



ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DEL LITORAL
Facultad de Ingeniería Mecánica



“HIERRO NODULAR AUSTEMPLADO”

TESIS DE GRADO

Previa a la obtención del Título de:
INGENIERO MECANICO

Presentada por:
Danny Bolívar Zavala Fierro

Guayaquil - Ecuador
1989

AGRADECIMIENTO

Al ING. IGNACIO WIESNER F.
Director de Tesis, por su
ayuda y colaboración para
la realización de este tra
bajo.

DEDICATORIA

A MIS PADRES

A MIS HERMANOS

DEDICATORIA

A MIS PADRES

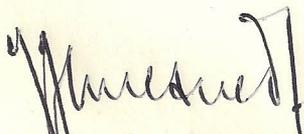
A MIS HERMANOS

ACION EPPES



.....

Ing. Nelson Cevallos
Decano de la Facultad de
Ingeniería Mecánica



.....

Ing. Ignacio Wiesner
Director de Tesis



.....

Ing. José Pacheco
Miembro del Tribunal



.....

Ing. Antonio Viteri
Miembro del Tribunal

DECLARACION EXPRESA

" La responsabilidad por los hechos, ideas y doctrinas expuestos en esta tesis, me corresponden exclusivamente; y, el patrimonio intelectual de la misma, a la ESCUELA SUPERIOR POLITECNICA DEL LITORAL".

(Reglamento de Exámenes y Títulos profesionales de la ESPOL).



Danny Bolivar Zavala Fierro

RESUMEN

Se presenta una primera investigación sobre el hierro modular austemplado (ADI).

El austempering involucra primero la transformación de la matriz estructural inicial del hierro modular en austenita por calentamiento a las temperaturas de 850 y 900°C (3 horas) y luego el enfriamiento rápido del material a una temperatura inferior a la de la transformación perlítica, pero superior a la de la formación de la martensita, la austenita entonces se transforma en forma isotérmica total o parcialmente a ferrita-bainítica.

En el presente trabajo la transformación fue llevada a cabo en un baño de sal a temperaturas de 235, 350 y 420°C, manteniendo el metal en el baño de 1 a 5 horas y enfriando luego a temperatura ambiente en aire tranquilo. Se relacionan los resultados de dureza, impacto y microestructuras con los ensayos de austempe, encontrándose respuestas positivas del proceso aplicado a un material cuasinodular.

INDICE GENERAL

RESUMEN

INDICE GENERAL

INDICE DE FIGURAS

INTRODUCCION

OBJETIVOS

1.- IMPORTANCIA TECNOLÓGICA DEL HIERRO NODULAR AUSTEMPLADO

1.1 Generalidades

1.2 Proyección del Hierro Nodular Austemplado en Aplicaciones Industriales

1.3 Características Mecánicas y Tecnológicas

2.- FUNDAMENTOS TEÓRICOS

2.1 La Fundición Nodular Austemplada

2.1.1 Clasificación y Propiedades

2.1.2 Proceso de Fusión

2.1.2.1 Fusión del Hierro Base

2.1.2.2 Métodos de Modificación

2.2 Factores que influyen en las características mecánicas

2.2.1 Influencias de los Elementos Primarios

2.2.2 Influencias de los Elementos de Aleación y Residuales

2.2.3 Influencias de Parámetros de la Solidificación

2.3 TRATAMIENTOS TÉRMICOS

2.3.1 Características de los Hierros Nodulares Austemplados

2.3.2 Curvas TTT y de Enfriamiento Continuo

VIII

2.3.3 Austempering

3.- TRABAJO EXPERIMENTAL

3.1 Selección de la Materia Prima

3.2 Equipo Utilizado

3.3 Ensayos de Fusión

3.4 Control de Calidad de Fusión

3.4.1 Análisis Metalográfico

3.4.2 Análisis Químico

3.5 Tratamiento Térmico del Hierro Nodular Base

3.5.1 Ensayo Jominy

3.5.2 Práctica de Templado Isotérmico

3.5.3 Ensayo de Tenacidad

3.5.4 Ensayo de Dureza

3.5.5 Metalografía

4.- DISCUSIONES DE LOS RESULTADOS

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

DIAGRAMAS, TABLAS Y ANEXOS

BIBLIOGRAFIA

INDICE DE FIGURAS

1. Ejemplos de aplicación del hierro nodular austemplado
2. Representación esquemática del ciclo de temperaturas de austemplado
3. Influencia de reacciones de transformación durante el austemplado en el alargamiento
4. Efecto del tiempo de mantenimiento para 300°C, 350°C y 400°C sobre el esfuerzo de tensión, dureza, elongación y cantidad de austenita retenida. Hierro nodular sin alear.
5. Influencia de la temperatura de austenización y la temperatura de transformación isotérmica en las propiedades mecánicas de un hierro nodular no aleado.
6. Propiedades mecánicas del hierro dúctil bainítico Vs. Contenido de Mn.
7. Efecto de la temperatura de bainitización y contenido de Si en las propiedades mecánicas de un hierro nodular sin alear.
8. Propiedades mecánicas del hierro dúctil bainítico Vs. contenido de Ni.
9. Propiedades mecánicas del hierro dúctil bainítico Vs. contenido de Cu.
10. Propiedades mecánicas del hierro dúctil bainítico Vs. contenido de Mo.
11. Esfuerzo tensil (R_m), esfuerzo a la fluencia ($R_p 0.2$) y elongación a la fractura (A_5) del A.D.I. como función de la temperatura de bainitización y composición

12. Dureza (HB) y valor de impacto (K) (probeta Charpy 10 x10x55 mm, sin muesca) del A.D.I. como una función de la temperatura de bainitización y composición.
13. Efecto de la segregación entre los esferoides de grafito y el borde de la célula eutéctica sobre el deca-laje local de las curvas TTT.
14. Efecto de la segregación en la tenacidad y ductilidad de la ADI.
15. Dureza como una función de la distancia del extremo templado en un ensayo Jominy llevado a cabo en una fundición nodular sin alear.
16. Efecto del Mo en la templabilidad del hierro nodular. Temperatura de austenización 900°C. Ensayo Jominy.
17. Efecto del Ni en la templabilidad del hierro nodular. Temperatura de austenización 860°C. Ensayo Jominy.
18. Efecto del C en la templabilidad del hierro nodular. Ensayo Jominy.
19. Efecto del Si en la templabilidad del hierro nodular.
 - a. La temperatura de austenización ha sido incrementada con aumento de contenido de Si para mantener un contenido de carbono constante en la austenita.
 - b. Temperatura de austenización 860°C.
20. Efecto del Mn en la templabilidad del hierro nodular. Temperatura de austenización 950°C. Ensayo Jominy.
21. Comparación entre los efectos de diferentes elementos aleantes en la templabilidad.
22. Influencia de los elementos de aleación en el diáme-

tro crítico para distintas temperaturas de austempleado.

23. Diagrama TTT para un hierro nodular no aleado. (Temperatura de austenización 900°C, austenita saturada de carbono).
24. Diagrama CCT para un hierro nodular no aleado, conteniendo 3.37%C, 2.62%Si, 0.31%Mn.
25. Diagrama TTT para un hierro nodular aleado con Ni. (Temperatura de austenización 900°C, austenita saturada en carbono).
26. Diagrama TTT para un hierro nodular aleado con 0.8%Mo y 0.8%Mo más 3.0%Ni. Composición básica desconocida.
27. Diagrama CCT para un hierro nodular sin alear (3.3%C, 2.60%Si y 0.30%Mn) y hierro nodular aleado con 0.25% ó 0.50%Mo.
28. Diagrama CCT para un hierro nodular con 0.5%Mo y 2.4% Ni.
29. Cantidad de austenita formada bajo diferentes condiciones de austenización.
30. Cantidad de austenita formada bajo diferentes condiciones de austenización.
31. Efecto del contenido de Cr en la descomposición de carburos eutécticos a diferentes temperatura de austenización.
32. Tamaño de grano de la austenita como una función de la temperatura de austenización.
33. Curvas de enfriamiento para ensayos de probetas cilíndricas.

- dricas de hierro nodular enfriadas en aceite caliente, camas fluidizadas y aire forzado.
34. Diagrama TTT muestra prácticamente completa la transformación para un hierro nodular.
 35. a. Diagrama mostrando las estructuras formadas en ADI
b. La temperatura M_s de la austenita retenida decae a medida que la austenita se enriquece en carbono durante la precipitación de bainita.
 36. Efecto de la temperatura y tiempo de bainitización en el contenido de austenita retenida.
 37. Relación entre el contenido de austenita retenida y temperatura de bainitización para un ADI de varias composiciones.
 38. Vaciado del hierro base en la cuchara de tratamiento.
 39. Microfotografía del hierro nodular en el estado recién fundido.
 40. Microfotografía del hierro nodular recocido.
 41. Esquema de probeta utilizada en ensayo de austempering.
 42. Resultados del ensayo Jominy.
 43. Equipo para el ensayo de austemplado.
 - 44-48. Fotomicrografías correspondientes a las probetas austempladas 111, 112, 113, 114 y 115.
 - 49-53. Fotomicrografías correspondientes a las probetas austempladas 121, 122, 123, 124 y 125.
 - 54-58. Fotomicrografías correspondientes a las probetas austempladas 131, 132, 133, 134 y 135.

XIII

59-63. Fotomicrografías correspondientes a las probetas austempladas 211, 212, 213, 214 y 215.

64-68. Fotomicrografías correspondientes a las probetas austempladas 221, 222, 223, 224 y 225.

69-73. Fotomicrografías correspondientes a las probetas austempladas 231, 232, 233, 234 y 235.

INTRODUCCION

A nivel mundial la búsqueda de material más barato con iguales o mejores propiedades mecánicas es una tarea que no termina.

El sector automotriz ha encontrado en el hierro nodular austempleado un buen reemplazo para el acero en la fabricación de piñones para alta exigencia mecánica.

Aunque en nuestro país todavía las ensambladoras de automotores no comienzan a usar intensivamente la capacidad técnica existente en procura de abastecerse de partes de producción local, es de interés de la ESPOL ir desarrollando materiales y procesos de fabricación que se necesiten para un futuro inmediato.

La creación del Centro Nacional del Diseño y la activación de los mecanismos de bolsas de Subcontratación por parte de CEBCA están promoviendo relaciones muy activas entre las grandes empresas ensambladoras y la pequeña industria.

La fabricación del hierro nodular austempleado reviste muchos problemas técnicos ya que es un material que demanda de un alto control de calidad en sus etapas de fabricación, ya sea en la fase de fundición del hierro nodular como en la fase del tratamiento térmico.

Por estas circunstancias es que se trata en el presente trabajo de analizar estas etapas en proceso de producción del ADI que se ha constituido en los últimos 5 años, en material de diseño de ingenieros automotrices.

CAPITULO I

IMPORTANCIA TECNOLÓGICA DEL HIERRO NODULAR AUSTEMPLADO

1.1. GENERALIDADES

La fundición nodular austemplada, que en lo sucesivo se denomina abreviadamente ADI tal como se la conoce en la literatura anglosajona (Austempered Ductile Iron), arranca en la década de los 70 con las investigaciones de la General Motors en Estados Unidos, y de Johansson en Finlandia, para fabricar engranajes de fundición nodular, inicialmente templados y revenidos. Entre los tratamientos ensayados figuraba el austemplado, comprobándose que en este estado las propiedades mecánicas eran superiores a cualquier otro tratamiento. Ya en 1976 se instalaron en 4000 automóviles Pontiac, conjuntos de engranajes en ADI, recibiendo en 1977 el premio al mejor diseño en fundición.

Por su parte Bevan y Scholz, en Estados Unidos, estudiaron el efecto del M_n en las curvas de transformación durante el enfriamiento continuo de la fundición nodular. Contemporáneamente Vigneron, Schissler y Faivre, en Francia llevaron a cabo un completo estudio de la transformación en las aleaciones Fe-C-Si. A partir de entonces, numerosos investigadores en Checoslovaquia, China, Italia, Estados Unidos, Alemania, Suiza, etc. han profundizado en el tema, habiéndose celebrado ya dos

conferencias internacionales dedicadas exclusivamente a la ADI.

La tabla I muestra las propiedades mecánicas de las fundiciones nodulares en función de su estructura y tratamiento, comparadas con acero templado y revenido.

TABLA I
PROPIEDADES MECANICAS DE LAS FUNDICIONES NODULARES EN FUNCION DE SU ESTRUCTURA Y TRATAMIENTO COMPARADAS CON ACERO TEMPLADO Y REVENIDO.

	RESIST. TRACCION MPa	LIMITE ELAST. MPa	DUREZA HB	ALAR. %
FUNDICION NODULAR				
FERRITICA-PERLITICA	400-960	250-160	130-300	28-3
AUSTEMPLADA	800-1600	600-1400	210-480	16-1
TEMPLADA Y REVENIDA	600-1300	500-1500	300-400	5-1
ACERO				
TEMPLADO Y REVENIDO	700-1800	450-1450	210-510	25-8

La transformación bainítica

La bainita se obtiene mediante un temple interrumpido, consistente en enfriar desde la temperatura de austenización hasta una temperatura inferior a la de transformación perlítica pero superior a la de la formación de la martensita M_s , manteniéndola durante el tiempo necesario para completar la transformación bainítica y enfriándose

luego hasta temperatura ambiente. A este tratamiento se lo conoce como temple bainítico, austemplado o austempering.

1.2. PROYECCION DEL HIERRO NODULAR AUSTEMPLADO EN APLICACIONES INDUSTRIALES.

El crecimiento del consumo de piezas de fundición nodular ha sido continuo, a pesar de la crisis generalizada de los tiempos recientes. Hoy en día, en países como Estados Unidos, la fundición nodular representa ya más del 25% de las piezas de fundición de hierro. No obstante el futuro se presenta más esperanzador. Piezas para todo tipo de industrias, como pueden ser cuerpos de bombas, engranajes de todo tipo: hipoides, helicoidales, diferenciales, árboles de levas, muñones de dirección, coronas dentadas, bielas, barras de dirección, ejes de motor, ruedas de locomotoras, eslabones de orugas, partes de maquinarias severamente cargadas de maquinaria agrícola, cremalleras de varias clases para maquinaria forestal, laminadora y hojas de trabajado metálico son ejemplos de existencia y posible aplicación del hierro nodular austemplado, de tal manera que se prevé doblar literalmente la producción de fundición nodular antes del fin de esta década. En la figura 1, se puede observar algunos ejemplos de ADI.

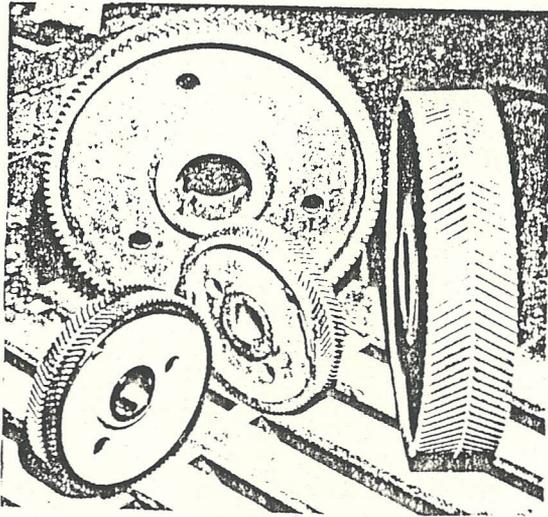
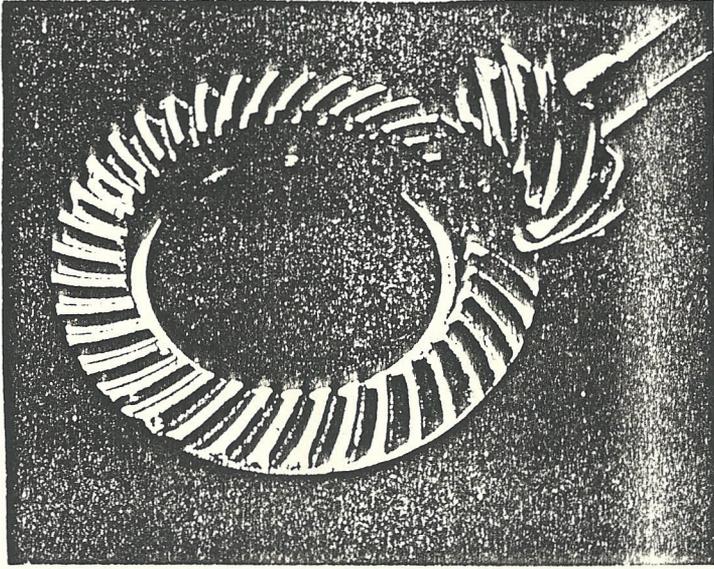


FIG. 1.- EJEMPLOS DE APLICACION DEL HIERRO NODULAR
AUSTEMPLADO.

En nuestro país si no se quiere, una vez más, perder el tren del progreso, se debe comenzar a fabricar este tipo de fundición que se proyecta con excelentes posibilidades al futuro.

1.3. CARACTERISTICAS MECANICAS Y TECNOLOGICAS

Las características mecánicas y tecnológicas del ADI son caracterizados por una combinación de alta resistencia, ductilidad y dureza como lo muestra la tabla I, así como por altas resistencias a la fátiga y al desgaste. Estas características en combinación con la capacidad de disminución del ruido y vibración del hierro fundido, su buena maquinabilidad y baja densidad (bajo peso) significa que el ADI en muchos aspectos puede competir con los materiales convencionales usados por ciertos componentes, ejemplo: acero forjado-endurecido. Como resultado un cambio ha sido hecho, por ejemplo en el caso de engranajes de alto peso, de acero endurecido a ADI. Las ventajas ganadas han sido económicas y tecnológicas.

Hierro nodular con una matriz bainítica es predominantemente usado para componentes de máquinas que necesitan alta resistencia y buena resistencia al desgaste, ejemplo: engranajes y varias clases de rodillos.

La óptima resistencia al desgaste es obtenida, asegurándose durante el tratamiento térmico que el producto final contiene cantidades específicas de austenita retenida. Por medio de la deformación mecánica del material, que puede ocurrir durante el uso del material o antes del uso como puede ser por granallado, parte de esta austenita retenida se transforma a martensita y ésto da una elevada mejoría de la resistencia al desgaste. Puesto que la deformación mecánica está limitada a la superficie del material, lográndose una resistencia elevada al desgaste superficialmente, mientras el corazón del material retiene la buena resistencia y ductilidad.

La resistencia del ADI a un medio corrosivo ha sido demostrado ser equivalente a la fundición gris y generalmente superior a la del acero.

La maquinabilidad de los hierros nodulares austemplados en general son mejores que los valores exhibidos por la mayoría de los otros materiales de la misma dureza. La maquinabilidad es muy buena arriba de los 320 HB. Sin embargo en muchos casos el maquinado es realizado antes del tratamiento térmico, esto es en el estado ferrítico y/o perlítico. En el hierro nodular el estado ferrítico exhibe excelentes características de maquinado.

CAPITULO II

FUNDAMENTOS TEORICOS

2.1. LA FUNDICION NODULAR AUSTEMPLADA

El proceso de austempering aplicado a hierros fundidos dúctiles es esencialmente el mismo que para los aceros, esto es, calentando a la temperatura de austenización conveniente seguido por un temple rápido dentro de un medio como puede ser sales fundidas o aceites, manteniendo a temperatura constante en el rango de transformación bainítica (205-550 °C) y manteniendo allí adentro el tiempo que se requiera para la que la transformación ocurra, posteriormente se lo enfría a temperatura ambiente. Durante el enfriamiento parte de la austenita retenida puede transformarse a martensita. Luego la matriz consiste de bainita y una cierta cantidad de austenita retenida (0-40%).

Normalmente se utiliza un horno de mufla para austenizar y un horno de sales para el mantenimiento isotérmico. La figura 2 muestra el esquema del tratamiento térmico de austemplado.

Sin embargo la reacción bainítica en hierro dúctil es diferente a la del acero. Al ser aleaciones Fe-C-Si, la influencia de este último elemento es determinante. La transformación se produce en dos etapas: durante la primera, la ferrita bainítica nuclea y crece dentro de la austenita. El carbono

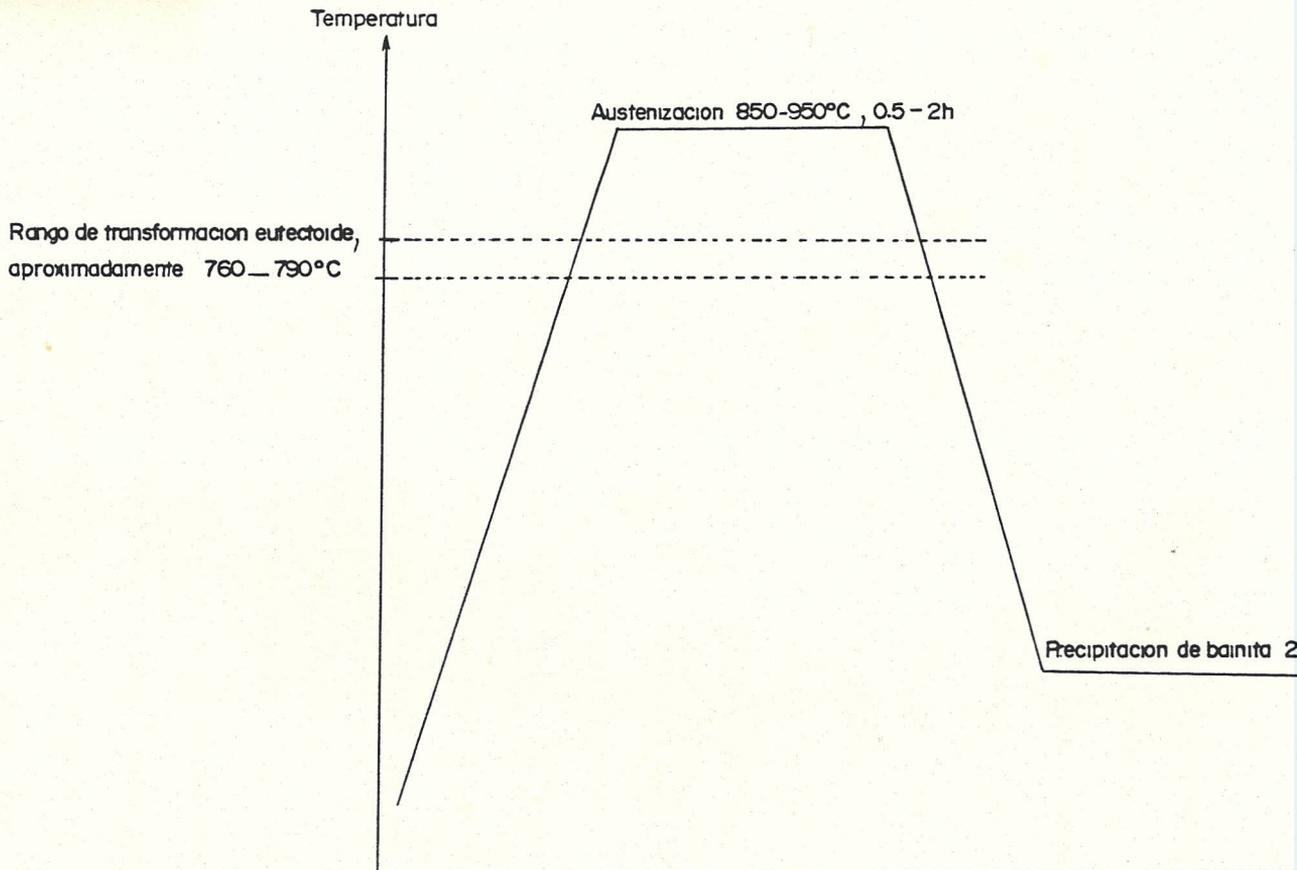
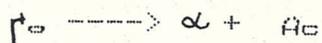


Fig 2: REPRESENTACION ESQUEMATICA DEL CICLO DE TEMPERATURAS DE A

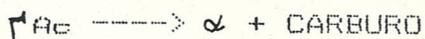
rechazado por la bainita se concentra en la austenita. El alto contenido de Si en el hierro retarda la formación de la fase cementita normalmente asociada con las transformaciones bainíticas. A medida que la austenita se enriquece en carbono va inhibiéndose la formación de placas de ferrita bainítica hasta que cesa la transformación cuando la austenita queda saturada en carbono, pudiendo llegar hasta 2%. En estas condiciones la austenita es estable hasta temperaturas inferiores a -120°C . La estructura resultante estará constituida por ferrita bainítica y austenita retenida.

La reacción en esta etapa es la siguiente:



La segunda etapa se inicia con la formación de carburos por la descomposición de la austenita rica en carbono; siendo la transformación más lenta que en la primera etapa. Estos carburos tienen forma de placas lenticulares de 0.1 mm de espesor que se desarrollan paralelamente a los listones de ferrita.

La reacción en la segunda etapa es la siguiente:



La alta tenacidad atribuida al tallo de la ADI de la única combinación ferrita-bainítica/austenita formada en la primera etapa ocurre, mientras la segunda etapa que es indeseable porque reduce la ductilidad y tenacidad. Interesa, pues, que las dos

etapas de la transformación estén separadas al máximo. Consecuentemente el tiempo y temperatura del austemplado pueden ser enteramente críticos, especialmente en hierros nodulares no aleados como se indica esquemáticamente en la figura 3, donde los puntos A y B representan los tiempos de austemplado permisibles para procesar el hierro dúctil para obtener máxima ductilidad y tenacidad. A tiempos menores que A, la austenita con bajo carbono se transforma a martensita por medio de enfriamiento, con acompañamiento de efectos fragilizantes. La austenita dentro del rango A-B con altos contenidos de carbono hasta 2%, es estable térmicamente a bajas temperaturas, tan bajas como hasta -120°C .

2.1.1. CLASIFICACION Y PROPIEDADES

El ADI puede ser básicamente clasificado dentro de dos grupos:

1. Materiales que contienen constituyentes duros, también llamados bainita inferior, en algunos casos también martensita y austenita retenida, obtenidas a temperaturas de austemple por debajo de 350°C . La estructura es caracterizada por alta resistencia al desgaste con valores de dureza que sobrepasan los 400 HB y con buenas propiedades de resistencia y ductilidad. Son particularmente

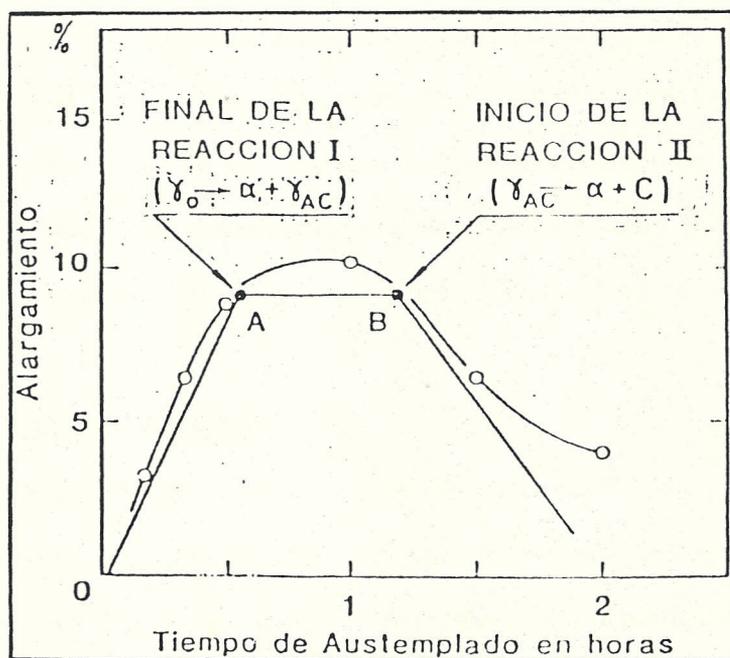


FIG. 3.- INFLUENCIA DE REACCIONES DE TRANSFORMACION DURANTE EL AUSTEMPLADO EN EL ALARGAMIENTO.

