



**INSTITUTO DE  
TECNOLOGIA**

**PROF. JORGE A. SABATO**

**UNIVERSIDAD NACIONAL  
DE GENERAL SAN MARTIN**

**COMISION NACIONAL  
DE ENERGIA ATOMICA**

**MAESTRIA EN  
CIENCIA Y  
TECNOLOGIA  
DE MATERIALES**

**DISEÑO METALÚRGICO  
DE ACEROS DE BAJO  
CARBONO Y BAJA ALEACION  
Y SU APLICACIÓN A  
VARILLAS DE BOMBEO**

**Fabián Horacio Fuhr**

**UNIVERSIDAD NACIONAL DE GENERAL SAN MARTÍN**

**INSTITUTO DE TECNOLOGÍA**

**Diseño Metalúrgico de Aceros de Bajo Carbono y Baja  
Aleación y su aplicación a Varillas de Bombeo<sup>(\*)</sup>**

**Ing. Fabián Fuhr**

**Directora**

**Ing. Teresa Pérez**

<sup>(\*)</sup>Tesis para optar al título de *Magister en Ciencia y Tecnología de Materiales*

**República Argentina**

**1997**

A mi esposa Nancy,  
mis padres Erma y Horacio

## RESUMEN

En el presente trabajo se estudiaron, desde el punto de vista metalúrgico, aceros de bajo carbono y baja aleación (0.15-0.25wt% C, 1.4wt% Mn, 0-0.26wt% Mo, 0-0.55wt% Cr y 0.0013-0.0020wt% B), en la condición templado-revenido y autorrevenido.

Se analizó la cinética de descomposición de la austenita mediante la utilización de la técnica dilatométrica. Se determinó la velocidad crítica de enfriamiento para obtener una estructura totalmente martensítica, la temperatura de comienzo de la transformación martensítica ( $M_s$ ), y se trazaron diagramas tentativos CCT para cada acero estudiado. Esto permitió diseñar acertadamente los tratamientos térmicos utilizados en las aleaciones estudiadas.

Se realizaron tratamientos térmicos de temple - revenido y se estudió la respuesta de estos materiales al autorrevenido. Se analizaron las propiedades mecánicas resultantes de los tratamientos térmicos, (dureza, resistencia a la tracción, tenacidad) y se correlacionaron con la composición química y las microestructura.

Los resultados obtenidos en el presente trabajo, permitieron diseñar dos aleaciones de acero de bajo carbono (0.16 % y 0.24 %) y baja aleación, factibles de ser utilizadas para la fabricación de varillas de bombeo, en la condición templado-revenido y autorrevenido. Variando las condiciones del tratamiento térmico, es posible obtener un amplio rango de propiedades mecánicas ( $932 \text{ MPa} < UTS < 1360 \text{ MPa}$ ). Además, el estudio sobre aceros autorrevenibles, representa una interesante posibilidad de aplicación, tanto en varillas de bombeo, como en otros productos metalúrgicos.

## AGRADECIMIENTOS

Quiero expresar mi más sincera gratitud y profunda estima a:

Teresa Pérez, en lo personal y profesional. Ella es todo lo que una directora debiera ser y aún más.

Directivos de FUDETEC y en particular al CINI, por concederme el privilegio de realizar este trabajo en sus instalaciones.

Instituto de Tecnología UNSM-CNEA, por brindarme la posibilidad de materializar este Post-Grado. Especialmente: Alicia Sarce, por su constante apoyo y afecto.

Daniel Johnson, por su predisposición, y su dinámica; por allanarme el camino en tantas oportunidades.

Todos los integrantes del CINI por crear un clima de trabajo óptimo, especialmente: Mauro Kobrinsky, Claudio Morales, Julio Machado, José Villasante, Jorge Giampaoli, Guillermo Echaniz, Gregorio Murtagian. Por brindarme además, una amistad.

Laboratorios de Siderca, por la utilización de sus equipos, especialmente: Roberto Posa y Oscar Ciancheta del laboratorio Metalográfico.

Personal de Metalmecánica, por la excelente predisposición y asistencia en las tareas realizadas en planta.

# CONTENIDOS

<b>Introducción</b> .....	1
---------------------------	---

## **Capítulo 1: Fundamentos Teóricos**

1.1	Diseño metalúrgico de los aceros .....	3
1.2	Control de las propiedades y microestructura .....	4
1.3	Metodología empleada en el diseño de una nueva aleación.....	5
1.4	Diseño de un acero martensítico .....	6
1.5	Influencia de los elementos de aleación sobre la templabilidad.....	8
	• Efecto del boro sobre la templabilidad en aceros de bajo y medio carbono.....	10
	• Efecto de la composición química, tamaño de grano y temperatura de austenización sobre la templabilidad de aceros al B.....	12
1.6	Influencia de los elementos de aleación en las propiedades mecánicas de un acero martensítico.....	14
	• Efecto del Carbono .....	14
	• Efecto del Manganeso.....	15
	• Efecto del Fósforo.....	15
	• Efecto del Silicio .....	15
	• Efecto del Cromo.....	15
	• Efecto del Molibdeno.....	16
	• Efecto del Vanadio.....	16

## **Capítulo 2: Desarrollo Experimental**

2.1	Metodología de trabajo.....	17
2.2	Descripción de la técnica experimental.....	18
	2.2A Técnica dilatométrica.....	18
	2.2B Tratamientos térmicos.....	22
	• Tratamientos térmicos de temple-autorrevenido en horno de laboratorio .....	22

• Microestructura .....	64
② Análisis de resultados .....	67
• Tamaño de grano austenítico .....	67
• Propiedades mecánicas .....	68
• Relación entre tenacidad y resistencia del material .....	70
4.2B Acero A24 .....	72
① Ensayos realizados .....	72
② Resultados .....	72
• Tamaño de grano austenítico y propiedades mecánicas .....	72
• Microestructura .....	73
② Análisis de resultados .....	76
• Tamaño de grano austenítico .....	76
• Propiedades mecánicas .....	77
• Relación entre tenacidad y resistencia del material .....	79
4.2C Estimación de las propiedades mecánicas .....	80
① Estimación de la dureza .....	80
• Relación con la composición química .....	82
② Estimación de la tensión de fluencia y la UTS .....	82

<b>Conclusiones</b> .....	86
<b>Bibliografía</b> .....	88

## Apéndices

1 Equipamiento utilizado .....	92
2 Curvas dilatómetricas .....	96
3 Estimación de diámetros de redondos y crítico ideal .....	100
4 Gráficos .....	102

• Tratamientos térmicos de temple-autorrevenido con trozos de varilla de bombeo .....	25
• Tratamientos térmicos de temple-revenido .....	25
2.2C Análisis microestructural .....	26

### Capítulo 3: Ensayos Dilatométricos

#### Resultados Experimentales y Discusión

3.1 Materiales utilizados .....	28
3.2 Ensayos realizados .....	28
3.3 Tratamiento de los datos.....	29
3.4 Microestructura .....	39
3.5 Análisis de los resultados .....	45
• Comparación de los $M_s$ obtenidos experimentalmente, con los valores predichos por ecuaciones propuestas en la bibliografía .....	45
• Diagramas tentativos CCT .....	46
3.6 Conclusiones preliminares de los ensayos dilatométricos .....	52

### Capítulo 4: Tratamientos térmicos

#### Resultados Experimentales y Discusión

4.1 Tratamientos térmicos de temple-autorrevenido .....	53
4.1A Tratamientos térmicos en horno de laboratorio (Acero A02) .....	53
• Ensayos realizados.....	53
• Resultados .....	55
• Discusión .....	56
4.1B Tratamientos térmicos en varillas de bombeo (Acero A11) .....	58
① Ensayos realizados con trozos de varilla en Laboratorio .....	58
• Resultados .....	59
• Discusión.....	59
② Ensayos a plena escala en Planta.....	60
4.2 Tratamientos térmicos de temple y revenido.....	61
4.2A Acero A11 .....	63
① Ensayos realizados.....	63
② Resultados .....	63
• Tamaño de grano austenítico y propiedades mecánicas .....	63

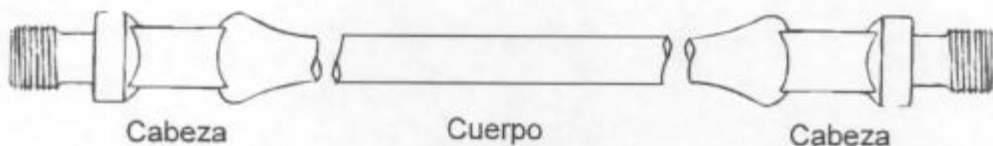
## INTRODUCCIÓN

En el diseño metalúrgico de un acero se deben conocer los principales requerimientos que debe cumplir el mismo, relacionarlos con los parámetros microestructurales, y optimizar el proceso de fabricación para asegurar una óptima combinación de propiedades mecánicas, calidad y costo de manufactura. Para ello, se debe tener identificada, la función que realizará el componente a fabricar con el acero que se está diseñando.

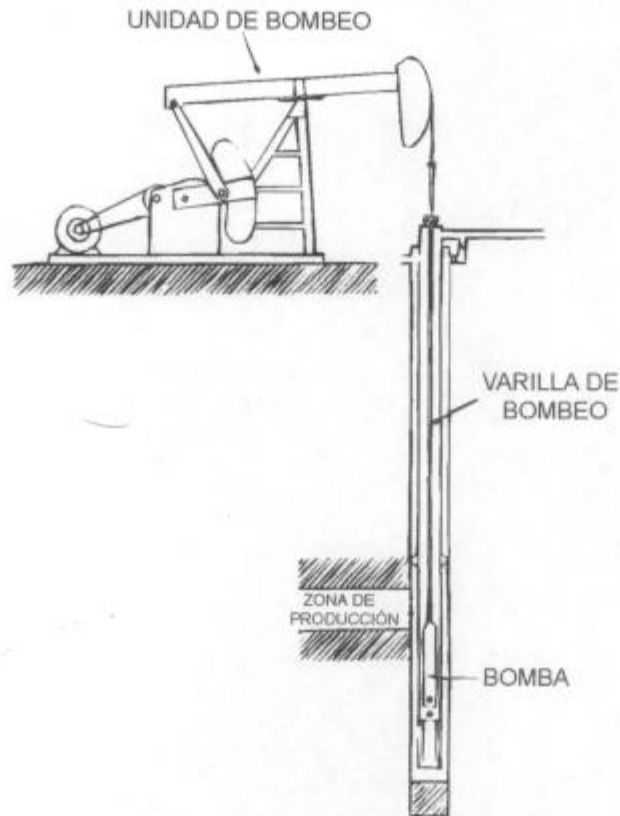
La varilla de bombeo es un elemento utilizado en los pozos petrolíferos, que se produce a partir de barras de acero con sus extremos forjados y roscados. Las varillas se unen por medio de cuplas formando una sarta que le imprime movimiento alternativo a la bomba sumergida en el reservorio, movimiento generado por la unidad de bombeo ubicada en la superficie (Figs. 1 y 2).

La norma API (American Petroleum Institute) ha estandarizado los rangos de composición química y de propiedades mecánicas que deben cumplir los diferentes tipos de varillas, en la especificación API 11B [1]. Existen, además, varillas especiales para ciertas aplicaciones, que se desarrollan como productos propietarios.

La performance en servicio de las varillas de bombeo para pozos petroleros está relacionada con las propiedades del acero, y en especial con su resistencia a la tracción, resistencia a la fatiga y tenacidad. Según las características del pozo y las condiciones de servicio, las varillas pueden, además, estar sometidas a: corrosión, erosión, rozamientos, daños de manipuleo, etc.; por lo tanto en algunas aplicaciones, es necesario, además, un acero resistente a la corrosión y/o corrosión-fatiga.



**Figura 1:** Esquema de una varilla de bombeo (dibujo no a escala).



**Figura 2:** Instalación de bombeo típica donde se observa el modo en que operan las varillas.

Para obtener las propiedades mecánicas requeridas por cada aplicación, se utilizan aleaciones de acero de bajo y medio carbono con diferentes condiciones de tratamiento térmico: templado-revenido, normalizado, normalizado-revenido. El desarrollo alcanzado en la tecnología de aceros microaleados (V, Nb, Ti) permite obtener excelentes propiedades mecánicas con microestructura de ferrita-perlita [2-3]. Sin embargo, en algunas aplicaciones, la mejor combinación de elevada resistencia mecánica y buena tenacidad que se logra con una microestructura de martensita revenida, la hacen insustituibles.

En este marco se planteó el objetivo del diseño de aceros de relativamente bajo carbono (0.15-0.25 wt% C) y baja aleación, de estructura martensítica, obtenida con tratamientos térmicos de temple - revenido y autorrevenido. Estos aceros debían permitir la fabricación de varillas de bombeo de alta resistencia mecánica (UTS > 970 MPa) balanceada con una adecuada tenacidad y costo de fabricación.

# Capítulo 1

## FUNDAMENTOS TEÓRICOS

### 1.1.- Diseño metalúrgico de los aceros

Durante las últimas tres décadas se ha puesto considerable atención en la formulación de relaciones cuantitativas entre las propiedades de los aceros y su microestructura, basados en los conceptos de metalurgia física. Existen tres factores que deben ser considerados en el diseño de una aleación:

a) La función a realizar por el componente a fabricar a partir de la aleación. Esto determinará las propiedades exigidas a la aleación.

b) La facilidad con la cual la aleación puede ser producida y fabricada como el componente terminado. Esto controlará la economía de la producción y, en definitiva, la factibilidad de utilizar dicha aleación.

c) La apariencia del componente terminado, en términos de acabado de superficie, aspecto estético, etc., ya que el acabado, puede deteriorar o mejorar las propiedades físicas y metalúrgicas del acero.

Los mecanismos disponibles para lograr el endurecimiento del acero son [4]: solución sólida (por solutos sustitucionales y/o intersticiales), refinamiento del tamaño de grano, formación de partículas de segunda fase, dislocaciones y las transformaciones de fase. En cada aplicación particular se deben seleccionar el ó los mecanismos más adecuados, según los requerimientos de servicio que deba cumplir la aleación que se está diseñando.

Las condiciones de servicio y/o las etapas de fabricación implican otros requerimientos tales como tenacidad, soldabilidad, maquinabilidad, muchas de esas propiedades se ven afectadas por algunos de los mecanismos de endurecimiento posible. Otro factor importante, es el relacionado al costo de la materia prima y manufactura del acero a diseñar. Por lo tanto, resulta una tarea compleja tratar de optimizar todas las variables mencionadas.

## 1.2- Control de las propiedades y microestructura

Las propiedades del acero están condicionadas por la microestructura. La microestructura final puede controlarse a través de las siguientes variables:

- *Composición química*
- *Tratamiento termomecánico*, incluyendo deformación en caliente, deformación en frío y tratamientos térmicos.

A través de estas variables, que están totalmente acopladas, se determina cuales son las fases presentes, su morfología, tamaño y distribución. Se condicionan, por ejemplo, el tipo y forma de precipitados, el nivel de deformación del material (y por ende la densidad de dislocaciones), etc.

Para el diseño de aceros resulta de gran utilidad el disponer de relaciones entre los parámetros composicionales y propiedades, para obtener una óptima combinación de propiedades y costo de la aleación.

Dependiendo del mecanismo de endurecimiento que opera en el acero, existen diferentes relaciones entre parámetros microestructurales y propiedades. Por ejemplo, la conocida ecuación de Hall[5]-Petch[6] que relaciona la tensión de fluencia con la inversa de la raíz cuadrada del tamaño de grano, para evaluar el endurecimiento por refinamiento del tamaño de grano. Relaciones similares se usaron para la tenacidad expresada como la temperatura de transición dúctil frágil en función, también, de la inversa de la raíz cuadrada del tamaño de grano. En el caso de aceros ferrítico perlíticos de bajo carbono, existen ecuaciones [7-8] que predicen las propiedades (YS, UTS, ITT) a partir de la composición química y el tamaño de grano ferrítico.

Para los aceros con estructura martensítica no se han desarrollado ecuaciones como las mencionadas para aceros ferrítico-perlíticos debido, quizás, a los múltiples mecanismos de endurecimiento que operan en ese caso. Estos son [9-10]:

- ① Carbono en solución sólida;
- ② Alta densidad de dislocaciones, especialmente en martensita tipo lath;

- ③ Precipitación de carburos (en el caso de estructuras revenidas);
- ④ Restricción al libre movimiento de las dislocaciones por las partículas precipitadas, bordes de grano y bordes de lath, especialmente en martensitas de alto carbono;
- ⑤ Interacción entre los átomos de carbono y dislocaciones;
- ⑥ El tamaño de las placas o laths de martensita.

Sin embargo, se realizaron algunos intentos para relacionar la tensión de fluencia con parámetros microestructurales medibles, que derivaron en las siguientes ecuaciones [11-12-13, resp.]:

$$YS \text{ (MPa)} = 16.3 \times 10^3 (\rho^{1/2} + \lambda^{-1} 1.1w^{1/3}) \quad (1.1)$$

$$0.2\%YS \text{ (MPa)} = 343 + 9.8 [ (k_1/\lambda) \ln(\lambda/2b) + k_2 \rho^{1/2} ] \quad (1.2)$$

$$0.2\%YS \text{ (MPa)} = 550 + 1.23 \times 10^{-1} d^{-1} + 4.1 \times 10^{-2} \lambda^{-1} \quad (1.3)$$

donde  $\rho$  = densidad de dislocaciones (lineas/cm<sup>2</sup>),  $\lambda$  = espaciado entre precipitados (Å),  $w$  = porcentaje en peso de carbono en solución,  $k_1$  y  $k_2$  son constantes,  $b$  = vector de Burgers de la dislocaciones, y  $d$  = tamaño de las placas martensíticas ( $\mu\text{m}$ ).

