ac_1$  y otros sólo hasta la región intercrítica donde coexisten ferrita+austenita.

### II.2.3. Tiempo de Austenitización.

Una vez alcanzadas las temperaturas de austenitización, los paralelepípedos se mantuvieron durante tiempos de 0 a 15 minutos, para después ser templados en agua. A las probetas se les hizo medición de dureza Rockwell C (DRC) y análisis metalográfico, cuantificando mediante conteo puntual manual la fracción de ferrita no disuelta en austenita para cada combinación de microestructura inicial, velocidad de calentamiento, tiempo y temperatura de austenitización.

### II.3 Análisis dilatométrico.

El análisis dilatométrico se realizó en un dilatómetro de temple ultrarápido Adamel Lhomargy modelo LK-02. En este análisis se usaron probetas cilíndricas de 2 mm de diámetro y 12 mm de largo, las cuales fueron maquinadas a partir de paralelepípedos de 5x5x30 mm. cortados de los bloques Keel.

Las pruebas dilatométricas se llevaron a cabo para lograr los siguientes objetivos:

- a) Determinar las temperaturas críticas en calentamiento, para así poder conocer el momento en que se obtiene 100% de austenita o mezclas de ferrita y austenita.
- b) Establecer los cambios de volumen durante el mantenimiento a las temperaturas de austenitización, con el fin de conocer el tiempo en el cual la austenita se satura de carbono en función de su microestructura inicial y la velocidad de calentamiento.
- c) Establecer una curva de la variación de la temperatura  $M_s$  vs. Tiempo de austenitización y así tener una relación de tiempos y temperaturas a las cuales comienza a formarse martensita, con lo cual podemos tener una idea del grado de homogeneización de carbono en la austenita.

Las temperaturas críticas  $A_{c1}$  y  $\alpha_T$  se determinaron para ambas estructuras iniciales, y a tres velocidades de calentamiento: 0.24, 0.40 y 1.0°C/s. Se graficó una curva  $\Delta L = f(T)$ , esto es una curva de dilatación vs. temperatura, de donde se pueden localizar dichas temperaturas determinando los puntos en que la curva se desvía de un comportamiento lineal y se retoma tal comportamiento; siendo  $A_{c1}$  el punto en que se pierde el comportamiento lineal durante el calentamiento y  $\alpha_T$  el punto donde se recobra este comportamiento lineal.

Para conocer los cambios de volumen durante la austenitización se manejaron las mismas condiciones de velocidad de calentamiento y temperatura de austenitización ya indicadas, sólo que cuando la muestra alcanza la temperatura de austenitización programada se cambia el modo de graficar del dilatómetro de  $\Delta L = f(T)$  a  $\Delta L = f(t)$ , esto es dilatación vs. tiempo. De esta forma se puede detectar la máxima expansión y el tiempo en que se obtuvo tal expansión. El tiempo máximo de austenitización fue de 60 minutos.

La curva  $M_s$  vs. tiempo se obtuvo utilizando una sola velocidad de calentamiento (1.0°C/s) y con una velocidad de enfriamiento tal que aseguráramos la formación de martensita, esta velocidad fue de 20°C/s, y se obtuvo de templar la muestra con un chorro de gas argón. El tiempo de austenitización se varió desde 5 hasta 60 minutos con una temperatura de austenitización de 870°C. Las temperaturas se localizaron graficando el proceso de enfriamiento en el modo del graficador  $\Delta L = f(T)$ , dilatación vs. temperatura y en el punto donde se pierde el comportamiento lineal del enfriamiento en la gráfica registrando una expansión, se encuentra la temperatura  $M_s$ .

#### II.4. Construcción del diagrama de transformación en enfriamiento continuo.

Se construyeron dos diagramas de enfriamiento continuo (TEC) uno para 60 minutos de austenitización y otro para 30 minutos, ambos a una temperatura de austenitización de 870°C y con una velocidad de calentamiento de 1°C/s. Las velocidades de enfriamiento empleadas fueron de 1.03, 5.01, 10.01, 15.00, 20.00°C/s para el diagrama con 60 minutos de austenitización, y para el diagrama de 30 minutos las velocidades utilizadas fueron: 1.05, 5.07, 7.23, 10.50, 24.00°C/s. Con estas diferentes velocidades se originan microestructuras ferrito-perlíticas hasta martensíticas.

Una vez que comienza el enfriamiento de la muestra, el graficador se opera en el modo de dilatación vs. temperatura dando una curva  $\Delta L=f(T)$ . Mientras en otro graficador se construye la curva temperatura vs. tiempo para después transformarla a una curva de log tiempo vs. temperatura y así tener una curva para cada velocidad de enfriamiento.

En la curva dilatación vs. temperatura los cambios de dirección nos registran el inicio y fin de la transformación de austenita a ferrita + perlita, bainita o martensita. Estos cambios de dirección se aprecian con claridad a velocidades lentas y rápidas, pero a velocidades intermedias estos cambios de dirección se vuelven difíciles de registrar con precisión. Los puntos donde se pierde el comportamiento lineal y se recobra este, nos indican las temperaturas de inicio y fin de la transformación respectivamente.

Una vez que se tienen estas temperaturas, se utiliza una escala lineal vertical de temperatura y una escala logarítmica horizontal de tiempo. El siguiente paso fue graficar en estas escalas las curvas temperatura vs. tiempo. Teniendo las curvas de enfriamiento ya graficadas se trazan sobre ellas puntos que señalan las temperaturas en las que ocurrió el inicio y fin de la transformación de la austenita a un cierto producto. Estos puntos se unen con curvas de trazo suave para definir las regiones de transformación de la austenita, logrando así tener un diagrama para predecir los productos de la transformación a las condiciones descritas anteriormente.

#### II.5. Difracción de rayos X.

Se utilizó la difracción de rayos X para poder determinar cuantitativamente el porcentaje de carbono que se encuentra disuelto en la austenita.

Para lograr este objetivo se cortaron paralelepípedos de igual manera que los usados para establecer el proceso de austenitización; los cuales fueron calentados a 870 y 900°C dentro de cajas y cubiertos por rebaba de fundición para minimizar la descarburización. La determinación de carbono se realizó en muestras que se austenizaron a diferentes tiempos

que van desde 5 minutos hasta 2 horas, templándose en agua inmediatamente después de cumplir el tiempo programado de austenitización. A el material ensayado se le efectuó una preparación especial , ya que para asegurarnos de que no existiera material descarburizado en la superficie a difractar se eliminó 0.5 mm de la capa superficial para después proseguir con una preparación metalografica ordinaria y atacándolas con nital al 2%.

Las condiciones a las cuales se llevo a cabo la difracción fueron:

Ángulo $2\theta$ inicial:	78.00
Ángulo $2\theta$ final:	86.00
Velocidad de barrido:	0.50°/min.
Tipo de barrido:	$2\theta/\theta$ acoplado continuo
Tubo de RX:	Cu
Voltaje del tubo:	40 KV
Corriente del tubo:	30 mA

Los análisis de los datos colectados y los difractogramas se llevaron a cabo mediante el software Rigaku DMAX B utilizando el programa Búsqueda de Picos (Peak Finding Program), para localizar el valor del ángulo  $2\theta$  al cual difractan los planos (112) y (211) de la martensita. El porcentaje de carbono se obtiene sustituyendo los valores  $\theta_{112}$  y  $\theta_{211}$  en la ecuación 13 del apéndice A.

En las muestras normalizadas no se visualizó con claridad la posición del plano (112), por lo que se optó por hacer un barrido en un intervalo más amplio y así localizar el plano (220) de la austenita retenida; ya localizado este plano, se pudo determinar el porcentaje de carbono aplicando el proceso descrito en el apéndice B. Este método se ratificó aplicándolo a las muestras a las que ya se les había cuantificado el carbono utilizando los planos (112) y (211), resultando ambos resultados muy semejantes.

### III.- RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSIÓN

#### III.1. Determinación de las temperaturas críticas de transformación.

Las temperaturas críticas  $Ac_1$  (inicio de la formación de austenita) y  $\alpha_T$  (cuando termina la transformación a austenita), las cuales fueron determinadas a partir de los cambios de dirección de las curvas  $\Delta L=f(T)$  (dilatación vs. temperatura), se muestran en la tabla III.1. En ella se puede apreciar que la temperatura  $Ac_1$  en el intervalo de velocidades de calentamiento estudiado no se modifica de manera considerable por la rapidez de calentamiento o por la microestructura inicial, en cambio la temperatura  $\alpha_T$  de las muestras con estructura de colada se observa que aumenta ligeramente al incrementarse la velocidad de calentamiento, y es mayor a las temperaturas obtenidas en muestras con una estructura inicialmente perlítica. En esta última estructura, el cambio de la temperatura  $\alpha_T$  con la velocidad de calentamiento no es considerable ( $<5^\circ C$ ).