Austenita inicial (γ_0)

Ferrita bainítica (α)

Austenita enriquecida en carbono (γ_{AC})

Carburos (C)

deseables para engranajes y otras aplicaciones que requieren alta resistencia al desgaste.

2. Materiales obtenidos a altas temperaturas de austemple entre 350 y 420 °C y exhiben bainita superior. Con rangos de dureza de 260 a 350 HB, estos hierros tienen alta ductilidad y tenacidad combinado con alto esfuerzo a la fátiga y resistencia al desgaste. Ellos pueden razonablemente ser maquinados y son comunmente usados más en aplicaciones de tipo industrial. Figura 4.

2.1.2. PROCESO DE FUSION

La producción del hierro dúctil de alta calidad es lograda a partir de lo que se denomina "hierro base" que es, en esencia, la simiente metálica de composición bien definida y dependiente de la naturaleza de carga introducida al horno.

Una vez que se ha obtenido el hierro base, es que se debe modificar su estructura para lograr estructura nodular (de lo contrario se obtendría hierro gris) con un elemento modificador como el magnesio, el mismo que crea en el metal fundido sustratos para la nucleación preferencial del grafito esferoidal.

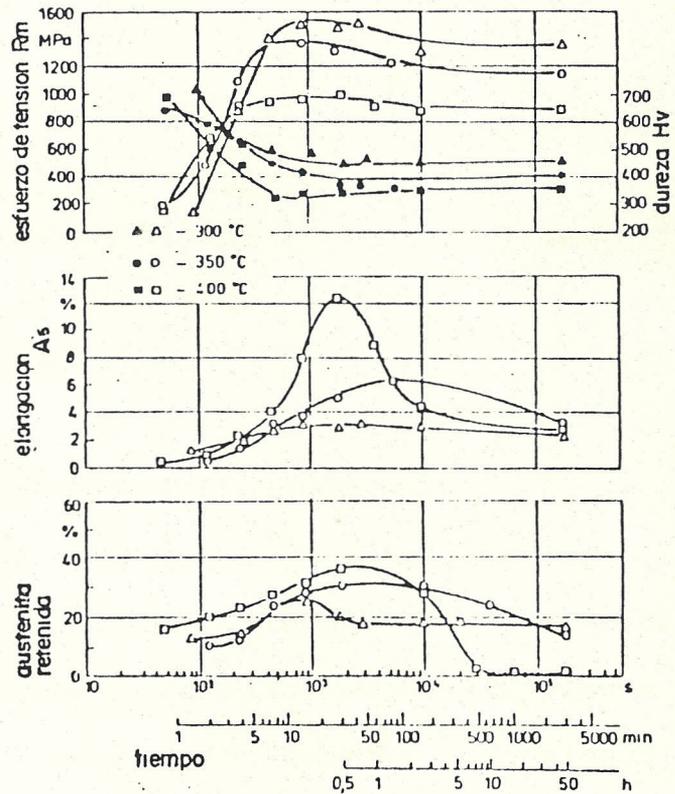


FIG. 4.- EFECTO DEL TIEMPO DE MANTENIMIENTO PARA 300, 350, Y 400 °C SOBRE EL ESFUERZO DE TENSION, DUREZA, ELONGACION Y CANTIDAD DE AUSTENITA RETENIDA. TEMP. DE AUSTENIZACION 900 °C.

En la actualidad se conocen algunos tipos de equipos para el proceso de fusión del hierro nodular y entre ellos se puede mencionar los siguientes:

- Hornos de inducción
- Hornos de arco
- Hornos de resistencia
- Hornos rotatorios
- Fusión en cubilotes ácidos
- Fusión en cubilotes básicos
- Hornos de crisol

2.1.2.1. FUSION DEL HIERRO BASE

Las materias primas que se van a usar para fundir el hierro base, deben cumplir especificaciones de composición química conocida, así como también normas de limpieza. La chatarra de acero de bajo contenido de carbono y retornos de nodular, que generalmente son los materiales usados para el efecto, deben clasificarse y separarse con mucho cuidado de cualquier chatarra de hierro gris, ya que éste último material mencionado puede incrementar el azufre, el cual a su

vez incrementaría los requerimientos de magnesio en la modificación, ya que como se sabe el magnesio es ávido de formar sulfuro, y al ocurrir esto disminuiría la capacidad de modificación de la estructura.

También se considera necesario hacer énfasis en la limpieza que debe tener el material, debe estar exento de grasas o impurezas, ya que sobre todo las grasas, tienen contenidos de azufre y contaminan la carga.

Una vez seleccionada convenientemente la materia prima, se procede a la operación de pesada en base a un cálculo previo que relacione a la composición de la carga con la del hierro base a obtener, la cual estará de acuerdo con la calidad del producto que se desee obtener.

Los factores primordiales que se deben observar en la obtención de un hierro base apto para nodulizar son:

- a. Composición química del metal ba-

se.

b. Bajo contenido de azufre

c. Temperatura suficientemente elevada

Los dos primeros factores se los ha tratado previamente. Sobre la temperatura del metal base debe descartarse, aparte de su influencia en la formación del grafito esferoidal que el sobrecalentamiento debe ser suficiente como para cubrir la modificación y la inoculación antes de colar. La temperatura de fusión ideal para obtener los mejores resultados están comprendidas entre 1500-1550°C.

2.1.2.2. METODOS DE MODIFICACION

El proceso de transformación del grafito laminar en esferoidal en estado líquido, tiene dos etapas muy bien definidas: la modificación de estructura y la inoculación; se da el nombre de "modificador", al elemento que provoca el cambio de estructura laminar a esferoidal, como puede ser el magnesio puro o en forma de ferroaleación como

ferrosilicio-magnesio. Se le da el nombre de inoculante al elemento o aleación que se agrega para proporcionar sustratos de nucleación en la masa del líquido, por lo que su función es afinar la estructura del material, como puede ser el ferrosilicio.

Los métodos de modificación más usados hasta el momento, se mencionan a continuación:

1. Método de vaciado directo
2. Método de emparedado (sandwich)
3. Método de la campana refractaria
4. Inyectado de magnesio metálico a través de un tubo de grafito sumergido en la olla de tratamiento
5. Método de modificación en el molde
6. Usando el convertidor Fisher

2.2. FACTORES QUE INFLUYEN EN LAS CARACTERÍSTICAS MECÁNICAS

Los factores más importantes que influyen en las características mecánicas son: la temperatura de austenización, la temperatura y tiempo de austempleado y la composición química. La figura 5

muestra las propiedades mecánicas de un hierro nodular no aleado como una función de las temperaturas de austenización y austempleado.

La temperatura de austenización principalmente controla el contenido de carbón de la austenita que luego afecta el nivel de las propiedades mecánicas. La dureza y la resistencia son solo afectadas ligeramente, mientras los valores de elongación e impacto son afectados en un mayor grado, particularmente cuando la temperatura de austempleado permanece en el rango de 375-525°C. La máxima ductilidad coincide con un alto contenido de austenita retenida como muestra la figura 4. La ductilidad óptima es obtenida en una temperatura de austempleado de alrededor de 400°C cuando la austenización ocurre a 900°C. Es también importante notar que la máxima ductilidad (máxima austenita retenida) es alcanzada a temperaturas de transformación progresivamente bajas como la temperatura de austenización sea elevada, la cual es probablemente a ser asociada con un incremento del contenido de carbono de la austenita provocada por la elevación de la temperatura de austenización.

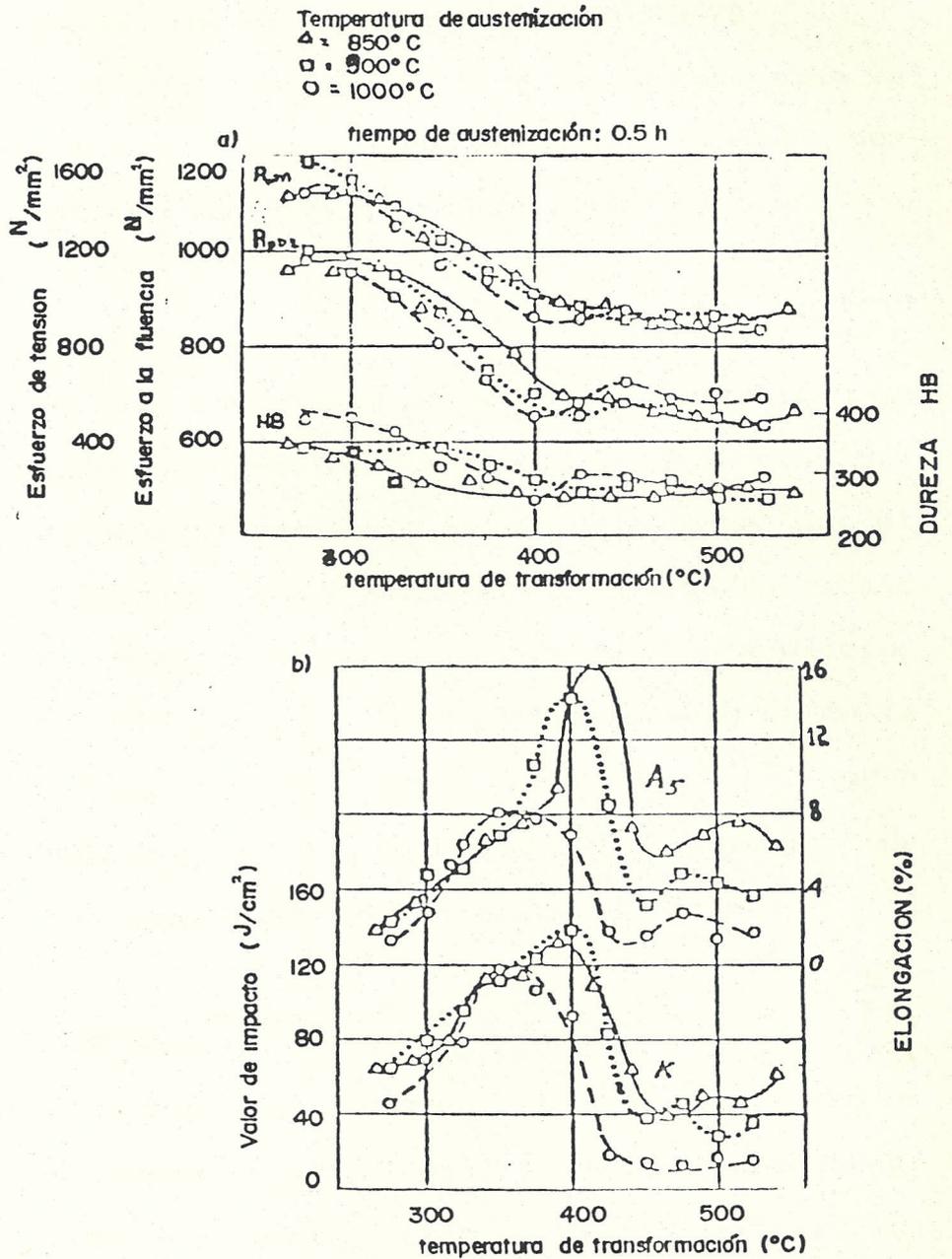


FIG. 5.- Influencia de la temperatura de austenización y la temperatura de transformación isotérmica en las propiedades mecánicas de un hierro nodular no aleado. (3.32% ζ , 2.62%Si, 0.29%Mn, 0.037%P, 0.054%Mg)

a) Esfuerzo de tensión (R_m), esfuerzo a la fluencia ($R_p 0.2$) y dureza (HB)

b) Elongación a la fractura (A_5) y valor de impacto (K)

2.2.1. INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS PRIMARIOS

El Si, Mn, C, S y P como normalmente se obtienen del producto en bruto son considerados como elementos primarios.

CARBON

Es muy importante mantener el porcentaje de carbono correcto, ya que si bien la cantidad de nódulos varía en relación directa por el contenido de carbono, por otro lado un exceso del mismo, ocasiona el defecto de flotación de grafito en las partes superiores de la pieza, dando como resultado una gran segregación de carbón, con el deterioro de las propiedades mecánicas en la misma.

FOSFORO

Este elemento forma un fosfuro de hierro de estructura muy frágil y quebradiza conocida como esteadita. Este fosfuro afecta las propiedades mecánicas como la ductilidad, tenacidad y la resistencia al impacto, en cambio incrementa el esfuerzo de fluencia, por lo que su nivel máximo permisible es de 0.05%.

AZUFRE

Es un elemento que afecta las propiedades mecánicas por lo que se trata de mantenerlo lo más bajo posible, generalmente se trabaja en rangos comprendidos entre 0.009 y 0.02%.

MANGANESO

El efecto del contenido de Mn en las propiedades mecánicas del ADI se ilustran en la figura 6. Con adiciones crecientes de Mn, la elongación disminuye al igual que las propiedades de resistencia tensil (R_m) y dureza (HV). Con Mn excediendo 0.6%, la elongación cae marcadamente, especialmente después de la transformación a una temperatura de 400 °C. El efecto más pequeño sobre la elongación es cuando se hace una adición de Manganeso después de la transformación a una temperatura de 300°C.

El Mn es un elemento relativamente efectivo para mejorar la templabilidad. Pero tiene un efecto negativo en los valores de impacto ver tabla 2. Este efecto negativo puede ser atribuido a la formación de carburos en los límites de celdas eutécticas, donde el Mn muestra una tendencia a enriquecerse. De este aspecto el Mn no debería exceder del 0.3%.

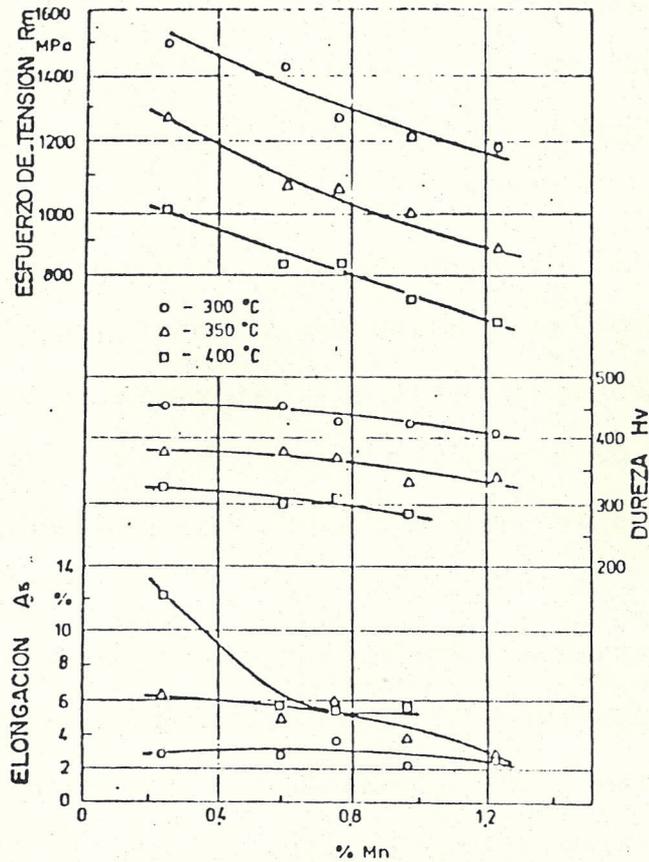


FIG. 6.- PROPIEDADES MECANICAS DEL HIERRO DUCTIL BAINITICO VS CONTENIDO DE Mn

TABLA II.- EFECTO DEL Mn EN LOS VALORES DE IMPACTO DE ADI (830°C/280°C) CON LA COMPOSICION BASICA 3.45 - 3.5%C, 2.71-2.98%Si, 0.6%Cu, 0.18-0.20%Mo

Mn	VALORES DE IMPACTO
%	(CHARPY-SIN MUESCA)
	J/cm ²
0.07	78.5
0.47	55.9
0.74	36.3

SILICIO

El efecto del Si en las características mecánicas está ilustrado en la figura 7. La resistencia en el contenido de Si de 4.64% es, en comparación con los otros dos grados conteniendo 1.72% y 2.62% de Si respectivamente, ligeramente alta a temperaturas de austemplado por debajo de 440°C y ligeramente baja a temperaturas sobre los 440°C. El esfuerzo de fluencia ($R_{p0.2}$) es poco afectado por variaciones en el contenido de Si.

La variación de la dureza con la variación en el contenido de Si no es inequívoca. En el austemplado a temperaturas por debajo de 400°C la dureza más alta obtenida es con 1.72% de Si y arriba de 400°C con 6.64% de Si.

Con respecto a los valores de elongación e impacto sobre el rango de temperatura de bainita inferior (375°C) los valores más altos son obtenidos con el contenido de Si más alto investigado de 4.64%. A temperaturas de bainitización sobre los 430°C, este contenido de Si concede los valores más bajos. El valor de elongación máximo en esta investigación fue obtenido a una temperatura

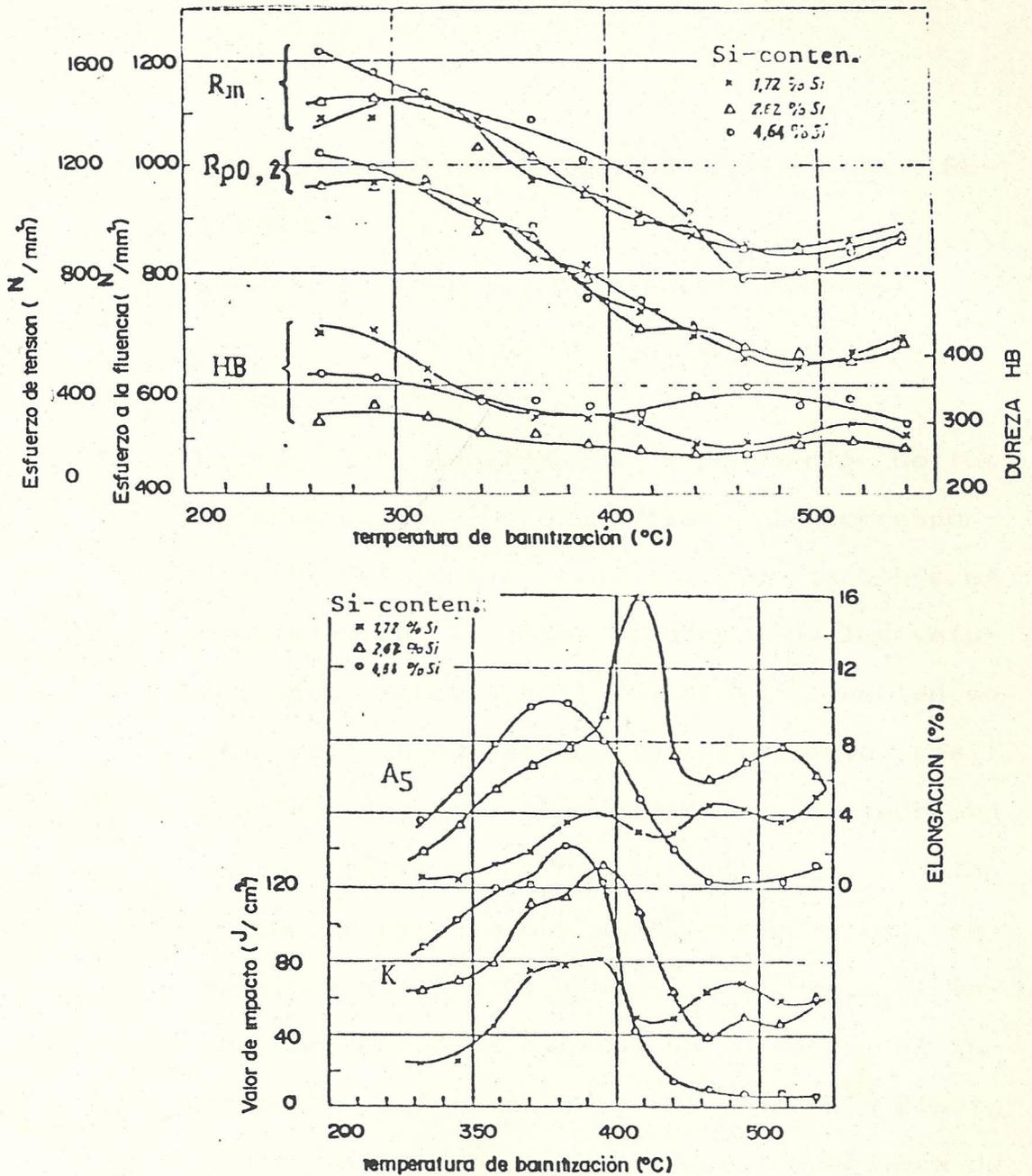


Fig 7: EFECTO DE LA TEMPERATURA DE BAINITIZACION Y CONTENIDO DE SI. EN LAS PROPIEDADES MECANICAS DE UN HIERRO NODULAR SIN ALEAR. DIFERENTES TEMPERATURAS DE AUSTENIZACION HAN SIDO USADOS POR LOS DIFERENTES CONTENIDOS DE SI CON LA INTENCION DE LLEGAR AL MISMO CONTENIDO DE CARBONO EN LA AUSTENITA (0,07 %)

de bainitización de 415°C y un contenido de Si de 2.62%.

2.2.2. INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ALEACION Y RESIDUALES

Entre los elementos de aleación tenemos:

NIQUEL

La figura 8 muestra la dependencia de los valores máximos de elongación y la correspondiente resistencia tensil y dureza sobre el contenido de Ni. Para comparación, los valores para hierro dúctil no aleado también se dan, como puede verse, la resistencia tensil y dureza decrecen ligeramente con el incremento del contenido de Ni. En contraste, la elongación de especímenes austemplados a una temperatura de 300°C, aumenta tres veces el valor medido en los hierros no aleados. El incremento del contenido de Ni mejora la plasticidad después del temple a una temperatura de 350°C. Después del austemplado a 400°C la elongación tiene un efecto diferente; el valor de la elongación (A_{max}) cae a 25-30% sobre el rango de concentración examinado.

COBRE

El efecto de aumentar el contenido de Cu en la elongación máxima y la resistencia a la tensión y dureza correspondiente se da en la figura 9. Similar el caso del hierro dúctil

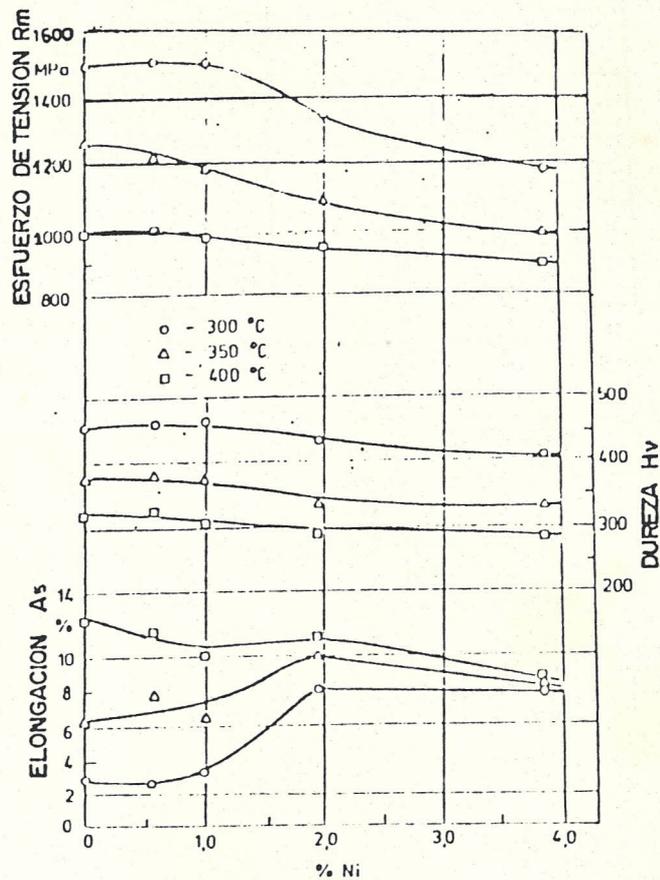


FIG. 8.- PROPIEDADES MECANICAS DEL HIERRO DUCTIL BAINITICO VS. CONTENIDO DE Ni

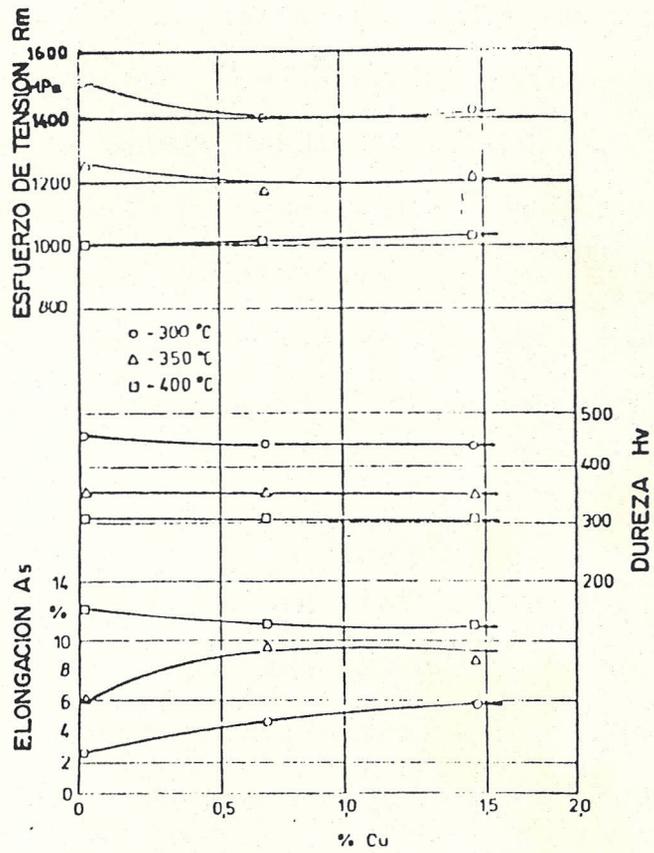


FIG. 9.- PROPIEDADES MECANICAS DEL HIERRO DUC
TIL BAINITICO VS. CONTENIDO DE Cu.

aleado con Ni, la adición del Cu mejora la elongación después del austemplado a una temperatura de 300-350°C. Comparado con el hierro dúctil no aleado, la elongación es aproximadamente 50% mayor después del tratamiento isotérmico a 350°C, la elongación aumenta hasta el doble del valor medido con hierro dúctil no aleado, mientras la resistencia tensil disminuye poco.

A temperatura de austemplado de 300°C es mayor la dureza que a temperaturas de 350 y 400°C. La dureza no varía significativamente con el incremento de Cu.

MOLIBDENO

El efecto del Mo en las características mecánicas es ilustrado en la figura 10. Como se puede observar ilustra el efecto del crecimiento del contenido de Mo sobre el valor de elongación máxima (A_{max}) y los valores correspondientes de resistencia tensil y dureza. Así se aprecia que la resistencia tensil y la dureza disminuyen con el aumento del contenido de Mo. La elongación no cambia marcadamente después del tratamiento isotérmico a temperatura de 300°C, mientras con las dos temperaturas más altas la

plasticidad se deteriora considerablemente.