Este tipo de ecuaciones tienen el inconveniente de requerir la medición de parámetros microestructurales difíciles de cuantificar y que demandan técnicas e instrumentos de laboratorio sofisticados. Un trabajo donde se utiliza este tipo de ecuaciones, es el realizado por Naylor [14], quien estudió la influencia de la morfología de los Laths sobre la tensión de fluencia y la temperatura de transición al impacto en aceros martensítico-bainíticos.

Otra opción, es recurrir a ecuaciones de múltiple regresión lineal, para estimar algunas propiedades mecánicas a partir de la composición química. El inconveniente de estas ecuaciones es que no son generales y pueden dejar de ser confiables fuera del rango de composición química usado en el desarrollo de la regresión.

### 1.3- Metodología empleada en el diseño de la nueva aleación

La metodología utilizada en el diseño de una aleación, en general, es:

1. Identificar las principales propiedades que debe cumplir la aleación que se está diseñando.
2. Relacionar estas propiedades con los parámetros microestructurales y composicionales, utilizando modelos metalúrgicos disponibles, ó alguna técnica de múltiple regresión lineal.
3. Optimizar los parámetros microestructurales y composicionales para obtener la mejor combinación de propiedades dentro de un marco económico realista.
4. Definir el proceso y su control, para asegurar la obtención de los parámetros microestructurales óptimos.

#### **1.4- Diseño de un acero Martensítico**

Los factores a tener en cuenta en el diseño de un acero martensítico se pueden resumir como sigue[15]:

- a) El mínimo contenido de carbono compatible con los requerimientos de resistencia.
- b) La templabilidad adecuada para los tamaños de sección involucrados.
- c) Tenacidad y ductilidad en acuerdo con los niveles de resistencia requeridos.
- d) Resistencia a la fatiga.
- e) Para las aplicaciones que lo requieran, adecuada soldabilidad.
- f) Resistencia a la fisuración en el temple.

La martensita en los aceros al carbono es una solución sólida sobresaturada de C en Fe  $\alpha$ , con una estructura cúbica centrada tetragonal (bct), una forma distorsionada de la estructura bcc del Fe  $\alpha$ . Esta estructura del acero "como templado", es altamente inestable y ésta inestabilidad proporciona la fuerza impulsora (FI) de los cambios microestructurales que operan durante el revenido.

Las razones de esta inestabilidad son [16]:

1. La sobresaturación en átomos de carbono en la red cristalina bct de la martensita; que provee la FI para la formación de carburos.
2. La elevada energía de deformación asociada a la elevada densidad de dislocaciones presente en la martensita, que es la FI para la recuperación.

3. La elevada energía interfacial asociada con la alta densidad de bordes de placas o laths, que opera como la FI para el crecimiento de grano o la coalescencia de la matriz ferrítica.
4. La austenita retenida que se presenta habitualmente en los aceros, que provee la FI para la transformación a una mezcla de ferrita y cementita.

Para conseguir un acertado diseño de un acero martensítico se deben conocer los diferentes cambios microestructurales que se producen durante el revenido. Estos se pueden dividir en cuatro etapas:

1. Precipitación de carburos de transición épsilon (100 a 200 °C);
2. Descomposición de la austenita retenida, a ferrita y cementita (200 a 350 °C);
3. Reemplazo de los carburos de transición con formación de cementita y ferrita (250 a 700 °C);
4. Precipitación de carburos de aleación (500-700 °C).

Además de estas cuatro etapas, se debe considerar la posible redistribución y segregación de átomos de carbono a los defectos de la red (previo a la precipitación de carburos), recuperación y recristalización de la estructura matriz. Muchos de estos fenómenos fueron confirmados por Speich and Leslie[17], y posteriormente por Krauss[18], Olson y Cohen[19] y Taylor[20].

Para este trabajo es de interés analizar brevemente la tercera etapa del revenido y la redistribución y/o segregación de los átomos de carbono, que explicaría el autorrevenido de los aceros.

#### *Tercera etapa del revenido ( 250 a 700 °C)*

La tercera etapa, está asociada con la precipitación en la martensita de la cementita ( $Fe_3C$ ), además de otros carburos de transición y derivados de la cementita. También durante esta etapa, y a mayor temperatura, ocurren otros procesos térmicamente activados como la recuperación, recristalización de la matriz, y esferodización de la cementita.

La precipitación de cementita comienza generalmente en el rango de 200 a 300 °C, al mismo tiempo que se disuelven los carburos  $\epsilon$  (producidos en la primera

etapa del revenido), y suministran átomos de carbono para el crecimiento de las partículas de cementita. A mayor temperatura (400 a 600 °C) se produce un apreciable recuperación de la subestructura dislocada y entre 500 - 600 °C la esferodización de las partículas de cementita comienza a ser importante. Finalmente de 600 a 700 °C, comienza la recrystalización de la subestructura martensítica seguida, en algunos casos, por crecimiento de grano dependiendo del contenido de carbono y el nivel de impurezas. El producto final es una matriz equiaxiada de ferrita, conteniendo partículas de cementita esferodizadas y dispersas.

#### *Autorrevenido de los aceros (autotempering)*

Durante el proceso de temple puede llegar a producirse un “autorrevenido” de la martensita. Este proceso es particularmente notorio en aceros de bajo carbono y baja aleación, con alta temperatura de comienzo de la transformación martensítica ( $M_s$ ), siendo posible la difusión del carbono a esas altas temperaturas.

El autorrevenido tiene lugar cuando la velocidad de enfriamiento es lo suficientemente lenta, al atravesar la región  $M_s$ - $M_f$ , como para permitir suficiente movilidad del carbono y producir entonces, una redistribución de los átomos de carbono después de la transformación.

Algunos autores postulan que se produce la precipitación de carburos de cementita durante esta etapa [21], sin embargo otros consideran que en aceros de bajo carbono y baja aleación, sólo ocurre una apreciable segregación de carbono hacia las dislocaciones, pero no se observa la precipitación de carburos [22].

### **1.5- Influencia de los elementos de aleación sobre la templabilidad**

La templabilidad de un acero es la propiedad que determina la distribución de la martensita inducida por temple en el espesor del material. La templabilidad es afectada por el tamaño de grano austenítico y por el contenido de los elementos de aleación.

El incremento en el tamaño de grano austenítico produce aumento en la templabilidad, al disminuir el número de sitios de nucleación de las fases que se forman a mayores temperaturas. Dado que además, deteriora la resistencia y tenacidad de la martensita obtenida; no es utilizado habitualmente, para incrementar la templabilidad.

Los elementos de aleación utilizados habitualmente en los aceros, C, Mn, Si, Cr, Mo, Ni, V y B, producen un incremento en la templabilidad; es decir, demoran la formación de fases intermedias ferrita-perlita-bainita, desplazando las curvas de transformación en los diagramas TTT y CCT, a tiempos más largos.

El C es el que tiene mayor influencia, mientras que el Mn, Cr, Ni y Mo poseen efectos similares entre si, siendo el Mn considerablemente más económico. El Si, por su parte, tiene un efecto moderado sobre la templabilidad; en tanto, micro adiciones de V, aumentan considerablemente la templabilidad. El V, comenzó a utilizarse en los '70, en reemplazo del Mo debido al alto costo de éste. En general, la adición de pequeñas cantidades de varios elementos de aleación es más efectivo para incrementar la templabilidad, que la adición de uno ó dos elementos aleantes en mayor proporción.

Los elementos de aleación, también afectan la temperatura de comienzo de la transformación martensítica ( $M_S$ ). En general, todos los elementos de aleación bajan la  $M_S$  con diferentes grados de influencia, por lo tanto, es importante conocer el efecto de cada uno de ellos sobre la  $M_S$ . Existen varias ecuaciones, disponibles en la literatura, para predecir la  $M_S$  a partir de la composición química. En la Tabla 1.1 se presenta una revisión de las principales ecuaciones presentadas en la literatura. Se observa que el C, Mn, Cr, Mo, Ni y Si disminuyen la temperatura de comienzo de la transformación Martensítica  $M_S$ , siendo el C largamente el más efectivo.

En general, en los aceros, se prefiere una  $M_S$  alta y en consecuencia una temperatura de final de transformación martensítica  $M_f$  también alta, respecto a la ambiente, para evitar la aparición de austenita retenida. Por otra parte, una  $M_S$  alta, en algunos casos, permite el autorrevenido de la martensita transformada, fundamentalmente en aceros al boro, porque en general estos aceros son de bajo carbono y baja aleación, lo que implica una elevada  $M_S$ .

Ec. N°	Ecuación	Autor	Fecha
1.4	$M_s (^{\circ}F) = 930 - 570C - 60Mn - 50Cr - 30Ni - 20Si - 20Mo - 20W$	Payson and Savage [23]	1944
1.5	$M_s (^{\circ}F) = 925(1 - 0.620C)(1 - 0.92Mn)(1 - 0.070Cr)(1 - 0.045Ni)(1 - 0.033Si)(1 - 0.029Mo)(1 - 0.018W)(1 + 0.120Co)$	Carapella [24]	1944
1.6	$M_s (^{\circ}F) = 930 - 600C - 60Mn - 50Cr - 30Ni - 20Si - 20Mo - 20W$	Rowland and Lyle [25]	1946
1.7	$M_s (^{\circ}F) = 1000 - 650C - 70Mn - 70Cr - 35Ni - 50Mo$	Grange and Stewart [26]	1946
1.8	$M_s (^{\circ}F) = 930 - 540C - 60Mn - 40Cr - 30Ni - 20Si - 20Mo$	Nehrenberg [27]	1946
1.9	$M_s (^{\circ}C) = 561 - 474C - 33Mn - 17Cr - 17Ni - 21Mo$	Steven and Haynes [28]	1956
1.10	$M_s (^{\circ}C) = 539 - 423C - 30.4Mn - 12.1Cr - 17.7Ni - 7.5Mo$	Andrews (linear) [29]	1965
1.11	$M_s (^{\circ}C) = 512 - 453C - 16.9Ni + 15Cr - 9.5Mo + 217(C)^2 - 71.5(C)(Mn) - 67.6(C)(Cr)$	Andrews (product) [29]	1965

**Tabla 1.1:** Principales ecuaciones presentadas en la bibliografía para calcular la  $M_s$  a partir de la composición química de la aleación.

- *Efecto del boro sobre la templabilidad en aceros de bajo y medio carbono*

El boro es un elemento de aleación que se utiliza en los aceros de bajo y medio carbono, fundamentalmente por su efecto en la templabilidad, retardando notablemente la nucleación de la ferrita proeutectoide. Se lo utiliza en aceros bainíticos y martensíticos en reemplazo de aleantes de mayor costo como son el Cr, Mo y Ni, frecuentemente utilizados para aumentar la templabilidad. La cantidad de B óptimo para lograr un adecuado efecto en la templabilidad varía entre 10-30 ppm, eso resulta en una ventaja desde el punto de vista económico, ya que su costo resulta mucho menor que el de otros aleantes. Por otra parte, como se verá más adelante, el exceso de B puede ser negativo, por lo cual se requiere de un estricto control.

El B disminuye la formación de ferrita, la cual nuclea preferencialmente en bordes de grano austenítico. No está claro en la literatura el mecanismo por el cual actúa el B, en nuestra búsqueda bibliográfica no hemos encontrado

referencias actuales. Morral *et al.*[30] presenta cuatro mecanismos que explicarían el retardo en la nucleación de la ferrita (incremento en la templabilidad) debido a adiciones de B.

- ↪ El primer mecanismo propone que el B difunde hacia el borde de grano austenítico durante el enfriamiento del acero, disminuyendo la energía interfacial e inhibiendo la nucleación de ferrita.
- ↪ El segundo mecanismo se basa en que el B podría reducir la difusividad del hierro y la del carbono, retardando la nucleación de la ferrita; aunque estas posibilidades no se han verificado experimentalmente.
- ↪ El tercer mecanismo propone la existencia en borde de grano de regiones con relativamente alta y baja densidad de átomos. Si se considera a las regiones de baja densidad de átomos sitios preferenciales de nucleación de la ferrita, es posible que el B los ocupe, segregando hacia ellos ó precipitando como borocarburos.
- ↪ El cuarto mecanismo está asociado a la fina y dispersa precipitación de borocarburos en bordes de grano austenítico durante el enfriamiento antes de que precipite la ferrita. La interfase entre los precipitados y el grano tiene una energía interfacial menor que el borde de grano interfacial, inhibiendo la precipitación, de la ferrita.

La Figura 1.1 muestra el efecto de la variación en la templabilidad con el contenido de boro [31], de acuerdo a los resultados obtenidos por varios investigadores.

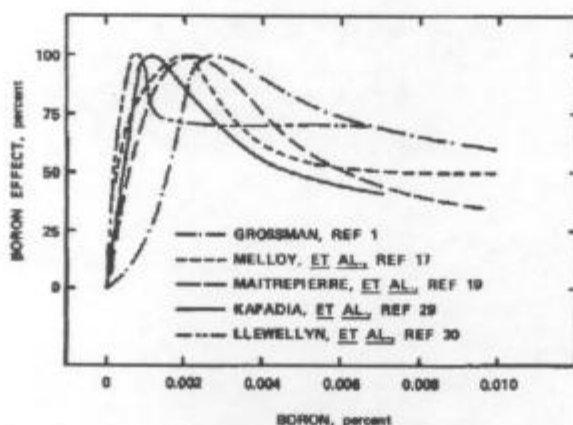


Figura 1.1: Efecto de la variación en la templabilidad con el contenido de boro de acuerdo a los resultados obtenidos por varios investigadores[31].

Los resultados mostrados (Fig. 1.1), concuerdan en que el mayor efecto sobre la templabilidad se obtiene con contenidos de boro entre 0.001 a 0.003 wt%, con un máximo en aproximadamente 0.0015 wt%. Un exceso de B produce una reducción en la templabilidad.

El B efectivo para aumentar la templabilidad es el B que se encuentra en solución o como borocarburo. Su gran afinidad por el O y N, hace necesaria la adición de Al y Ti, para evitar la pérdida de efectividad del B por formación de óxidos y nitruros. Kapadia *et al.* [32] mostró que el B efectivo puede ser calculado a partir de la siguiente expresión:

$$\beta = \%B - \{(\%N - 0.002) - \%Ti/5 - \%Zr/15\} \quad (1.12)$$

Otro elemento utilizado para proteger al B del N es el Zr, aunque su efecto neto es menor al del Ti. El contenido de N debe ser bajo (60-70 ppm) para evitar tener que adicionar excesivas cantidades de Ti. Se recomienda una adición de Ti de manera de superar la relación estequiométrica con el N ( $Ti/N \geq 3.4$ ) siendo la relación recomendada 4.5.

- *Efecto de la composición química, tamaño de grano y temperatura de austenización sobre la templabilidad de aceros al B*

Un exceso de B o un tiempo de exposición prolongado a la temperatura de austenización, puede producir grandes precipitados incoherentes con la matriz que proveen sitios favorables para la nucleación de la ferrita. Por esto que el B soluble en aceros de bajo carbono se debe limitar a un máximo de 30 ppm.

El efecto del B sobre la templabilidad es fuertemente dependiente del contenido de C y de los demás elementos de aleación. Los resultados que se muestran en la Figuras 1.2 y 1.3 confirman que el B tiene su mayor efectividad en aceros de bajo C, en los cuales la templabilidad es controlada por la reacción de la ferrita proeutectoide, y en aceros de grano fino sobre los de grano más basto. En general, los aceros al B tienen un tamaño de grano más fino que los aceros sin B dado que los aleantes agregados para protegerlo del O y N actúan eficazmente como refinadores.

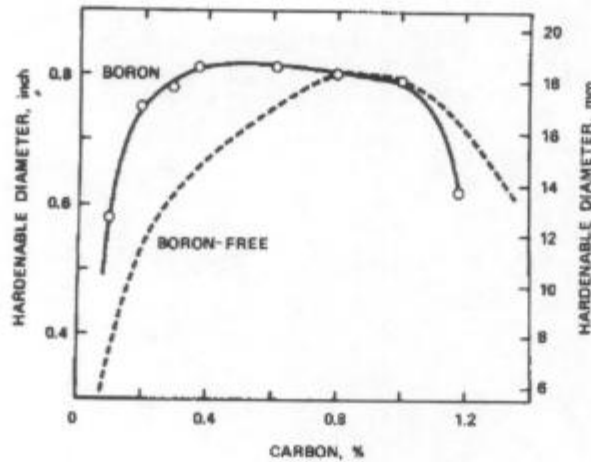


Figura 1.2: Variación del diámetro templable en aleaciones Fe-0.5Mn con y sin B, en función del contenido de C [33].

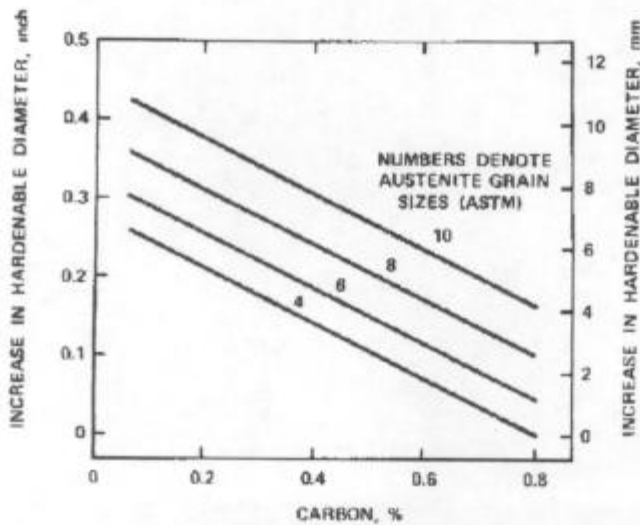


Figura 1.3: Efecto del B en la templabilidad en función del contenido de C, para varios tamaños de grano austenítico en aleaciones Fe-0.5Mn [33].