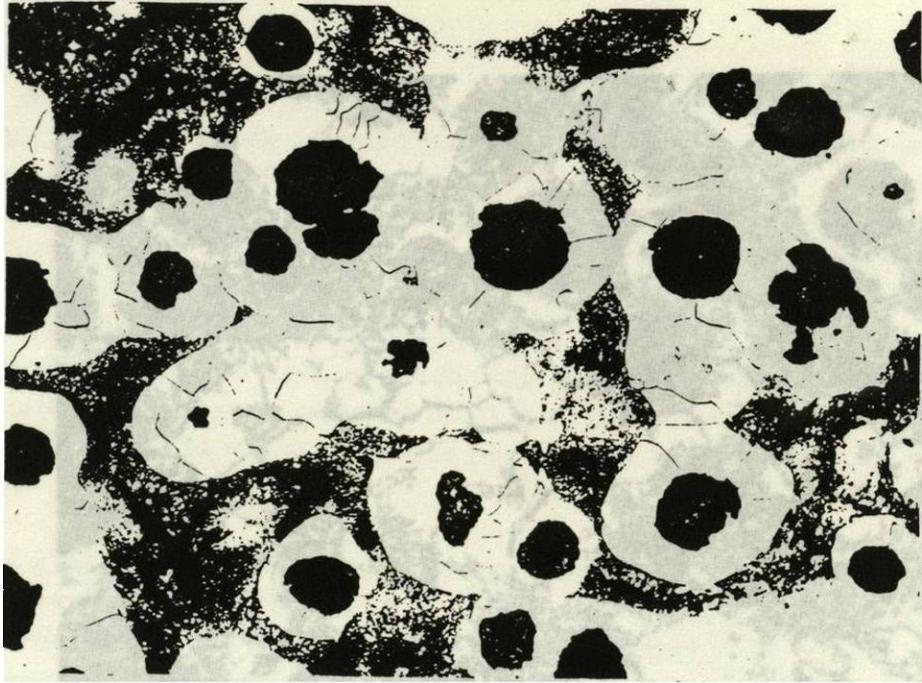
Microestructura inicial	Velocidad de calentamiento, $^\circ C$	Temperatura $Ac_1$ , $^\circ C$	Temperatura $\alpha_T$ , $^\circ C$
De colada	0.22	775	832
	0.40	774	840
	1.00	781	847
Normalizada	0.22	771	818
	0.40	769	813
	1.00	774	813

Tabla III.1 Temperaturas críticas  $Ac_1$  y  $\alpha_T$  en función de la microestructura inicial y velocidad de calentamiento.

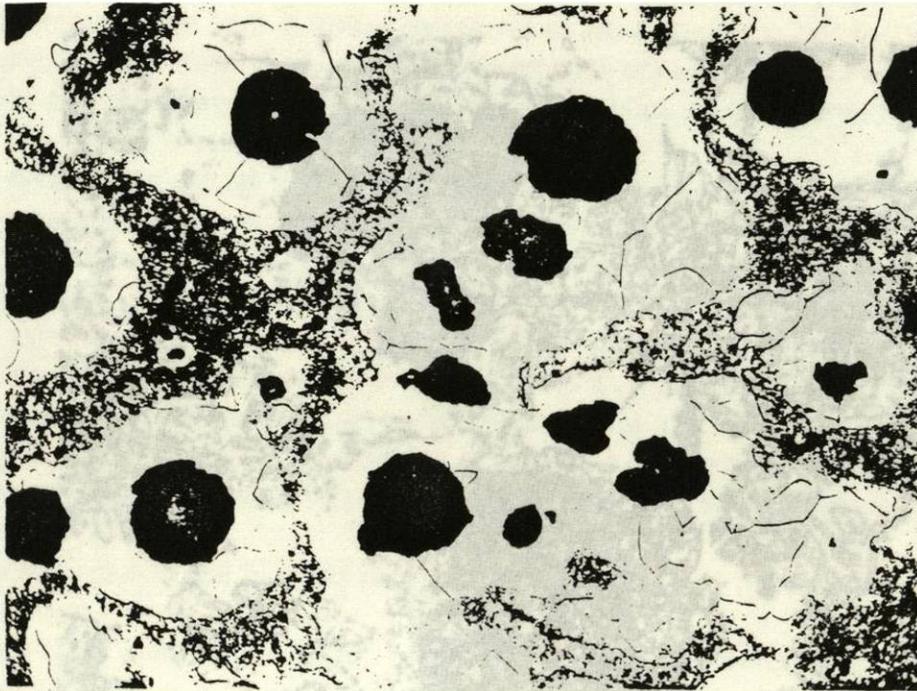
#### III.2. Nucleación y crecimiento de la austenita.

##### III.2.1. Microestructura inicial de colada.

Para observar la nucleación y crecimiento de la austenita se tomaron micrografías de muestras con una microestructura inicial de ferrita/perlita (estructura de colada) que se calentaron a velocidades de 0.2, 0.4 y 1.0  $^\circ C/s$ . En la figura III.1 se observa como se nuclea y crece la austenita en una muestra calentada a una velocidad de 0.4  $^\circ C/s$ . La figura III.1a corresponde a una muestra que se templó desde una temperatura de 770  $^\circ C$  la cual es ligeramente menor que la temperatura  $Ac_1$ , aquí aún no se presentan indicios de algún cambio microestructural. Cuando la muestra fue templada desde una temperatura de 800  $^\circ C$  (arriba de  $Ac_1$ ), la austenita (zonas de martensita) se nuclea en la perlita que está en la región intercelular (fig. III.1b); como se puede ver en esta figura, no se observó nucleación.

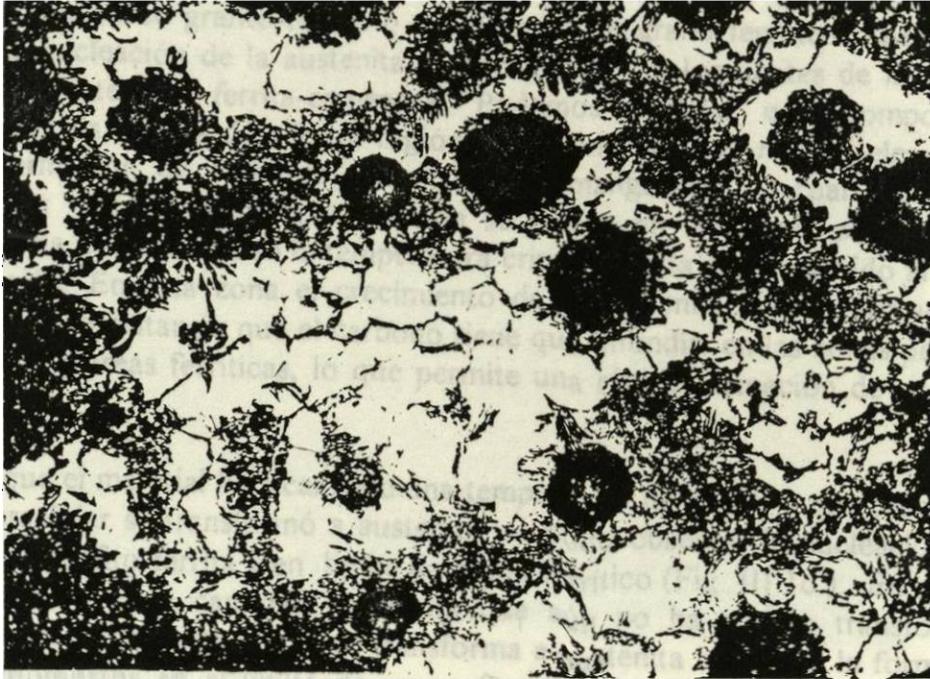


(a)

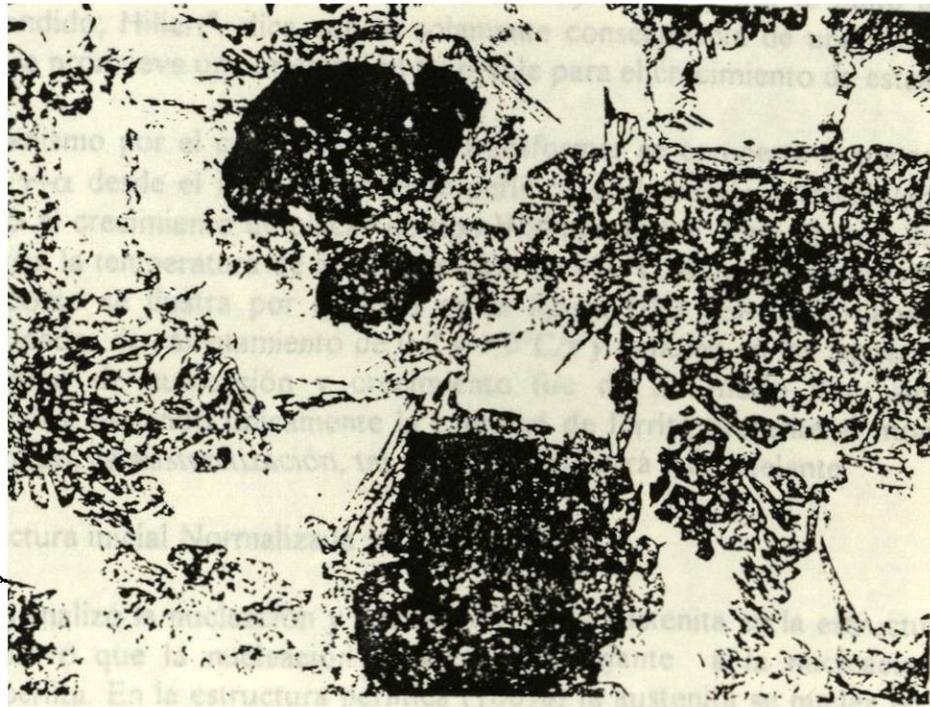


(b)

Fig. III.1. Formación de austenita en la microestructura inicial de colada calentada a  $0.4^{\circ}\text{C}/\text{s}$  y templada desde a)  $770^{\circ}\text{C}$ . b)  $800^{\circ}\text{C}$  y c)  $850^{\circ}\text{C}$ . Todas a 200 X. Ataque con Nital.