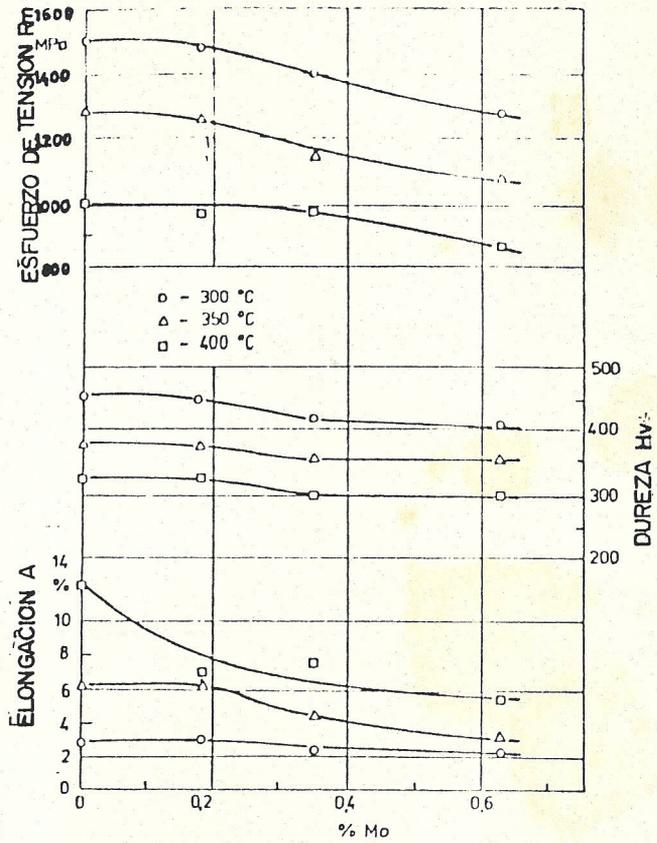


FIG. 10.- PROPIEDADES MECANICAS DEL HIERRO DUCTIL BAINITICO Vs. CONTENIDO DE Mo.

CROMO

Tiene el mismo efecto negativo en las propiedades mecánicas del hierro nodular austempleado como el Mo, donde la ductilidad del material es de interés, como puede observarse en la fig. 11 y 12. La adición de 0.25% de Cr eleva la dureza, comparada con el estado no aleado, mientras la resistencia a la tensión y el esfuerzo a la fluencia no fueron afectados, además se nota que baja la elongación y los valores de impacto.

Entre los elementos residuales más comunes tenemos:

MAGNESIO

Se debe tener precaución en su cantidad adecuada, ya que un exceso de Mg residual disminuye la ductilidad debido a que puede combinarse con el P presente como impureza (en porcentajes de 0.02%) formando un precipitado Mg-P que se descompone durante la austenización, especialmente si ésta se efectúa a alta temperatura, liberando P que se segrega en los bordes de grano, fragilizando el metal.

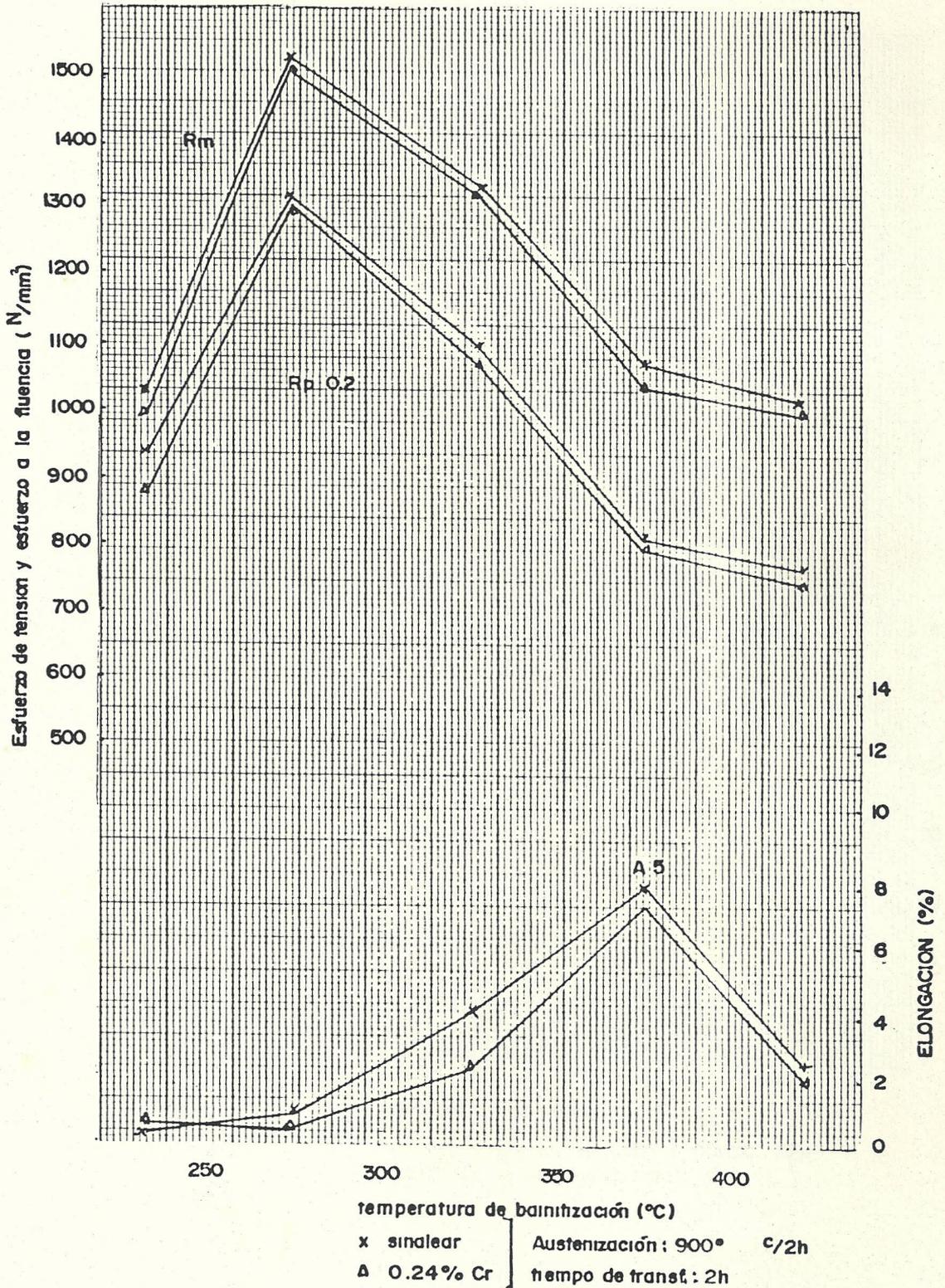


FIG. 11.- ESFUERZO TENSIL (Rm), ESFUERZO A LA FLUENCIA (Rp.02) Y ELONGACION A LA FRACTURA (A.5) DEL A.D.1 COMO FUNCION DE TEMPERATURA DE BAINITIZ. Y COMPOSICION.

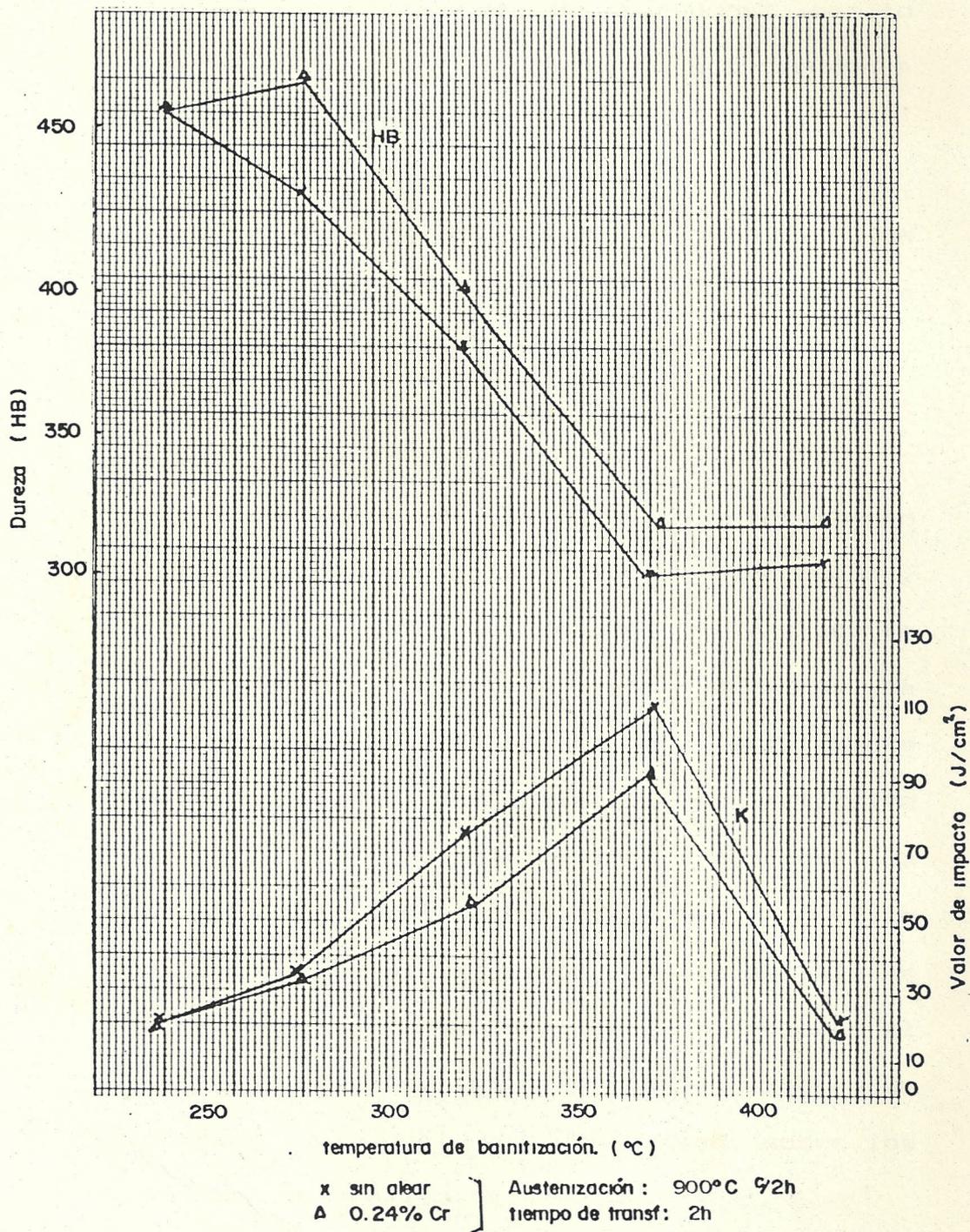


FIG. 12.- DUREZA (HB) Y VALOR DE IMPACTO (K) (PROBETA CHARPY 10x10x55 mm, SIN MUESCA) DEL A_D_I. COMO UNA FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DE BAINITZ. Y COMPOSICION.

BORO, ESTAÑO

Promueven la formación de carburos, por lo que se debe tener cuidado, ya que tienden a fragilizar el metal.

2.2.3. INFLUENCIA DE PARAMETROS DE LA SOLIDIFICACION

Los siguientes parámetros comprometen la solidificación:

1. Velocidad de enfriamiento

La importancia de la razón de enfriamiento está asociada con la difusión del carbón, cuando la austenita después del vaciado se transforma a ferrita y/o perlita. La solubilidad del carbón es considerablemente más grande en la austenita que en la ferrita y así la transformación involucra la precipitación del carbón, ya sea como grafito o cementita. Si la razón de enfriamiento es baja, la transformación ocurre de acuerdo al sistema estable, esto es precipitación de grafito, el cual es depositado sobre los nódulos de grafito existentes.

Si la razón de enfriamiento es lo suficientemente alta para prevenir la completa difusión del carbón a los nodulos de grafito, la transformación ocurre de acuerdo

al sistema metaestable, el cual involucra la formación de cementita (perlita). Así la precipitación de grafito resulta de una matriz ferrítica y la precipitación de cementita da una matriz perlítica.

Una matriz ferrítica requiere grandes tiempos de austenización que una matriz perlítica, para alcanzar un cierto contenido de carbón en la austenita. Esto está asociado con la difusión del carbón que ocurre durante la austenización. Las distancias de difusión son apreciablemente más cortas cuando empieza con una matriz perlítica que una ferrítica, donde el carbón se difunde del grafito a la austenita en grandes cantidades y sobre grandes distancias.

Usando tiempos de austenización normales (0.5-2h) estas diferencias estructurales tienen solamente un mínimo efecto en las propiedades mecánicas obtenidas por austemplado. Tales tiempos de austenización son usualmente suficientes para alcanzar la máxima solubilidad del carbón en austenita, aún con una estructura ferrítica inicial.

Pero cuando los tiempos de austenización son cortos (0.5h) la estructura inicial puede ser de mayor importancia decisiva. Una estructura

ferrítica inicial puede entonces resultar en un bajo contenido de carbón en la austenita que una estructura perlítica y de este modo tiene un efecto en las propiedades mecánicas. Un contenido bajo de carbón de la austenita reduce la templabilidad. Sin embargo cuando austemplamos austenita con un bajo contenido de carbón tiene un efecto positivo en la ductilidad, mientras la resistencia no es afectada considerablemente.

2. Elementos aleantes

La importancia de los componentes aleantes para la estructura de la matriz como en el estado fundido depende ya sea que promuevan la formación de perlita o ferrita. Elementos que promueven la formación de ferrita, tales como el Si y Al, reducen la estabilidad termodinámica del carburo (cementita), lo cual significa mayor dificultad de precipitación del carburo. La adición de Si eleva la temperatura de transformación la cual favorece la precipitación de grafito, esto es una matriz ferrítica, aunque la razón de difusión de carbón se incrementa con la elevación de la temperatura. Elementos aleantes tales como el Cr, Mn, V y Mo

estabilizan los carburos esto es promueven la formación de perlita.

Cu, Ni, Mo y Mn en particular reduce la razón de difusión del carbón en austenita y también disminuye la temperatura de transformación de austenita, promoviendo así la formación de perlita.

Estos elementos aleantes pueden también tener otros efectos que yacen fuera del campo del tratamiento térmico pero que llevan a propiedades mecánicas inferiores del ADI. Así por ejemplo el Cr, Va y en algún grado también el Mo y Mn incrementan la tendencia para la formación de carburos primarios durante la solidificación.

3.- Densidad nodular

La densidad nodular tiene una importancia en la estructura de la matriz en el estado fundido como en el contenido de carbón de la austenita cuando se produce la austenización del hierro nodular ferrítico. Una alta densidad nodular es producida por una inoculación efectiva del hierro fundido nodular, lo que resulta en una alta proporción de ferrita como en la estructura fundida, debido a las cortas distancias de

difusión y al área grande de reacción.

Un hierro nodular ferrítico con una baja densidad nodular requiere un mayor tiempo de austenización que uno con alta densidad nodular. Cuando se está austenizando el hierro nodular ferrítico, la difusión del carbón ocurre del grafito a la austenita e involucra grandes distancias de difusión con decremento en la densidad del nódulo.

4.- Segregación

Cuanto mayores deben ser las prestaciones de un material, más importancia tiene la homogeneidad de la estructura. Por ello, el fenómeno de la segregación, presente en mayor o menor intensidad en las piezas moldeadas y al que los fundidores le han prestado poca atención, adquiere un significado relevante en la ADI.

La segregación en la fundición nodular es debida a su modo de solidificar, ya que las células autécticas, durante su crecimiento, tiende a aceptar o rechazar elementos según aumenten o disminuyan la actividad del carbono. Así, elementos como Mn, Cr, Mo, V, W, serán rechazados por las células eutécticas y tenderán a concentrarse en las

zonas intercelulares produciendo la segregación directa, mientras que Si, Cu, Al, al aumentar la actividad del carbono, tienden a situarse más cerca de los esferoides, en cuyo caso se produce segregación inversa.

Estas variaciones a escala microscópica significan que una fundición nodular, a alta temperatura, está constituida por una serie de matrices de composición variable. En este sentido difiere de los aceros laminados y forjados en los cuales la composición es mucho más homogénea.

Schissler estudiando fundiciones nodulares no aleadas distinguió tres zonas según la segregación de Si y Mn:

La zona I situada cerca del grafito es la más rica en Si y pobre en Mn y C.

La zona II es la zona intermedia y debe representar la mayor parte de la matriz.

La zona III es la región intercelular y contiene más Mn y C y menos Si.

El efecto de esta segregación se pone de manifiesto en el decalaje de las curvas TTT (figura 13). En la zona I, más rica en Si, la etapa I se iniciará antes, mientras que en la zona III, más rica en C y pobre en Si, la etapa I se iniciará más tarde. Por otra

parte, el Mn segregado en la zona III puede alcanzar una concentración suficiente para ralentizar la transformación bainítica y producir martensita en el enfriamiento hasta la temperatura ambiente.

Entonces puede suceder que antes de que se complete la reacción I en la región intercelular, el resto de la matriz haya iniciado la reacción II, con la consiguiente fragilización. La figura 14, muestra que la curva de ductilidad de la figura 3 se desdobra en dos curvas, una correspondiente a la matriz y otra a la región intercelular, de lo cual resulta una curva de menor ductilidad sin que exista el margen de tiempo necesario para asegurar el tratamiento. Por otra parte, los elementos segregados en la zona III pueden producir carburos intercelulares, difíciles de disolver durante el austenizado, que disminuyen notablemente la tenacidad de la ADI.

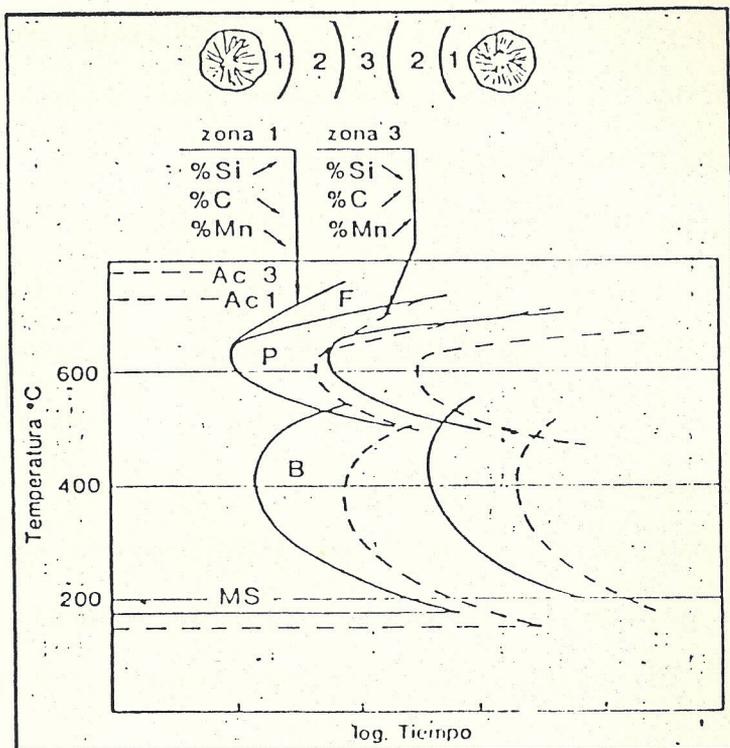


FIG. 13.- EFECTO DE LA SEGREGACION ENTRE LOS ESFEROIDES DE GRAFITO Y EL BORDE DE LA CELULA EUTECTICA SOBRE EL DECALAJE LOCAL DE LAS CURVAS TTT.

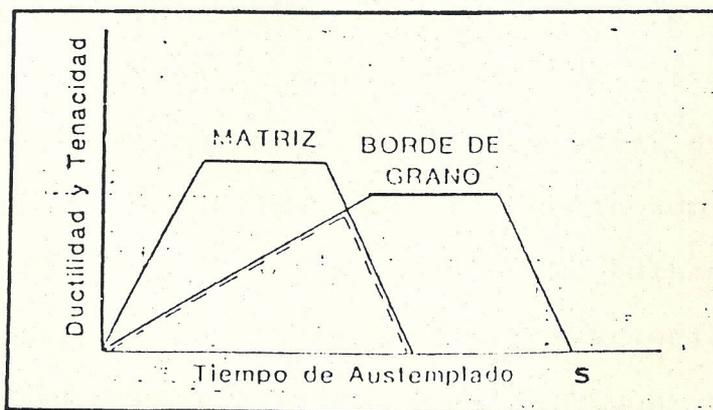


FIG. 14.- EFECTO DE LA SEGREGACION EN LA TENACIDAD Y DUCTILIDAD DE LA ADI.

2.3. TRATAMIENTOS TERMICOS

Por lo general es frecuente realizar antes del austemplado el tratamiento térmico de recocido para mejorar la maquinabilidad de la fundición en el estado recién fundido.

El austemplado del hierro nodular es el último tratamiento térmico del material y de ahí puede utilizarse en muchas aplicaciones industriales.

Para que su tratamiento sea un éxito es necesario conocer la templabilidad, conocimiento de las curvas TTT y de enfriamiento continuo del material.

2.3.1. CARACTERISTICAS DE LA TEMPLABILIDAD DE LOS HIERROS NODULARES AUSTEMPLADOS.

La templabilidad se refiere a la habilidad del material a soportar endurecimiento. La templabilidad gobierna la profundidad de endurecimiento alcanzado durante el tratamiento de temple. Cuando se endurece la martensita la profundidad de temple usualmente se refiere a la distancia de la superficie en la que el contenido de martensita ha caído al 50% (diámetro crítico). Así un hierro nodular caracterizado por alta templabilidad muestra una gran profundidad de penetración de dureza, lo cual significa que puede ser templado

completamente aún en secciones gruesas.

Un valor cuantitativo de templabilidad es obtenido con la ayuda de los ensayos Jominy y se refiere a la distancia del extremo fuertemente templado de una probeta cilíndrica de diámetro de 1 pulgada y longitud 4 pulgadas, donde la estructura contiene un mínimo de 50% de martensita (diámetro crítico) o exhibe un correspondiente valor de dureza. La figura 15 muestra una curva típica Jominy para hierro nodular no aleado, aquí una relación lineal entre el porcentaje de martensita y la dureza han sido asumidas.

Aunque las pruebas Jominy están basadas en la formación de martensita tal como criterios de templabilidad son también de valor para el austemplado, debido a que las pruebas proveen información en la habilidad relativa de elementos aleantes, tarda la transformación a perlita.

Curvas Jominy

Los elementos aleantes disueltos en la austenita influyen en la templabilidad. En este aspecto el Cr es el más efectivo elemento aleante. Pero el Cr no puede ser usado en altas concentraciones con el objeto

de mejorar la templabilidad, puesto que este elemento promueve fuertemente la formación de carburos que son difíciles de disolver. El siguiente elemento aleante más efectivo es el Mo. Es considerablemente más caro que el Cr pero, en cambio, tiene un efecto menos marcado estabilizando carburos. Despreciando su costo el Mo se ha convertido en el elemento aleante más usado para mejorar la templabilidad, frecuentemente en combinación con el Ni. Las figuras 16 y 17, muestran las curvas Jominy para hierro nodular con presencia de Mo y Ni respectivamente.

Un incremento en el contenido total de carbono del hierro nodular reduce su templabilidad como se puede observar en la figura 18. Esto es apto para ser asociado con el incremento en el contenido total de carbono, a una densidad nodular constante, incrementando el área de superficie del grafito y así también el número de sitios de nucleación para la formación de perlita. Sobre estas bases, a un incremento constante de carbono, en la densidad nodular tendría el mismo efecto.

El Si puede afectar la templabilidad en una dirección positiva y negativa, ver figura 19.

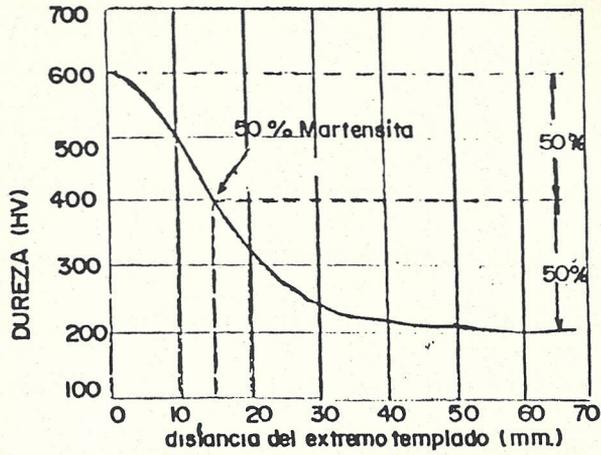


Fig 15: DUREZA COMO UNA FUNCION DE LA DISTANCIA DEL EXTREMO TEMPLADO EN UN ENSAYO JOMINY LLEVADO A CABO EN UNA FUNDICION NODULAR SIN ALEAR.

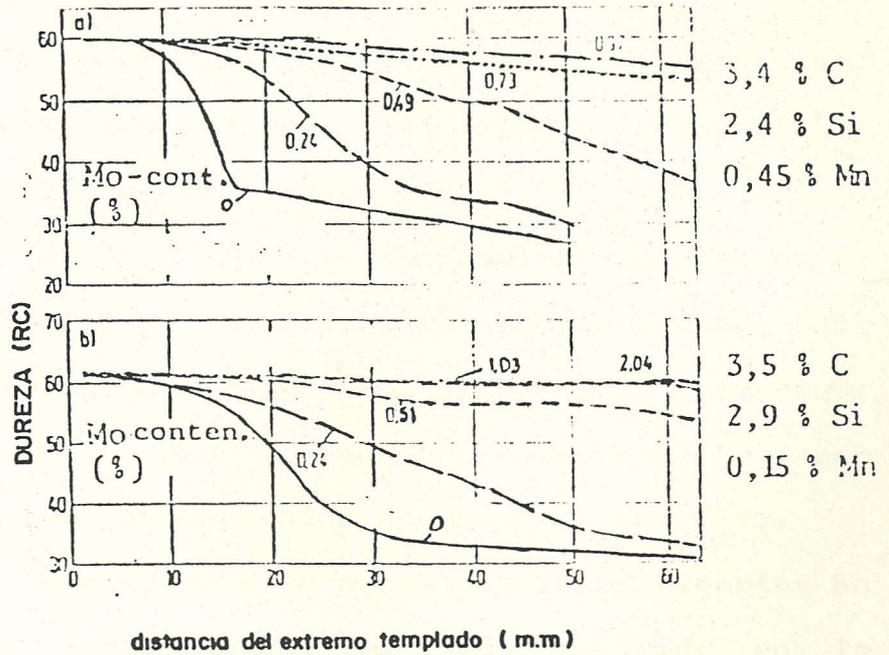


Fig 16: EFECTO DEL Mo EN LA TEMPLABILIDAD DEL HIERRO NODULAR. TEMPERATURA DE AUSTENIZACION 900° C ENSAYO JOMINY.

En sí el Si tiene el efecto de incrementar la templabilidad como en el caso del acero, pero debido a que al mismo tiempo un incremento en el contenido de Si trae consigo un decremento en la solubilidad del carbón en austenita, el Si puede tener un efecto negativo. En la fig. 19a se puede ver que un contenido de carbono reducido de la austenita ha sido compensado con un incremento de la temperatura de austenización seguido por un incremento en el contenido de Si, de esta manera un efecto positivo de Si fue establecido. Si la temperatura de austenización es mantenida constante, lo que involucra un decremento en el contenido de C de la austenita con incremento del contenido de Si, el efecto del Si es negativo, ver figura 19.b.

El efecto del Mn en la templabilidad se ve en la fig. 20. Mn mejora la templabilidad, pero promueve la formación de carburos primarios; además tiende a aumentar la segregación, por lo que su contenido no debe ser muy alto.

El efecto de diferentes elementos aleantes en la templabilidad ha sido resumido en la figura 21, la cual muestra, relativo al hierro nodular no aleado, para el cual el factor de diámetro crítico incrementa una

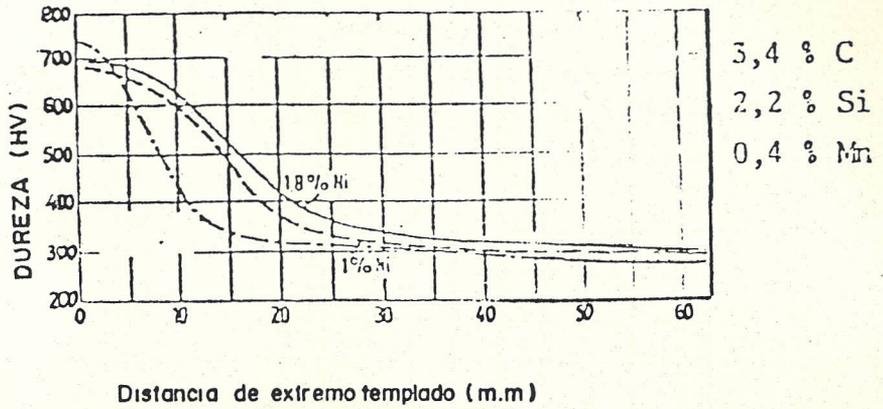


Fig 17: EFECTO DEL NI EN LA TEMPLABILIDAD DEL HIERRO NODULAR. TEMPERATURA DE AUSTENIZACION 860°. ENSAYO JOMINY.