La presencia de Mo mejora fuertemente los efectos del B, mientras el V parece no producir un efecto apreciable; en cambio, el Nb cuando se encuentra en solución produce un efecto sinérgico con el B. Como resultado de esto, la generalización que se puede realizar es que el B es más efectivo en aceros de bajo C y con bajos contenidos de aleación [33].

La temperatura de austenización es una variable importante en la determinación de la templabilidad de aceros al B. La mayor templabilidad se obtiene para

temperaturas de austenización cercanas a la de disolución de los boro carburos ( $\approx 930\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) obteniéndose la máxima concentración de B en límite de grano y por lo tanto la mayor templabilidad. La Figura 1.4 muestra la variación del tamaño de grano austenítico (TGA) en función del contenido de B total en el acero. A alta temperatura, el grano austenítico crece debido a que el B toma el N antes que el Al, evitando el refinamiento de grano producido por el AlN; a su vez, disminuye el boro soluble lo que afecta negativamente a la templabilidad. Además la formación de BN y borocarburos bajan la templabilidad, por ser éstos posibles sitios de nucleación para la ferrita.

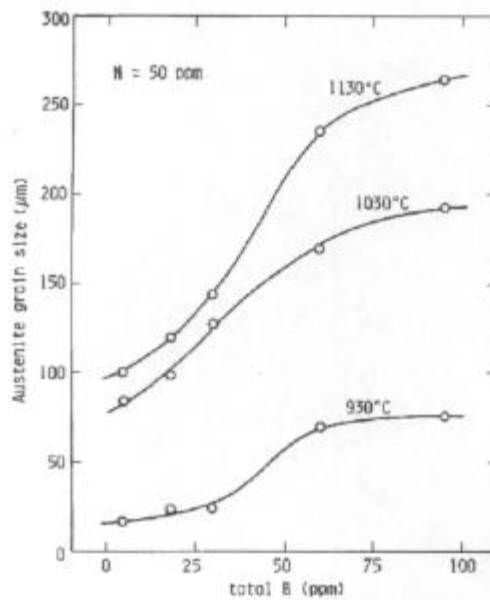


Figura 1.4: Efecto del contenido de B en el tamaño de grano austenítico [34].

## 1.6- Influencia de los elementos de aleación en las propiedades mecánicas de un acero martensítico

### •.- Efecto del carbono

Como se mencionó previamente, la martensita en los aceros al carbono, es una solución sólida sobresaturada de C en Fe  $\alpha$  con una estructura cúbica centrada tetragonal (bct). Esta tetragonalidad se debe a que tanto el C como el N entran en solución como átomos intersticiales en el Fe  $\alpha$ , ocupando los sitios octaedrales desplazando dos de los átomos vecinos. La tetragonalidad medida por la relación entre ejes cristalográficos  $c/a$  se incrementa con el contenido de C (Ec. 1.13).

$$c/a = 1 + 0.045 \%C \quad [35] \quad (1.13)$$

Incrementar la resistencia mecánica de los aceros, con el incremento del contenido de C trae aparejado el deterioro de la tenacidad y soldabilidad del acero. La dureza y la resistencia de la martensita “como templada”, depende, fundamentalmente del contenido de carbono [36].

•.-*Efecto del Manganeso*

La dureza de la martensita revenida se incrementa con el contenido de Mn en el acero. En aceros de bajo carbono (0.20 %wt) el incremento en el Mn produce un notable cambio de la microestructura principalmente retardando la coalescencia de los carburos y proporcionando una mayor resistencia al crecimiento de grano de la matriz ferrita, que explicaría el incremento en la dureza [37].

•.-*Efecto del Fósforo*

En aceros de bajo C (0.20 %wt) y 0.5 %wt Mn, el P incrementa la dureza de la martensita revenida debido a que produce endurecimiento por solución sólida en la matriz ferrítica. Sin embargo, el P puede producir fragilización en el revenido a temperaturas entre 450-550 °C, para tiempos largos de permanencia en ese rango de temperaturas. El efecto se incrementa cuando el acero contiene además, Mn, Cr y Ni. Tenores de P < 0.020 wt% producen muy bajo endurecimiento y no causan fragilización.

•.-*Efecto del silicio*

El Si incrementa la dureza de la martensita revenida por endurecimiento por solución sólida. El agregado de Si en aceros de medio carbono, incrementa la dureza de la martensita revenida especialmente a temperaturas cercanas a 320 °C; a esa temperatura el Si inhibe la conversión del carburo “ε” a cementita.

•.- *Efecto del Cr*

El Cr es un fuerte formador de carburos y por esa razón produce endurecimiento en la martensita en todo el rango de temperaturas de revenido, aunque el pico de endurecimiento se produce en temperaturas del orden de 400 °C, disminuyendo posteriormente la dureza con la temperatura de revenido por la coalescencia de los carburos. Este efecto llamado “endurecimiento secundario” es notorio para contenidos de Cr mayores a 0.5 %wt.

•.- *Efecto del Molibdeno*

El Mo, al igual que el Cr, es un fuerte formador de carburos por lo tanto, existirá un endurecimiento adicional, debido al agregado de Mo. Con contenidos de Mo mayores a 0.5 %wt, comienza a ser notorio el “endurecimiento secundario”; el incremento de dureza se produce en este caso, a temperaturas mayores a 500 °C, manteniendo los carburos pequeños y numerosos hasta temperaturas de 650 °C donde el incremento de dureza comienza a disminuir.

•.- *Efecto del Vanadio*

El V es un formador de carburos más fuerte que el Mo y el Cr y por lo tanto es esperable un mayor nivel de endurecimiento. El efecto endurecedor del V se da a elevada temperatura de revenido, por la precipitación de carburos de V; persistiendo como una fina dispersión hasta temperaturas cercanas a la  $A_1$ . Recientes estudios en aceros Mo-B y Mn-B de bajo carbono [38-39], han reportado endurecimientos de  $\approx 100\text{MPa}/0.1\text{ wt}\%V$ , en estructuras martensíticas. En estos estudios se encontró, además, que el endurecimiento mencionado va acompañado de un deterioro en la tenacidad, medida como el incremento en la temperatura de transición al impacto; se reportan valores de 4 °C por cada 10 MPa de incremento en la tensión de fluencia y de 11 °C/0.1 wt% V.

## Capítulo 2

### DESARROLLO EXPERIMENTAL

#### 2.1- Metodología de trabajo

La metodología de trabajo utilizada en el desarrollo experimental se resume en la Figura 2.1.

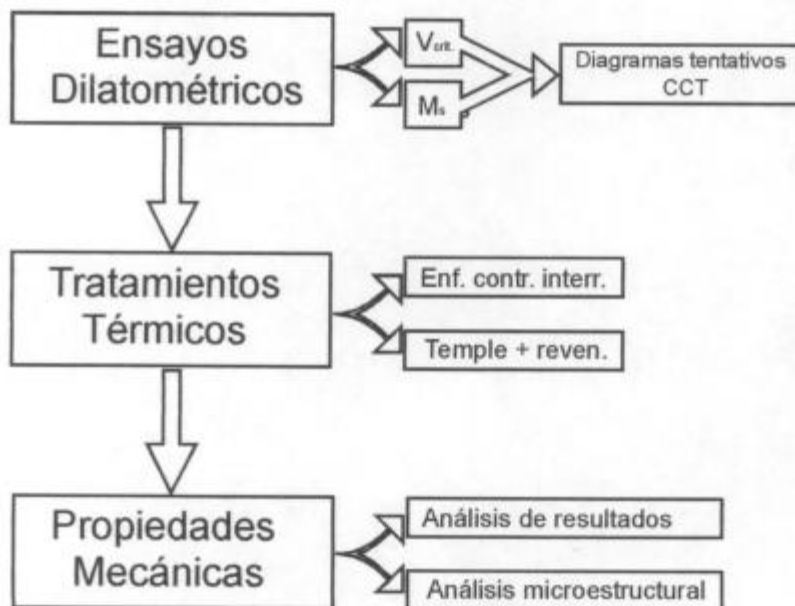


Figura 2.1: Metodología utilizada en el desarrollo experimental.

Una vez seleccionada la aleación a estudiar se realizaron ensayos dilatométricos con el objeto de determinar la velocidad crítica de enfriamiento a partir de la cuál podría obtenerse una estructura totalmente martensítica. Además, se obtuvo información sobre la temperatura de comienzo de la transformación martensítica ( $M_s$ ) y se construyeron diagramas tentativos de enfriamiento continuo, CCT.

La segunda etapa del trabajo consistió en una serie de tratamientos térmicos (TT) diseñados en base a los resultados obtenidos de la etapa anterior. Se efectuaron:

- Tratamientos térmicos de temple-autorrevenido. Con el objetivo de evaluar la respuesta del acero al autorrevenido, se realizaron: autenizados y “enfriamientos controlados interrumpidos”, en horno de laboratorio, con probetas pequeñas; y enfriamientos forzados interrumpidos con trozos de varillas de bombeo. Para ello, se implementó un sistema de enfriamiento por aspersión que permite simular posibles condiciones de trabajo en planta.
- Tratamientos térmicos de temple y revenido. Con trozos de varilla de bombeo se realizaron tratamientos térmicos de temple y revenido convencionales, con el objetivo de conocer el rango de propiedades mecánicas alcanzables con la aleación en estudio.

En la tercera etapa se determinaron las propiedades mecánicas resultantes de los ensayos, esto es: tensión de fluencia (YS), tensión máxima a la tracción (UTS), dureza Rockwell C y tenacidad al impacto. Las microestructuras obtenidas con los diferentes TT se evaluaron mediante microscopía óptica y electrónica de barrido.

## 2.2- Descripción de la técnica experimental

### 2.2A.- Técnica dilatométrica

La técnica dilatométrica permite medir la cinética de descomposición de la austenita. A partir de las curvas dilatométricas, es posible calcular la fracción transformada ( $\chi$ ), definida como:

$$\chi = \frac{V_i}{V_T} \quad (2.1)$$

donde:

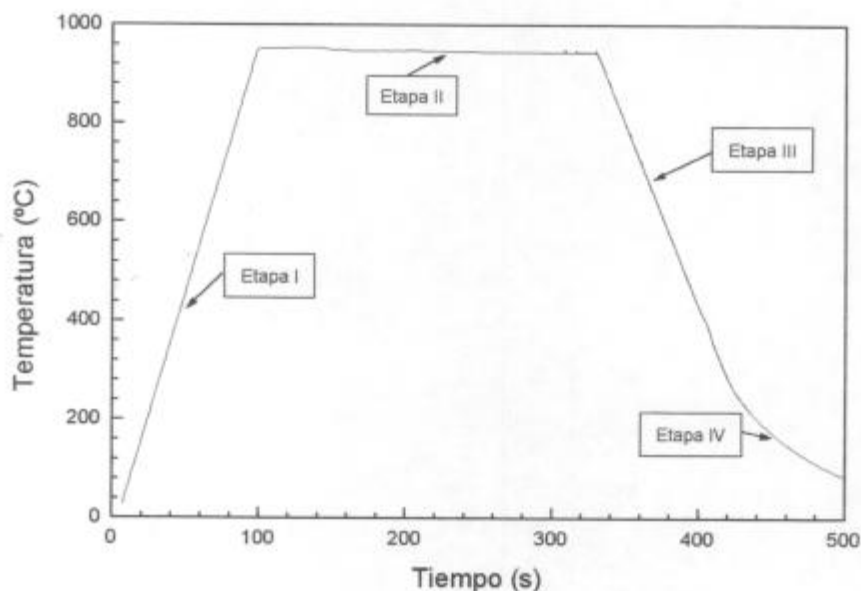
$V_i$  = volumen ocupado por los productos de transformación (ferrita, perlita, bainita, martensita).

$V_T$  = volumen total.

Los ensayos se realizaron con un equipo dilatométrico Adamel LK.02, disponible en la División de Metales del Centro Atómico Bariloche. En el Apéndice 1 se realiza una descripción detallada del mismo.

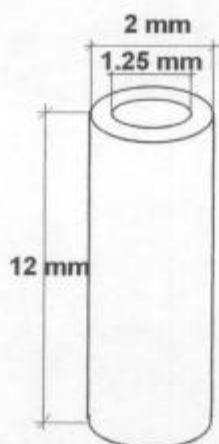
Se realizaron ciclos térmicos como el indicado en la figura 2.2. La evolución térmica consta de 4 etapas:

- I. *Calentamiento*: desde temperatura ambiente hasta la temperatura de austenizado (950 °C).
- II. *Mantenimiento a temperatura*: corresponde a un austenizado de 4 minutos.
- III. *Enfriamiento a velocidad constante*: la temperatura disminuye linealmente con el tiempo. Durante este período ocurren las transformaciones de interés.
- IV. *Enfriamiento a velocidad variable*: una vez finalizadas las transformaciones, la muestra se enfría hasta temperatura ambiente.



**Figura 2.2:** Ciclo térmico típico aplicado a la probeta durante un ensayo dilatométrico.

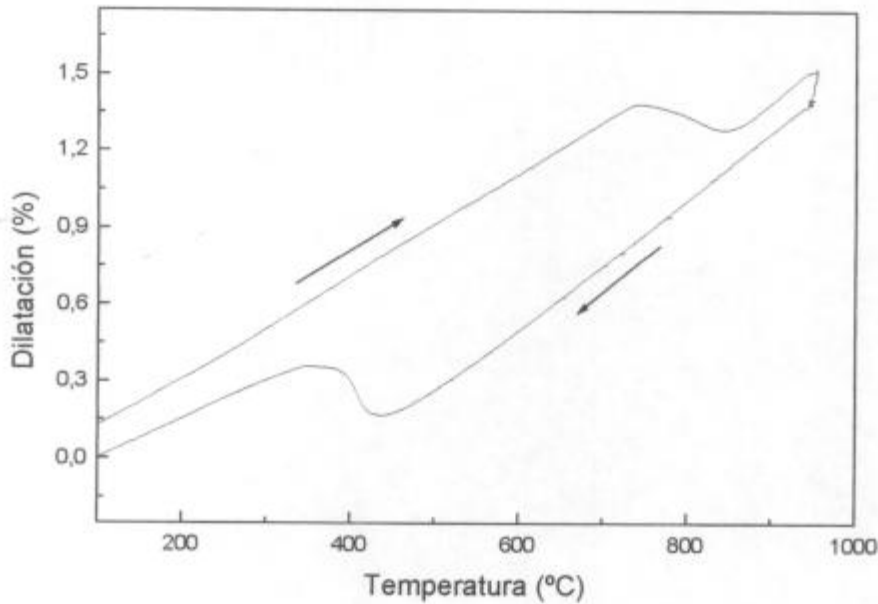
Las probetas dilatométricas (Figura 2.3) son cilindros huecos de 12 mm de altura, 2 mm de diámetro exterior y 1.25 mm de diámetro interno. El bajo espesor permite lograr altas velocidades de enfriamiento y bajo gradiente de temperatura en la pared de la probeta.



**Figura 2.3:** Geometría y dimensiones de la probeta utilizada en los ensayos dilatométricos.

- *Curvas dilatométricas*

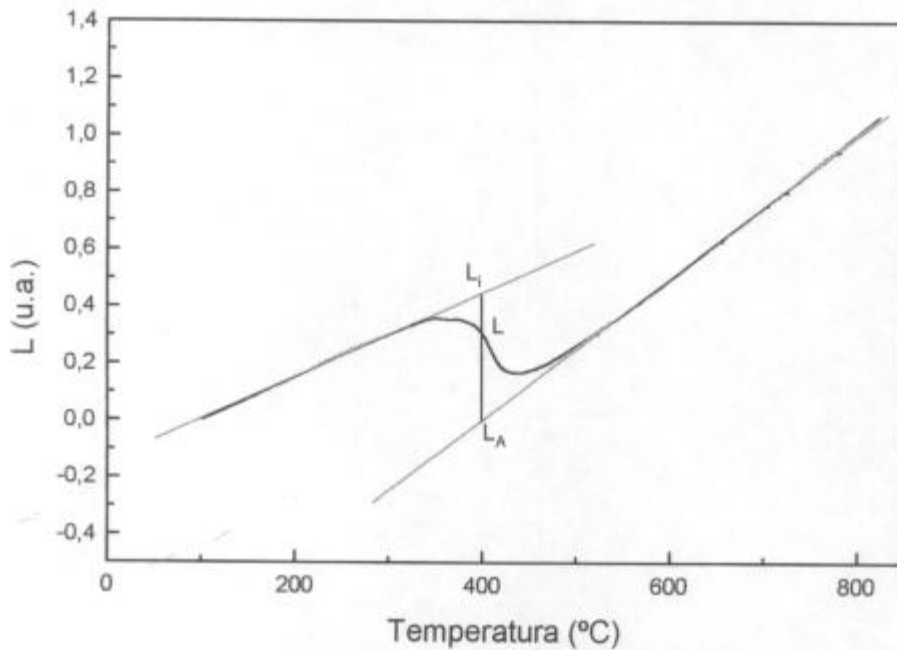
A consecuencia del ciclo térmico aplicado, la longitud de la probeta se modifica. En la Figura 2.4 se presenta una curva típica del cambio de longitud por unidad de longitud inicial (dilatación %) como función de la temperatura.