**Fig. III.1c**



**Fig. III.2.** Formación de placas tipo Widmanstatten de austenita en la muestra con estructura inicial de colada calentada a 0 °C/s y templada 850°C. 500 X. Ataque con Nital.

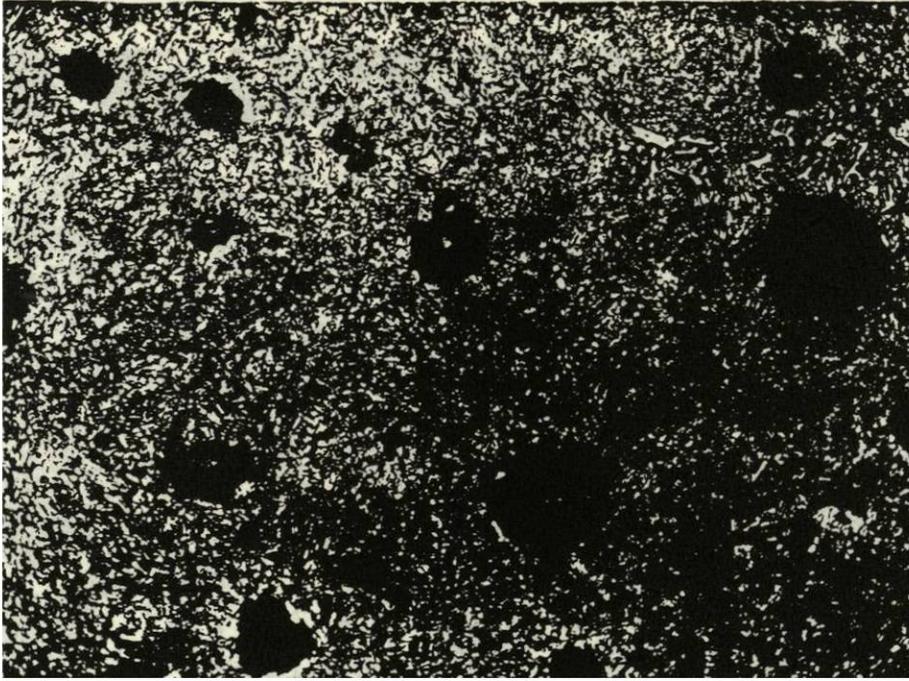
de austenita en la interface grafito-ferrita o en el límite de grano ferrítico. Los sitios más probables para la nucleación de la austenita se encuentran en los límites de la colonia de perlita y en la interfase ferrita-cementita. Podemos explicar este comportamiento recordando que en los hierros dúctiles la región intercelular es muy rica en elementos que promueven la formación de carburos tales como el manganeso, el cual disminuye la temperatura crítica  $Ac_1$ , cuando la nucleación se realiza en las zonas perlíticas es por consecuencia de una disminución en la temperatura crítica de esta región debido al efecto de la microsegregación. En esta zona el crecimiento de la austenita está gobernado por la difusión de carbono, la distancia que el carbono tiene que difundir en las zonas perlíticas es más corta que en las áreas ferríticas, lo que permite una rápida formación de austenita en estas regiones.

Una vez que el material ha alcanzado una temperatura de  $850^{\circ}\text{C}$  y que toda la perlita de la región intercelular se transformó a austenita, se pudo observar la nucleación de esta fase en la interfase grafito-ferrita y en límite de grano ferrítico (Fig. III.1c). En esta figura se puede apreciar una gran cantidad de ferrita que aún no ha podido transformarse a austenita. La manera como esta ferrita se transforma a austenita involucra la formación de precipitados alotriomorfos en el límite de grano ferrítico, los cuales luego se desarrollan formando placas tipo Widmanstätten (Fig. III.2). La presencia de estos precipitados nos sugiere que la cantidad de carbono necesaria para la formación de austenita es aportada por el nódulo el grafito, difundándose el carbono a través del límite de grano de ferrita. En realidad el crecimiento del tipo Widmanstätten no es muy común y por lo tanto aún no es muy bien comprendido; Hillert<sup>8</sup>, dice que es solamente consecuencia de una estructura de límite de grano que promueve una orientación favorable para el crecimiento de estas placas.

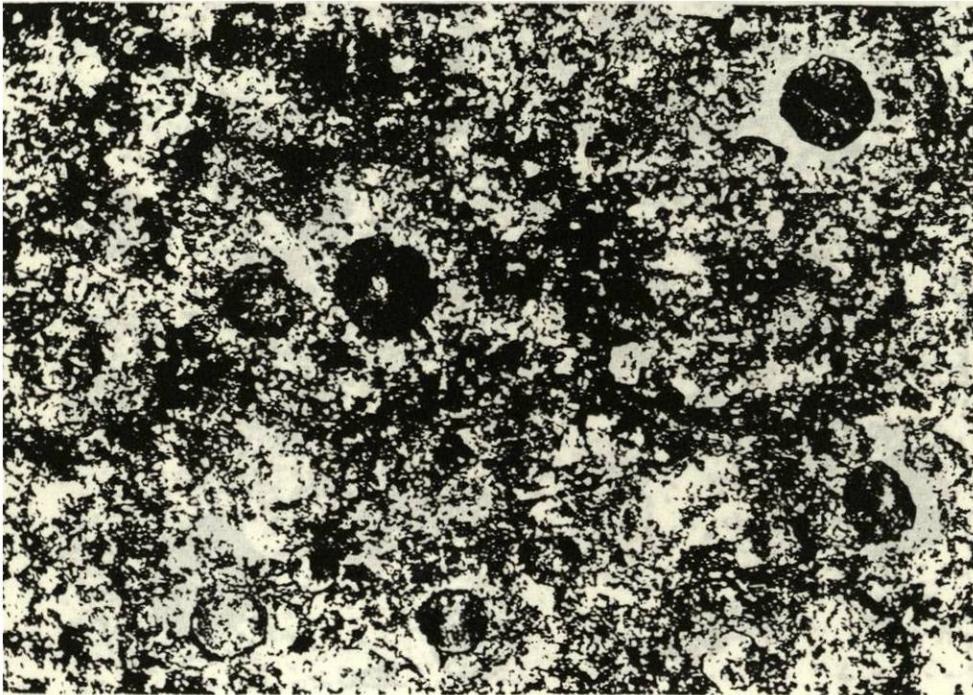
Otro mecanismo por el cual la ferrita sin transformar se convierte a austenita es el avance del límite  $\gamma+\alpha$  desde el área previamente perlítica de la región intercelular, en este trabajo predominó el crecimiento de placas de tipo Widmanstätten. Para el caso en que las muestras alcanzaron la temperatura de austenitización de  $870^{\circ}\text{C}$ , aún se encontró ferrita sin transformar, tal como se ilustra por ejemplo en la figura III.3. En las pruebas que se realizaron a velocidades de calentamiento de  $0.2$  y  $1.0^{\circ}\text{C/s}$  y también en las austenitizadas a  $900^{\circ}\text{C}$ , el mecanismo de nucleación y crecimiento fue de un modo muy similar al anteriormente descrito, variando únicamente la cantidad de ferrita presente al momento de alcanzar la temperatura de austenitización, tal como se discutirá más adelante.

### III.2.2 Microestructura inicial Normalizada

Cuando se analizó la nucleación y crecimiento de la austenita en la estructura inicial de perlita, se observó que la nucleación se efectúa semejante a la nucleación en la estructura ferrita-perlita. En la estructura perlítica (100%) la austenita se nuclea en el límite de la celda de solidificación, esto es, la región intercelular (Fig. III.4b); una vez nucleada, el frente de crecimiento de la austenita se va recorriendo hasta alcanzar los nódulos de grafito



**Fig. III.3.** Ferrita sin disolver en muestra con estructura inicial de colada calentada a  $0.4^{\circ}\text{C/s}$  hasta  $870^{\circ}\text{C}$ , mantenida 5 minutos a temperatura y luego templada. 200X. Ataque con Nital.



(a)

**Fig. III.4.** Formacion de austenita en la microestructura inicial normalizada calentada a  $0.2^{\circ}\text{C/s}$  y templada desde a)  $-60^{\circ}\text{C}$ , b)  $300^{\circ}\text{C}$  y c)  $835^{\circ}\text{C}$ . Todas a 200 X. Ataque con Nital.