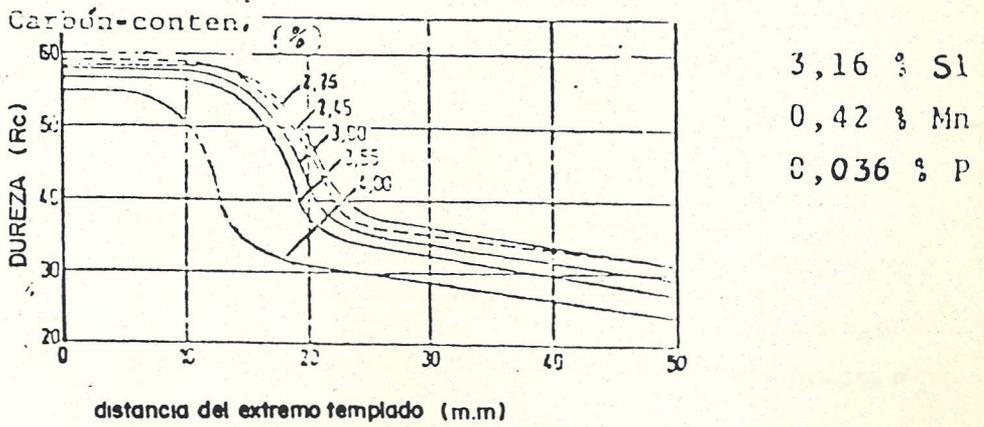


Fig 18: EFECTO DEL C. EN LA TEMPLABILIDAD DEL HIERRO NODULAR. ENSAYO JOMINY.

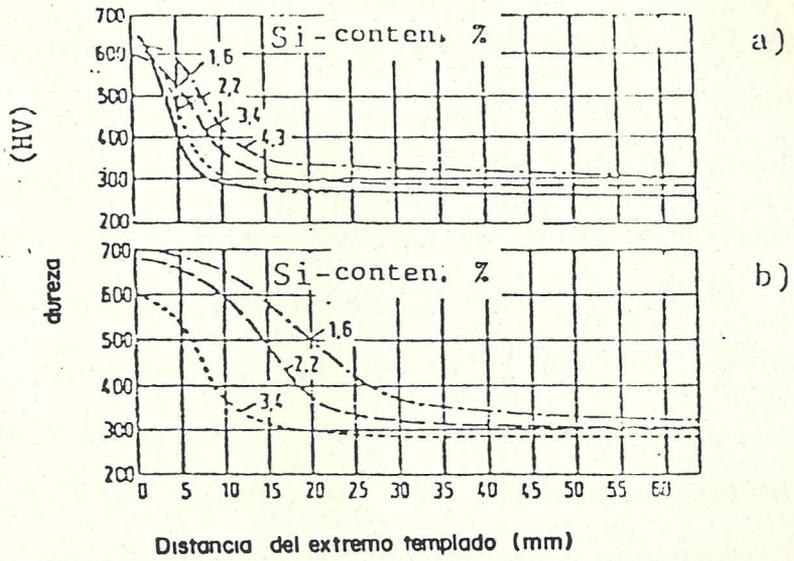


Fig: 19 EFECTO DEL SI EN LA TEMPLABILIDAD DEL HIERRO NODULAR. ENSAYO JOMINY.
 a) LA TEMPERATURA DE AUSTENIZACION HA SIDO INCREMENTADA CON INCREMENTO DE CONTENIDO DE Si PARA MANTENER UN CONTENIDO DE CARBONO CONSTANTE EN LA AUSTENITA.
 b) TEMPERATURA DE AUSTEMIZACION 860°C

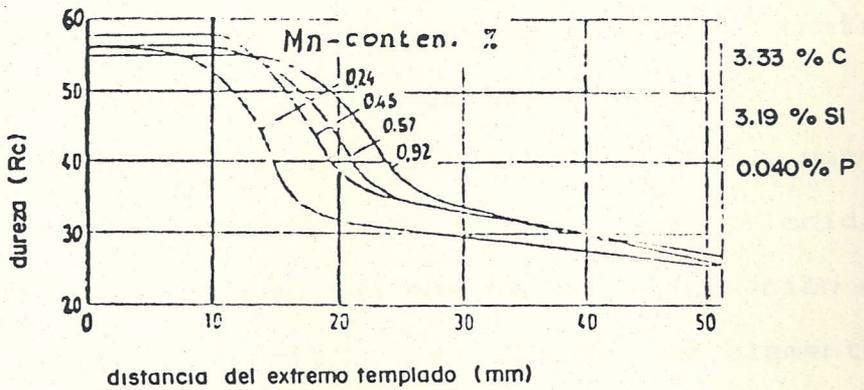


Fig 20: EFECTO DEL Mn EN LA TEMPLABILIDAD DEL HIERRO NODULAR. TEMPERATURA DE AUSTENIZ... 950°. ENSAYO JOMINY.

templabilidad completa debido a la adición de diferentes elementos aleantes a varias concentraciones. Templabilidad completa, significa que cada sección fundida contiene por lo menos 90% de martensita. Puesto que las curvas Jominy de temple han sido usados como bases, se asume que el medio de enfriamiento es agua sin aditivos.

Con la ayuda de los factores dados, el diámetro crítico puede ser calculado usando la ecuación siguiente:

$$D_c(\text{mm}) = 25.4 * D_m * f_{e1} * f_{m1} * \text{etc.}$$

D_c = Diámetro crítico

D_m = Variación del C. Figura 21.

f_{e1} , f_{m1} = Factor de multiplicación para los elementos aleantes relevantes.

Tal como sucede con la templabilidad de los aceros, podemos hablar de la austemplabilidad de la ADI. Si la sección de la pieza a tratar es superior al diámetro crítico, la evacuación de calor en el baño de sales puede ser insuficiente para alcanzar una velocidad de enfriamiento tal que evite la formación de perlita o ferrita. La adición de elementos como Cu, Ni y Mo, solos o combinados, el aumentar el diámetro crítico, figura 22, aseguran la obtención de la estructura adecuada.

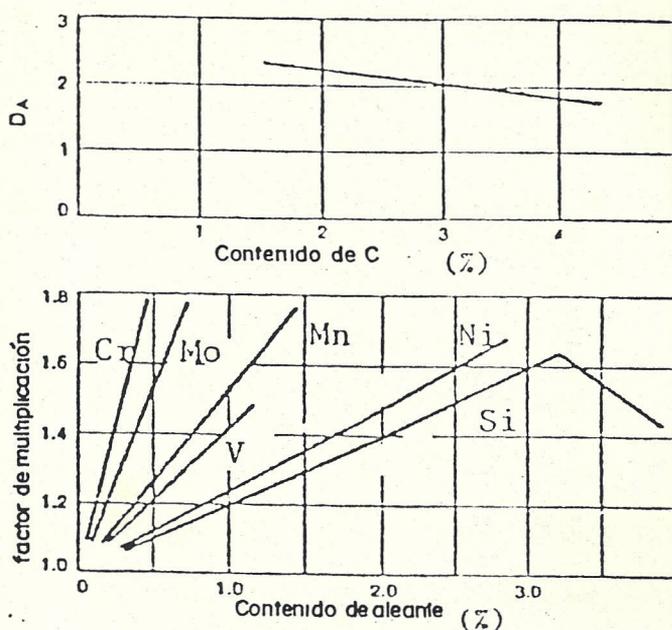


FIG. 21. — COMPARACION ENTRE LOS EFECTOS DE DIFERENTES ELEMENTOS ALEANTES EN LA TEMPLABILIDAD.

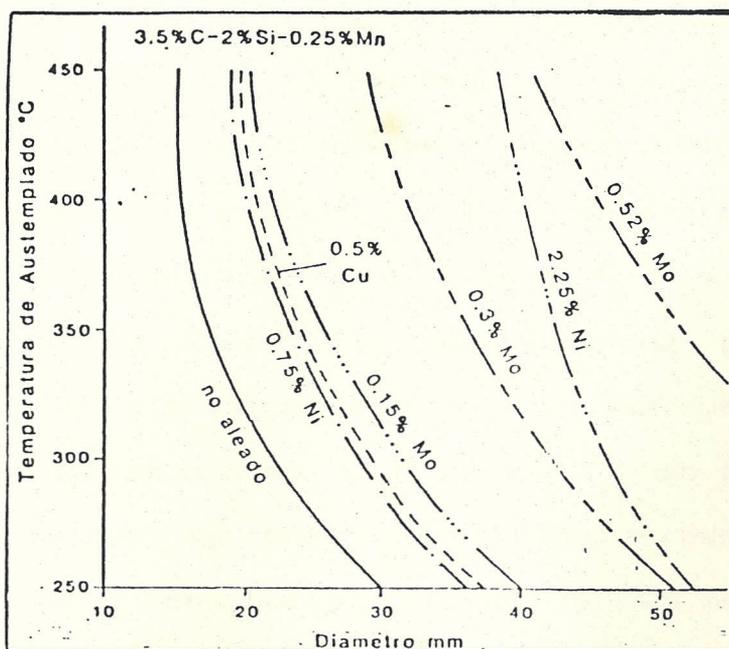


FIG. 22. — INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ALEACION EN EL DIAMETRO CRITICO PARA DISTINTAS TEMP. DE AUSTEMPLADO.

Por otra parte estos elementos de aleación separa el final de la etapa I del inicio de la etapa II, lo cual da un margen de maniobra durante el mantenimiento isotérmico.

2.3.2. CURVAS TTT Y DE ENFRIAMIENTO CONTINUO

Los diagramas CCT (Transformación por enfriamiento continuo) y TTT (Temperatura-tiempo-transformación), describen la transformación de austenita como una función del tiempo durante el enfriamiento continuo y a temperatura constante respectivamente.

Para evaluar el contenido de aleantes requeridos para obtener un endurecimiento completo o una penetración de dureza deseada cuando se produce el austemple y en algún grado también cuando ocurre el endurecimiento por temple, información en los diagramas TTT y CCT es requerida. Las figuras 23 y 24 son ejemplos de cada tipo de diagrama para hierros nodulares no aleados. En las curvas de enfriamiento del diagrama CCT han sido trazados por el centro de una barra redonda de 20 mm y una barra cuadrada de 25 mm en enfriamiento en un baño de sal a 425°C.

La apariencia de los diagramas TTT y CCT varían de aleación a aleación debido a que la

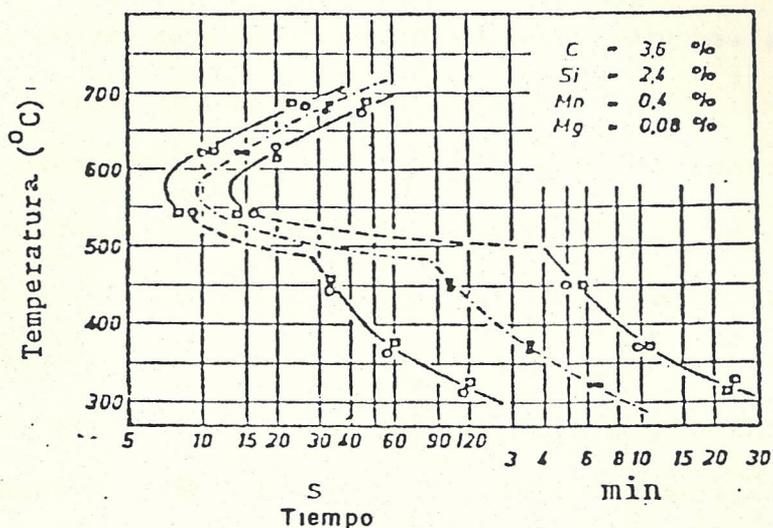


FIG. 23.- DIAGRAMA TTT PARA UN HIERRO NODULAR NO ALEADO. (TEMPERATURA DE AUSTENIZACIÓN 900°C, AUSTENITA SATURADA DE CARBÓN).

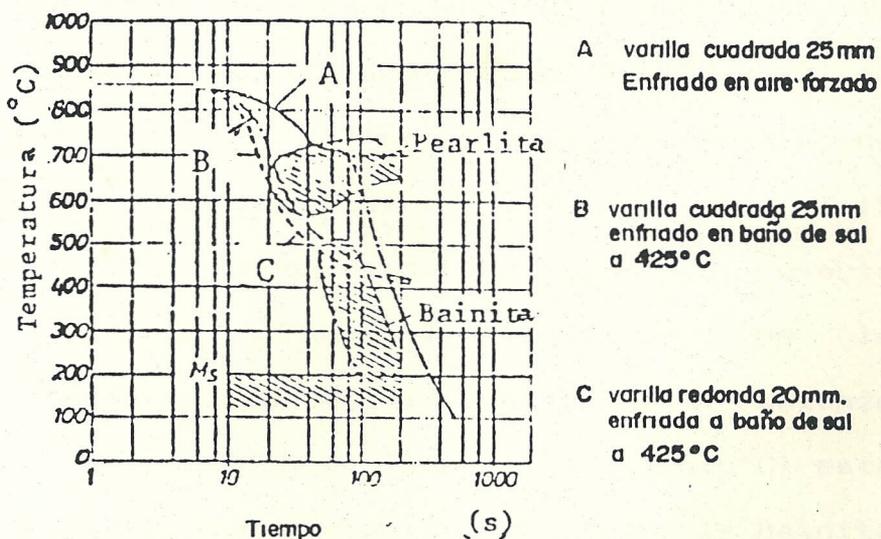


FIG. 24.- DIAGRAMA CCT PARA UN HIERRO NODULAR NO ALEADO CONTENIENDO 3.37% C, 2.62% Si, 0.31% Mn.

transformación de austenita es afectada a diferentes grados y en diferentes formas por los diferentes elementos aleantes.

Los elementos aleantes impiden la nucleación y crecimiento de ferrita y cementita, lo que significa que las narices de la perlita y bainita son desplazadas hacia la derecha, esto es tiempos largos. Perlita y bainita dependen de los diferentes tipos de nucleación y procesos de crecimiento, de acuerdo a los elementos aleantes afectan los dos tipos de estructura en diferentes formas. En la producción del hierro nodular tratado térmicamente Mo, Ni, Mn y Cu son los elementos aleantes más comunes. Estos son agregados separadamente o en combinación, la figura 25 muestra los efectos de 1% de Ni en los diagramas TTT para un hierro nodular no aleado. Como es mostrado en la figura el 1% de Ni tiene moderadamente un efecto retrazante en el comienzo de la transformación de la austenita. El comienzo de la formación de la perlita (a 600°C) está desplazado cerca de 10 seg y para la bainita (a 350°C) cerca de 40 seg.

Mo y la combinación de Mo y Ni afectan la transformación de austenita en un mayor grado que el Ni en sí. Las figuras 26 y 27 muestran el efecto del Mo en un diagrama TTT y CCT respectivamente.

El efecto separante del Mo es claramente visible en el sentido que el diagrama TTT exhibe una marcada separación de la nariz bainítica. Adiciones en exceso de 0.8% no afectan mucho a la curva y este contenido puede ser considerado como el efecto óptimo en la templabilidad del hierro nodular.

Un efecto engrandecido es obtenido por adición suplementaria del Ni al Mo (figuras 26 y 28). El comienzo de la formación de la perlita y bainita es desplazado hacia tiempos grandes. La adición de Ni es 3% en la figura 26 y 2.4% en la figura 28.

El Mn es un elemento aleante muy efectivo y económico para el incremento de la templabilidad, pero lamentablemente tiene un efecto muy negativo en la ductilidad, en contenidos sobre 0.3%. El efecto del Mn que es intermedio entre el Ni y el Mo, desplaza la nariz perlítica y bainítica hacia grandes tiempos.

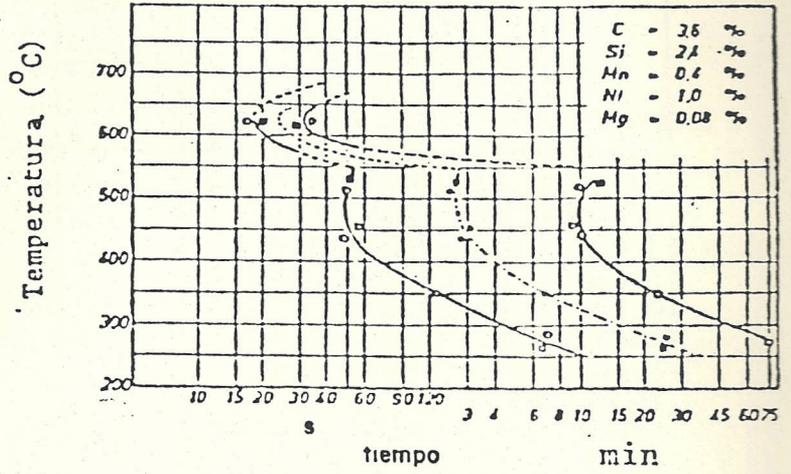


Fig 25: DIAGRAMA T-T-T PARA UN HIERRO NODULAR ALEADO CON NI. (TEMPERATURA DE AUSTENIZACION 900° C, AUSTENITA SATURADA EN CARBONO)

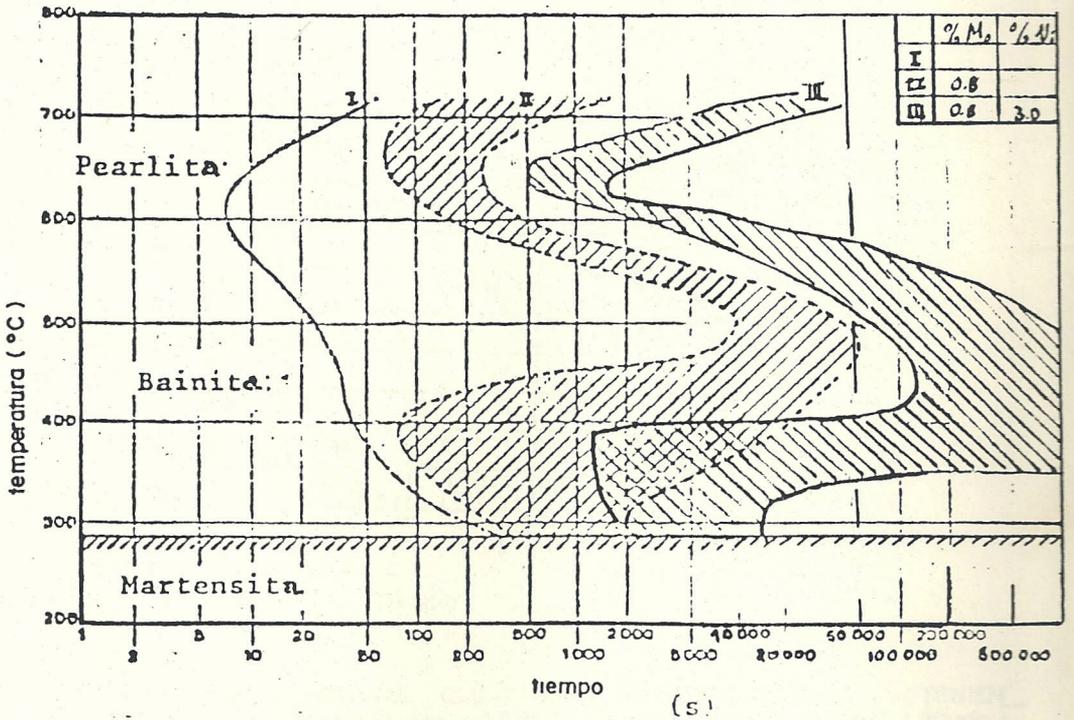


Fig 26: DIAGRAMA T-T-T PARA UN HIERRO NODULAR ALEADO CON 0.8% Mo, Y 0.8% Mo MAS 3.0% Ni. COMPOSICION BASICA DESCONOCIDA.

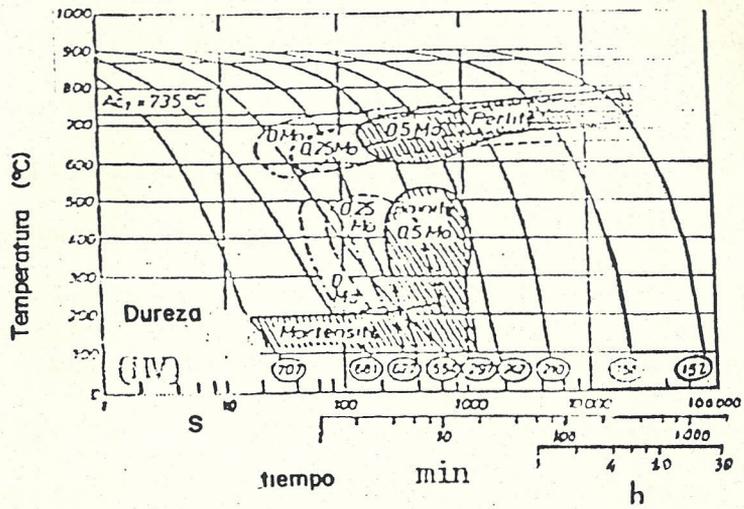


Fig 27: DIAGRAMA C-C-T PARA UN HIERRO NODULAR SIN ALEAR (3.3% C. 2.60% Si. y 0.30% Mn) Y HIERRO NODULAR ALEADO CON 0.25% y 0.50% Mo. (AUSTENIZACION 900°C / 20 min)

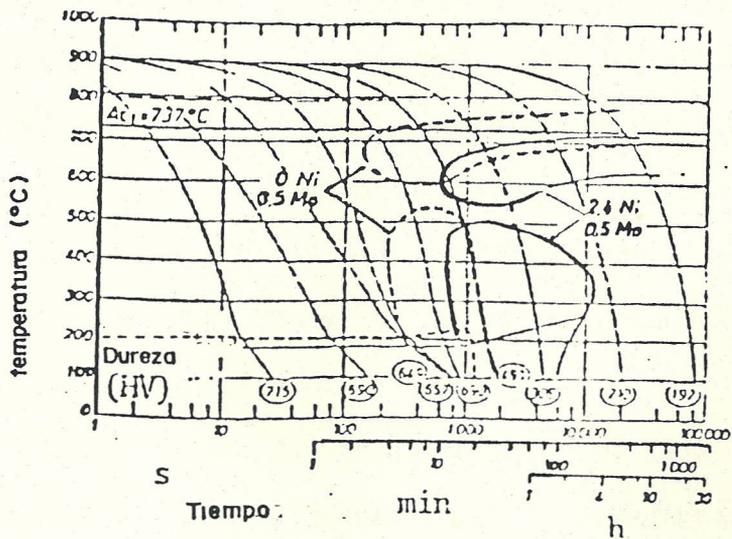


Fig 28: DIAGRAMA C-C-T PARA UN HIERRO NODULAR CONTENIENDO 0.5% Mo y 2.4% Ni. (AUSTENIZACION 900°C / 20 min.)

2.3.3. AUSTEMPERING

El objetivo del austempering o austemplado es producir una estructura bainítica o bainítica-austenítica por medio de un tratamiento térmico isotérmico (bainitización).

El austempering comprende austenización, temple y transformación isotérmica de la bainita.

Austenización

Austenización involucra la transformación de la matriz del hierro nodular a austenita por calentamiento en el rango de 850-950°C. El contenido de carbón y el tamaño de grano conseguido por la austenita, los cuales afectan los resultados del tratamiento térmico, son ambos dependientes de la temperatura y tiempo. Para alcanzar alta resistencia un contenido de carbono relativamente alto y bajo crecimiento de grano son deseables.

La elevación de la temperatura depende de la solubilidad de carbono en austenita y la velocidad de difusión de carbón con incremento de temperatura.

Diferentes estructuras (ferrita y perlita) involucran diferentes distancias de difusión

y diferentes elementos aleantes producen velocidades diferentes de difusión y dificultades de disolución de cualquier carburo primario formado.

Estructura inicial

Los hierros nodulares ferríticos particularmente aquellos de densidad nodular baja, requieren grandes tiempos de austenización, más que los hierros perlíticos, para alcanzar el mismo contenido de carbón en la austenita, las distancias de difusión son más cortas para los hierros perlíticos. Las figuras 29 y 30 muestran los tiempos requeridos a diferentes temperaturas para transformar una matriz ferrítica y perlítica. Los tiempos requeridos a 900°C han sido señalados en los diagramas. El sistema siempre tiende hacia el equilibrio termodinámico, lo cual significa que a un calentamiento a 900°C no solamente se transforma la ferrita y la perlita a austenita, sino también existe difusión de carbono del grafito a austenita hasta que ésta esté saturada. El diagrama de la transformación de la ferrita muestra donde ocurre esta saturación (figura 29).

Un hierro nodular ferrítico, con una baja

densidad nodular, requiere un mayor tiempo de austenización que uno con alta densidad nodular. Como en el caso de estructuras de matriz diferente, ésta está asociada con diferencias en las distancias de difusión y áreas de reacción. Cuando se está austenizando el hierro nodular ferrítico, la difusión del carbono ocurre del grafito a la austenita e involucra grandes distancias de difusión con decrementos en la densidad nodular.

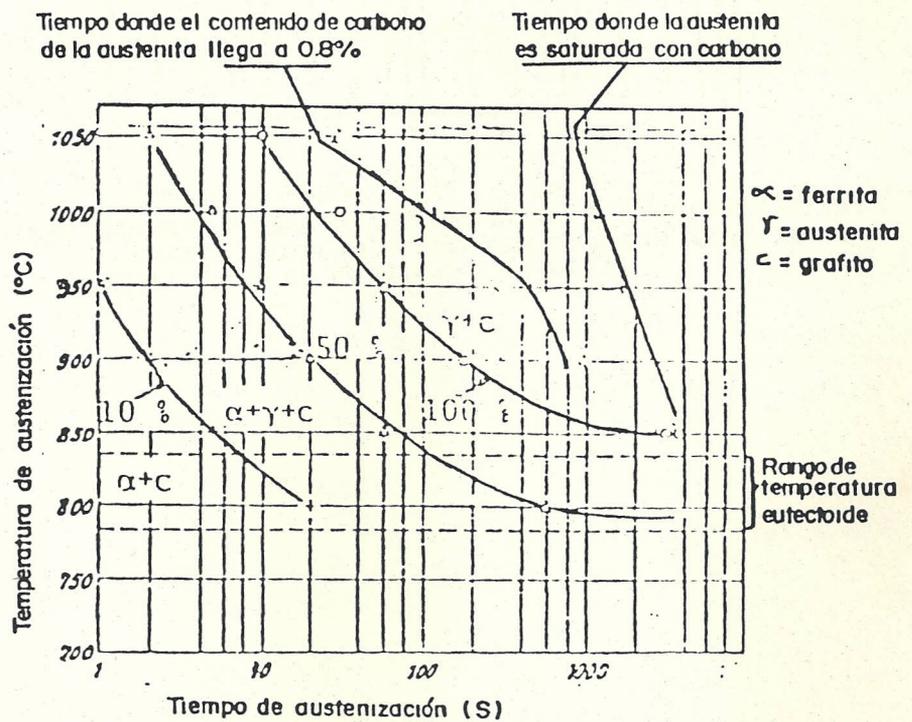


Fig 29: CANTIDAD DE AUSTENITA FORMADA BAJO DIFERENTES CONDICIONES DE AUSTINIZACIÓN. HIERRO NODULAR SIN ALEAR CON ESTRUCTURA FERRÍTICA EN EL ESTADO RECIENTE FUNDIDO.