**Figura 2.4:** Curva típica obtenida en un ensayo dilatométrico.

En el rango de enfriamiento las curvas dilatométricas muestran dos zonas rectas: la de temperaturas más altas, correspondiente a la contracción térmica de la austenita, y la de temperaturas menores, a la contracción térmica de la ferrita, martensita y/o bainita, según la velocidad de enfriamiento utilizada. La parte de la curva que se encuentra entre las regiones lineales corresponde a distintos grados de avance de la transformación de fase.

La fracción transformada como función de la temperatura puede obtenerse a partir de las curvas dilatométricas, aplicando la regla de la palanca (Figura 2.5) [40]:



**Figura 2.5:** Zona de la curva dilatométrica correspondiente al enfriamiento con velocidad constante. Aplicación de la regla de la palanca para obtener la fracción transformada.

$$L = L_i \cdot X_i + (1 - X_i) \cdot L_A \quad (2.2)$$

$$X_i = \frac{L - L_A}{L_i - L_A}$$

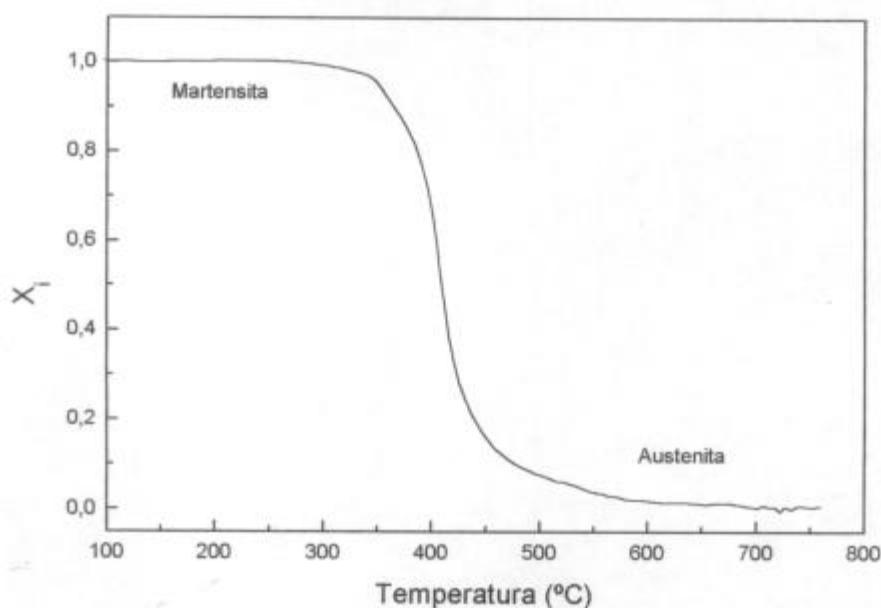
donde:  $L_A$  = longitud que tendría la muestra si estuviera en la fase austenita.

$i$  = Ferrita, perlita, bainita, martensita.

$L_i$  = longitud que tendría la muestra estando totalmente transformada en el producto  $i$ .

$X_i$  = fracción transformada.

Como resultado de este análisis se obtienen curvas como la que se muestra en la Figura 2.6, en que se representa la transformación completa de la austenita ( $\chi = 0$ ) a martensita ( $\chi = 1$ ). Si se calcula la derivada de la fracción transformada en función del tiempo ( $d\chi/dt$ ) y se la gráfica en función de la temperatura, es posible determinar, con mayor precisión, el comienzo de la transformación, detectar la coexistencia de más de una fase y estimar los porcentajes de cada una de ellas (ver Cap. 3).



**Figura 2.6:** Fracción transformada en función de la temperatura.

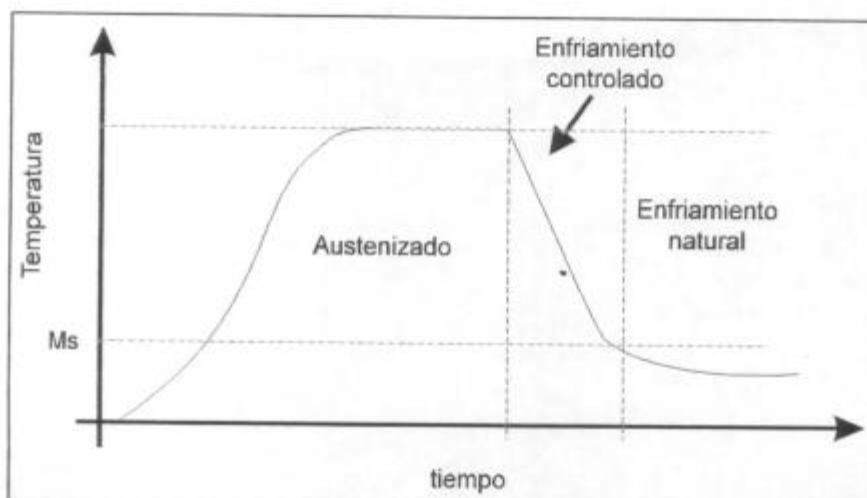
Los resultados obtenidos a través de la técnica dilatométrica permiten programar adecuadamente los tratamientos térmicos y disminuir la cantidad de ensayos requeridos.

## 2.2B.- Tratamientos térmicos

- *Tratamientos térmicos de temple-autorrevenido en horno de laboratorio*

Se realizaron tratamientos térmicos consistentes en un austenizado seguido de un enfriamiento a velocidad constante hasta superar el comienzo de transformación martensítica ( $M_S$ ); a partir de la cual, se realizó un enfriamiento controlado simulando el enfriamiento natural del producto a fabricar a plena escala (Fig. 2.7). A los enfriamientos descritos anteriormente se los denominó “enfriamientos controlados interrumpidos”.

El objetivo de este tipo de tratamiento térmico fue conseguir un material con estructura martensítica o martensita + alguna fracción de bainita, sin necesidad de un revenido posterior (autorrevenido), y con adecuada resistencia mecánica y tenacidad.



**Figura 2.7:** Tratamiento térmico que permitiría lograr un templado-autorevenido, con el acero adecuado.

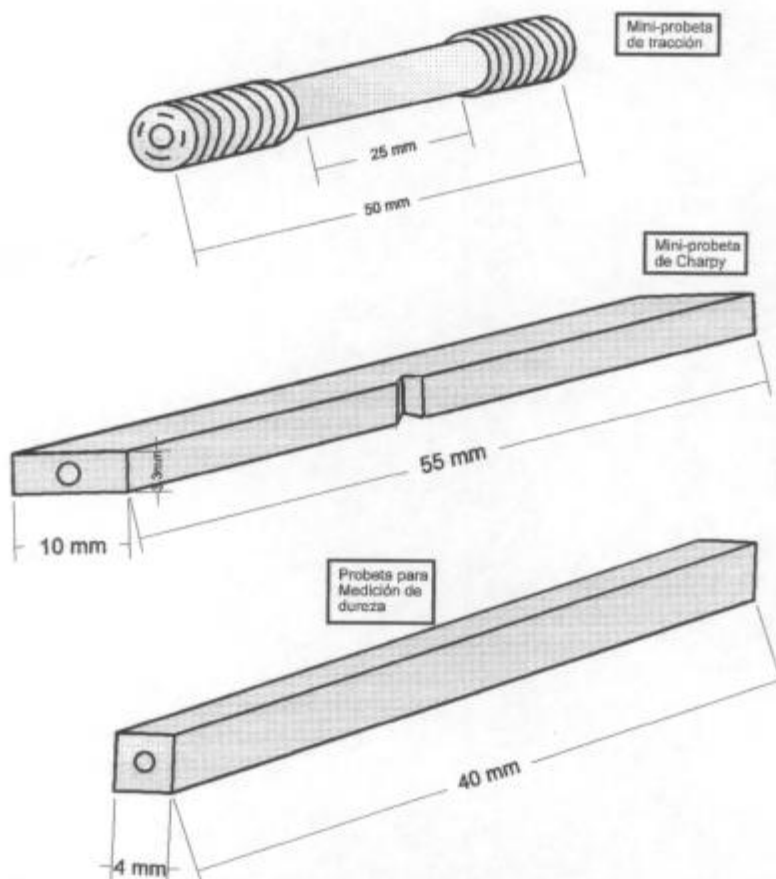
Para la realización de los tratamientos térmicos se empleó un horno de lámparas, que provee alta velocidad de respuesta. El mismo está equipado con un sistema de control que permite la programación de variados ciclos térmicos (Apéndice 1). Durante el tratamiento térmico, se suministró un flujo de argón para lograr las velocidades de enfriamiento deseadas, y disminuir la oxidación y decarburización de las probetas.

Se trataron térmicamente probetas con el objeto de obtener valores de resistencia a la tracción, dureza y tenacidad al impacto. La geometría y dimensiones de las probetas utilizadas se presentan en la Figura 2.8.

Para los ensayos de tracción se utilizaron miniprobetas, de 4 mm de diámetro en la sección calibrada y 60 mm de longitud total, con los extremos roscados. Los ensayos de tracción se realizaron con una máquina de tracción Instron, a una velocidad de deformación constante de 0.0041 mm/s. La carga aplicada se relevó y almacenó digitalmente (Apéndice 1).

Las probetas empleadas para los ensayos de Charpy son las estandarizadas de 3.3 x 10 mm de sección y 55 mm de longitud. Las entallas se realizaron con posterioridad al tratamiento térmico, para evitar la decarburización en esa zona. La tenacidad al impacto fue determinada mediante ensayos de Charpy, en el Laboratorio Físico de Siderca (LAFI). El LAFI cuenta con un dispositivo para la realización de los ensayos a temperaturas de +50 a -60 °C (Apéndice 1).

La dureza se midió en probetas prismáticas, de sección cuadrada de 4 mm de lado, y 40 mm de longitud. En ellas se midió dureza Vickers con una carga de 30 kgf. Es importante destacar, que luego del tratamiento, térmico se eliminó (mediante un rectificado) la capa superficial afectada por la decarburación que tiene lugar durante el tratamiento térmico, y posteriormente se pulieron las probetas hasta diamante de 3  $\mu\text{m}$ . Las diagonales de la indentación fueron medidas mediante microscopio, con un aumento de 200x.



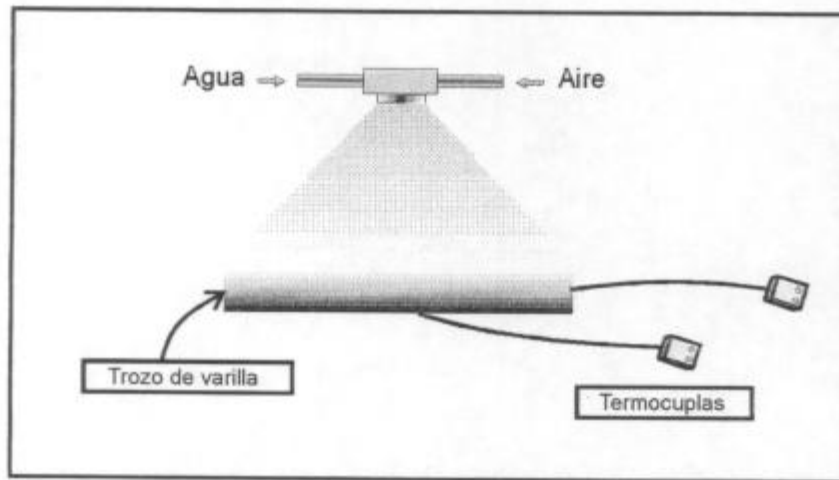
**Figura 2.8:** Geometría y dimensiones de las probetas utilizadas para los ensayos con enfriamientos controlados interrumpidos.

La temperatura de las probetas, durante el tratamiento térmico, se relevó mediante una termocupla envainada tipo K, insertada en un orificio de 1 mm de diámetro y 5-7 mm de profundidad, realizado en el centro de la sección transversal de las probetas, en uno de sus extremos (Fig. 2.8). El ciclo térmico fue adquirido digitalmente con un error estimado en la medición de temperaturas de  $\pm 1$   $^{\circ}\text{C}$ , y un gradiente longitudinal en la probeta estimado en  $\pm 5$   $^{\circ}\text{C}$ . Esta estimación se basa en ensayos realizados con dos termocuplas, una en la posición central de la probeta y otra ubicada en uno de sus extremos.

- *Tratamientos térmicos de temple-autorrevenido con trozos de varilla de bombeo*

Con el objeto de simular un sistema de enfriamiento aplicable en planta, se implementó un dispositivo de enfriamiento por spray (Fig. 2.9).

Sobre trozos de varilla de bombeo se realizaron tratamientos térmicos consistente en austenizado seguido de un enfriamiento forzado, con un spray agua-aire, interrumpido a diferentes temperaturas. A partir de esa temperatura el trozo de varilla se enfría al aire hasta temperatura ambiente. A los enfriamientos descriptos anteriormente se los denominó “enfriamientos forzados interrumpidos”.



**Figura 2.9:** Dispositivo utilizado para obtener ciclos térmicos con enfriamiento forzado interrumpido.

- *Tratamiento térmico de temple y revenido*

Con trozos de varillas de bombeo se realizaron tratamientos térmicos de austenizado seguido de un temple y posterior revenido.

Para el austenizado y revenido se utilizaron hornos *Lindberg* de resistencia tipo “Mufla”, de 20 kw de potencia. Estos hornos permiten mantener la temperatura constante dentro de una banda de  $\pm 3$  °C y alcanzan una temperatura máxima de

hasta 1200 °C. La temperatura fue relevada mediante la inserción de una termocupla envainada tipo K, en el centro de la sección transversal de las varillas. El gradiente de temperatura en la muestra fue de  $\approx \pm 5$  °C. El temple se realizó en una cuba con agua agitada a temperatura ambiente y el enfriamiento luego del revenido se efectuó al aire. La temperatura durante el tratamiento térmico se adquirió digitalmente.

En todos los casos, luego del tratamiento térmico se maquinaron miniprobetas de tracción (Fig. 2.8), probetas normales de Charpy (10 x 10 x 55 mm) y la dureza se midió en rodajas de material previamente rectificadas. Los ensayos de tracción y Charpy se realizaron con el equipamiento descrito previamente, y las mediciones de dureza se realizaron en la escala RC, con una carga de 150 kgf en durómetros disponibles en el (LAFI) (Apéndice 1).

### **2.2C.- Análisis microestructural**

Las muestras, para el análisis microestructural, fueron pulidas con abrasivos de distintas granulometrías y luego con pasta de diamante de 3  $\mu\text{m}$ ; el ataque para revelar la microestructura se efectuó con Nital al 3 %.

Se realizaron estudios microestructurales por microscopía óptica, en un microscopio metalográfico Olympus PMG3. Los estudios de microscopía electrónica de barrido se realizaron con equipos Philips, en CITEFA y CAC (CNEA).

En el presente trabajo, se utilizaron dos técnicas para revelar el borde de grano austenítico:

Para revelar el tamaño de grano austenítico de las muestras tratadas térmicamente, se utilizó un ataque con una solución acuosa saturada de ácido pícrico y un agente tensioactivo, en una proporción de 9:1. El ataque se realizó a temperatura de  $\approx 60$  °C [41].

Para estudiar la variación del tamaño de grano con la temperatura se utilizó la técnica de oxidación, según lo descrito por la norma ASTM [42]. El método utilizado consiste en el pulido hasta paño de 3  $\mu\text{m}$ , de una cara de la muestra, previo al tratamiento de austenización a la temperatura de interés. El austenizado

se realizó en una atmósfera oxidante, con un posterior temple en solución acuosa, saturada con cloruro de sodio, a temperatura ambiente. Luego de extraer la capa superficial oxidada puliendo con pasta de diamante de 3  $\mu\text{m}$ , se realizó un ataque con una solución de ácido clorhídrico en agua al 30 %.

La medición del TGA se realizó por comparación y por el método de intersecciones de Hynes (ASTM [42]).

## Capítulo 3

### ENSAYOS DILATOMÉTRICOS RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSIÓN

#### 3.1- Materiales utilizados

En la tabla 3.1 se presenta la composición química de los materiales estudiados. Se analizaron cuatro composiciones químicas, en las cuales se varió el tenor de carbono (0.16-0.25 wt%), molibdeno (0-0.26 wt%), cromo (0-0.54 wt%) y boro (0.0012-0.0020 wt%); mientras los elementos restantes, permanecieron prácticamente constantes.

Elemento	Acero A01	Acero A02	Acero A11	Acero A24
C	0.25	0.21	0.16	0.24
Mn	1.36	1.39	1.48	1.43
Si	0.29	0.31	0.28	0.28
Mo	0.01	0.06	0.26	0.25
Cr	0.04	0.26	0.06	0.54
B	0.0012	0.0013	0.0020	0.0020
Al	0.026	0.027	0.022	0.017
Ti	0.026	0.032	0.025	0.026
N	0.0064	0.0066	0.0063	0.0060
P	0.014	0.016	0.014	0.011
S	0.002	0.003	0.005	0.001

Tabla 3.1: Composición química de los materiales utilizados (% en peso).

#### 3.2- Ensayos realizados

De acuerdo a la metodología descrita en 2.2, se realizaron ensayos dilatométricos para determinar la velocidad crítica de enfriamiento, para la cual se obtiene una estructura totalmente martensítica y la temperatura de comienzo de dicha transformación.