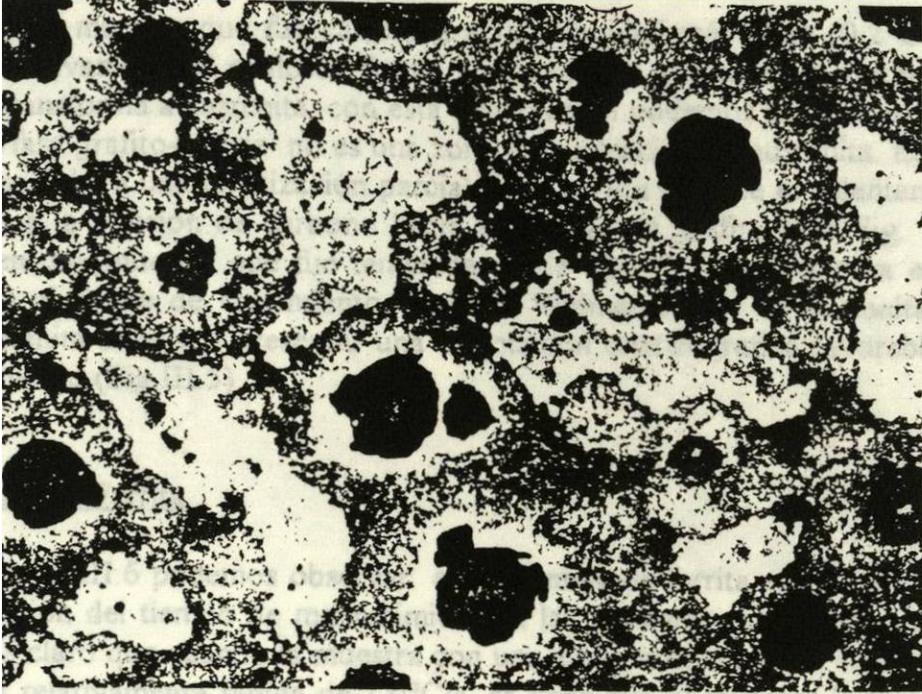


Fig. III.4b

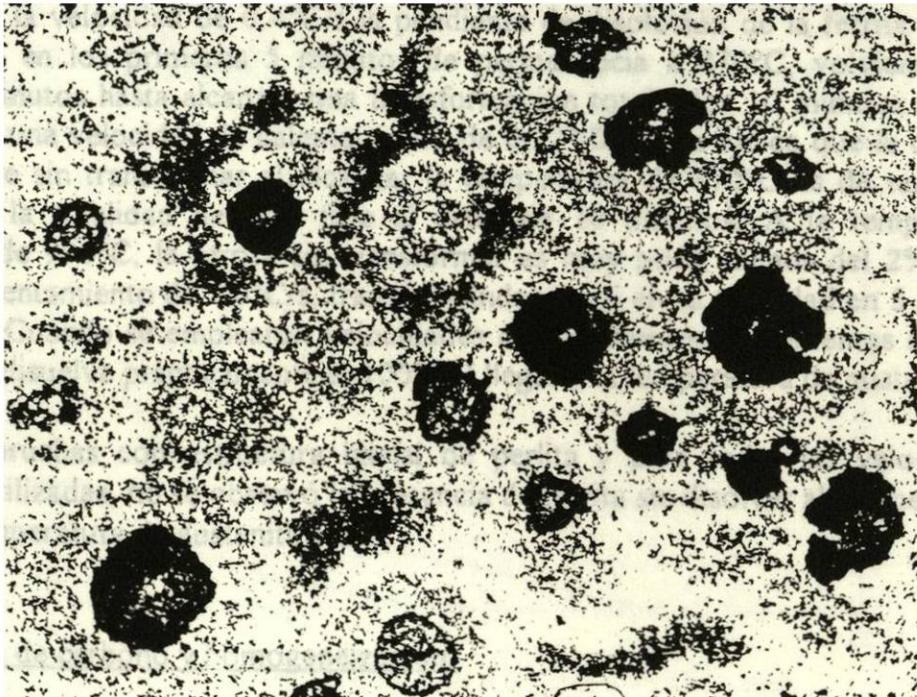


Fig. III.4c

(Fig. III.4c). En la muestra que fue calentada a la velocidad más lenta ( $0.2^{\circ}\text{C/s}$ ) se pudo observar que efectivamente el anillo de ferrita alrededor del grafito es la última zona de la matriz que se transforma a austenita, con esta observación podemos afirmar que en nuestro material la interfase grafito-matriz no es una zona de nucleación de austenita. Este anillo de ferrita, tal vez se deba a una ferritización parcial de la perlita durante el calentamiento de la muestra debido a la difusión de carbono hacia el nódulo de grafito (ver Fig. III.4a y b), observándose en una muestra que fue templada desde  $800^{\circ}\text{C}$ . También para este caso se presentaron en el frente de crecimiento placas Widmanstätten de austenita ya que al saturarse la austenita se puede presentar una orientación cristalográfica favorable para esta forma de crecimiento (Fig. III.5).

### II.3. Disolución de la Ferrita.

En la Figura III.6 podemos observar el porcentaje de ferrita aún no transformada a austenita en función del tiempo de mantenimiento a las temperaturas de austenitización de  $870$  y  $900^{\circ}\text{C}$ . Es claro que cuando la muestra con una estructura inicial de colada se calienta a una velocidad relativamente rápida de  $1.0^{\circ}\text{C/s}$ , se tiene que al alcanzar la temperatura de austenitización de  $870^{\circ}\text{C}$  el porcentaje de ferrita sin transformar es el más alto (8%), pero tan solo con 5 minutos de austenitización este porcentaje se reduce marcadamente a menos de 2% y a partir de aquí la transformación de ferrita a austenita se vuelve ligeramente más lenta, lográndose una disolución total en 15 minutos de austenitización. En el caso de calentamiento a la velocidad de  $0.4^{\circ}\text{C/s}$  la pendiente de disolución de la ferrita también es bastante grande en los primeros 5 minutos de permanencia a  $870^{\circ}\text{C}$ , volviéndose tenue después de 5 minutos hasta alcanzar una transformación total a los 10 minutos. La prueba que se realizó a una velocidad de calentamiento de  $0.22^{\circ}\text{C/s}$  nos indica que la cantidad de ferrita remanente sin transformar al alcanzar la temperatura de  $870^{\circ}\text{C}$  es de tan solo 2%, desapareciendo la totalidad de esta fase al cabo de 10 minutos. A la temperatura de austenitización de  $900^{\circ}\text{C}$ , la ferrita sin transformar es muy poca, menos del 2% para una velocidad de calentamiento de  $1.0^{\circ}\text{C/s}$ , transformándose casi en su totalidad en 5 minutos de austenitización. Cuando se emplearon velocidades de calentamiento más lentas se encontró que la ferrita se disuelve prácticamente al 100% al llegar a la temperatura de austenitización.

En las pruebas con estructura inicial de perlita y para todas las velocidades de calentamiento utilizadas, no se observó la presencia de ferrita sin disolver al momento en que se alcanza la temperatura de austenitización.

### III.4 Disolución de carbono y homogeneización.

La disolución de carbono en el hierro dúctil se estudió analizando las curvas dilatación vs. tiempo obtenidas durante el tiempo de austenitización, tal como se aprecia en

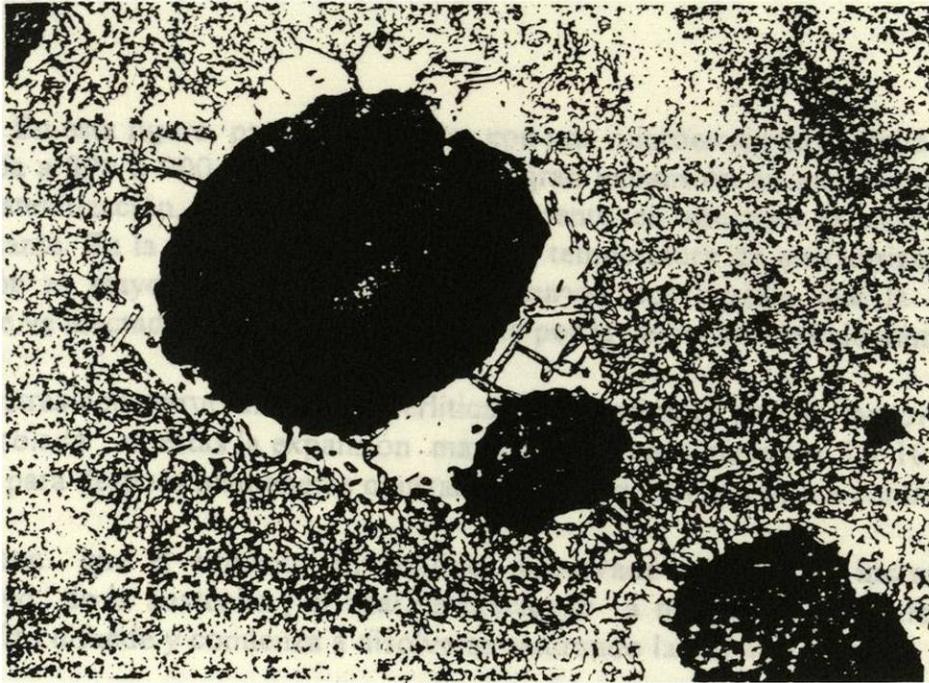


Fig. III.5. Formación de placas Widmanstatten de austenita en el anillo de ferrita alrededor del nódulo. Muestra normalizada y calentada a 0.2 °c/s y templada desde 835 °C. 500 X. Ataque con Nital.