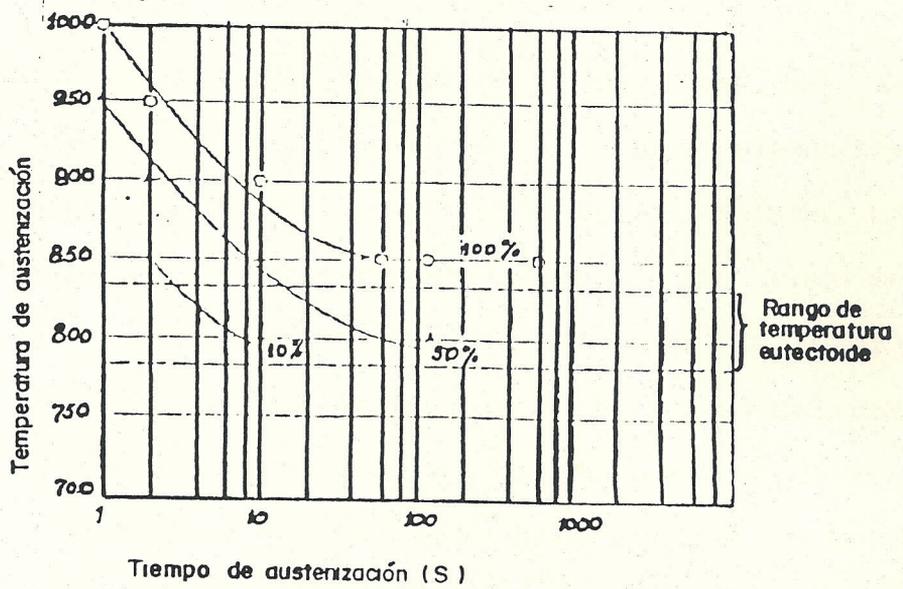


Fig 30: CANTIDAD DE AUSTENITA FORMADA BAJO DIFERENTES CONDICIONES DE AUSTENIZACION. HIERRO NODULAR SIN ALEAR CON ESTRUCTURA PERLITICA EN EL ESTADO RECIEN FUNDIDO.

Elementos aleantes

Elementos aleantes de varios tipos pueden influenciar la austenización, básicamente en dos formas diferentes. Parcialmente previniendo o reduciendo la difusión de carbón y en parte impidiendo la solución de carburos. Todos los elementos aleantes usados cuando se disuelve en la austenita obstruye la difusión.

Los elementos aleantes que impiden la solución de carburos son los elementos estabilizadores de carburos Cr, V, Mn, Mo. La figura 31 muestra un ejemplo de como un contenido relativamente bajo de Cr (0.3%) impiden la solución de carburos eutécticos (carburos primarios) en hierro nodular.

Los carburos que se producen en hierro nodular con contenido de Mn son menos estables y en los que contienen Mn sobre 1% pueden todavía ser disueltos usando largos tiempos de austenización. El V impide marcadamente la solución de carburos de una manera similar al Cr. El Vanadio también forma sus propios carburos los que son casi totalmente insolubles.

Mo es un débil estabilizador de carburos pero pueden del mismo modo del V formar sus

propios carburos los que son difíciles de disolver.

Crecimiento de grano y austenita retenida

Un incremento en la temperatura de austenización ocasiona no solamente una elevación en el contenido de carbón, en la austenita que sube a un cierto nivel tiene un efecto de mejoría en la resistencia, sino también en el incremento del tamaño de grano, figura 32. Un incremento en el tamaño de grano generalmente conlleva a una ligera reducción de las propiedades mecánicas del producto final, lo que significa que el efecto del incremento del contenido de carbón es reducido.

Una elevación en la temperatura de austenización puede también resultar en un incremento en el contenido de austenita retenida, elevando el contenido de carbón de la austenita. Pero este incremento en el contenido no ocurre hasta que un contenido relativamente alto de C es alcanzado en la austenita, alrededor de 1%.

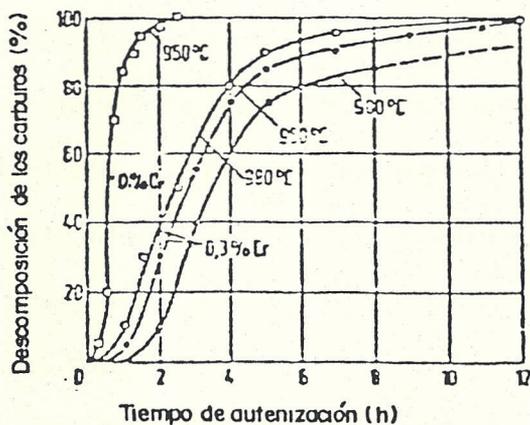


Fig 31 : EFECTO DEL CONTENIDO DE Cr EN LA DESCOMPOSICION DE CARBUROS EUTECTICOS A DIFERENTES TEMPERATURAS DE AUSTENIZACION (3.1-3.2% C, 2.5 % Si, 0.7% Mn, VARILLA REDONDA 16m.m)

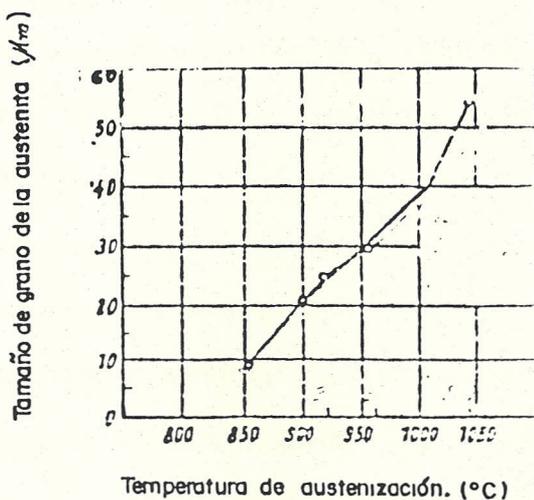


Fig 32: TAMAÑO DEL GRANO DE LA AUSTENITA COMO UNA FUNCION DE LA TEMPERATURA DE AUSTENIZACION.

Templado

Es importante durante el austemplado enfriar la fundición lo suficientemente rápido para evitar estructuras innecesarias. La mezcla de la perlita en la matriz bainítica conlleva a dificultades en la obtención de la combinación deseada de resistencia y ductilidad.

Los medios de enfriamiento posibles en el austemple del hierro nodular son los baños de sal, calentamiento en aceite, camas fluidizadas por ejemplo óxido de aluminio y aire caliente. Aceite caliente arriba de 235°C han sido usados sucesivamente por un fabricante de carros en USA.

A altas temperaturas de austemple un baño de sal es usualmente usado como medio de enfriamiento, un baño de sal mantenido a la temperatura en que la transformación isotérmica ocurre. A temperaturas moderadamente altas, camas fluidizadas pueden ser consideradas para el enfriamiento y transformación, pero esto requeriría elementos aleantes en las fundiciones para que eleven la templabilidad.

Curvas de enfriamiento para especímenes de hierro nodular enfriados en aceite, en camas

fluidizadas de óxido de aluminio y por medio de enfriamiento de aire forzado son mostrados en la figura 33. Las curvas de enfriamiento aplicadas al centro del espécimen cilíndrico tienen un diámetro de 13, 25 y 50 mm.

La adición de elementos aleantes reduce la necesidad para una velocidad de enfriamiento alta.

Las adiciones permiten una templabilidad completa de fundiciones de secciones gruesas y medios de enfriamiento menos rápidos pueden ser usados, si ésta es deseable dependiendo de la tecnología de producción. La tabla 3 da recomendaciones con respecto a la adición de aleantes requeridos a diferentes espesores de secciones de fundición y medios de enfriamiento que aseguren la completa templabilidad del hierro nodular.

TABLA III.- CONTENIDO APROXIMADO DE ALEANTES REQUERIDOS PARA ENDURECER TOTALMENTE EL HIERRO NODULAR, CONTENIENDO 3.3% C, 2.4% Si, 0.32% Mn, A DIFERENTES ESPESORES DE SECCION.

ESPESOR DE SECCION (mm)	CONTENIDO DE ALEANTE, %	
	BAÑO DE SAL	ENF. AIRE FORZ.
8	Sin alear	0.3 Mo
10	Sin alear	0.35 Mo+1.0 Cu
25	0.3 Mo	0.30 Mo+1.0 Ni
		0.30 Mo+1.5 Cu
37	0.5 Mo	0.70 Mo+1.5 Cu
		1.00 Mo+0.6 Ni
50	0.5 Mo+1.0Cu	0.50 Mo+2.3 Ni

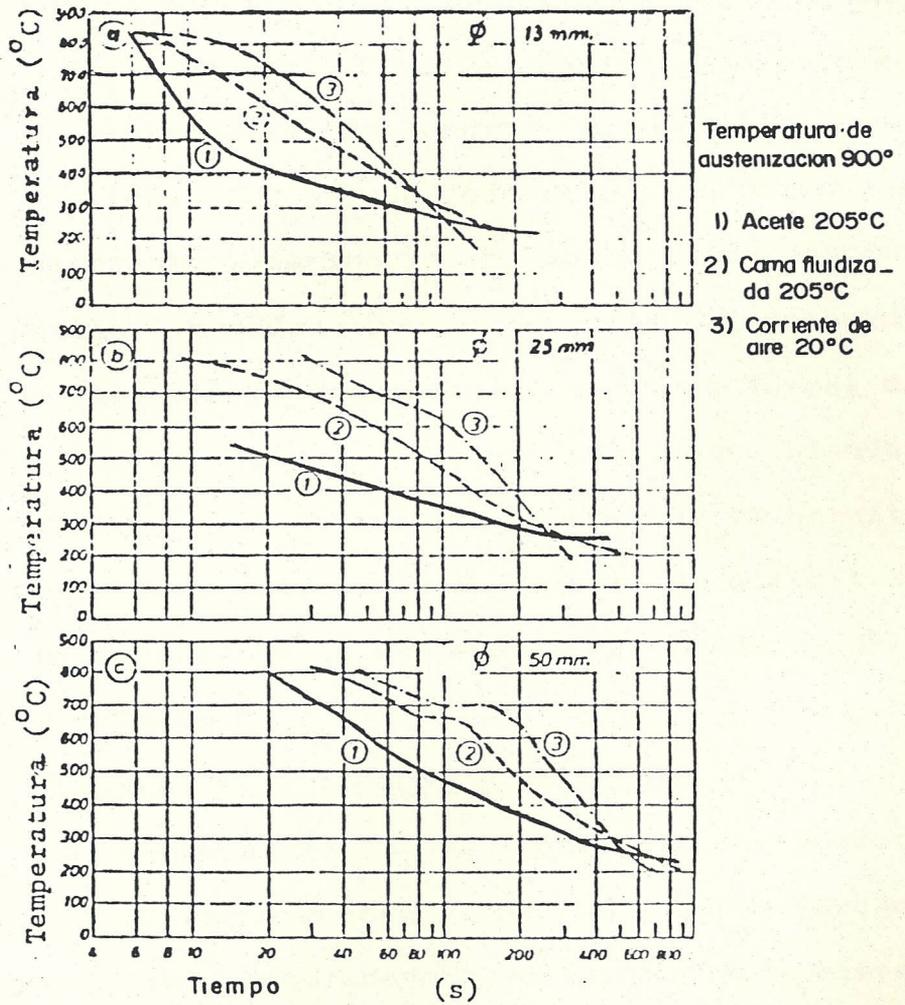


Fig 33: CURVAS DE ENFRIAMIENTO PARA ENSAYO DE PROBETAS CILINDRICAS DE HIERRO MODULAR ENFRIADAS EN ACEITE CALIENTE, CAMAS FLUIDIZADA ($Al_2O_3 + Ni$) y AIRE FORZADO (3.6% C, 2.6% Si, 0.2% Mn, 0.25% Mo y 0.5% Ni)

Transformación isotérmica de la bainita

La transformación isotérmica de la bainita es afectada por la temperatura del baño de sal (temperatura de austemplado), el tiempo en que se mantiene y la composición química del hierro nodular. Como la perlita, la bainita está compuesta de ferrita y cementita, pero las dos formas de estructura exhiben una diferente apariencia o composición porque están formadas por diferentes procesos de nucleación y crecimiento. Hay dos formas de bainita, la que es un poco más blanda, llamada también bainita superior y la bainita inferior, la cual puede ser muy difícil de distinguir de la martensita revenida bajo el microscopio.

Temperatura y tiempo de austemple

La temperatura a la cual el tratamiento bainitizante ocurre tiene un efecto marcado en las propiedades mecánicas del hierro nodular austemplado, esto se puede observar en la sección 2.2.

La transformación completa a bainita puede ser difícil de conseguir en la práctica, particularmente si el hierro nodular ha sido aleado con Mo y Ni (figura 34). Por lo tanto después del enfriamiento a temperatura

ambiente la estructura contendrá una cierta cantidad de austenita retenida. La cantidad de austenita retenida puede ser controlada por interrupción del tratamiento térmico después de un período correspondiente al grado de transformación deseado.

Composición

Elementos aleantes tales como Cr, Mo, Ni y Cu, desplazan la transformación hacia tiempos largos. El efecto de estos elementos aleantes, está mejor mostrado con la ayuda de los diagramas TTT o CCT, los que fueron tratados en la sección 2.3.2.

Bainita y austenita retenida

Después de la transformación y el enfriamiento a temperatura ambiente, la estructura contiene bainita y alguna cantidad de austenita retenida, estas varían con el tiempo de transformación y en gran parte también con la temperatura de transformación (figuras 35 y 36). Aunque la austenita retenida al inicio de la formación de la bainita es martensita inestable, puede ocurrir después de tiempos de transformación cortos. Con un incremento en el grado de transformación la austenita progresivamente tiende a enriquecerse más en carbón, el cual

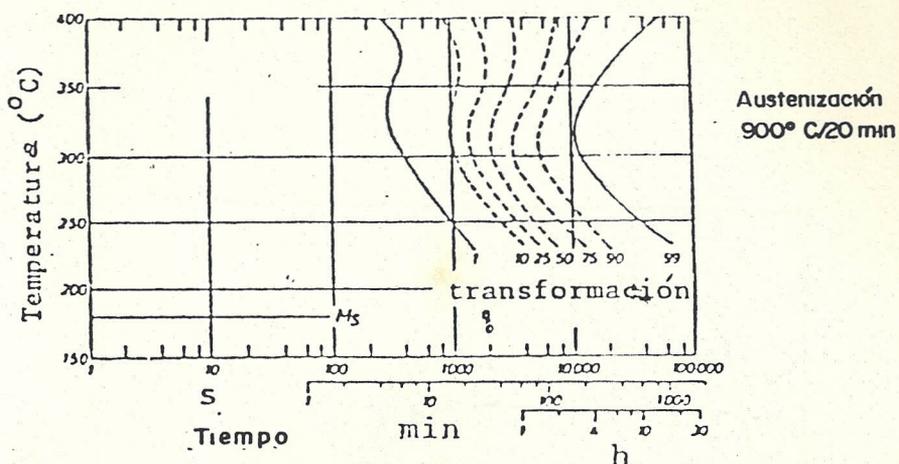


Fig 34: DIAGRAMA T-T MUESTRA PRACTICAMENTE COMPLETA LA TRANSFORMACION PARA UN HIERRO MODULAR CONTENIENDO 3.3% C, 24% Si, 0.3% Mn, 0.5% Mo y 2.3% Ni.

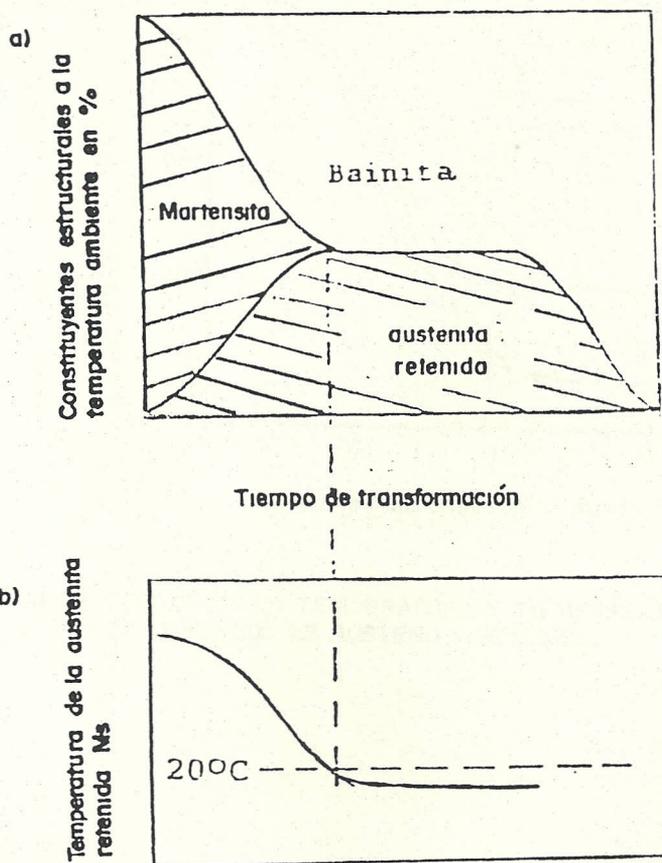


Fig 35: a) DIAGRAMA MOSTRANDO LAS ESTRUCTURAS FORMADAS EN A.D.I
b) LA TEMPERATURA M_s DE LA AUSTENITA RETENIDA A MEDIDA QUE LA AUSTENITA SE ENRIQUECE EN CARBONO DURANTE LA PRECIPITACION DE BAINITA.

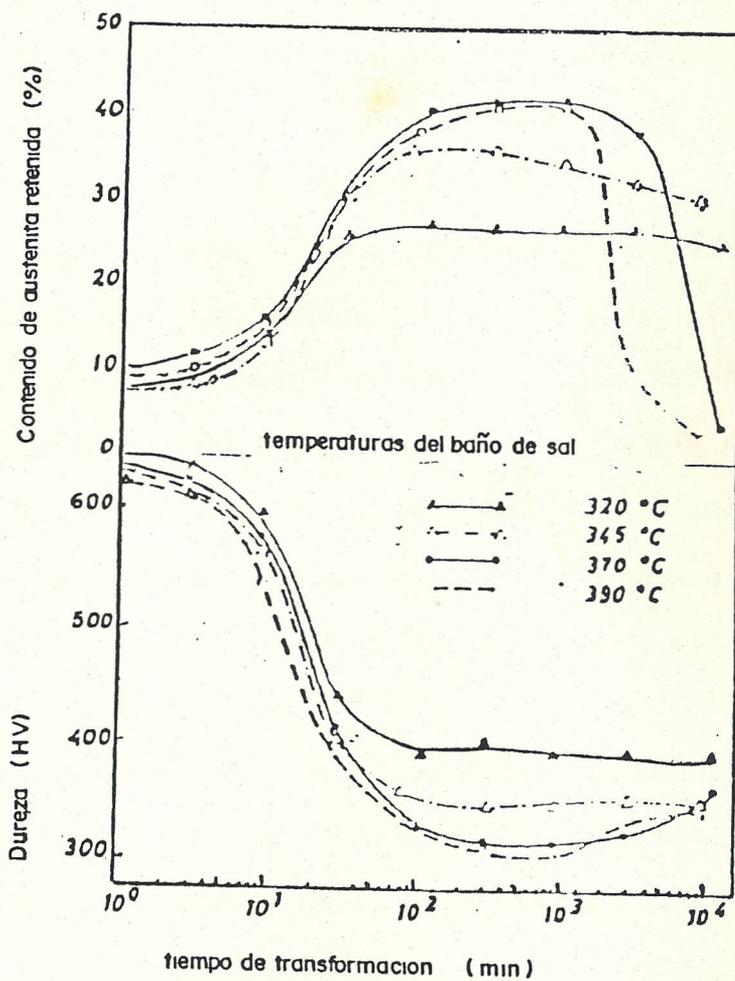


Fig 36: EFECTO DE LA TEMPERATURA Y TIEMPO DE BAINITIZACION EN EL CONTENIDO DE AUSTENITA RETENIDA.

conduce a un descenso en la temperatura para la formación de martensita. La mezcla de martensita es reducida o expresada diferentemente, la austenita es estabilizada. Después de prolongados tiempos de transformación el enriquecimiento con carbón conduce al cese de formación bainítica.

La temperatura de transformación tiene también algo de importancia en esto (figura 36). Sobre el rango de temperatura 350-400°C la precipitación de bainita cesa a una etapa más temprana resultando en una gran cantidad relativa de austenita retenida, ya sea a bajas o altas temperaturas. Esto está más claro en la figura 37.

Todavía después de grandes tiempos de transformación el carbón enriquecido en la austenita, se precipita en forma de carburos. El contenido de carbón de la austenita es entonces reducido, creando condiciones convenientes para la continuación de la formación de bainita, resultando así un decremento en el contenido de austenita retenida.

A temperatura ambiente, la austenita retenida puede ser transformada a martensita, por medio de deformación mecánica (endurecimiento

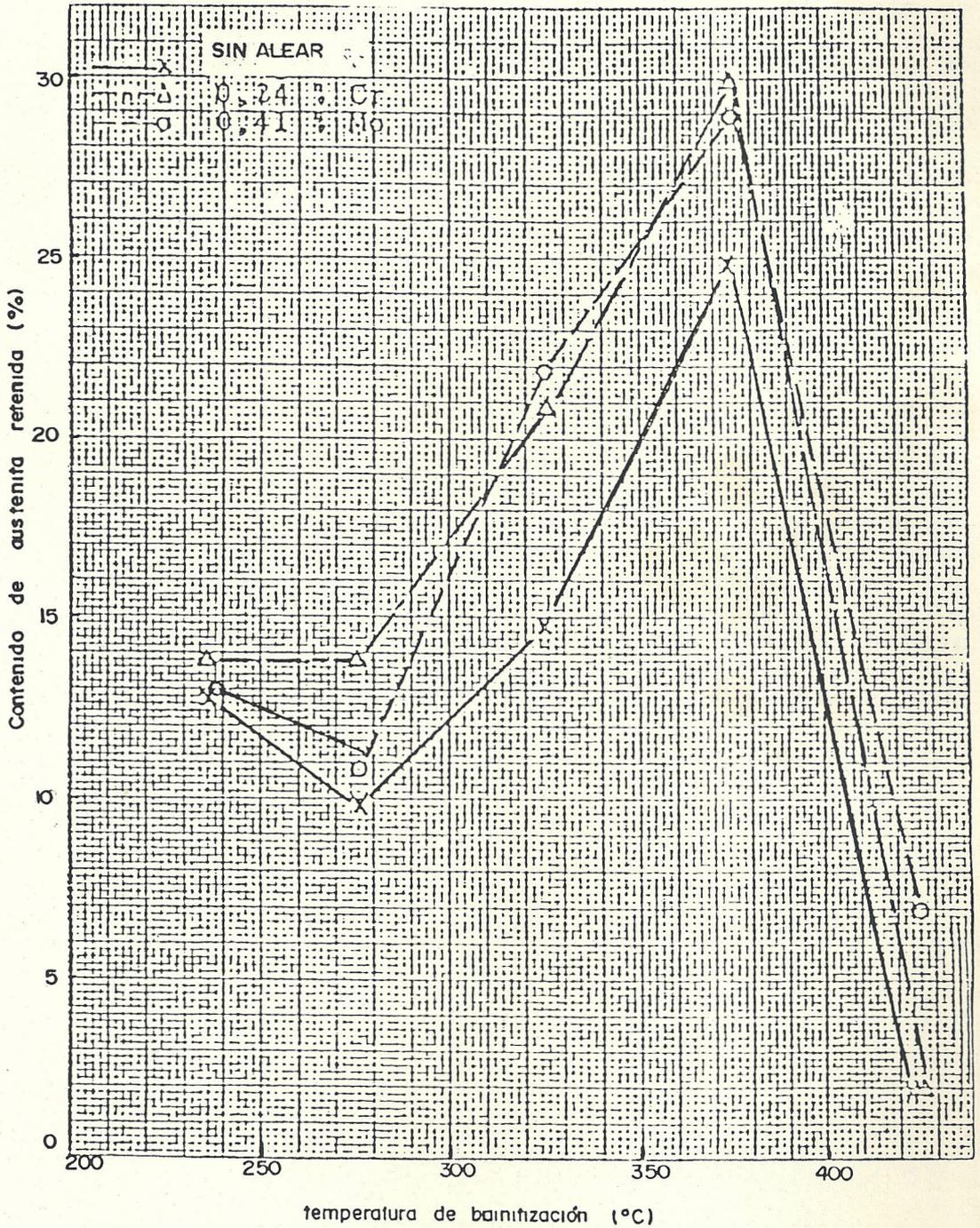


Fig 37: RELACION ENTRE EL CONTENIDO DE AUSTENITA RETENIDA Y TEMPERATURA DE BAINITIZACION PARA UN A.D.I DE VARIAS COMPOSICIONES. LOS CONTENIDOS HAN SIDO DETERMINADOS USANDO RAYOS X. AUSTENIZACION 900°C / 2h, TIEMPO DE TRANSFORMACION 2h.

por trabajo) igual si la temperatura de formación de la martensita, desde el punto de vista puramente térmico, decae por debajo de la temperatura ambiente. Pero un mayor grado de deformación mecánica es requerido para bajar la temperatura para la formación de martensita.

La formación martensítica mecánicamente inducida, es utilizada por ejemplo, en la manufactura de engranajes. El volumen específico de la martensita es cerca del 4% mayor al de la austenita, lo cual significa que las superficies de los dientes están bajo un estado de esfuerzos compresivos, cuando éstos están sometidos a deformación mecánica y formación de martensita. Los esfuerzos compresivos en la superficie confieren un mejoramiento en la resistencia a la fátiga.

CAPITULO III

TRABAJO EXPERIMENTAL

3.1. SELECCION DE LA MATERIA PRIMA

Para obtener el hierro nodular austemplado se siguió el siguiente procedimiento:

- Fusión del hierro base
- Modificación con Mg puro
- Inoculación con ferrosilicio
- Se coló en moldes de arena
- Se realizó el tratamiento térmico de recocido al material
- Se procedió a preparar probetas para los diferentes ensayos
- Se utilizó el horno de mufla para austenizar las probetas a las temperaturas de 850°C y 900°C durante 3 horas
- Para el baño isotérmico se trabajó con el horno de sales con una composición de 55% de nitrato de potasio y 45% de nitrato de sodio.
- Se efectuó el austempering en el baño de las características anteriores a temperaturas de baño de 235°C, 350°C, 420°C y a tiempos de 1, 2, 3, 4 y 5 horas.

En más detalles este procedimiento será dado en los acápites 3.3 y 3.5.2.

Los materiales que se han utilizado fueron de una composición química conocida; esto debe tenerse como

una práctica usual a fin de poder efectuar cálculos previos que relacionen la composición final del hierro nodular con la composición de las materias primas.

Como material de carga se han empleado retornos de hierro nodular (cigueñales automotrices).

Como ajuste de la composición se han agregado carbón en forma de plumbagina, cobre como alambre, cromo en forma de láminas, acero inoxidable austenítico y níquel también en forma de láminas.

Para efectuar la modificación se utilizó la aleación AZ33A.

Como inoculador y ajuste de la composición se utilizó ferrosilicio. En la tabla IV se indica la composición química de cada material utilizado en la obtención del hierro nodular.

3.2. EQUIPO UTILIZADO

Las prácticas de fundición fueron efectuadas en el taller "Fundiciones Siderúrgicas W&Z", cuyos propietarios prestaron su valiosa cooperación, permitiendo realizar todas las experiencias en sus instalaciones hasta obtener hierro nodular. Las prácticas de austempleado y metalografía se efectuaron en el Laboratorio de Sólidos y los análisis químicos se procesaron en el Laboratorio de Química de la ESPOL y FUNASA.

TABLA IV.- COMPOSICION QUIMICA DE LOS MATERIALES UTILIZADOS EN LA OBTENCION DEL HIERRO NODULAR.