El ciclo térmico utilizado es el esquematizado en el Cap. 2, Fig. 2.2. La velocidad de calentamiento usada desde la temperatura ambiente hasta la temperatura de austenización fue de 7.5 °C/s. Luego de austenizar a 950 °C durante 4 min, las muestras se enfriaron con diferentes velocidades constante (Tabla 3.2). Las curvas dilatométricas obtenidas se presentan en el Apéndice 2.

### 3.3 - Tratamiento de los datos

La cinética de descomposición de la austenita para cada acero, se determinó en base a las curvas dilatométricas, de acuerdo a lo descrito en 2.3A. Se calculó la fracción transformada ( $\chi$ ) en función de la temperatura (Figs. 3.1a a 3.4a). En el rango de velocidades de enfriamiento usadas, los productos de transformación de la austenita pueden ser: bainita, martensita ó una mezcla de ambas estructuras. En las curvas  $\chi$  versus temperatura, se observan cambios de curvatura asociados a las distintas transformaciones de fase.

Para detectar con más precisión los puntos de inicio de las distintas transformaciones, se analizó la derivada de la fracción transformada respecto del tiempo, graficada en función de la temperatura (Figs. 3.1b a 3.4b). Los picos a menor temperatura, corresponden a la transformación austenita  $\rightarrow$  martensita, y los de mayor temperatura, a la transformación austenita  $\rightarrow$  bainita. Cuando la velocidad de enfriamiento crece, el pico asociado a la transformación austenita  $\rightarrow$  bainita disminuye hasta desaparecer. Este análisis permite determinar con mayor precisión la velocidad crítica de enfriamiento y la  $M_s$ ; además, para las velocidades de enfriamiento donde aparecen ambas fases (martensita y bainita), se puede estimar las fracciones resultantes de cada una de ellas (Tabla 3.2).

Para determinar las fracciones resultantes de bainita y martensita, se extrapola el pico de la curva  $d\chi/dt$ , correspondiente a la transformación martensítica (el de menor temperatura) y se calcula el área comprendida entre el "pico" de bainita y la curva extrapolada (ver ej. Figs. 3.5 a 3.8). El cociente entre dicha área, y el área total (área debajo de los picos de martensita y bainita), es una *buena* estimación de la fracción de bainita. Los resultados obtenidos de esta manera, guardan un buen acuerdo con la estimación realizada en el análisis microestructural.

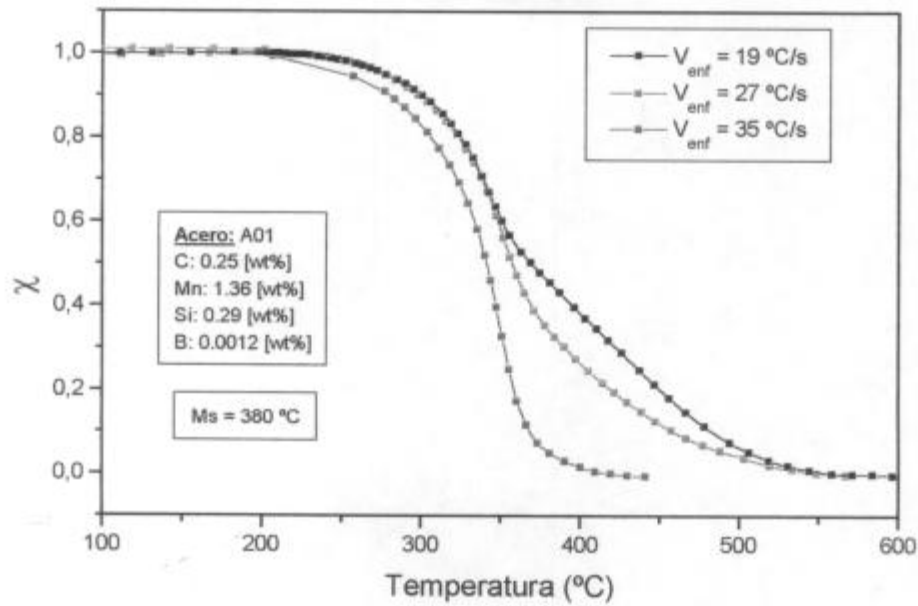


Figura 3.1a: Fracción transformada en función de la temperatura para las velocidades de enfriamiento ( $V_{enf}$ ) indicadas. Acero A01.

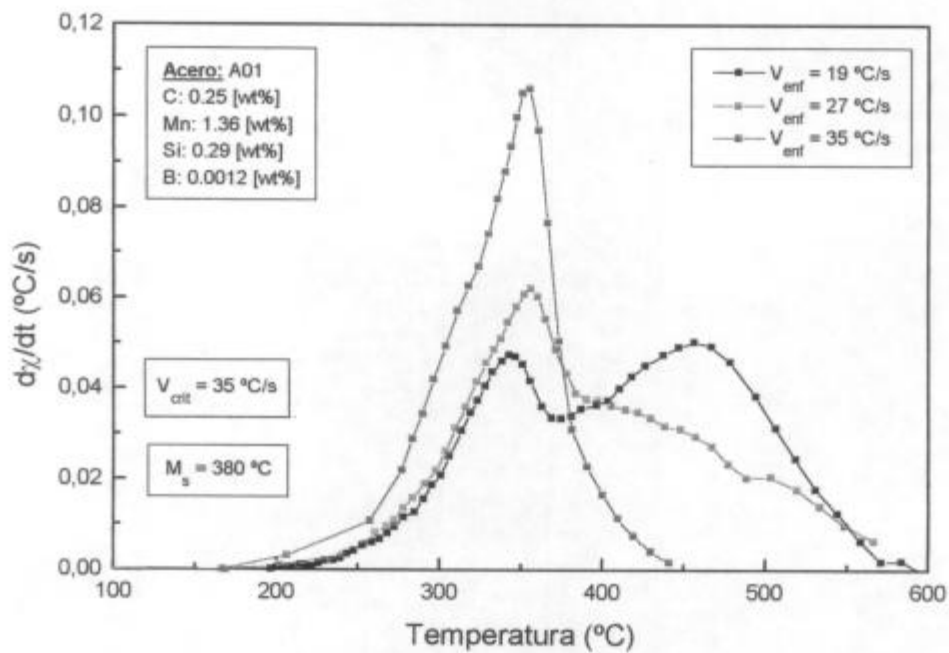


Figura 3.1b: Velocidad de transformación en función de la temperatura para las velocidades de enfriamiento ( $V_{enf}$ ) indicadas. Acero A01.

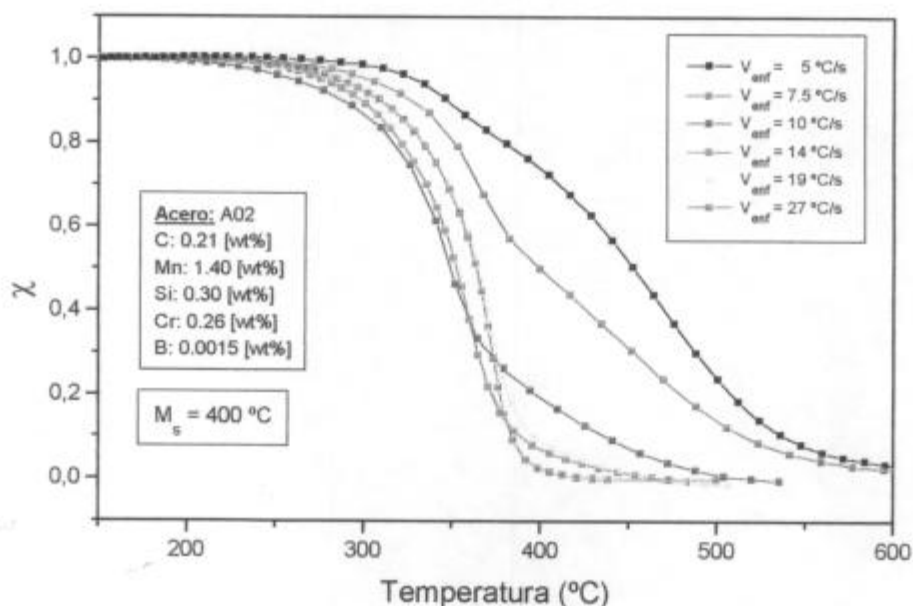


Figura 3.2a: Fracción transformada en función de la temperatura para las velocidades de enfriamiento ( $V_{enf}$ ) indicadas. Acero A02.

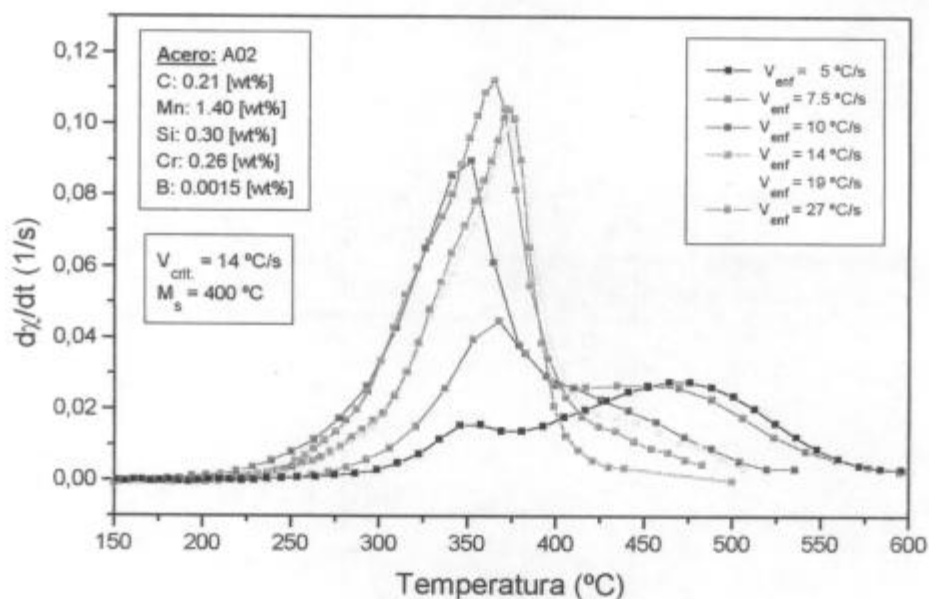


Figura 3.2b: Velocidad de transformación en función de la temperatura para las velocidades de enfriamiento ( $V_{enf}$ ) indicadas. Acero A02.

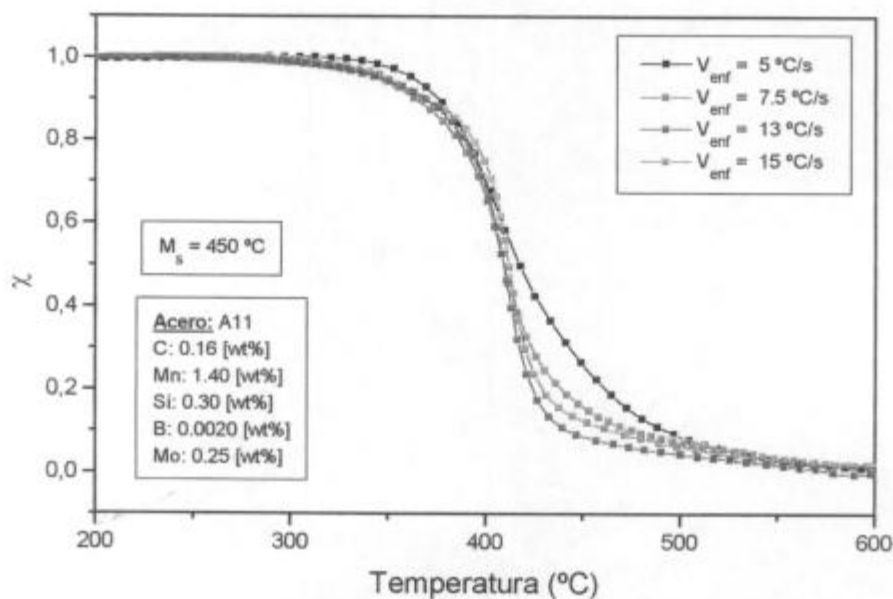


Figura 3.3a: Fracción transformada en función de la temperatura para las velocidades de enfriamiento ( $V_{enf}$ ) indicadas. Acero A11.

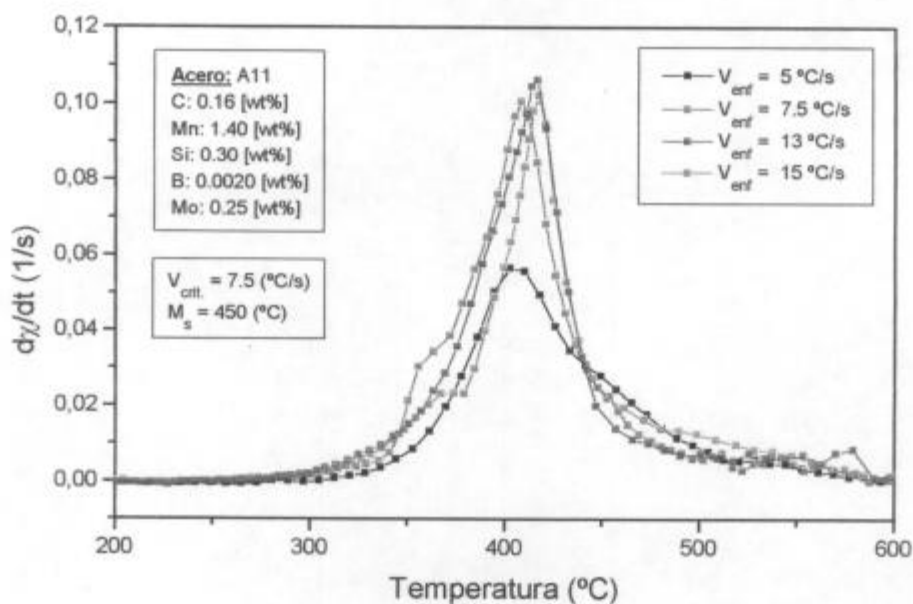


Figura 3-3b: Velocidad de transformación en función de la temperatura para las velocidades de enfriamiento ( $V_{enf}$ ) indicadas. Acero A11.

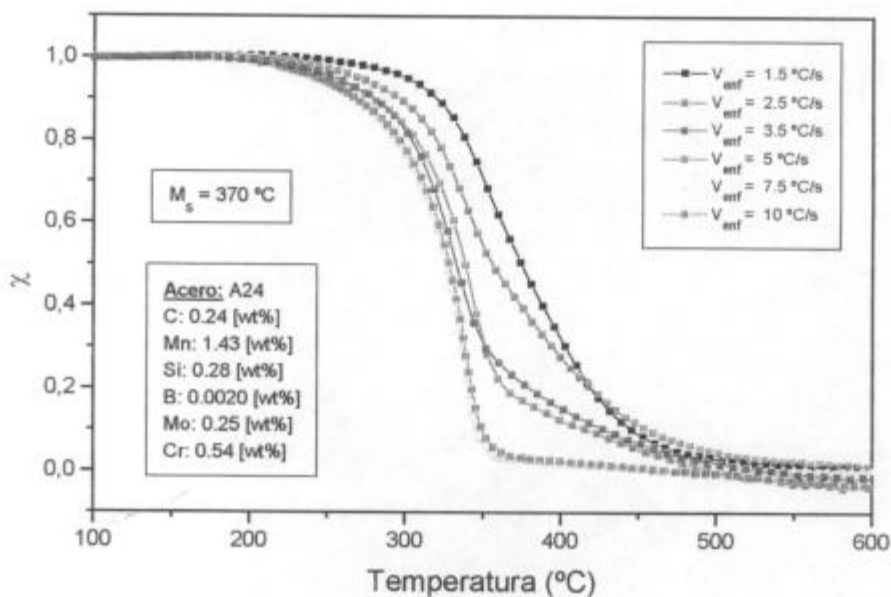


Figura 3-4a: Fracción transformada en función de la temperatura para las velocidades de enfriamiento ( $V_{\text{enf}}$ ) indicadas. Acero A24.

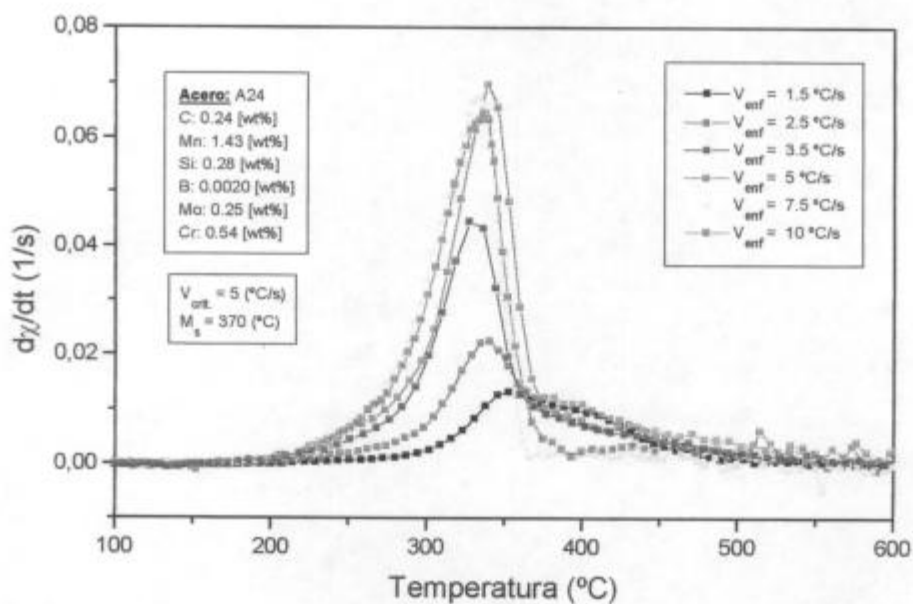


Figura 3-4b: Velocidad de transformación en función de la temperatura para las velocidades de enfriamiento ( $V_{\text{enf}}$ ) indicadas. Acero A24.