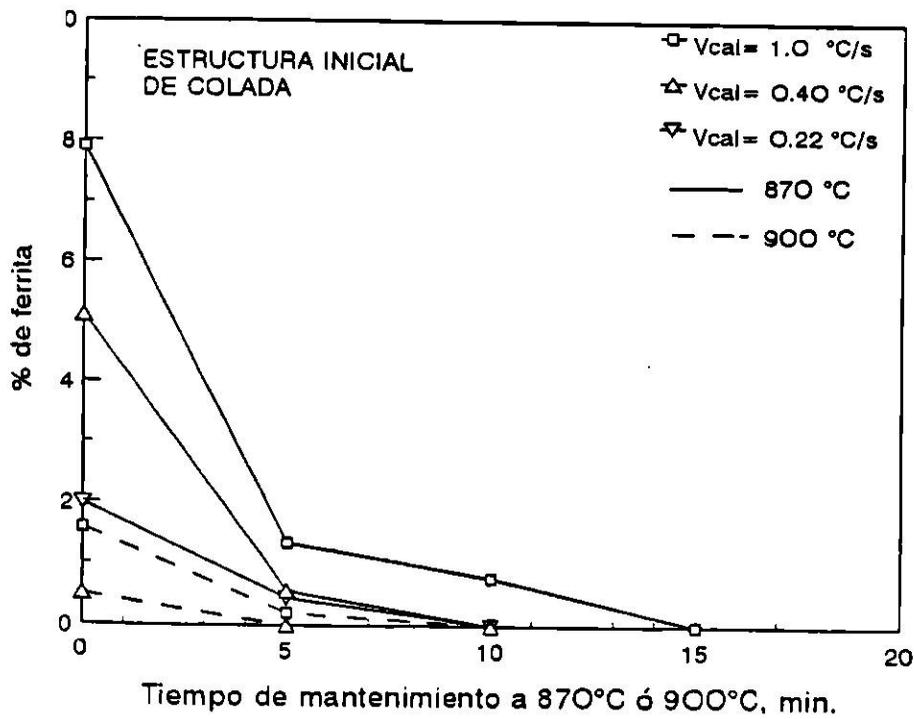


Fig. III.6. Variación del porcentaje en volumen de ferrita no disuelta en función del tiempo de austenitización. Muestras con estructura inicial de colada.

la Figura III.7. En esta figura, para una muestra con una microestructura inicial de ferrita + perlita calentada a 870 ó 900 °C, se observa una gran expansión en los primeros 25 a 30 minutos de austenitización, y a continuación el aumento en volumen es muy ligero o se mantiene constante. En la figura se observa que a la temperatura de austenitización de 900 °C la expansión es mayor que a 870 °C. Estas curvas nos revelan que la cantidad de expansión no se ve afectada de un modo significativo por la velocidad de calentamiento.

En muestras con estructura 100% perlítica la expansión es mucho menor que en las estructuras de colada, en éstas la expansión máxima se alcanza entre los 5 y 10 minutos de austenitización para después mantenerse constante o incluso con una ligera contracción.

Se supone que el aumento en volumen observado se debe al incremento del parámetro de red de la austenita, el cual va creciendo a medida que el carbono de los nódulos de grafito difunde y comienza a disolverse saturando la red austenítica.

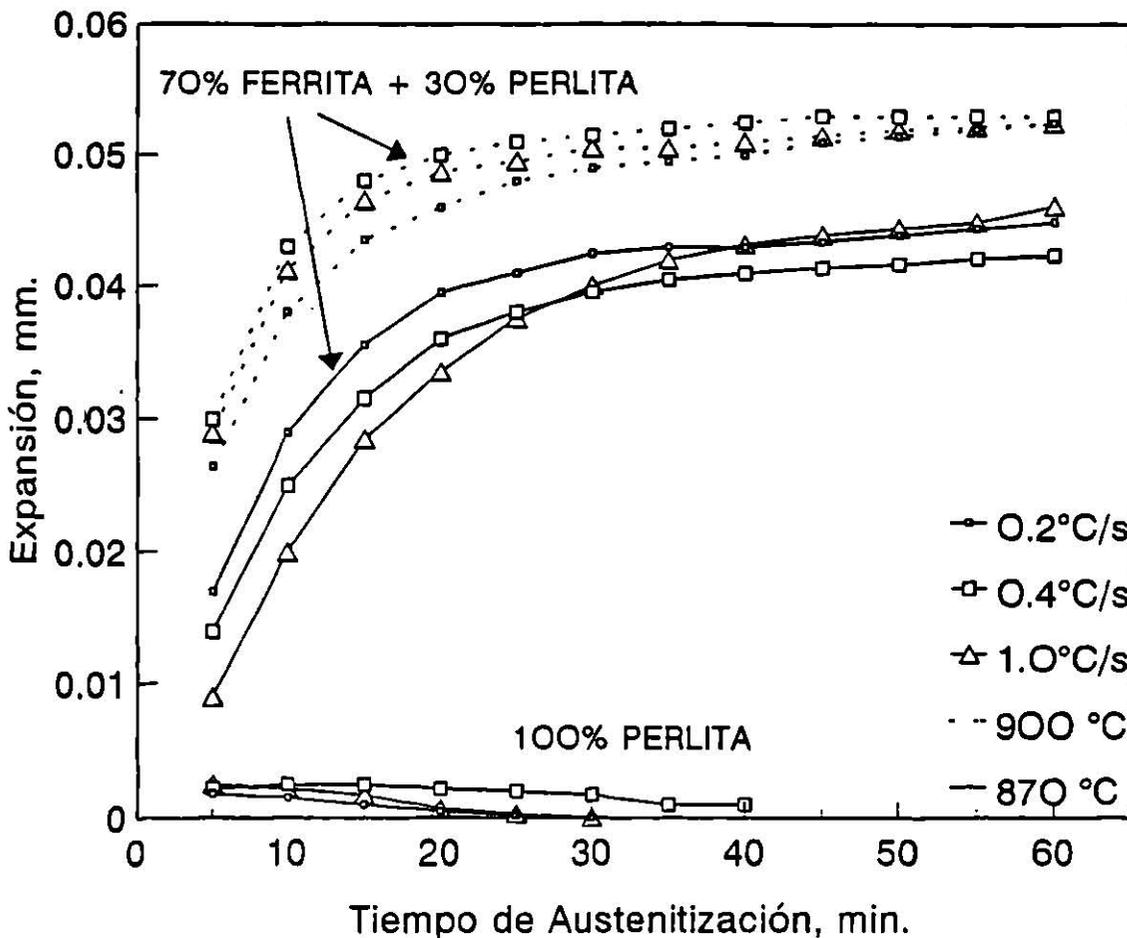


Fig. III.7. Cambio de volumen que ocurre durante el mantenimiento a la temperatura de austenitización en muestras con estructura inicial de colada y normalizada.

La expansión en estructuras perlíticas es muy pequeña debido a que durante el calentamiento el carbono de la laminilla de cementita se difunde más rápido disolviéndose y saturando a la red austenítica aun antes de alcanzar la temperatura de austenitización programada, lo que provoca que casi no se detecte cambio de volumen en la curva dilatación vs. tiempo durante el mantenimiento a la temperatura de austenitización. Tal como se discute en la siguiente sección, la interpretación anterior dada a las curvas dilatométricas se corroboró mediante medidas directas de disolución de carbono realizadas por medio de difracción de rayos X.

Una estimación del tiempo para el cual se tiene una considerable homogeneización del carbono en la austenita, se puede realizar con la ayuda del dilatómetro construyendo la curva temperatura  $M_s$  vs. tiempo de austenitización (Fig. III.8) y determinando en ella el tiempo para el cual ya no se observa disminución en esta temperatura. En la figura se puede observar que al incrementarse el tiempo de austenitización, la temperatura a la cual inicia la formación de martensita se abate. Esta reducción es consecuencia del aumento en el contenido de carbono disuelto en la austenita, que como está bien establecido<sup>9</sup>, es el principal factor composicional que reduce a la temperatura  $M_s$ . Una vez que la austenita se ha saturado con carbono,  $M_s$  ya no disminuye y el tiempo para el que se logra este comportamiento se puede igualar con el tiempo necesario para saturación. De la figura III.8 se puede establecer que este tiempo es de aproximadamente 40 minutos.