MATERIAL	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni
"	%	%	%	%	%	%	%	%
CIGUEGALES	3.3	2.0	0.9	0.05	0.01			
PUMBAGINA	100.0							
ALAMBRE Cu						100		
LAMINA A.I.A.	0.15	1.0	2.0				18	8
LAMINAS Ni								100
EZ33A			0.2					
FERROSILIC		75.0						

MATERIAL	Mg	Zn	Zr	Tierras raras	Al	Ca	Fe
"	%	%	%	%	%	%	%
CIGUEGALES	0.003						B
PUMBAGINA							A
ALAMBRE Cu							L
LAMINA A.I.A.							A
LAMINAS Ni							N
EZ33A	93.6	2.7	0.5		3		C
FERROSILIC					1.3	0.6	E

Para llegar a la culminación del presente trabajo se empleó el siguiente equipo:

- Horno de inducción
- Mechero
- Cuchara de colado de 300 Kg de capacidad
- Balanzas de precisión hasta de 100 gr.
- Balanza electrónica de precisión de centésimas de gramos.
- Accesorios adicionales de fundición
- Horno de mufla
- Horno de sales
- Escleroscopio para mediciones de dureza
- Equipo para ensayo Jominy
- Microscopio de reflexión OLYMPUS modelo PME
- Equipo de pulido
- Péndulo Charpy
- Probador de dureza Rockwell

3.3. ENSAYOS DE FUSION

Se siguió el siguiente proceso:

- Se desarrolló el cálculo previo para la obtención del hierro base
- Se pesó la carga y los constituyentes que van a entrar en la misma
- Se colocó la carga en el horno de inducción, la cual consistía de cigueñales de hierro nodular (250 Kg)

- Se procedió a agregar el Cr (555 gr) como acero inoxidable austenítico, seguido por el Ni (125 gr) ambos en forma de láminas, después el Cu (175 gr) como alambre se agregó a la carga y por último el C (0.53 Kg) en forma de plumbagina.
- Se preparó la cuchara de colado con un hueco en el fondo de la misma en donde se ha colocado el Mg en forma de trocitos (176 gr) y se tapó de arena con silicato y se procedió a gasear con CO_2 logrando endurecer la superficie para posteriormente precalentar con el mechero.
- Una vez listo el metal base se vació el mismo en la cuchara de colado, como se observa en la figura 38.
- A continuación con una lanza se agujereó el fondo de la cuchara para de esta manera comenzar la acción modificadora del magnesio.
- Después de 3 minutos se agregó el ferrosilicio (1.4 Kg) en pequeños trozos para inocular.
- Por último se procedió al colado en moldes de arena.

Es importante destacar que se realizaron 5 ensayos de fusión de los cuales, los 4 primeros resultaron infructuosos. En la tabla V se dan los valores de las cargas para los ensayos de fusión realizados.

TABLA V.- VALORES DE CARGA PARA ENSAYOS DE FUSION

ENSAYO	CARGA (Kg)	CARGA (Kg) ALEANTES PARA AJUSTE COMPOS.	MODIFIC. (Kg)	INOCUL. (Kg)
1	150	0.843	0.060	0.93
2	150	0.843	0.075	0.93
3	200	1.110	0.090	1.20
4	250	1.385	0.125	1.50
5	250	1.385	0.176	1.40

3.4. CONTROL DE CALIDAD DE FUSION

El objeto del control de calidad consiste en determinar mediante ensayos de laboratorio las propiedades mecánicas y microestructuras metalográficas del material.

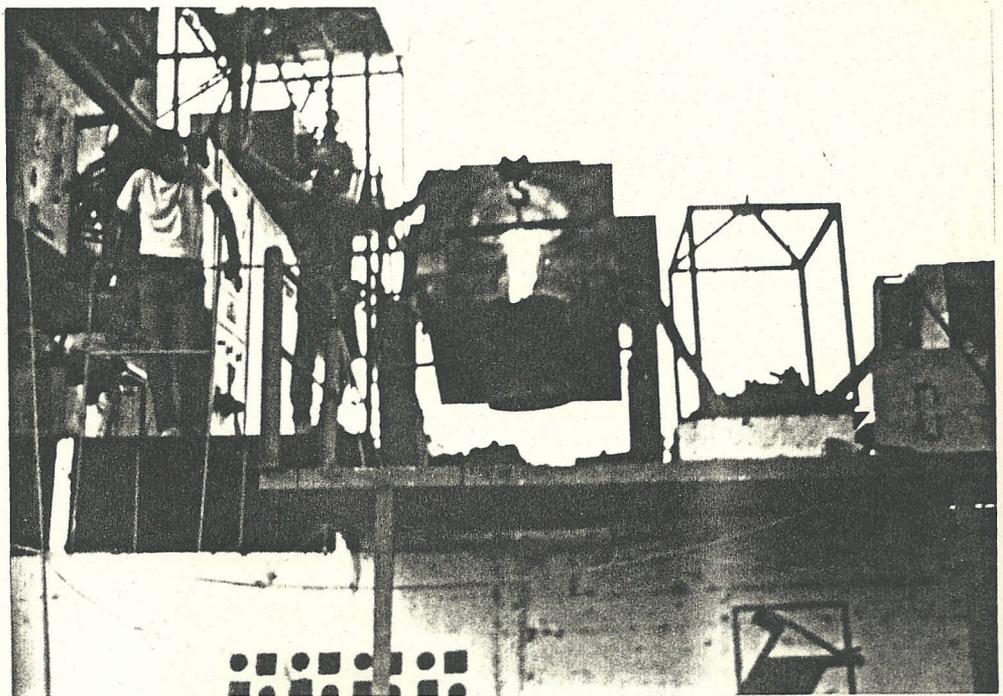


FIGURA 38.- VACIADO DEL HIERRO BASE EN LA CUCHARA DE TRATAMIENTO.

Las pruebas mecánicas que se han efectuado fueron ensayos de impacto y los ensayos de dureza para determinar el número de dureza Brinell.

En pruebas metalográficas se determino al microscopio: el tipo de grafito nodular, el porcentaje de nodularización, el tamaño de los nódulos, distribución de los nódulos y la matriz del hierro nodular.

3.4.1. ANALISIS METALOGRAFICO

El análisis microscópico permite determinar la naturaleza, morfología, dimensiones, cantidad y distribución de los componentes estructurales y provee al Ingeniero los datos indispensables para la selección de un material que será utilizado como un elemento mecánico.

Para analizar completamente la microestructura del hierro nodular se han realizado dos tipos de examen metalográfico: metalografía sin ataque y metalografía con ataque químico.

Metalografía sin ataque

Mediante él se determinó: el tamaño de los nódulos, el porcentaje de nodularización, el tipo de grafito nodular y la distribución de los nódulos, usando la norma ASTM A247. Los

resultados se pueden apreciar en la microfotografía de la figura 39.

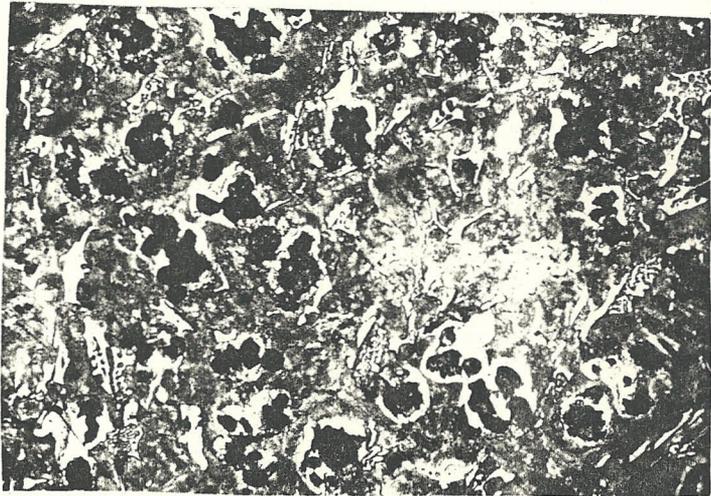


FIG. 39.- MICROFOTOGRAFIA DEL HIERRO NODULAR
EN EL ESTADO RECIEN FUNDIDO.
PERLITICO-FERRITICO: 95-5%
TAMANO DE GRAFITO: 5
100% NODULAR
TIPO DE GRAFITO: II Y IV
DISTRIBUCION DE NODULOS: 3
DUREZA: 280 HB

Metalografía con ataque

Efectuando el ataque químico, se pone de manifiesto la morfología, la proporción y la coloración de cada uno de los constituyentes metalográficos de las probetas.

Para observar la matriz del hierro nodular, se usó como reactivo de ataque, una solución de Nital al 2% (100 cc de alcohol etílico y 2 cc de ácido nítrico concentrado).

Al atacar se observó una matriz perlítica-ferrítica 95-5% respectivamente, como se puede apreciar en la microfotografía 39.

3.4.2. ANALISIS QUIMICO

El conocimiento de la composición química de la fundición nodular es muy importante, ya que las propiedades mecánicas de las mismas se hallan directamente influenciadas por la presencia o ausencia de los diferentes constituyentes tales como: C, Si, S, P, Mn, Cu, Ni, Cr, Mg.

El análisis químico fue realizado en el Laboratorio de Química de la ESPOL y en el Laboratorio de FUNASA proporcionando los resultados dados en la tabla VI.

TABLA VI.- COMPOSICION QUIMICA DEL MATERIAL
PARA AUSTEMPLAR.

	C		3.49%	
	Si		2.30%	
	Mn		0.85%	
	P		0.05%	
	S		0.01%	
	Cu		0.07%	
	Cr		0.04%	
	Ni		0.06%	
	Mo		0.05%	
	Mg		0.09%	

3.5. TRATAMIENTO TERMICO DEL HIERRO NODULAR BASE

El hierro nodular en el estado de recién fundido (as cast) observó una matriz perlítica, además de una elevada dureza y presencia de carburos, por lo que se hizo necesario recocerlo para transformar a matriz ferrítica, disolver carburos, disminuir dureza y mejorar maquinabilidad.

El recocido se llevó a cabo de la siguiente manera:

Se calentó el horno de mufla a 900°C, a dicha temperatura se introdujeron las probetas de 1" de diámetro y 5" de largo y los bloques para ensayos mecánicos y se mantuvo a esta temperatura 3 horas, se enfrió lentamente hasta alcanzar los 650°C, el resto del enfriamiento se lo hizo al aire.

Así se pudo observar en la microfotografía de la figura 40 como se ha transformado después del recocido a estructura enteramente ferrítica.

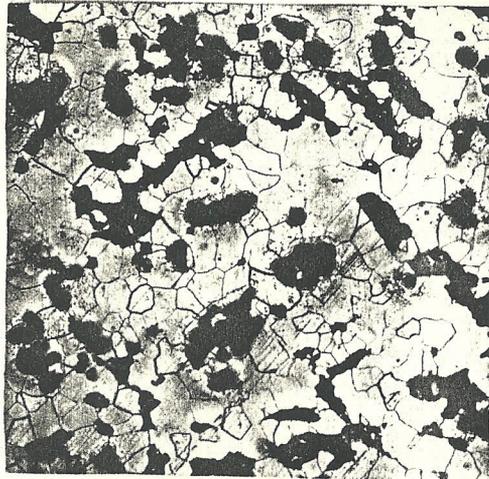


FIG. 40.- FOTOMICROGRAFIA DEL HIERRO NODULAR RECOCIDO.

DUREZA: 190 HB

REACTIVO: NITAL 2% AUMENTOS 100 X

3.5.1. ENSAYO JOMINY

Para el estudio de la templabilidad del hierro nodular se ha realizado el ensayo Jominy.

Para obtener resultados reproducibles y comparables fue preciso que el ensayo se verifique bajo determinadas condiciones.

LA probeta es cilíndrica de 1" de diámetro y 4" de longitud.

La probeta se colocó en el horno de mufla, debiendo alcanzar la temperatura de austenización de 1750°F y se mantiene 60 minutos dentro del mismo, al cabo del cual se llevará al dispositivo de temple que estuvo seco y se abrió la llave de agua, no debiendo

ENSAYO DE TEMPLABILIDAD
ESPECIFICACION ASTM (A255)

ESPECIF.	No. PRB.	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	TAUST.	tAUST.
x	1	3.49	0.85	0.05	0.01	2.30	0.06	0.04	0.05	0.07	1750°F	1.h.
o	2	3.49	0.85	0.05	0.01	2.30	0.06	0.04	0.05	0.07	1750°F	1.h.
Δ	3	3.49	0.85	0.05	0.01	2.30	0.06	0.04	0.05	0.07	1750°F	1.h.

SERVACIONES:

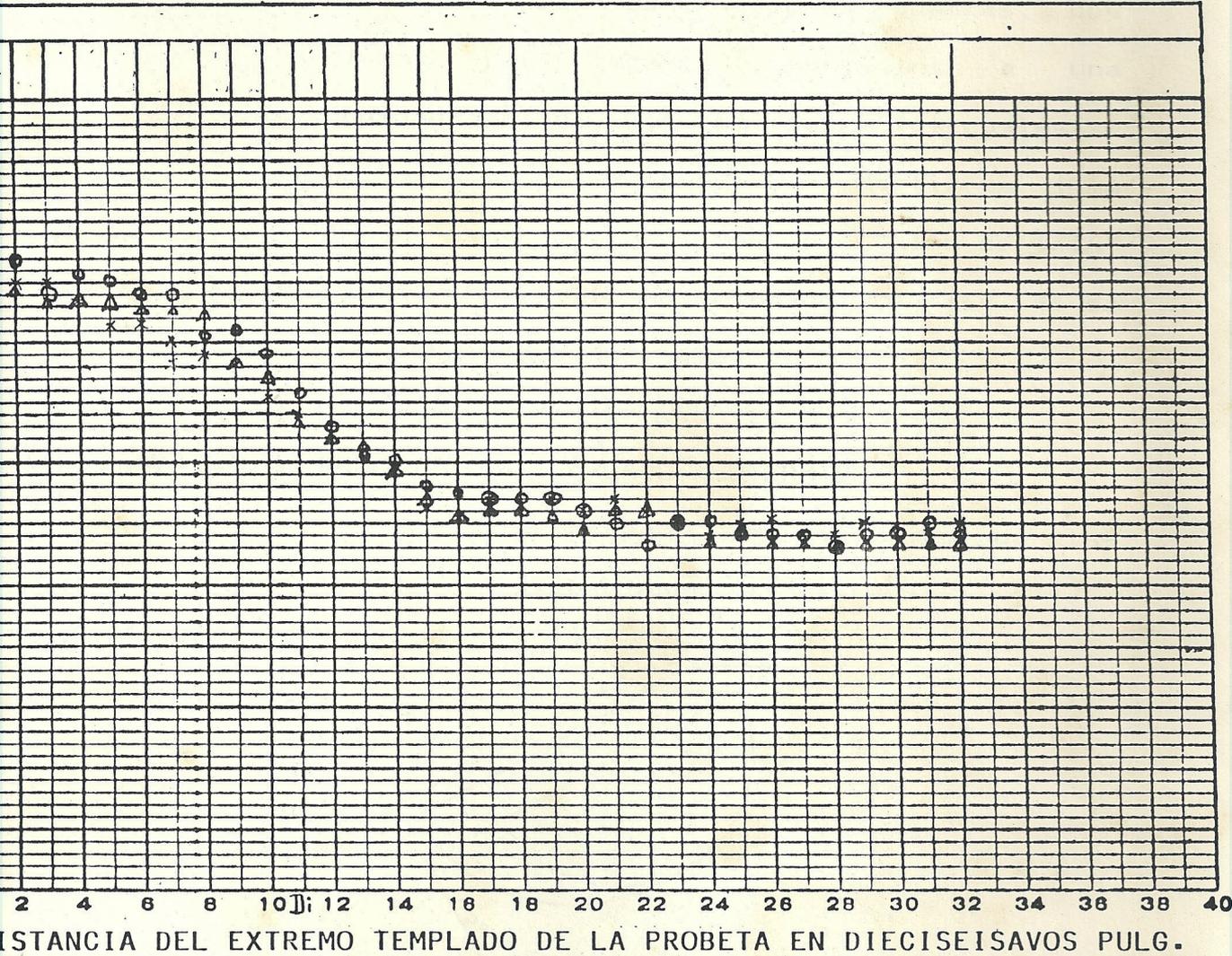


FIG. 41: RESULTADOS DEL ENSAYO JOMINY

transcurrir más de 5 segundos entre la salida del horno y el comienzo del temple.

Se mantuvo el chorro de agua durante 10 minutos y después se sumergió en agua para evitar el revenido de la parte templada por el calor del otro extremo, quizás no del todo frío.

Una vez fría la probeta, se rectificó a lo largo de dos generatrices opuestas, dos planos perfectamente paralelos a una profundidad de 0.4 mm sobre los cuales se halló la dureza Rockwell C a partir de 1 mm de la cara templada, en intervalos de $1/16$ " hasta 2" del extremo templado. La fig. 41 da los resultados del ensayo.

3.5.2. PRACTICA DE TEMPLADO ISOTERMICO

Se han preparado 30 probetas de las siguientes dimensiones (figura 42):

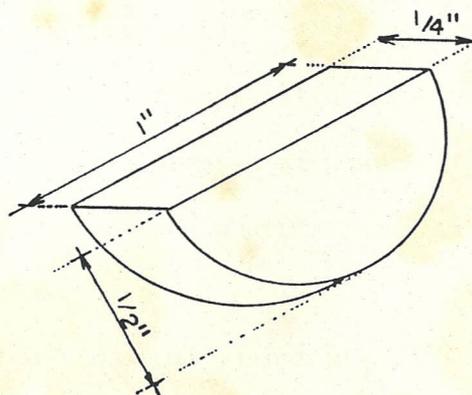


FIG. 42.- ESQUEMA PROBETA ENSAYO AUSTEMPERING

Además se han maquinado 24 probetas Charpy sin entallo para ser austempladas.

Se trabajó a temperaturas de austenización de 850 y 900°C, manteniendo las probetas en el horno de mufla 3 horas a dichas temperaturas. Para evitar la descarburización se utilizó carbón activado.

Para el temple isotérmico se ha trabajado con una sal compuesta por 55% de nitrato de potasio y 45% de nitrato de sodio, la cual tiene un rango de trabajo de 200 a 550°C.

Con la utilización del horno de sales se varió la temperatura del baño de sal a 235°C, 350°C y 420°C, manteniendo las probetas inmersas en el baño de 1 a 5 horas.

Con el fin de mejorar la identificación, las probetas fueron codificadas de la siguiente manera:

Se utilizan tres dígitos.

El primer dígito indica la temperatura de austenización:

1 para la temperatura de 850°C

2 para la temperatura de 900°C

El segundo dígito indica la temperatura de austemplado:

1 para temperatura de 235°C

2 para temperatura de 350°C

3 para temperatura de 420°C

El tercer dígito indica el tiempo de austemplado:

1 para una hora de austemplado

2 para dos horas de austemplado

3 para tres horas de austemplado

4 para cuatro horas de austemplado

5 para cinco horas de austemplado

La técnica operativa es la siguiente:

- Se calentó el horno de mufla a la temperatura de austenización (850°C, 900°C)
- Se colocaron las probetas en el horno sumergidas en carbón activado para protegerlas de la descarburización y se mantuvo tres horas, tiempo suficiente para homogenizar la estructura.
- Se preparó el horno de sales con la sal ya fundida a la temperatura de austemplado (235, 350, 420°C).
- Se sacan las probetas del horno de mufla y se procedió a templar en el baño de sal, manteniéndolas inmersas para que la transformación isotérmica ocurra de 1 a 5 horas y por último se procedió a sacar del horno una probeta cada hora para así ser enfriada al aire.
- Es importante destacar que el tiempo al sa-

car las probetas del horno de mufla y templar en baño de sal fundida debe ser lo más rápido posible, no más de 4 segundos a fin de evitar la formación de estructuras innecesarias como son ferrita y perlita.

- Para finalizar se han lavado las probetas con agua tibia, para quitar la sal que se ha solidificado en la superficie de las mismas, a fin de evitar su ataque corrosivo. La figura 43 muestra el equipo del ensayo.

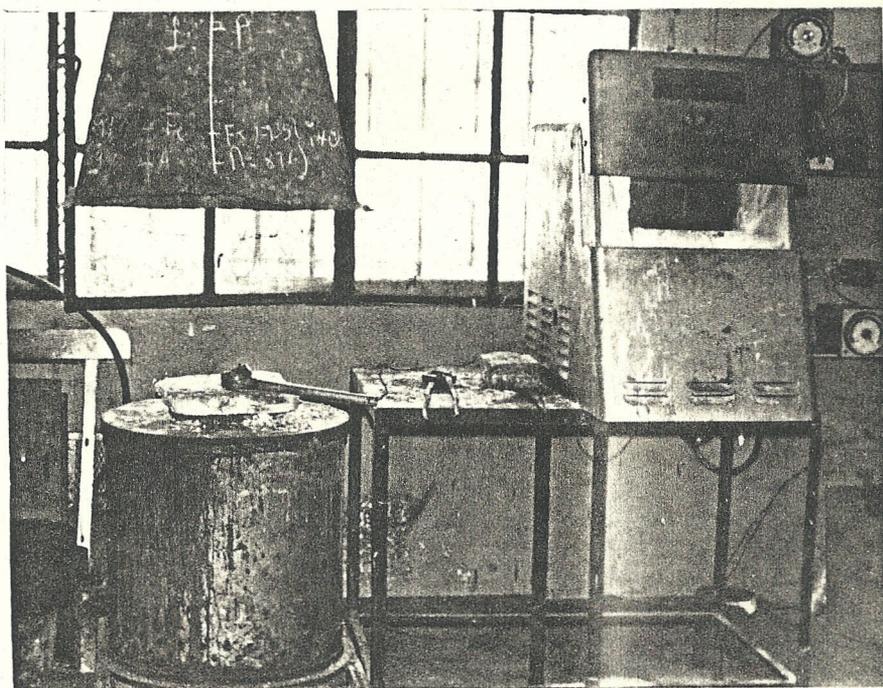


FIG. 43.- EQUIPO PARA ENSAYO DE AUSTEMPLADO

3.5.3. ENSAYO DE TENACIDAD

El ensayo de tenacidad, también conocido como de impacto es utilizado para poder medir una de las propiedades mecánicas de los materiales que es la tenacidad.

Estos ensayos determinan la fragilidad o capacidad de un material de absorber cargas instantáneas.

Las probetas impactadas usadas en esta Tesis fueron similares a las probetas estándar Charpy especificadas en ASTM E23, excepto que éstas fueron sin entallo.

Los ensayos dinámicos de impacto se efectúan en máquinas llamadas péndulos o martillos pendulares. Para realizar el ensayo se coloca el péndulo a una determinada altura, luego se deja caer el péndulo y rompe la probeta, la cual absorbe energía, este valor se lee en la máquina en Kilográmetros.

La resistencia al impacto resulta del trabajo gastado por unidad de sección transversal para romper la probeta de un solo golpe.

Los resultados se dan en la tabla VII.

TABLA VII.- RESULTADOS DEL ENSAYO CHARPY

PROBETA	RESISTENCIA AL IMPACTO Kgm/cm ²
113	3.3
123	3.7
133	1.4
213	2.8
223	2.9
233	0.9

3.5.4. ENSAYO DE DUREZA

En general la dureza puede definirse de acuerdo a los métodos más generalizados para su obtención, como la mayor o menor resistencia que un cuerpo opone a ser rayado o penetrado por otro o es la mayor o menor dureza de un cuerpo respecto a otro tomado como elemento de comparación.

La determinación de la dureza por cualquiera de los posibles procedimientos, nos dará una idea muy aproximada de la resistencia del material a la tracción, de la intensidad del tratamiento térmico y de su aptitud al desgaste y mecanizado.

Para la medición de dureza se utilizó un escleroscopio.

Una vez realizado el austemplado, se secciona cada probeta de tal manera que las caras queden paralelas y pulidas, para medir la

dureza en la parte transversal. En cada probeta se realizan cuatro mediciones de dureza y se saca un promedio. Los resultados del ensayo son mostrados en la tabla VIII.

TABLA VIII.- RESULTADOS DE MEDICIONES DE DUREZA DE LOS DIFERENTES TRATAMIENTOS DE AUSTEMPLADO.

PROBETA	DUREZA BRINELL, HB
111	430
112	440
113	445
114	420
115	450
121	400
122	410
123	395
124	400
125	390
131	370
132	330
133	360
134	360
135	350
211	460
212	450
213	460
214	450
215	470
221	430
222	410
223	430
224	410
225	450
231	340
232	310
233	390
234	340
235	330

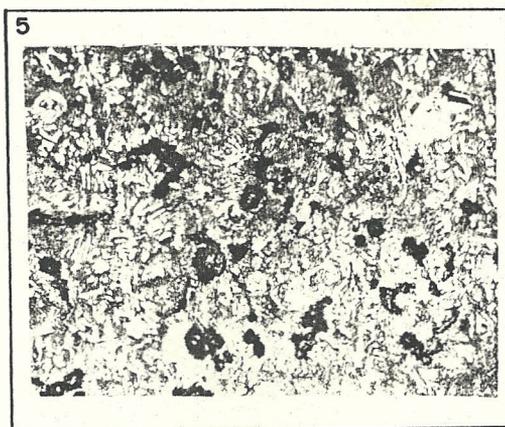
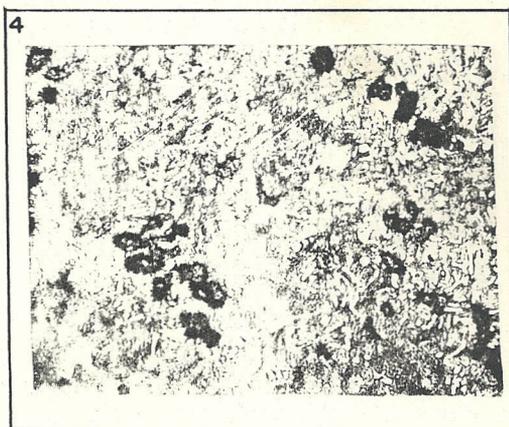
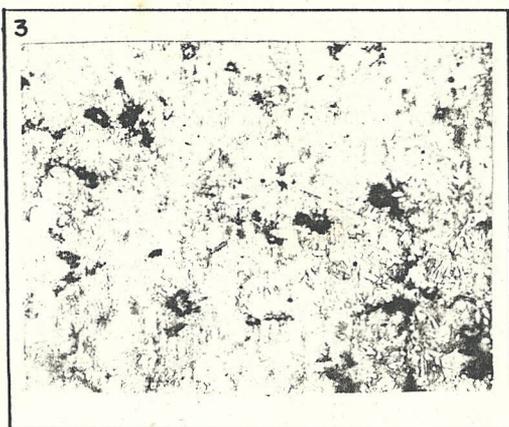
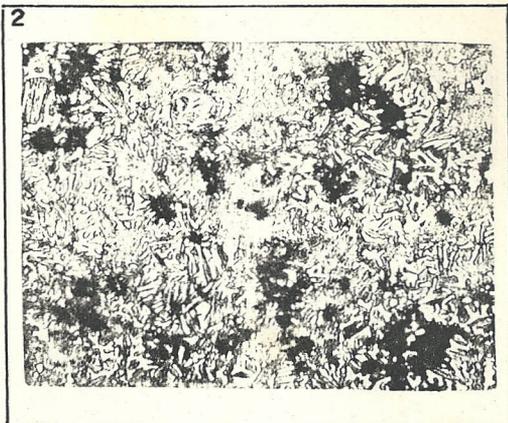
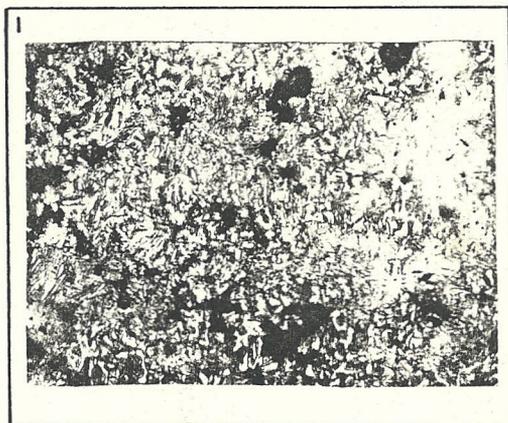
3.5.5. METALOGRAFIA

El análisis metalográfico es uno de los más adecuados y rápidos para conocer la constitución de los hierros nodulares austemplados. La identificación de los constituyentes se realiza en estos ensayos, observando con la ayuda de un microscopio la superficie de una probeta debidamente preparada para este objeto.