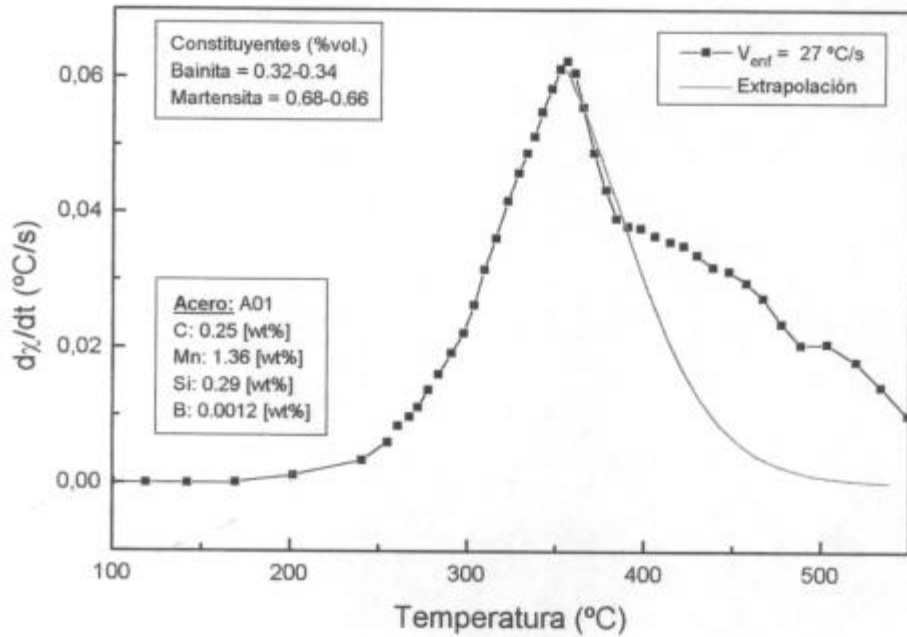


Figura 3.5: Estimación de la fracción resultante de bainita y martensita, para un enfriamiento a  $27 \text{ }^\circ\text{C/s}$ . Acero A01.

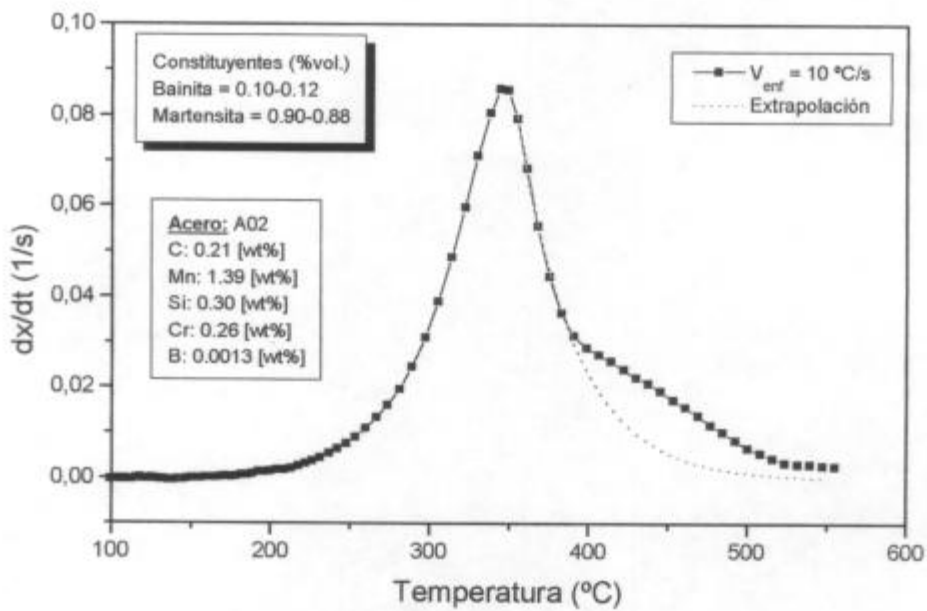


Figura 3.6: Estimación de la fracción resultante de bainita y martensita, para un enfriamiento a  $10 \text{ }^\circ\text{C/s}$ . Acero A02.

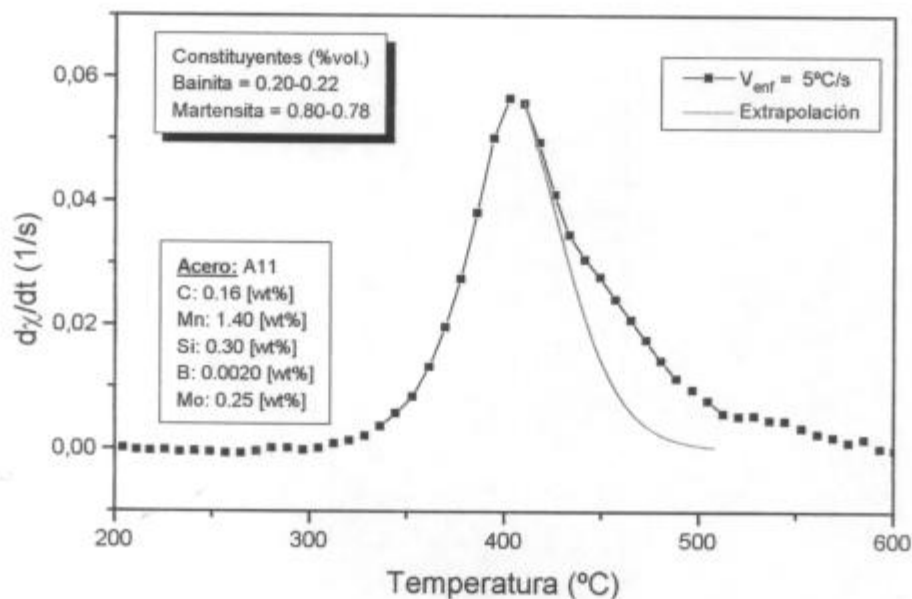


Figura 3.7: Estimación de la fracción resultante de bainita y martensita, para un enfriamiento a 5 °C/s. Acero A11.

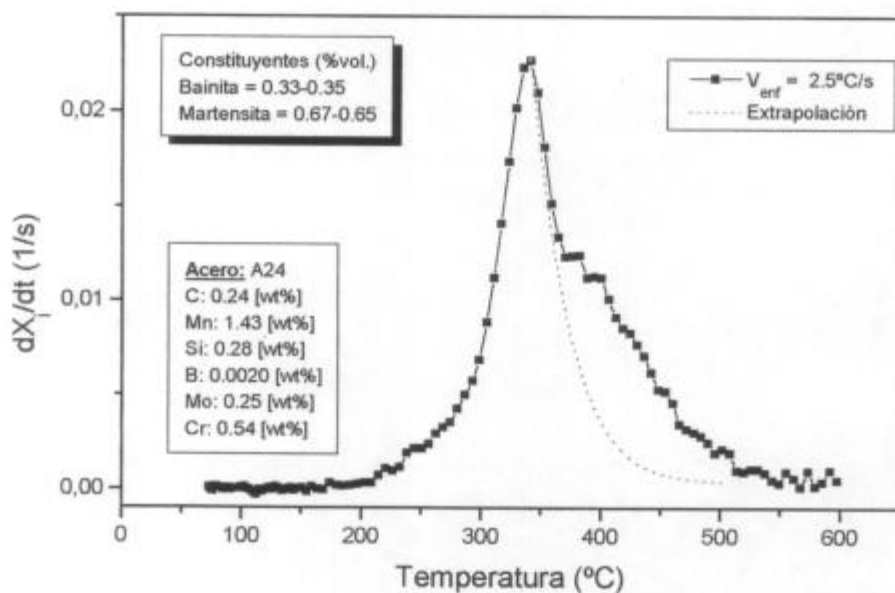


Figura 3.8: Estimación de la fracción resultante de bainita y martensita, para un enfriamiento a 2.5 °C/s. Acero A24.

Acero	TGA ASTM (N°)	D <sub>n</sub> (μm)	V <sub>enf.</sub> (°C/s)	M <sub>s</sub> (°C)	Venf Crít. (°C/s)	Martensita (%)	Bainita (%)
A01	8.4	20	19	380	≈35	42	58
A01			27			68	32
A01			35			100	-
A02	8.5	18	5	400	≈14	24	66
A02			7.5			57	43
A02			10			88	12
A02			14			100	-
A02			19			100	-
A02			27			100	-
A11	8.6	17	5	450	≈7.5	78	22
A11			7.5			100	-
A11			13			100	-
A11			15			100	-
A24	8.9	16	1.5	370	≈5	61	36
A24			2.5			67	33
A24			3.5			87	13
A24			5			100	-
A24			7.5			100	-
A24			10			100	-

**Tabla 3.2:** Resultados obtenidos de los ensayos dilatométricos. La fracción de bainita fue estimada a partir de las curvas dilatométricas. D<sub>n</sub>=diámetro nominal.

Los aceros A01 y A24 tienen similares valores de M<sub>s</sub> (Tabla 3.2), debido a que poseen similares contenidos de carbono; sin embargo, el acero A24 posee una velocidad crítica de enfriamiento considerablemente inferior, debido a su mayor contenido de elementos de aleación. El acero A11 que es el de más baja aleación, de los aceros estudiados, presenta la mayor M<sub>s</sub>; y su velocidad crítica de enfriamiento es relativamente baja. Esto sugiere una mejor combinación de los elementos de aleación y fundamentalmente un mayor efecto del B, como se verá más adelante. El acero A02 posee un comportamiento intermedio entre el A11 y A24, desde el punto de vista de la M<sub>s</sub> y la velocidad crítica de enfriamiento. Tanto el acero A11 como el A02 resultan atractivos para lograr autorrevenir el acero por su alta M<sub>s</sub>.

• *Ajuste de la curva de fracción transformada de martensita*

La cinética de transformación austenita → martensita se encontró que es bien descrita por una ecuación sigmoideal del tipo Boltzman. De esta forma la fracción transformada ( $X_i$ ) a la temperatura T resulta:

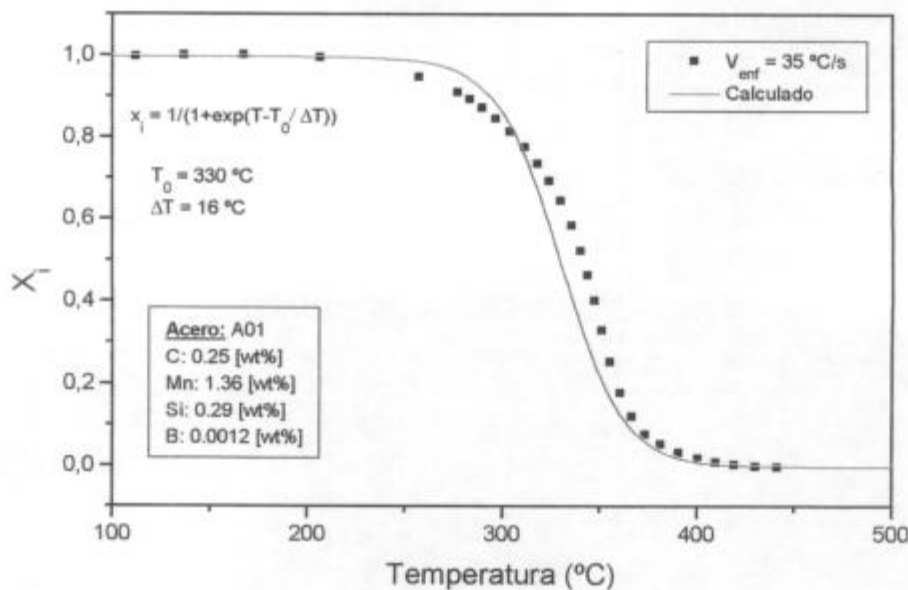
$$X_i = \frac{1}{1 + \exp\left(\frac{T - T_0}{\Delta T}\right)} \quad (3.1)$$

donde:  $T_0 = \frac{M_s + M_f}{2}$ , es la temperatura correspondiente a la máxima velocidad de transformación.

$M_s$  puede ser obtenida a partir de la ecuación de la  $M_s$  ajustada para estos aceros, (ver Ec.3.2), ó bien de alguna de las ecuaciones descritas en el Cap. 1 Tabla 1.1. En base al análisis de las curvas  $d\chi/dt$  vs temperatura,  $M_f$  se estima 100 °C menor a la  $M_s$ .

$\Delta T$  es un valor constante que fue ajustado a partir de las curvas  $\chi$  vs temperatura para los diferentes aceros. Se determinó un valor óptimo de  $\Delta T = 16$ .

La ecuación (3.1) es válida cuando el producto de transformación es totalmente martensita. En las figuras 3.9 a 3.12 se grafica la fracción transformada calculada (Ec. 3.1) y medida, para los cuatro aceros estudiados y diferentes velocidades de enfriamiento, en las que el producto de transformación, es sólo martensita.



**Figura 3.9:** Fracción transformada de martensita calculada (Ec. 3.1) y medida, para la  $V_{enf}=35^\circ\text{C/s}$ . Acero A01

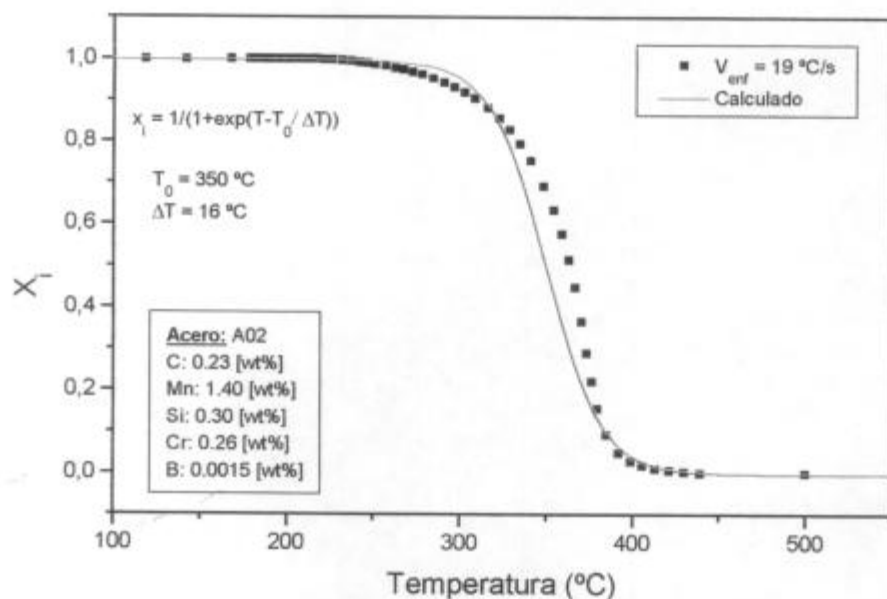


Figura 3.10: Fracción transformada de martensita calculada (Ec. 3.1) y medida, para la  $V_{enf}=19^\circ\text{C/s}$ . Acero A02

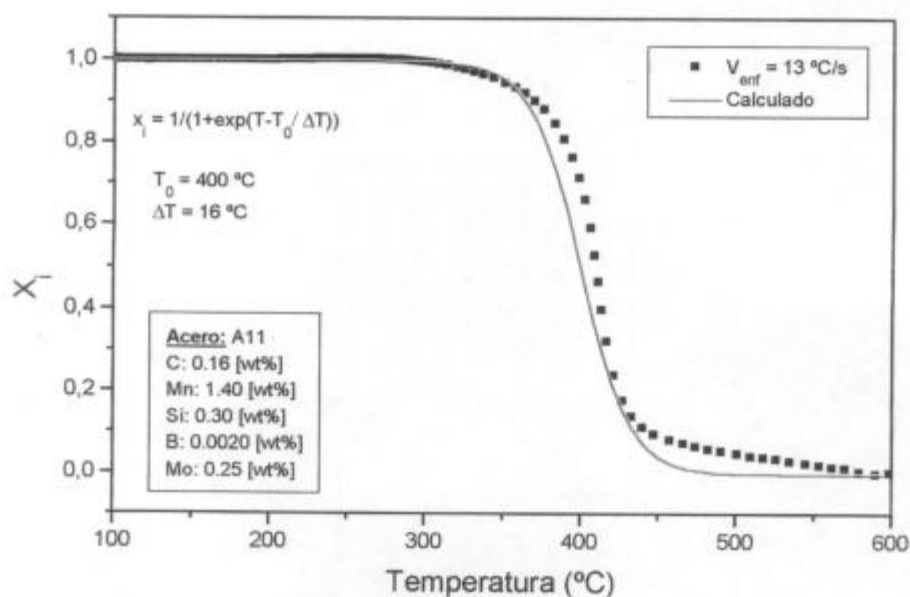
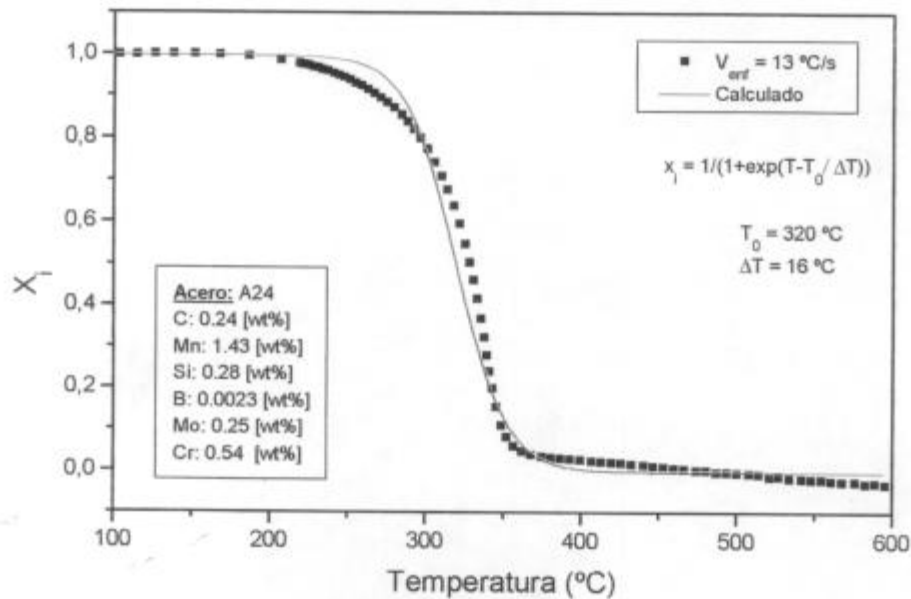


Figura 3.11: Fracción transformada de martensita calculada (Ec. 3.1) y medida, para la  $V_{enf}=13^\circ\text{C/s}$ . Acero A11



**Figura 3.12:** Fracción transformada de martensita calculada (Ec. 3.1) y medida, para la  $V_{enf.}=10^{\circ}\text{C/s}$ . Acero A24

### 3.4.- Microestructura

Con el equipamiento descrito en Cap. 2.2C, se estudiaron las microestructuras de las diferentes muestras dilatométricas ensayadas, y se midió el tamaño de grano austenítico. Una breve descripción de las microestructuras observadas, es la siguiente:

#### ➤ Acero A01

Para este acero se determinó una velocidad crítica de enfriamiento para obtener una estructura totalmente martensítica, entre 27 y 35 °C/s, con un tamaño de grano austenítico de  $\approx 20 \mu\text{m}$ . Para la  $V_{enf.}$  de 27 °C/s se observó una estructura consistente de una matriz tipo listones, martensita tipo laths, y paquetes compuestos de listones de ferrita ( $\approx 2\mu\text{m}$ ) con carburos en los bordes, que denominamos bainita tipo superior (Figs. 3.13a y b). Para la  $V_{enf.}$  de 35 °C/s la estructura consistió mayoritariamente en martensita tipo laths.