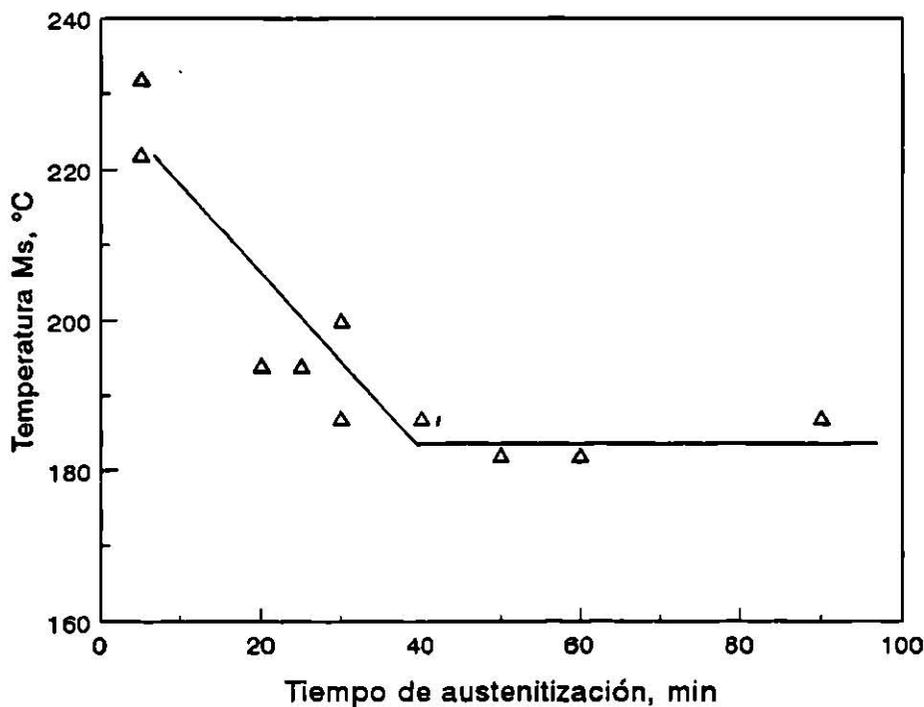


Fig. III.8. Variación de la temperatura  $M_s$  con el tiempo de austenitización para muestras con estructura inicial de colada.

### III.5 Mediciones de dureza.

Se hicieron mediciones de dureza Rockwell C a las muestras con estructuras de colada austenitizadas de 0 a 15 minutos a 870°C y templadas a continuación en agua, con el fin de poder monitorear cambios importantes en la disolución de carbono mediante la dureza de la martensita resultante. Las mediciones efectuadas indican que la dureza sufre muy poco cambio con el tiempo de austenitización e igualmente con la velocidad de calentamiento, como se puede apreciar en la tabla III.2. En general la dureza Rockwell C no refleja claramente el grado de disolución de carbono como lo hacen las curvas dilatación vs. tiempo vistas anteriormente.

Velocidad de calentamiento °C/s	Tiempo de mantenimiento a 870°C, min			
	0	5	10	15
0.22	48	49	48	51
0.40	50	52	53	52
1.0	-	49	49	51

Tabla III.2. Variación de la dureza Rockwell C en función del tiempo de austenitización y velocidad de calentamiento.

### III.6 Resultados de difracción de rayos X

En la Figura III.9 se presentan las determinaciones del contenido de carbono disuelto en austenita en función del tiempo y temperatura de austenitización para muestras con estructura inicial de colada o normalizadas y calentadas a 0.2°C/s. Se aprecia que el contenido de carbono sí está en función del tiempo y temperaturas de austenitización; ya que al aumentar el tiempo de permanencia a una temperatura dada el porcentaje de carbono también se incrementa hasta alcanzar un valor casi constante y muy próximo al límite de solubilidad calculado de acuerdo con la ecuación<sup>10</sup>  $\%C_{\gamma} = T_{\gamma}/420 - 0.17 (\%Si) - 0.95$ . Por otra parte, si la temperatura de austenitización se eleva de 870 a 900°C, el porcentaje de carbono disuelto crece apreciablemente. Otro dato que se puede establecer de la figura mencionada es el tiempo de austenitización en el que la austenita se satura de carbono, el cual podemos decir que se encuentra alrededor de los 30 minutos ya que para tiempos mayores, la variación en el contenido de carbono disuelto prácticamente ya no cambia y se encuentra cercano al límite de solubilidad. Para ambas temperaturas de austenitización, este tiempo concuerda con los datos obtenidos de las curvas dilatación vs. tiempo (Fig. III.7, estructura inicial de ferrita + perlita) las cuales muestran que en aproximadamente 30 a 40 minutos se tiene la máxima expansión, lo cual ha sido interpretado como el momento en que la red de austenita se ha saturado de carbono; para este material y bajo las condiciones de austenitización de 900°C, con un velocidad de calentamiento de 0.2°C/s se tiene que el porcentaje máximo de carbono es de 0.775% C

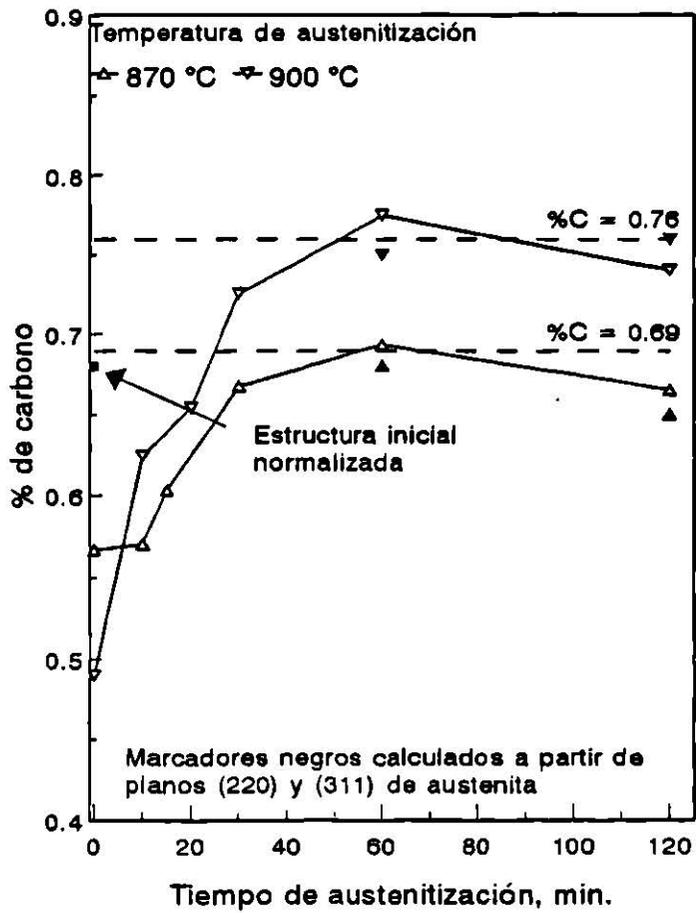


Fig. III.9. Porcentaje de carbono disuelto en austenita en función del tiempo y temperatura de austenitización. Muestras calentadas a 0.2 °C/s.

En las muestras normalizadas el porcentaje de carbono casi no se ve afectado por el tiempo de austenitización, ya que en una muestra con 0 minutos de austenitización a 870 °C, se le detectó un porcentaje de carbono muy próximo al porcentaje de saturación de carbono en la austenita, esta medición se hizo usando el criterio del apéndice B. Lo anterior explica el porque en el análisis dilatométrico las muestras normalizadas no presentan expansión, ya que todo el carbono se ha disuelto durante el calentamiento hasta la temperatura de austenitización, por lo que durante el mantenimiento a la misma, la austenita ya no disuelve carbono y en consecuencia no se incrementa el parámetro de red de esta fase.

### III.7 Diagrama de transformación en enfriamiento continuo.

Se determinaron dos diagramas de transformación en enfriamiento continuo utilizando una temperatura de austenitización de 870°C y tiempos de austenitización de 30 y 60 minutos. A partir de las curvas dilatométricas  $\Delta L = f(T)$  se pudieron determinar las temperaturas a las cuales la austenita se transforma a mezclas de ferrita-perlita y martensita para cada una de las velocidades de enfriamiento con un tiempo de austenitización de 60 y 30 minutos, estas temperaturas se graficaron en la Figura III.10 y III.11 utilizando el procedimiento que se describe en la sección II.4.

A velocidades de enfriamiento lentas tales como 1.03°C/s y 5.00°C/s se tienen temperaturas bien definidas de inicio y fin de transformación de la austenita a ferrita-perlita. La temperatura  $M_s$  comienza a detectarse a partir de la velocidad de enfriamiento de 10°C/s aunque a esta velocidad su valor es menor debido a que aún se tienen algunas zonas de ferrita-perlita en la microestructura. A la velocidad más alta empleada en la experimentación (20°C/s) se tiene una temperatura  $M_s$  mayor que la reportada para una velocidad de 10°C/s y corresponde a una estructura 100% martensítica. A velocidades intermedias se pudo localizar en la microestructura alrededor de 2 a 3% de bainita pero no se localizó en la curva  $\Delta L = f(T)$  ningún cambio de dirección que nos indique alguna transformación a bainita, con lo cual no hay datos precisos para establecer las temperaturas de inicio de transformación a bainita. Para determinar la zona de bainita se necesitó hacer un análisis microestructural con el cual se cuantificó el porcentaje de bainita en probetas que se templaron a velocidades intermedias en las cuales se tiene el mayor porcentaje de bainita, con estos resultados se determinó una zona de bainita que corre paralela a las velocidades intermedias desde el extremo izquierdo de la región de ferrita-perlita hasta la línea que determina la temperatura  $M_s$  la cual es de 177°C. La información anterior se graficó en la Figura III.10 que corresponde al diagrama de transformación en enfriamiento continuo para 60 minutos de austenitización.