Equipo de pulido

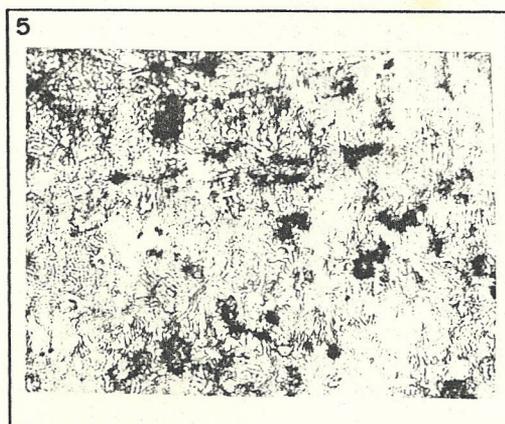
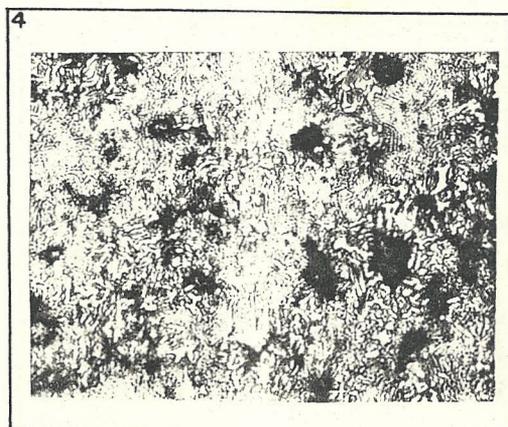
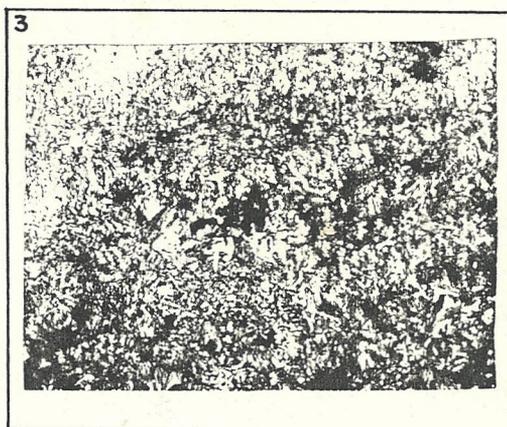
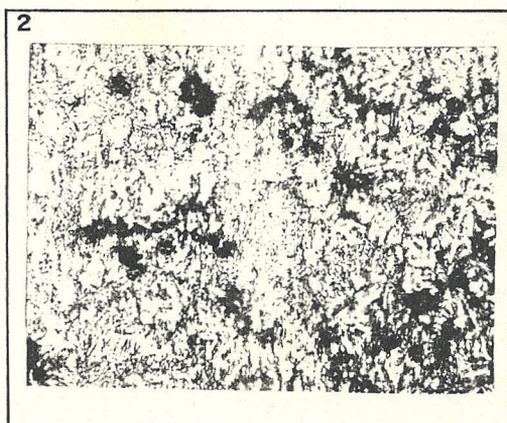
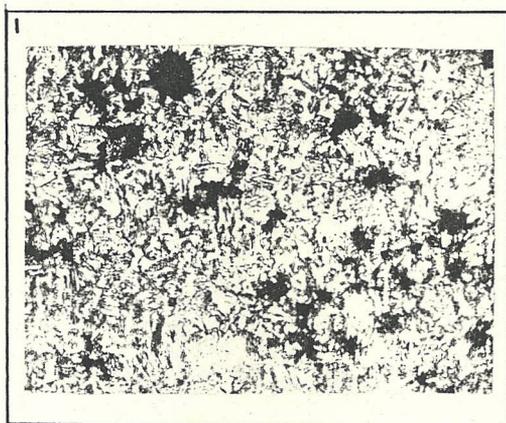
- Pulido intermedio con banco de lijas AB Buehler con papeles de lija # 180-220-320-400-600 frotado cada una con cera carnauba y pulido en seco.
- Pulido fino en máquina pulidora de disco rotativo STRUERS modelo DPU con pasta de diamante de 1/4 de micra.
- Ataque químico con NITAL 2%
- Observación metalográfica y fotomicrografía en microscopio de reflexión OLYMPUS modelo PME.

Las microestructuras referentes de cada una de las experiencias se muestran en las figuras 44 a 73.



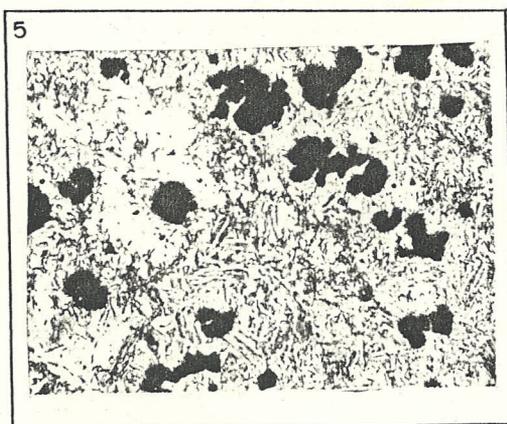
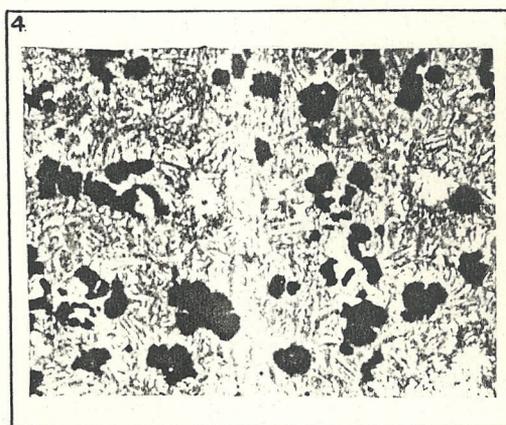
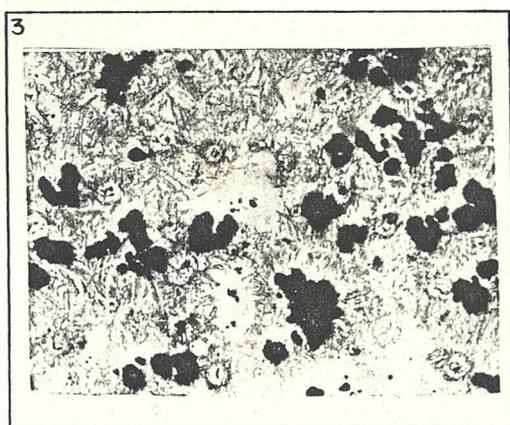
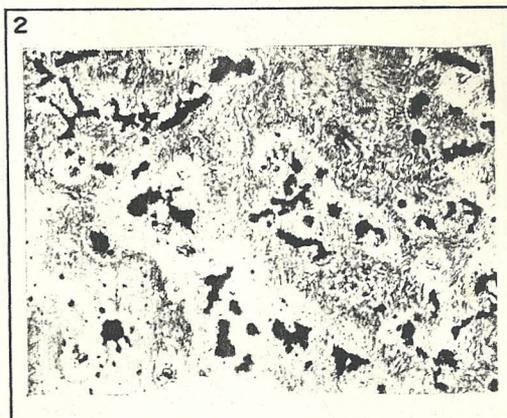
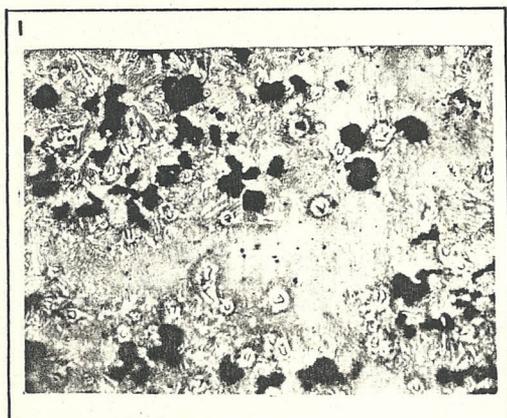
Figs 44 - 48 FOTOMICROGRAFIAS CORRESPONDIENTES A LAS PROBETAS
AUSTEMPLADAS 111, 112, 113, 114 y 115

REACTIVO: NITAL 2% AUMENTOS 100X



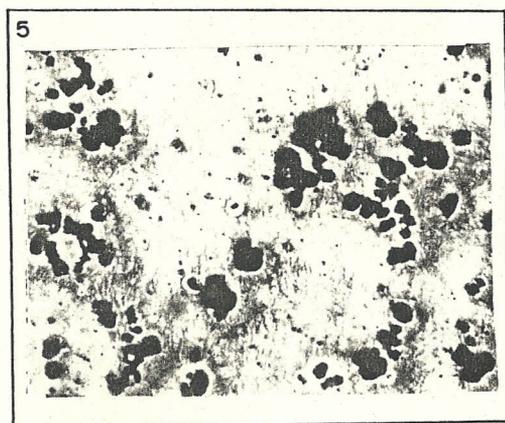
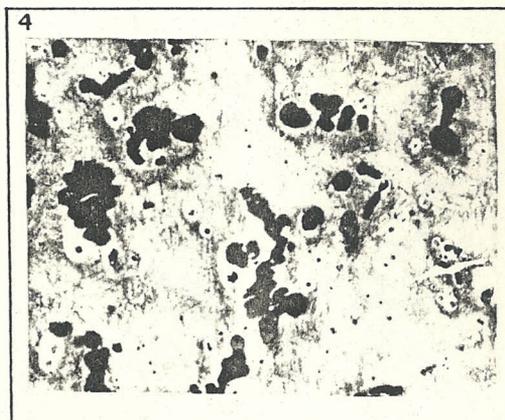
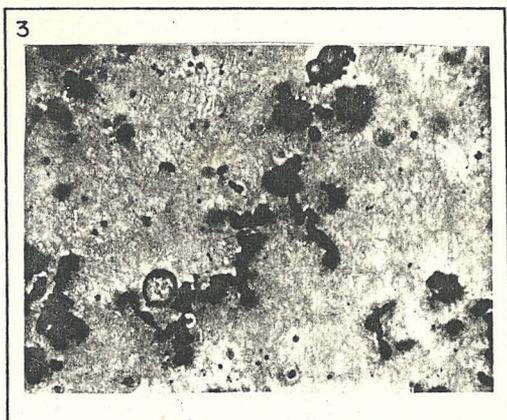
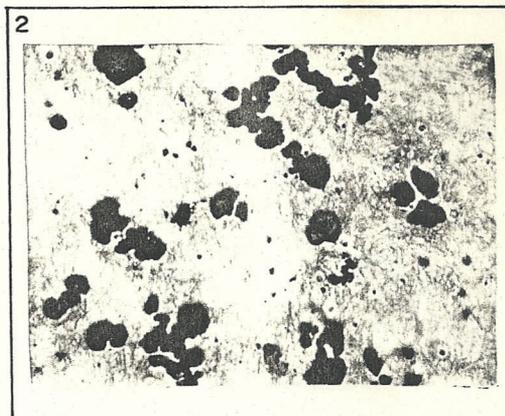
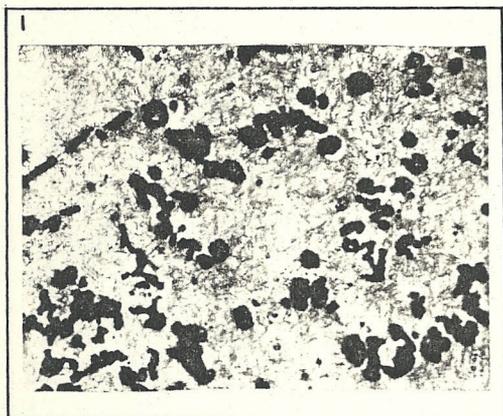
Figs. 49 - 53 FOTOMICROGRAFIAS CORRESPONDIENTES A LAS PROBETAS
AUSTEMPLADAS 121 , 122 , 123 , 124 y 125

REACTIVO: NITAL 2% AUMENTOS 100X



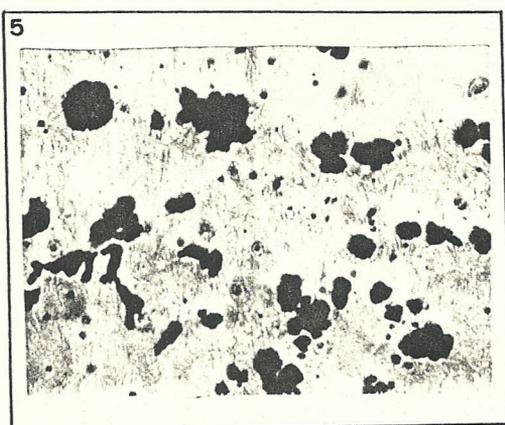
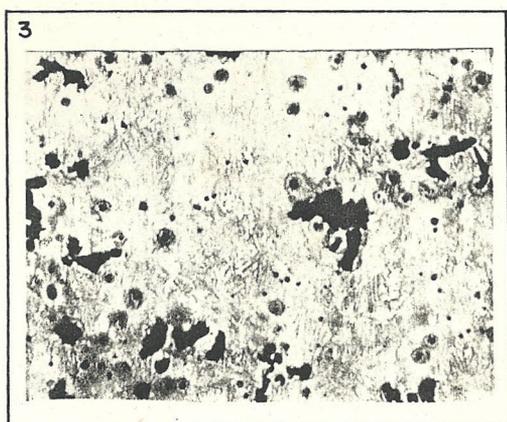
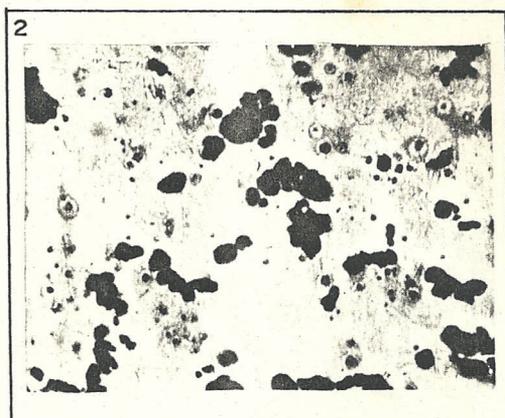
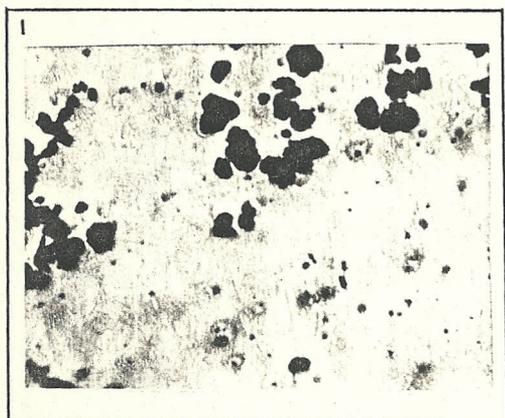
Figs. 54 _ 58 FOTOMICROGRAFIAS CORRESPONDIENTES A LAS PROBETAS
AUSTEMPLADAS 131, 132, 133, 134 y 135

REACTIVO: NITAL 2% AUMENTOS 100 X



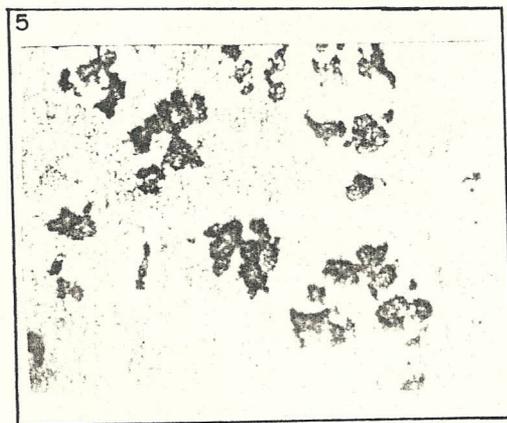
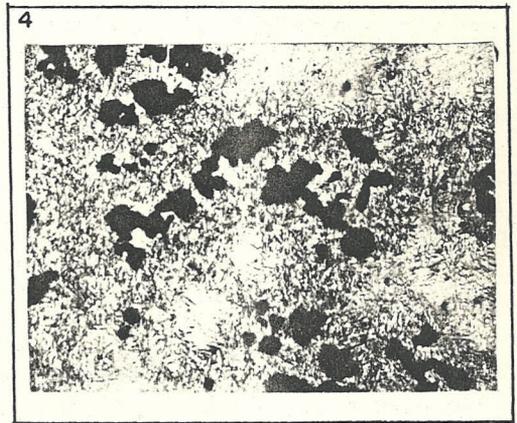
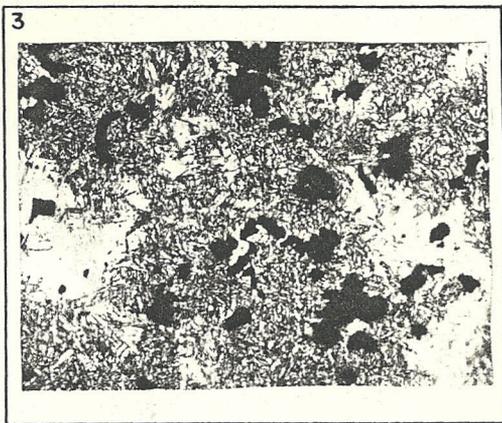
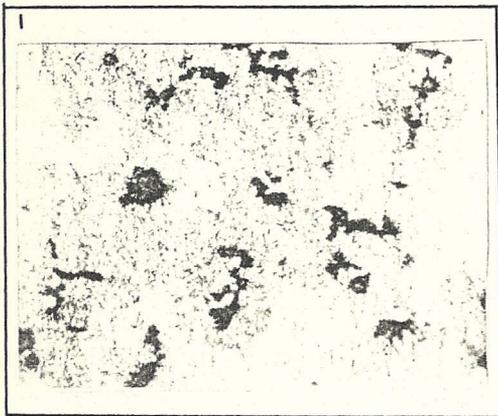
Figs. 59-63 FOTOMICROGRAFIAS CORRESPONDIENTES A LAS PROBETAS
AUSTEMPLADAS 211, 212, 213, 214 y 215

REACTIVO: NITAL 2% AUMENTOS 100 X



Figs. 64_68 FOTOMICROGRAFIAS CORRESPONDIENTES A LAS PROBETAS AUSTEMPLADAS 221, 222, 223, 224 y 225

REACTIVO: NITAL 2% AUMENTOS 100 X



Figs. 69_73. FOTOMICROGRAFIAS CORRESPONDIENTES A LAS PROBE...
TAS AUSTEMPLADAS 231, 232, 233, 234 y 235.

REACTIVO: NITAL 2% AUMENTOS 100 X

DISCUSIONES DE LOS RESULTADOS

El objetivo principal de la experimentación ha estado relacionado con los efectos de los parámetros del tratamiento térmico sobre las microestructuras y por ende con las propiedades mecánicas finales del ADI.

Se han estudiado los efectos de temperatura de austenización, temperatura y tiempo de transformación isotérmica sobre dureza, impacto y sobre la matriz del material, este análisis es realmente el punto central del presente trabajo.

Durante la fase experimental se han encontrado algunos problemas relacionados principalmente con la obtención del hierro base, por limitaciones del control de la composición química.

No se ha podido verificar la composición de las coladas realizadas, aunque se ordenaron hacer análisis químicos tanto en la ESPOL como en el laboratorio de una planta industrial sin encontrar una concordancia entre ellos, ni con las metalografías hechas en muestras de las coladas.

Para modificar se utilizó Magnesio puro ya que no se dispuso de alguna aleación de Mg, esto entorpeció en parte el proceso ya que la modificación es problemática cuando se trabaja con Mg puro, de esto se desprende que el material no se modificó en la forma que se debería. Con lo cual la inoculación también no resultaría tan idónea.

En la figura 39 se puede observar los resultados del hierro nodular en estado recién fundido, dando una matriz perlítica-ferrítica (95-5%), el tamaño de grano 5, el tipo de grafito II y IV, la distribución de nódulos 3.

Como el material poseía alta dureza y presencia de carburos, lo cual dificultaba la maquinabilidad del material, fue necesario la realización del tratamiento térmico de recocido para poder obtener las probetas para los diferentes ensayos realizados.

La figura 40 identifica una matriz enteramente perlítica después del tratamiento térmico de recocido.

Para el estudio de la templabilidad del hierro nodular se realizaron tres ensayos Jominy con las mismas condiciones iniciales del material. Los resultados del ensayo se pueden observar en la figura 41 cuyas curvas son típicas de un hierro nodular no aleado.

En la punta de la probeta se observó la presencia de 100% Martensita y fue decayendo hasta un diámetro crítico de 11/16". En austemplado es necesario saber el diámetro crítico, ya que si bien la sección de las piezas a tratar es superior al mismo, la evacuación de calor en el baño de sales puede ser insuficiente para alcanzar una velocidad de enfriamiento tal que evite la formación de ferrita o perlita.

Se puede observar en la figura 74 que al aumentar la temperatura de austenización la resistencia al impacto

decae. Esto puede ser debido al exceso de Mg. existente en el material el cual puede combinarse con el P presente como impurezas formando un precipitado de Mg-P que se descompone durante la austenización especialmente si ésta se efectúa a elevada temperatura liberando P que se segrega en los bordes de grano fragilizando el metal y por ende disminuyendo la resistencia al impacto.

Metalografía muestra la presencia de varias zonas segregadas o sea con disminución de bainita y presencia de martensita-austenítica la cual fragiliza el material reduciendo de esta manera la plasticidad del mismo. La segregación se produce por el elevado contenido de manganeso ubicado en las zonas intercelulares, el cual en los 3 análisis químicos del material realizados coinciden con 0.75% que sobrepasa el límite máximo establecido para el material que es de 0.5%.

Al elevar la temperatura de austenización no solamente se incrementa la solubilidad del carbono en austenita sino también el tamaño de grano de la misma y de esta manera disminuye también la resistencia al impacto.

En la misma figura se observa que a temperatura de austemplado de 420°C tanto a alta como baja temperatura de austenización existe un decremento sustancial de la resistencia del impacto. Lo cual puede suceder ya que a elevada temperatura de austemplado la difusión del carbono es mayor con lo que sucede más rápido la etapa I y como las curvas de templabilidad del ensayo Jominy

TEMPERATURA DE AUSTENIZACION.

△ 850°C

□ 900°C

$t_a = 3 h.$

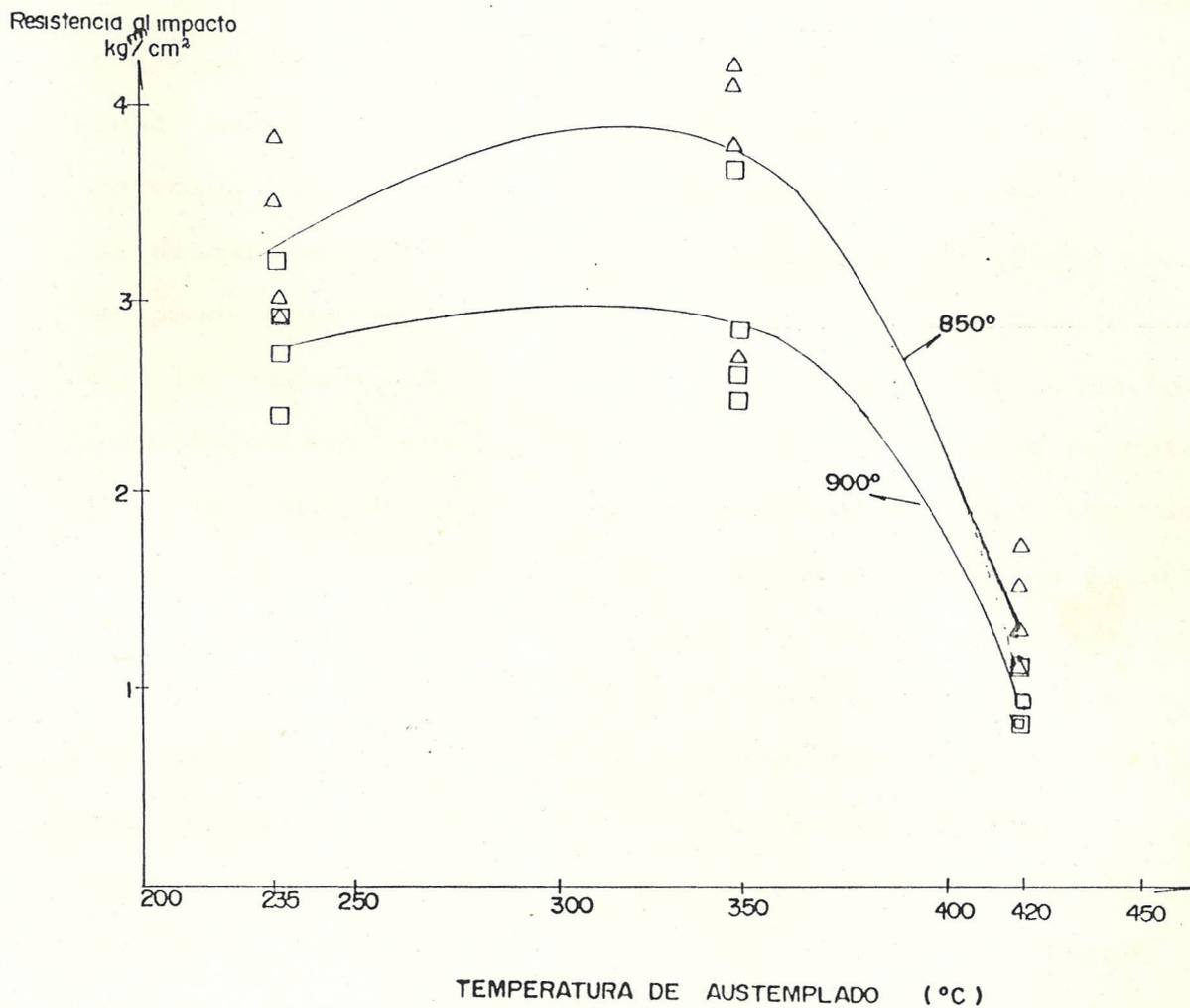


Fig 74 GRAFICO DE LOS RESULTADOS DEL ENSAYO CHARPY

indican que el material es no aleado sucede entonces que el rango de tiempo del final de la etapa I del inicio de etapa II es corto, cabe indicar que este rango ofrece las mejores condiciones de tenacidad. Sucede que la etapa II se inicia en un tiempo más corto con lo que se puede decir que el tiempo de 3 horas ocurre la etapa II, la cual disminuye notablemente la cantidad de austenita retenida y da paso a la formación de carburos con lo que se disminuye excesivamente la resistencia al impacto como se puede observar en la figura.

En la figura 75 y 76 se encuentran graficados los resultados del ensayo de dureza, en las figuras se nota que la dureza no varía considerablemente con la temperatura de austenización, pero se nota una ligera elevación de dureza a la temperatura mayor que es la de 900°C. Lo cual puede ocurrir puesto que a elevada temperatura de austenización se incrementa la solubilidad del carbono de austenita, en consecuencia habrá mayor contenido de carbono en la austenita y también más austenita retenida, ocurrirá más pronto la etapa I y empezará pronto la etapa II con una ligera elevación de la dureza como se puede observar superponiendo los gráficos.