**Figura 3.13a:** Acero A01, Venf. = 27 °C/s. (2000X).



**Figura 3.13b:** Acero A01, Venf. = 27 °C/s. (1000X).

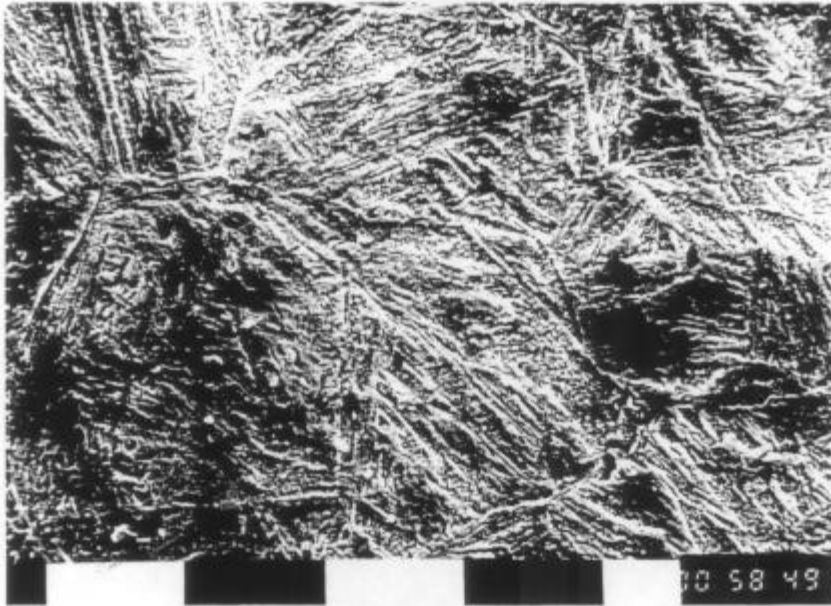


Figura 3.14: Acero A02, Venf. = 14 °C/s. (2000X).



Figura 3.15a: Acero A02, Venf. = 10 °C/s. (1000X).

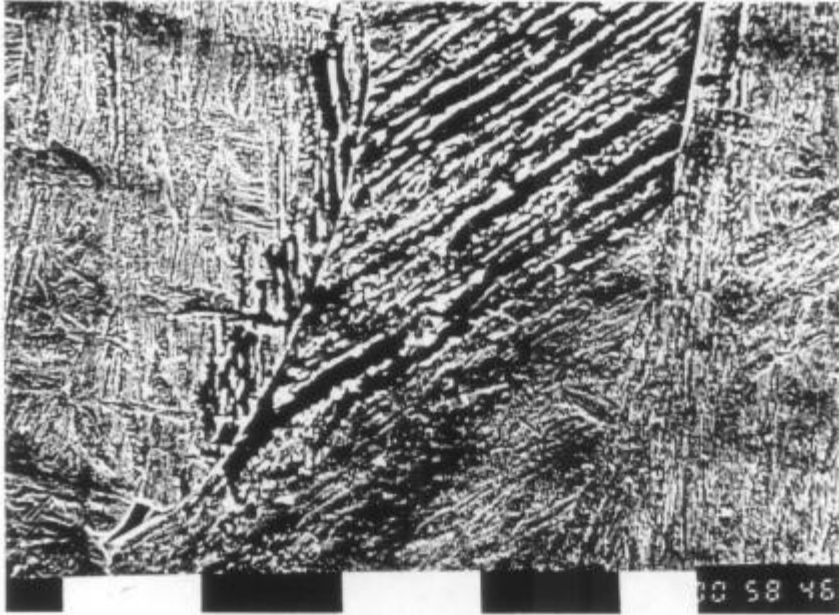


Figura 3.15b: Acero A02, Venf. = 10 °C/s. (2000X).



Figura 3.15c: Acero A02, Venf. = 10 °C/s. (1000X).



Figura 3.16a: Acero A11, Venf. = 5 °C/s. (2500X).



Figura 3.16b: Acero A11, Venf. = 5 °C/s. (2500X).

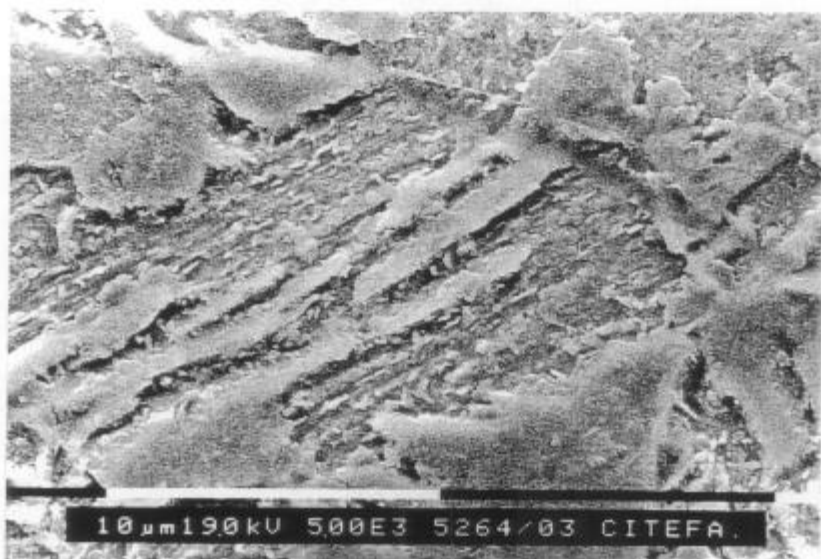


Figura 3.16c: Acero A11, Venf. = 5 °C/s. (5000X).



Figura 3.17a: Acero A24, Venf. = 2.5 °C/s. (2500X).



Figura 3.17b: Acero A24, Venf. = 2.5 °C/s. (5000X).



Figura 3.17c: Acero A24, Venf. = 2.5 °C/s. (10000X).

## ☛ Acero A02

Para este acero se determinó una velocidad crítica de  $\approx 14$  °C/s, con un tamaño de grano austenítico de  $\approx 18$   $\mu\text{m}$ . En la Figura 3.14 se observa la estructura resultante del ensayo con  $V_{enf} = 14$  °C/s. La estructura es martensita tipo laths, con, básicamente, dos orientaciones por grano. La Figura 3.15a a 3.15c, corresponde al ensayo con  $V_{enf} = 10$  °C/s; en este caso la estructura consiste en una matriz martensítica con paquetes de martensita tipo laths y bainita tipo superior (Fig. 3.15a), el espesor de los listones de la bainita es del orden de 1 a 1.5  $\mu\text{m}$  (Fig. 3.15b).

## ☛ Aceros A11 y A24

Los aceros A11 y A24 presentan estructuras similares a las anteriores (A01 y A02), es decir, para velocidades de enfriamiento menor a la crítica se obtiene una mezcla de martensita tipo laths y bainita tipo superior (Figs. 3.16/17a a 3.16/17c). Para velocidades de enfriamiento superiores se obtiene todo martensita tipo lath. Sin embargo, la bainita de los aceros A11 y A24 se presentan en paquetes más pequeños y con listones de menor espesor (0.5-1  $\mu\text{m}$ ), esto es concordante con el menor TGA de estos aceros.

### 3.5.- Análisis de los resultados

- *Comparación de los  $M_s$  obtenidos experimentalmente, con los valores predichos por ecuaciones propuestas en la bibliografía*

Se calculó el  $M_s$  de los aceros estudiados a partir de la composición química, utilizando las ecuaciones descritas en la Tabla 1.1 (Cap. 1) y se compararon con los resultados medidos a partir de los ensayos dilatométricos.

Comparando los valores predichos por estas ecuaciones y los experimentales (Tabla 3.3) se encuentra que las Ecs. 1.4, 1.5, 1.6 y 1.8, poseen un buen acuerdo con los resultados experimentales para los aceros de mayor contenido de carbono (A01, A02, A24), pero la desviación es mayor a 30 °C para el acero A11, de

menor contenido de carbono. Las ecuaciones 1.7, 1.9, 1.10 y 1.11 ajustan mejor en todo el rango de composición.

M <sub>s</sub> / Acero	Medido (°C)	Ec.1.4 (°C)	Ec.1.5 (°C)	Ec.1.6 (°C)	Ec.1.7 (°C)	Ec.1.8 (°C)	Ec. 1.9 (°C)	Ec.1.10 (°C)	Ec.1.11 (°C)
A01	380	388	375	384	411	374	397	391	388
A02	400	393	378	389	414	380	410	404	405
A11	450	409	391	406	431	394	430	424	426
A24	370	372	360	368	385	361	386	386	388

Tabla 3.3: Comparación entre los valores de M<sub>s</sub> medidos y calculados por diferentes modelos de la literatura.

Se obtuvo una correlación propia ajustando los parámetros en base a los valores obtenidos de los ensayos dilatométricos. Como en los aceros estudiados, el Mn y Si permanecen prácticamente constante no fue posible ajustar sus coeficientes y por ello se los incluyó en la constante. La expresión resultante del ajuste es:

$$M_s (\text{°C}) = 558 - 717\%C - 29\%Cr + 27\%Mo \quad (3.2)$$

Las composiciones son expresadas en porciento en peso.

- *Diagramas tentativos CCT*

Cuando se requiere diseñar las condiciones de tratamiento térmico a aplicar a un acero, para cumplir con las necesidades de la aplicación, se recurre a los diagramas de la cinética de transformación de la austenita. Estos diagramas son representaciones gráficas de la descomposición de la austenita, en condiciones isotérmicas (isothermal transformation IT), ó mediante enfriamientos continuos (continuous cooling transformation CCT).

En general existe un mayor conocimiento sobre los diagramas IT, pero para el diseño de los tratamientos térmicos es más adecuada la información que se puede obtener de los diagramas CCT, ya que como en los casos reales corresponde a condiciones no isotérmicas. Mediante los diagramas CCT, es posible, predecir la microestructura a obtener en un punto determinado de redondos de diferentes diámetros y para distintos medios de enfriamiento.

Existen diversas técnicas experimentales utilizadas para construir los diagramas CCT [43], una de las más utilizadas es la técnica dilatométrica junto al análisis metalográfico; también se ha intentado derivarlos de los diagramas IT, con resultados variados, en cuanto a su grado de certeza [44]. A pesar de contar con una cantidad apreciable de estos diagramas en la bibliografía [45], no es frecuente encontrar el diagrama CCT correspondiente a la aleación de interés o alguna similar. Por tal motivo es importante contar con los diagramas CCT de las aleaciones con las que se va a trabajar.

A partir de los resultados experimentales de los ensayos dilatométricos y el estudio microestructural, correspondiente a cada acero estudiado, se proponen diagramas tentativos CCT (Figs. 3.18 a 3.21) en la zona de interés. Obviamente, es necesario un mayor número de ensayos para confirmar estos diagramas y poder ampliar la zonas de utilización. Sin embargo, son una buena guía para las necesidades del presente trabajo.

Los CCT fueron contruidos de la siguiente forma:

Se graficaron las curvas de enfriamiento resultantes de los ensayos dilatométricos, como temperatura en función del logaritmo del tiempo. Con la información obtenida para cada velocidad de enfriamiento (Tabla 3.2) se adicionaron al diagrama los puntos correspondiente al  $M_s$ , el  $M_f$ , y el comienzo de la transformación bainítica ( $B_s$ ). Se adicionaron además, los grados de avance de la transformación en el caso de las velocidades de enfriamiento en que aparecen ambas fases (martensita y bainita). Se completó el diagrama uniendo estos puntos, determinados experimentalmente, con líneas rectas y curvas. (Figs. 3.18 a 3.21).

Los diagramas CCT propuestos son estrictamente válidos para las velocidades de enfriamiento usadas para definir los diagramas. Para que estos diagramas, puedan ser utilizados para predecir la microestructura a obtener en barras de diferentes diámetros y distintos medios de enfriamiento; se adicionó a los mismos, los diámetros de barras que tienen igual velocidad de enfriamiento en el centro de su sección, que la indicada en el diagrama, cuando las barras son templadas en un medio de enfriamiento correspondiente a agua con agitación.

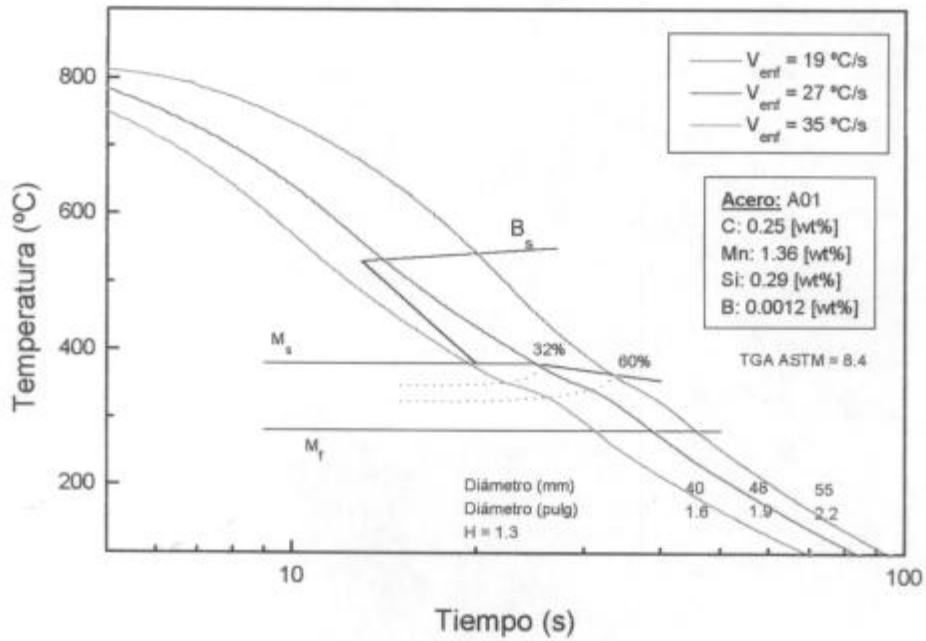


Figura 3.18: Diagrama tentativo CCT para el acero A01, en el rango de temperaturas de interés. Austenizado 4 min a 950 °C.

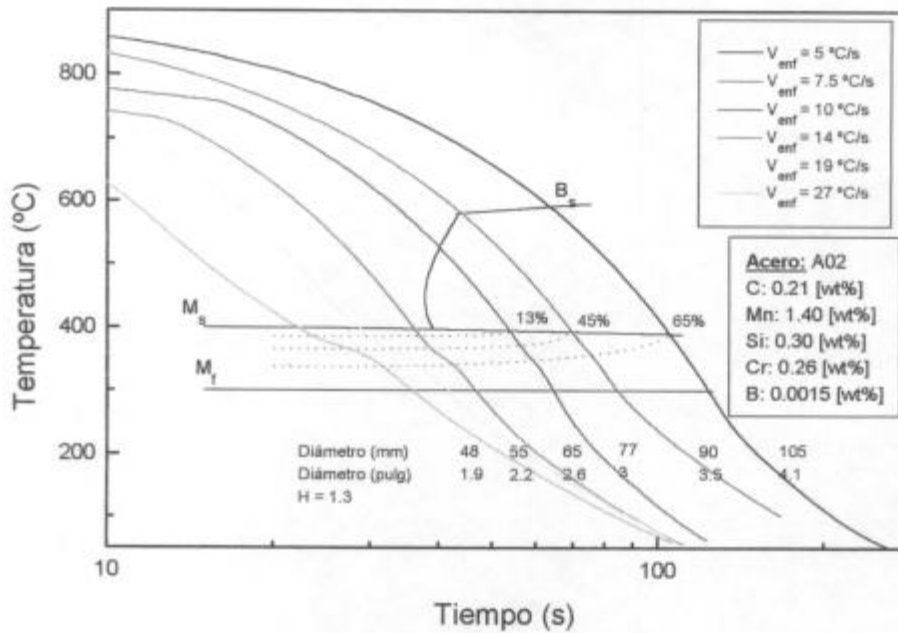


Figura 3.19: Diagrama tentativo CCT para el acero A02, en el rango de temperaturas de interés. Austenizado 4 min a 950 °C.