Para el diagrama que se construyó con un tiempo de austenitización de 30 minutos se realizó el mismo procedimiento que para el diagrama anterior obteniendo resultados muy parecidos tal como se muestra en la figura III.11, sólo que aquí la temperatura  $M_s$  es mayor (202°C) debido al menor tiempo de austenitización con su correspondiente menor disolución de carbono en la austenita. Otra diferencia con el diagrama construido con un tiempo de

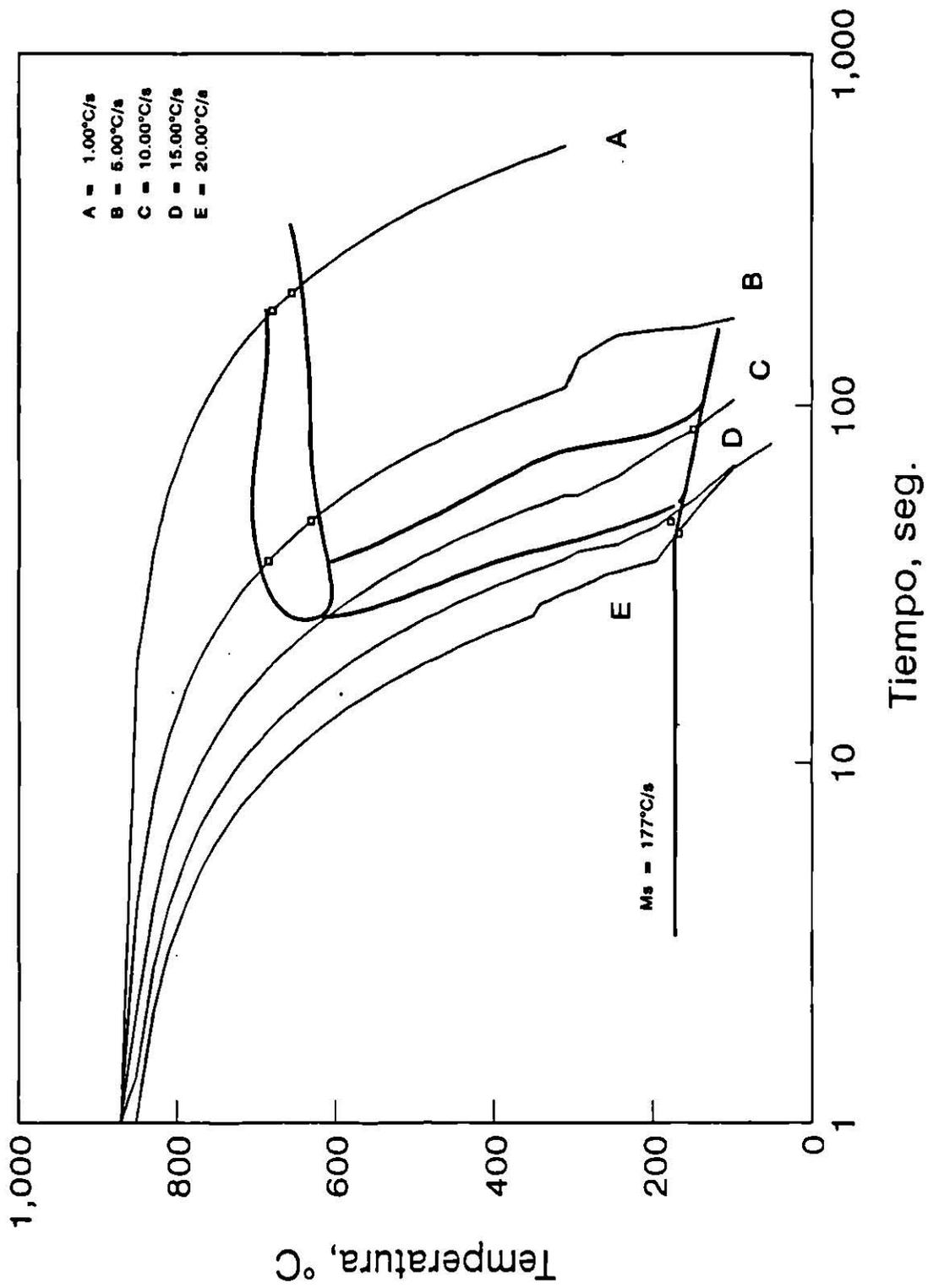


Fig. III.10. Diagrama TEC para el hierro nodular austenitizado a 870 °C durante 1 hora.

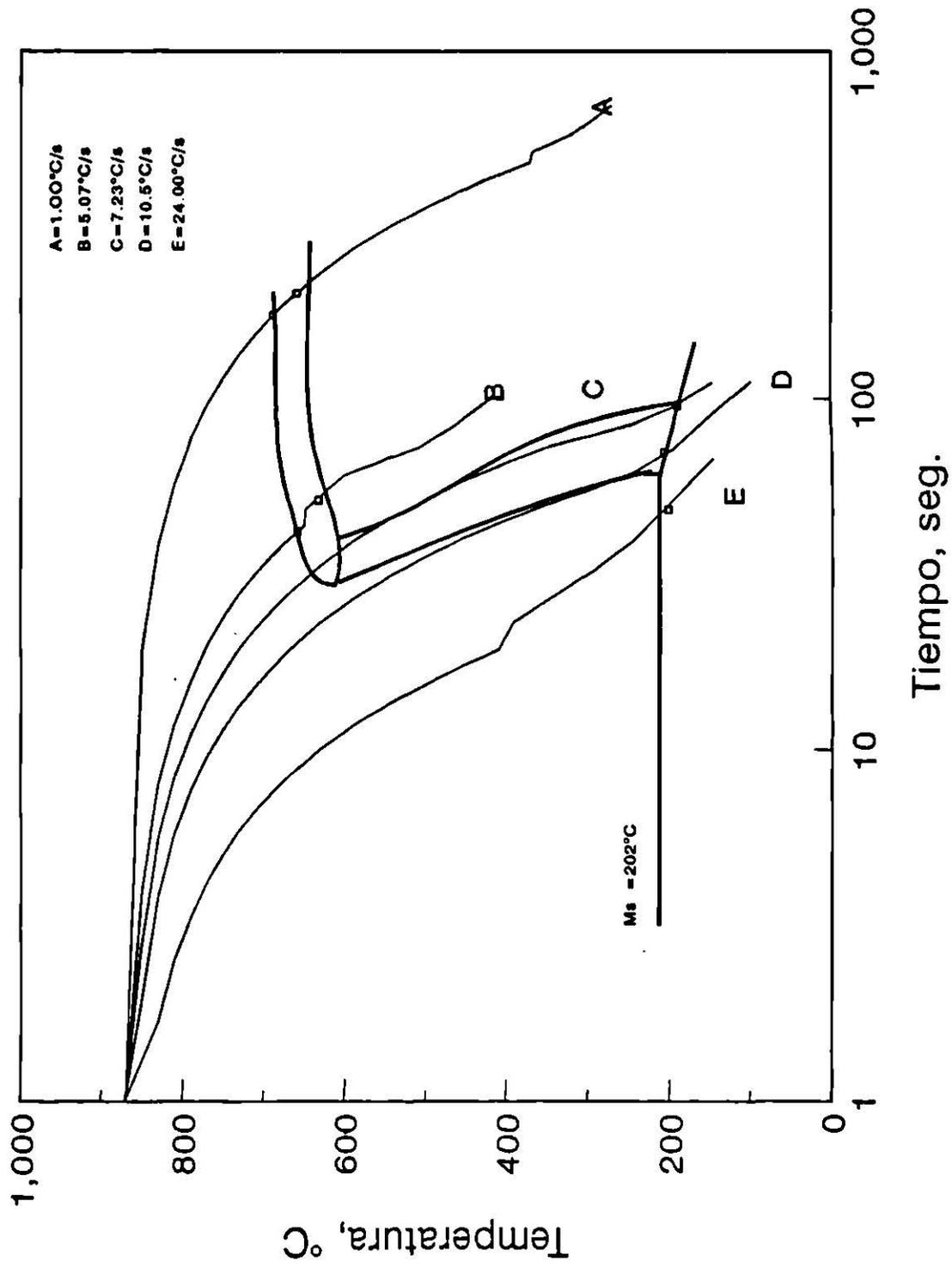


Fig. III.11. Diagrama TEC para el hierro nodular austenitizado a 870 °C durante 30 minutos.

austenitización de 60 minutos es el abatimiento de la temperatura de transformación de la austenita a ferrita-perlita a velocidades de enfriamiento del orden de  $5.00^{\circ}\text{C/s}$ , notándose además que la región de ferrita/perlita es más estrecha para un tiempo de austenitización de 30 minutos que para un tiempo de 60 minutos. En ambos diagramas se nota que el tiempo necesario para realizar las transformaciones es muy parecido, con lo que se puede remarcar que sólo las temperaturas de transformación y la cantidad de fase transformada están en función del tiempo de austenitización.