Continuando con el análisis de los mismos gráficos se puede apreciar que al incrementar la temperatura de austemplado decae la dureza, esto sucede porque a bajas temperaturas está el material compuesto por bainita

T. austemplado
△ = 235 °C
□ = 350 °C
○ = 420 °C

T austenización = 850 °C
t austenización = 3 h

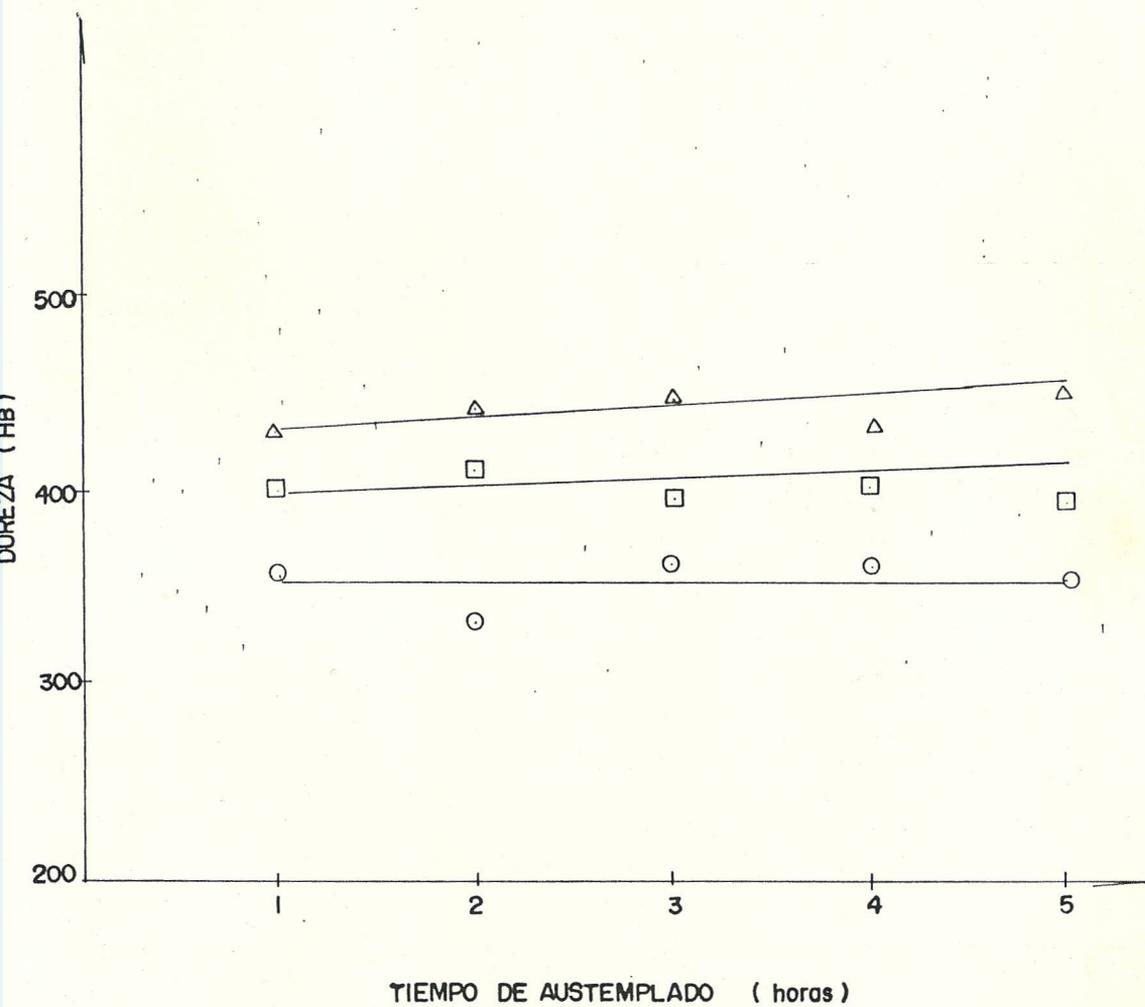


Fig: 75 GRAFICO DEL ENSAYO DE DUREZA

T. autemplado

$\Delta = 235^{\circ}\text{C}$

$\square = 350^{\circ}\text{C}$

$\circ = 420^{\circ}\text{C}$

T. austenización = 900°C

t. austenización = 3 h

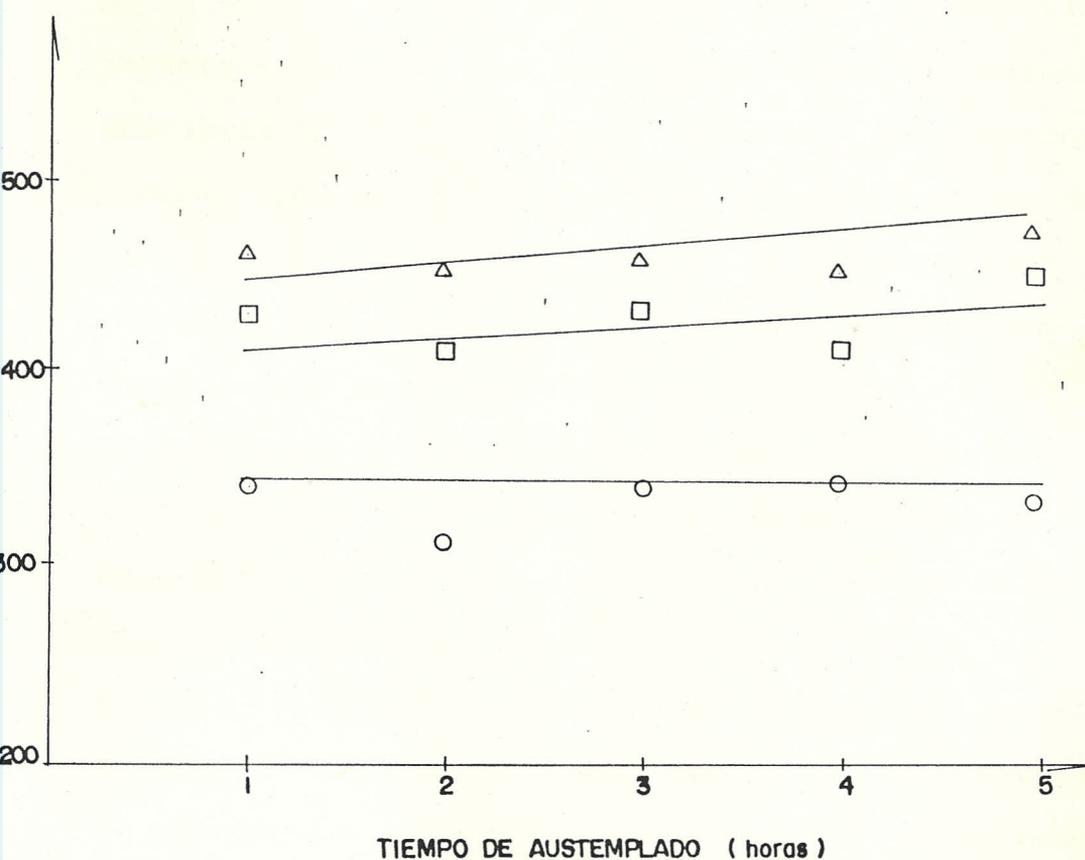


Fig. 76 GRAFICO DEL ENSAYO DE DUREZA

inferior de elevada dureza y una pequeña proporción de austenita retenida. A temperatura de austemplado de 420°C decae notablemente la dureza lo cual se debe a que el material está constituido de bainita superior de baja dureza y una cantidad de austenita retenida en proporción mayor que a bajas temperaturas de austemplado.

Se puede observar también que al incrementar el tiempo de austemplado se nota en las figuras 75 y 76 un incremento en la dureza. Lo cual se debe ya que a grandes tiempo de transformación el carbono enriquecido en austenita, se precipita en la forma de carburos. El contenido del carbono de la austenita es entonces reducido, creando condiciones convenientes para la continuación de la formación bainítica, resultando así un decremento en el contenido de austenita retenida.

En las figuras 44-53, se observa que a medida que aumenta el tiempo de austemplado disminuye levemente la cantidad de austenita retenida, lo cual es más notorio en las figuras 49-52.

En las figuras 54-58 también disminuye la austenita retenida, notándose en forma clara una heterogeneidad de la matriz con presencia de martensita en grandes zonas segregadas.

El mismo fenómeno sucedió a 900°C , salvo que las zonas segregadas son más notorias que a temperatura de austenización de 850°C .

En todas las micrografías se observa que las matrices no

son homogéneas al igual que lo nódulos, esto puede ser atribuido al exceso de magnesio en la modificación la cual al no resultar en forma correcta tiende la inoculación a no ser efectiva.

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

Como conclusiones del presente proyecto se tienen las siguientes:

1. El proceso ensayado en esta tesis en esencia se puede usar como referencia para proyectar equipos para una Planta Industrial, teniendo presente que deben mejorarse las condiciones de los hornos de tratamiento térmico.
2. Se ha conseguido demostrar que la respuesta del material al tratamiento térmico de austemple es positivo en cuanto a cambio de micro-estructura y propiedad de dureza y resistencia al impacto.
3. Con relación al tiempo de austenización puede disminuirse a 2 horas, ya que dicho tiempo es suficiente a las temperaturas de 850 y 900 C., para obtener un buen enriquecimiento de carbono en la austenita.
4. Los tiempos de austemplado de hasta 5 horas son excesivos ya que se produce con seguridad la etapa II, la cual fragiliza el metal. Dichos tiempos se pueden disminuir a 2 horas mejorando la resistencia al impacto y también de esta manera ahorrar energía.

Se plantean como recomendaciones las siguientes:

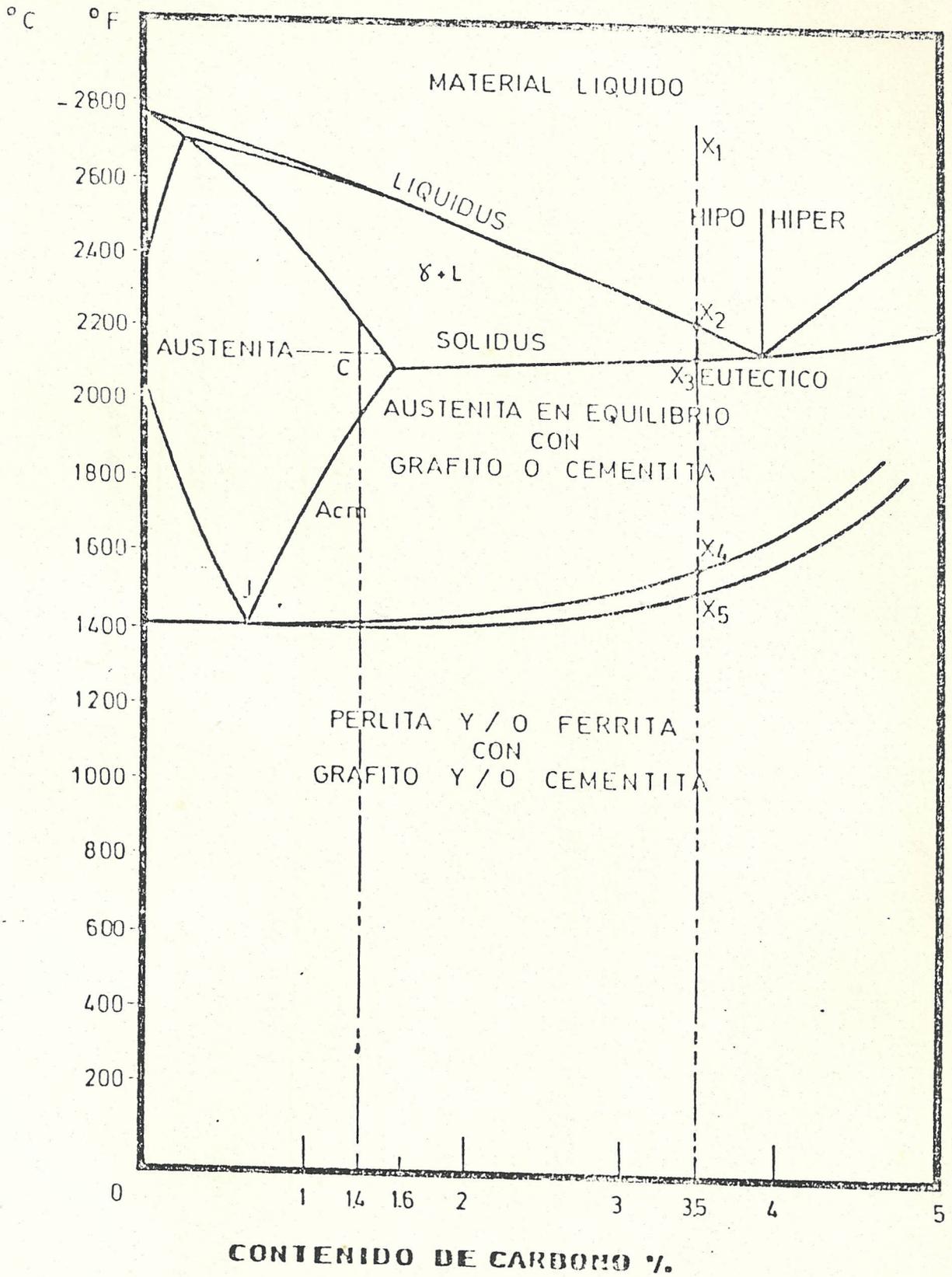
1. Utilizar atmósfera protectora en la austenización para proteger la pieza de la descarburización y la oxidación.
2. Se recomienda poner en operación laboratorio de análisis químico en Fundición a fin de contar con respuestas rápidas y confiables de los procesos de fusión de aleaciones.
3. La ESPOL debería continuar la investigación para depurar la tecnología para la producción de la ADI, de preferencia se sugieren las siguientes investigaciones:
 - a. Influencia del contenido de manganeso sobre las características de impacto.
 - b. Uso de materiales preparados para hierro nodular austemplantable.
 - c. Estudio de influencia de los medios de enfriamiento en las propiedades del ADI.

DIAGRAMAS, TABLAS Y ANEXOS

DIAGRAMA HIERRO CARBONO

125

2.0% SILICIO



GRADOS COMUNES DE HIERRO DUCTIL ESPECIFICACION ASTM A 536

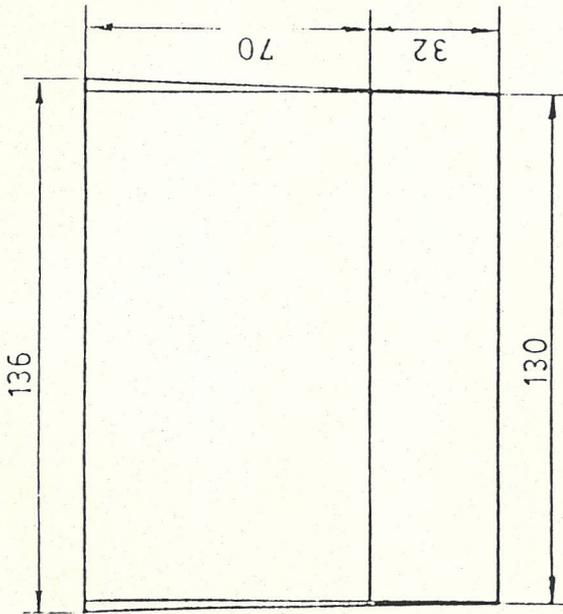
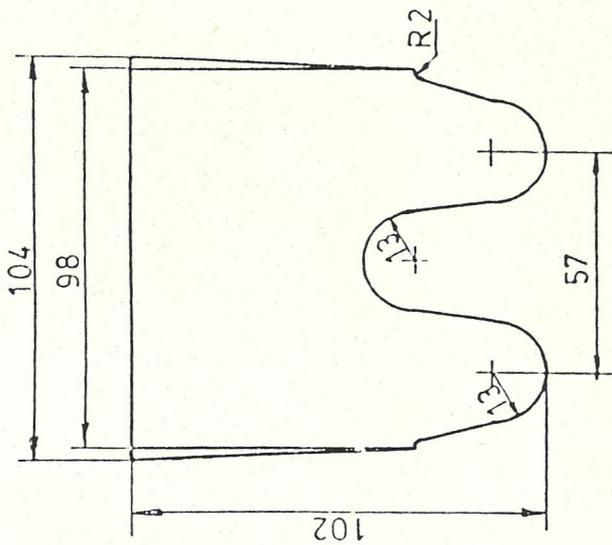
TIPO	RESISTENCIA A TRACCION (psi)	RESISTENCIA A FLUENCIA (psi)	ELONGACION %	DUREZA BRINELL TERMICO	MICROESTRUCTURA TIPICA
60-40-18	60.000	40.000	18	131-170	RECOCIDO FERRITICO
65-45-12	65.000	45.000	12	149-229	----- FERRITICO
80-55-6	80.000	55.000	6	179-255	----- FERRITICO
100-70-3	100.000	70.000	3	229-302	NORMALIZ. PERLITICO
120-90-2	120.000	90.000	2	250-350	TEMPLE Y MARTENSITA REVENIDO REVENIDA

* RT= RESISTENCIA A LA TRACCION

RF= RESISTENCIA A LA FLUENCIA

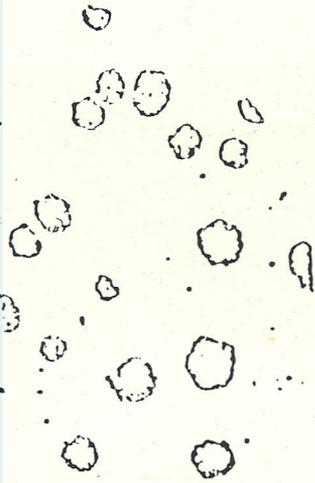
% EL= PORCENTAJE DE ELONGACION

PROPIEDADES MECANICAS Y ESTRUCTURAS TIPICAS DE GRADOS COMUNES DE HIERRO DUCTIL

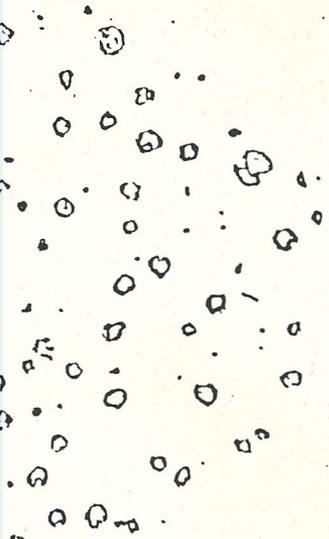


BLOQUE NORMALIZADO ASTM A 339-5 PARA CONFECCION DE PROBETAS DE TRACCION.

Nódulos Por mm^2

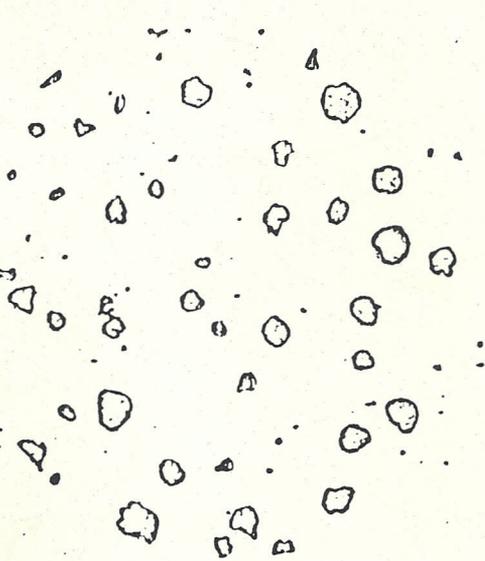


Nódulos Por mm^2

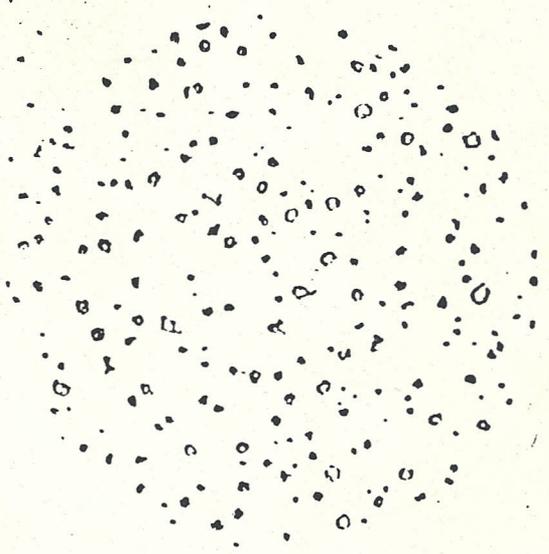


Nódulos Por mm^2

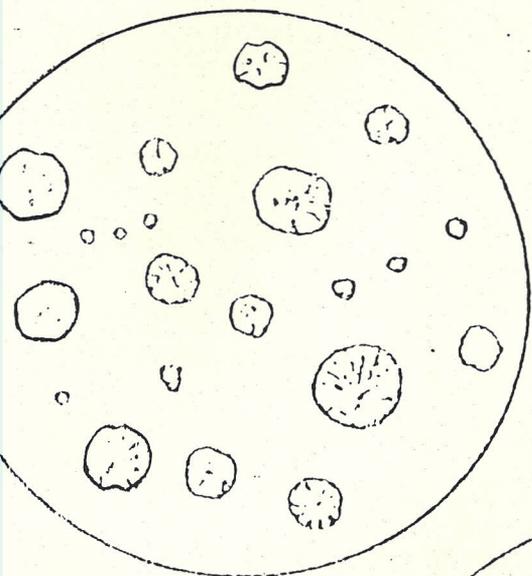
(2) 50 Nódulos Por mm^2



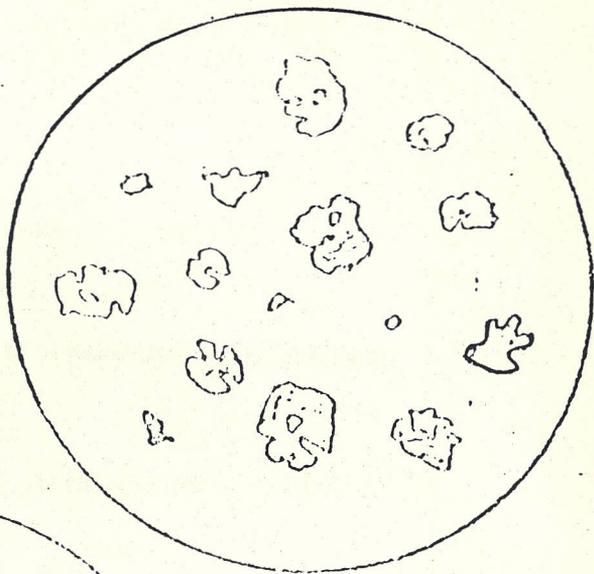
(4) 100 Nódulos Por mm^2



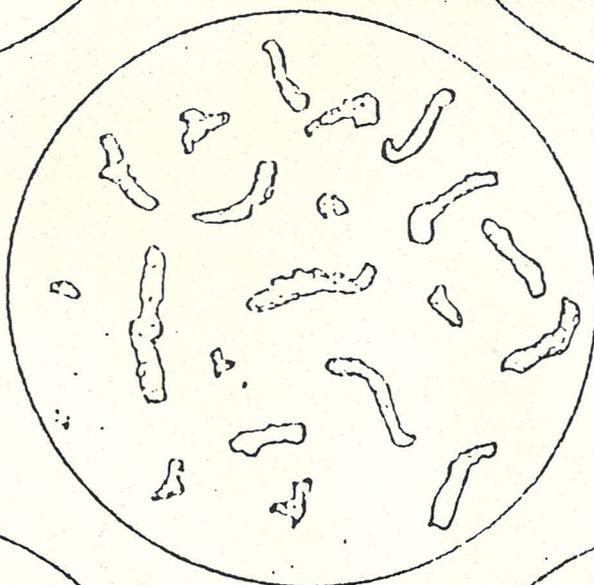
(6) 300 Nódulos Por mm^2



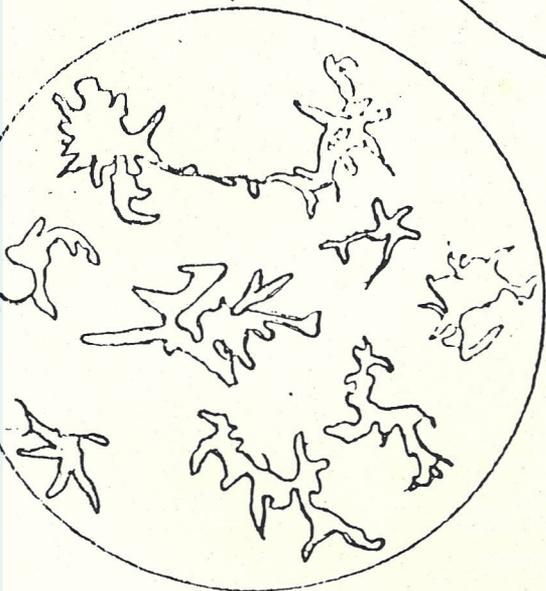
I



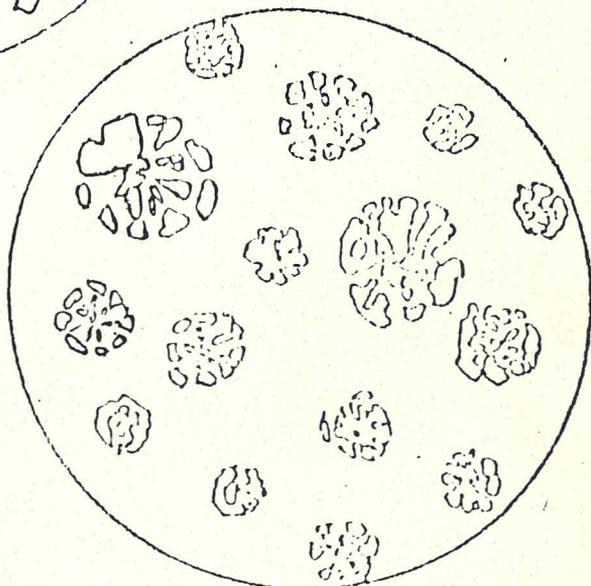
II



III



IV



V

DIAGRAMA PATRON ASTM A 247 PARA LA DETERMINACION DEL TIPO DE GRAFITO NODULAR.

DETERMINACION DEL TAMARO DE GRAFITO (NORMA ASTM A-247)

TAMARO	MAXIMA DIMENSION A 100X (mm)
1	128
2	64
3	32
4	16
5	8
6	4
7	2
8	1

BIBLIOGRAFIA

1. B.C.I.R.A., Austempered and Quench-Hardened Nodular Iron, (Junio 1981), pp. 9-25.
2. E. Dorazil, B. Barta, E. Munsterova, L. Stransky y A. Huvar, High-Strength Bainitic Ductile Cast Iron, (Czechoslovakia: Technical University of Brno, 1982), pp. 53,55,61.
3. J. Janowak, Austempered Ductile Iron, (January 1985), pp. 2-5.
4. J. Tartera, M. Marsal y J. Simon, Fundición Nodular Austemplada (ADI), Un Nuevo Material Para el Futuro (España, Barcelona: Departamento de Metalurgia E.T.S., Diciembre, 1985).
5. S. Karzay, "Ductile Iron Production I", Quebec and Iron Titanium Corporation, Vol 1 (1976), pp. 41-45.
6. R. Blower, The Effect Alloying Elements and Heat Treatment on the Microestructure and Mechanical Properties of Low-Alloy S.G. Iron.
7. M. Johanson, Austenitic-Bainitic Ductile Iron (Kymi Kymmene Engineering Hogfords Foundry Finland, 1970), pp. 117-122.
8. H. Morrogho & J. Grants, Nodular Cast Irons (Foundry, Noviembre 1968).
9. M. Bello, "Tratamientos Térmicos del Hierro Nodular" (Tesis, Facultad de Ingeniería Mecánica, Escuela Superior Politécnica del Litoral, 1985).
10. G. Toala, "Comparación de Propiedades Mecánicas y de

Templabilidad entre el Acero Moldeado de Medio Contenido de Carbono y la Fundición Nodular" (Tesis, Facultad de Ingeniería Mecánica, Escuela Superior Politécnica del Litoral, 1985).

11. BCIRA, Austempered and Quench-Hardener Nodular Cast Iron - Construction Material for High Requeriments, (December, 1980), pp. 7-10.
12. ASTM, Volumen II (Annual Book of ASTM Standards, 1973).