## CONCLUSIONES

- 1.- En el intervalo de velocidades de calentamiento estudiado (0.2 a 1.0 °C/s), la temperatura crítica  $A_{c1}$  es poco sensible a la rapidez de calentamiento o a la microestructura inicial. La temperatura  $\alpha_T$  de la estructura perlítica es aproximadamente 20 a 30 °C menor que la de la estructura ferrítico-perlítica.
- 2.- En ambas microestructuras iniciales, el sitio preferencial para la nucleación de la austenita es la interfase ferrita-cementita de las zonas perlíticas ubicadas en la región intercelular.
- 3.- En la microestructura inicial de ferrita-perlita, el volumen ocupado por ferrita se transforma a austenita principalmente mediante un crecimiento de placas Widmanstätten de austenita. En la microestructura inicial perlítica, el crecimiento de placas Widmanstätten solamente se observó en el anillo ferrítico que rodea a los nódulos.
- 4.- Para el caso de una microestructura inicial predominantemente ferrítica, una vez que se alcanza la temperatura de austenitización, se requieren hasta 10 o 15 minutos para terminar de disolver la ferrita en la austenita. Si la microestructura inicial es perlita, la disolución de ferrita es completa cuando se alcanza la temperatura de austenitización.
- 5.- Las mediciones de difracción de rayos X indican que en la microestructura inicial de ferrita-perlita, la austenita se satura con carbono en un tiempo de 30 a 40 minutos, independientemente de la temperatura de austenitización.
- 6.- Para el caso de la microestructura inicial perlítica, la disolución de carbono en austenita comienza a ocurrir desde la temperatura  $\alpha_T$ , de modo que cuando el hierro alcanza la temperatura de austenitización, el porcentaje de carbono disuelto está ya muy próximo al valor de saturación.
- 7.- Durante el mantenimiento a la temperatura de austenitización ocurre una expansión asociada con la gradual saturación de carbono de la austenita medida mediante difracción de rayos X. En base a esta expansión se puede estimar el tiempo que tarda en disolverse el carbono en la austenita.
- 8.- En las muestras con estructura inicial perlítica, durante el mantenimiento a la temperatura de austenitización la cantidad de expansión es reducida debido a la casi completa disolución del carbono en la austenita durante el calentamiento.
- 9.- Las mediciones de dureza  $R_c$  proporcionan muy poca evidencia para monitorear el proceso de disolución de carbono en austenita.

## APENDICE A

### DETERMINACION DEL CONTENIDO DE CARBONO DISUELTO EN AUSTENITA MEDIANTE DIFRACCION DE RAYOS X

Para una estructura tetragonal la distancia interplanar viene dada por :

$$\frac{1}{d^2} = \frac{h^2 + k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2} \quad (1)$$

donde :  
d = distancia interplanar  
h , k , l = índices de Miller  
a , c = parámetros de red de la estructura tetragonal

Considerando la ley de Bragg,  $\lambda = 2d \text{ sen } \theta$ , elevando al cuadrado ambos miembro de esta ecuación se tiene:

$$\lambda^2 = 4d^2 \text{ sen}^2 \theta \quad (2)$$

igualando las ecuaciones (1) y (2) y despejando  $\text{sen}^2 \theta$  :

$$\text{sen}^2 \theta = \frac{\lambda^2}{4} \left( \frac{h^2 + k^2}{a^2} + \frac{l^2}{c^2} \right) \quad (3)$$

De acuerdo con C.S Roberts (Trans. AIME , vol. 197, pag. 203, 1953), los valores de los parámetros de red de la estructura tetragonal en unidades KX son:

$$a = 2.861 - 0.013(\%C) \quad (4)$$

$$c = 2.861 - 0.116(\%C) \quad (5)$$

dado que  $1 \text{ KX} = 1.002056 \text{ \AA}$ , por lo cual las ecuaciones (4) y (5) se convierten en :

$$a = 2.866 - 0.013 (\%C)$$

$$c = 2.866 - 0.116 (\%C)$$

Para el plano (112), la ecuación (3) se convierte en :

$$\text{sen}^2 \theta_{112} = \frac{\lambda^2}{4} \left( \frac{2}{a^2} + \frac{4}{c^2} \right) = \frac{\lambda^2}{4} \left( \frac{2c^2 + 4a^2}{a^2 \cdot c^2} \right) \quad (6)$$

Para el plano (211):

$$\text{sen}^2 \theta_{211} = \frac{\lambda^2}{4} \left( \frac{5}{a^2} + \frac{1}{c^2} \right) = \frac{\lambda^2}{4} \left( \frac{5c^2 + a^2}{a^2 \cdot c^2} \right) \quad (7)$$

Multiplicando la ecuación (6) por 5 y la ecuación (7) por 2 se tiene:

$$5 \text{sen}^2 \theta_{112} = \frac{5\lambda^2}{4} \left( \frac{2c^2 + 4a^2}{a^2 \cdot c^2} \right) = \frac{\lambda^2}{4} \left( \frac{10c^2 + 20a^2}{a^2 \cdot c^2} \right) \quad (8)$$

$$2 \text{sen}^2 \theta_{211} = \frac{2\lambda^2}{4} \left( \frac{5c^2 + a^2}{a^2 \cdot c^2} \right) = \frac{\lambda^2}{4} \left( \frac{10c^2 + 2a^2}{a^2 \cdot c^2} \right) \quad (9)$$

Restando la ecuación (9) a la ecuación (8) obtenemos

$$5 \text{sen}^2 \theta_{112} - 2 \text{sen}^2 \theta_{211} = \frac{\lambda^2}{4} \left( \frac{18a^2}{a^2 \cdot c^2} \right) = \frac{\lambda^2}{4} \left( \frac{18}{c^2} \right) \quad (10)$$

Despejando  $c^2$  y obteniendo raíz cuadrada en ambos miembros:

$$c = \frac{\lambda}{2} \left( \frac{18}{5 \text{sen}^2 \theta_{112} - 2 \text{sen}^2 \theta_{211}} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (11)$$

y como  $c = 2,861 + 0.116C^0_\gamma$ , donde  $C^0_\gamma$  = el porcentaje de carbono disuelto en austenita

$$0.116C^0_\gamma = \frac{\lambda}{2} \left[ \frac{18}{(5 \text{sen}^2 \theta_{112} - 2 \text{sen}^2 \theta_{211})} \right]^{\frac{1}{2}} - 2.861 \quad (12)$$

Multiplicando por 2 ambos miembros de la ecuación y despejando  $C^0_\gamma$ , obtenemos :

$$C^0_\gamma = \frac{\lambda \left( \frac{18}{5 \text{sen}^2 \theta_{112} - 2 \text{sen}^2 \theta_{211}} \right)^{\frac{1}{2}} - 5.722}{0.232} \quad (13)$$

## APENDICE B

Con la finalidad de poder medir el porcentaje de carbono en las muestras normalizadas, en las que no se detectó la posición del plano (112), se utilizó el siguiente método:

Según C.S Roberts:

$$\%C = \frac{a - 3.548}{0.044}$$

donde  $a$  = parámetro de red

Para una celda cúbica  $a = \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \cdot d$

donde  $d$  = distancia interplanar.

La distancia interplanar se obtiene directamente de los resultados dados por el programa Búsqueda de Picos (Peak Finding Program).

## BIBLIOGRAFIA

- 1.- G. Molinder, Acta Metallurgica, Vol. 4, November 1956, p 565-571.
- 2.- G.R. Speich, A. Szirmae, Transactions of AIME, Vol. 245, May 1969, p 1063-1074.
- 3.- M.A. Grossman, E.C. Bain, Principios de Tratamiento Térmico, Editorial Blume, Madrid, 1972.
- 4.- K.E. Thelning, Steel and its Heat Treatment, Butterworths, 1975.
- 5.- J.J. Yi, I.S. Kim, H.S. Chou, Metall. Trans. A, Vol. 16A, 1985, p 1237-1245.
- 6.- J.M. Chou, M.H. Hon, J.L. Lee, Scripta Metallurgica et Materialia, Vol. 27, 1992, p 61-66.
- 7.- K. Ogi, A. Sawamoto, Y.C. Jin, C.R. Loper, AFS Transactions, 1988, p 75-82.
- 8.- M. Hillert, Metall. Trans. A, 1986, Vol. 17A, 1986, p 741.
- 9.- K.W. Andrews, JISI, Vol. 203, 1965, p 721-727.
- 10.- R.C. Voight, C.R. Loper, 1st International Conference on Austempered Ductile Iron, April 1984, Chicago, IL, p 83-103.