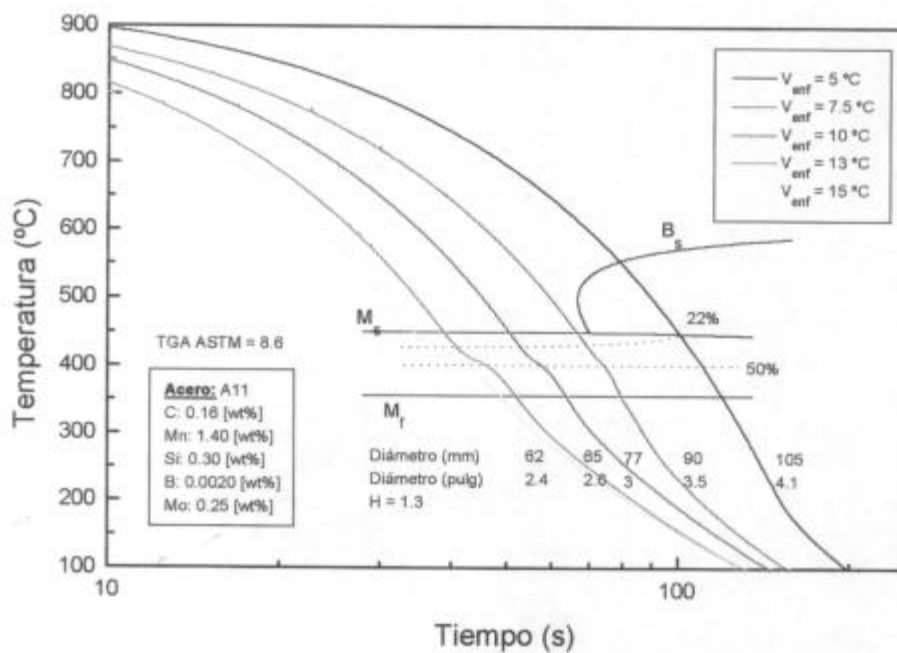


Figura 3.20: Diagrama tentativo CCT para el acero A11, en el rango de temperaturas de interés. Austenizado 4 min a 950 °C.

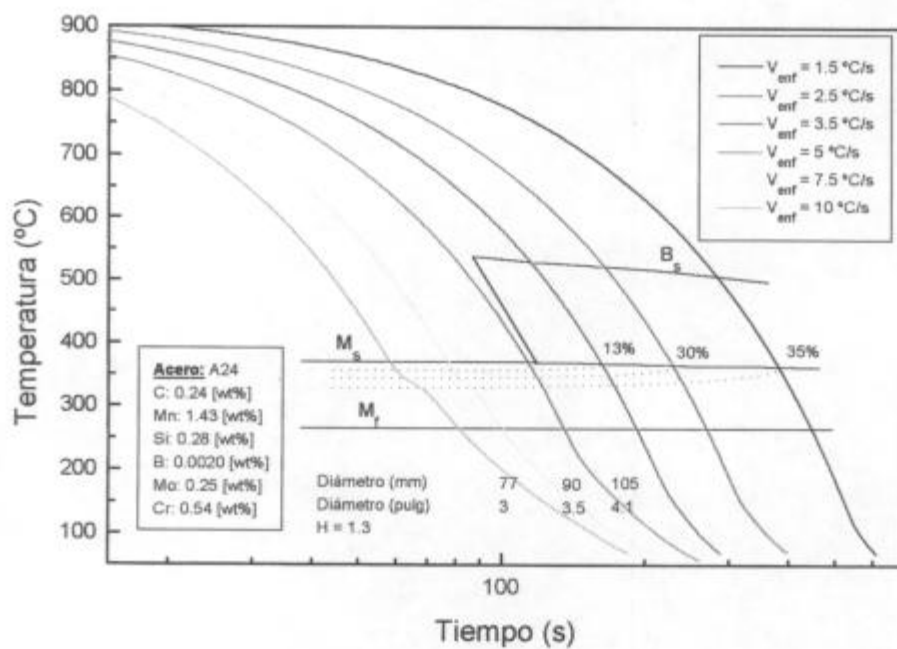


Figura 3.21: Diagrama tentativo CCT para el acero A24, en el rango de temperaturas de interés. Austenizado 4 min a 950 °C.

Estos diámetros fueron calculados mediante el empleo de un programa computacional, desarrollado por el Departamento de Física Aplicada (CINI) [46], que permite determinar la velocidad de enfriamiento, para una geometría cilíndrica (diferentes diámetros), desde la temperatura de austenización hasta la temperatura ambiente. El único requisito fue utilizar un coeficiente de transferencia térmica,  $h$  ( $\text{W}/\text{m}^2 \text{ }^\circ\text{K}$ ), apropiado para el medio de temple utilizado. El  $h$  fue definido como el calor extraído por el medio de temple, por unidad de superficie, y por unidad de temperatura (temperatura de la superficie - temperatura del agua).

Para ajustar el  $h$ , se calcularon las curvas de enfriamiento (temperatura - tiempo) de redondos de 1" y 3/4" de diámetro, para diferentes valores de  $h$ , y en el rango de temperaturas  $\approx 900 - 250 \text{ }^\circ\text{C}$ . Las curvas de enfriamiento calculadas fueron comparadas con las obtenidas experimentalmente, resultantes de ensayos de temple con trozos de varillas, de esos diámetros; el temple se realizó en cuba de agua con agitación. Suponiendo una extracción de calor uniforme a través de toda la superficie de la varilla, el coeficiente de transferencia térmica (constante), determinado para ese medio de enfriamiento fue de 4900 ( $\text{W}/\text{m}^2 \text{ }^\circ\text{K}$ ). Las curvas de enfriamiento predichas por el modelo, utilizando el  $h$  ajustado, tienen un buen acuerdo con las experimentales (Figs. 3.22, 3.23).

Con el valor de  $h$  ajustado se calcularon los diámetros de redondos que tienen  $\approx$  la misma velocidad de enfriamiento en el centro que la indicada en los CCT (Tabla 3.4). A partir del  $h$  ajustado es posible calcular la severidad de temple en términos del número de Grossmann ( $H$ ), de acuerdo a la siguiente ecuación [47].

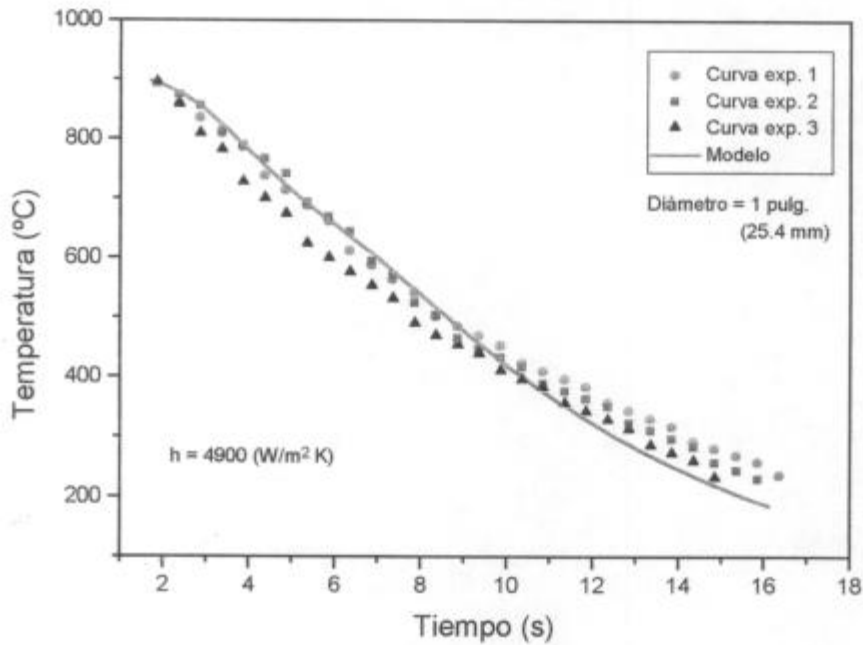
$$H = \frac{h}{2 \times k} \quad (3.3)$$

donde:

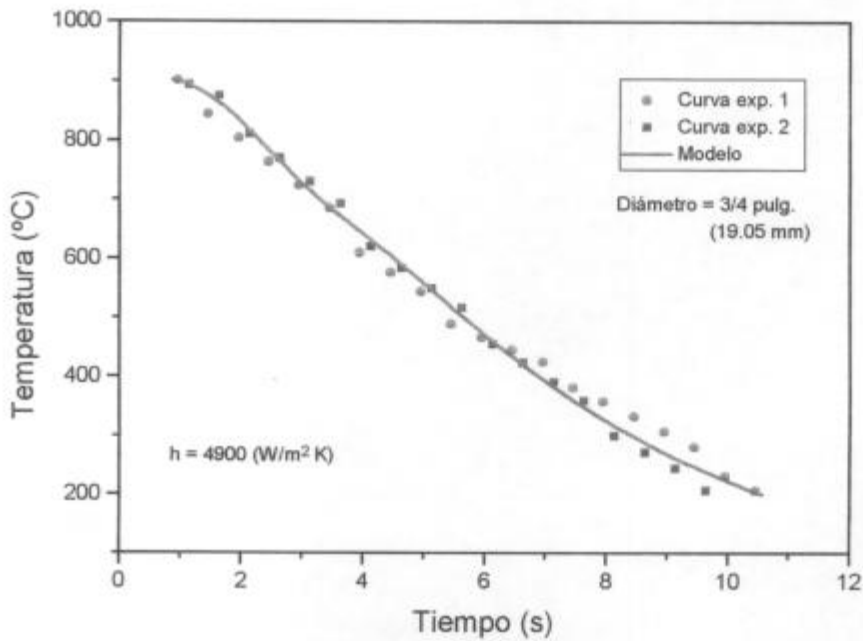
$h$  = coeficiente de transferencia térmica ajustado

$k$  = conductividad térmica del acero  $\approx 48$  ( $\text{W}/\text{m }^\circ\text{K}$ ).

El  $H$  obtenido de la Ec. 3.3 es  $\approx 1.3$  (1/plg.), que coincide con los valores publicados para el medio de enfriamiento de agua con agitación moderada (Tabla A3.1 Apéndice 3). Este parámetro, permite la utilización de los diagramas CCT contruidos, para otras severidades de temple.



**Figura 3.22:** Curvas de enfriamiento medidas y calculadas en el centro de una varilla de 1" de diámetro, en el rango de temperaturas de interés.



**Figura 3.23:** Curvas de enfriamiento medidas y calculadas en el centro de una varilla de 3/4" de diámetro, en el rango de temperaturas de interés.

Con el objetivo de verificar los diámetros calculados anteriormente, se estimaron los mismos, mediante la utilización de tablas y gráficos ampliamente difundidos en la bibliografía; el procedimiento seguido se describe en el Apéndice 3. Los diámetros estimados de esta manera poseen un buen acuerdo con los calculados por el modelo (Tabla 3.4).

Venf (°C/s) Diagramas CCT	5	7.5	10	13	15	19	27	35
D red. (mm) Calculado (modelo)	125	100	85	70	62	56	48	38
D red. (mm). Estimado (Tablas-Gráficos)	105	90	75	65	60	55	50	40

**Tabla 3.4:** Comparación entre los diámetros de redondos calculados (modelo) y estimados (Tablas-Gráficos), con Venf en el centro iguales a las indicadas en los Diag. CCT.

### 3.6.- Conclusiones preliminares de los ensayos dilatométricos

- ↳ El acero identificado como A01 posee una velocidad crítica, muy elevada para los objetivos propuestos. Esto es concordante con su bajo nivel de aleación.
- ↳ El acero identificado como A02 tiene una velocidad crítica intermedia, para los requerimientos planteados, con un  $M_s$  adecuada para obtener productos que se autorrevengan. Su cinética de transformación y composición química indican un material con buena respuesta para ser utilizado, también en la condición templado y revenido.
- ↳ El acero identificado como A11 tiene velocidad crítica y  $M_s$  óptima, desde el punto de vista de la cinética de transformación. Sin embargo, es necesario evaluar el nivel de resistencia que se pueda obtener con esta composición química (nivel de carbono).
- ↳ El acero identificado como A24 es el de menor velocidad crítica, aunque posee un  $M_s$  baja para intentar conseguir productos autorrevenidos. La composición química indica un material óptimo para tratamientos térmicos de temple y revenido.

## Capítulo 4

### TRATAMIENTOS TÉRMICOS RESULTADOS EXPERIMENTALES Y DISCUSIÓN

Los tratamientos térmicos realizados se dividen en dos grupos:

- 1 Tratamientos térmicos de temple-autorrevenido.
- 2 Tratamientos térmicos de temple-revenido.

#### 4.1.- Tratamientos térmicos de temple-autorrevenido

El objetivo de este tipo de tratamientos térmicos fue conseguir un material con estructura martensítica o martensita + alguna fracción de bainita, sin necesidad de un revenido posterior (autorrevenido), y con adecuada resistencia mecánica y tenacidad.

En base a los resultados obtenidos en la etapa anterior (Cap. 3) se concluyó que los aceros identificados como A02 y A11, son los de mayor interés para obtener productos templados-autorrevenidos. Con el acero A02, disponible en cantidad suficiente al inicio de esta etapa, se realizaron tratamientos térmicos en horno de laboratorio sobre probetas pequeñas. En base a estos resultados y la elevada  $M_s$  determinada para el acero A11, se fabricó dicho material en geometría de varillas de  $\Phi = 3/4"$ . Con trozos de estas varillas, se realizaron tratamientos térmicos de austenizado y "enfriamientos forzados interrumpidos", como los descritos en Cap. 2.2B.

#### 4.1A Tratamientos térmicos en horno de laboratorio (Acero A02)

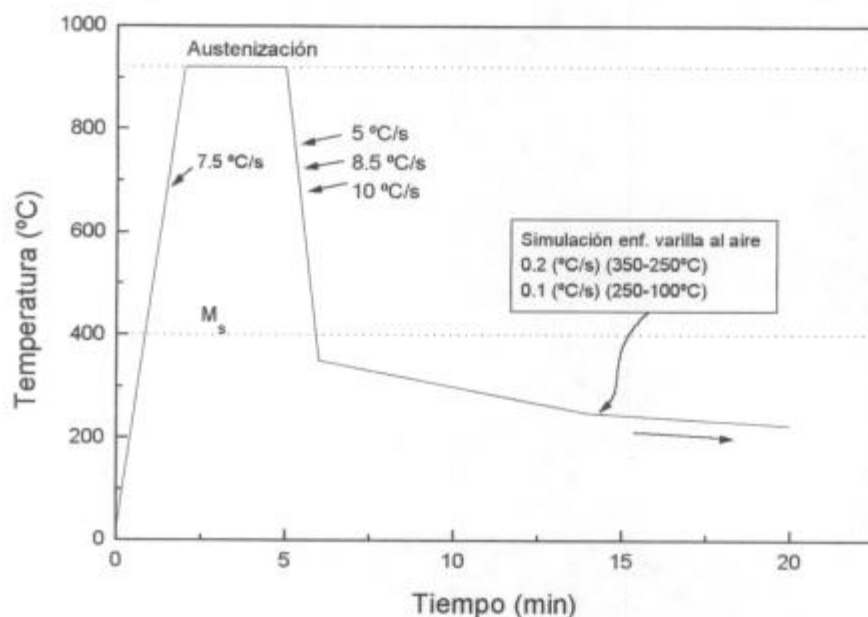
##### • *Ensayos realizados*

Con el equipamiento y geometría de probetas descrito en Cap.2.2B, se realizaron tratamientos térmicos de austenizado, seguido de "enfriamientos controlados interrumpidos", en horno de laboratorio (Fig. 2.7). Las velocidades

de enfriamiento fueron seleccionadas de acuerdo a los resultados obtenidos de los ensayos dilatométricos.

El austenizado se realizó a 920 °C durante 3 minutos; luego se enfrió a velocidad constante (5, 8.5 y 10 °C/s, respectivamente), hasta  $\approx 350$  °C, es decir, hasta superar la  $M_s$  (400°C). Posteriormente se simuló el enfriamiento al aire de una varilla de 7/8 pulg. de diámetro, entre 350 °C y 100 °C.

Mediante la utilización de un programa de cálculo desarrollado en el CINI [51] fue posible determinar la velocidad de enfriamiento de varillas al aire para distintos diámetros. El enfriamiento al aire de una varilla de 7/8 pulg. se simuló mediante enfriamientos a velocidad constante: 0.2°C/s entre 350 y 250 °C y 0.1°C/s entre 250 y 100 °C (Fig. 4.1).



**Figura 4.1:** Ciclo térmico seguido por las probetas de acero A02 en horno de laboratorio.

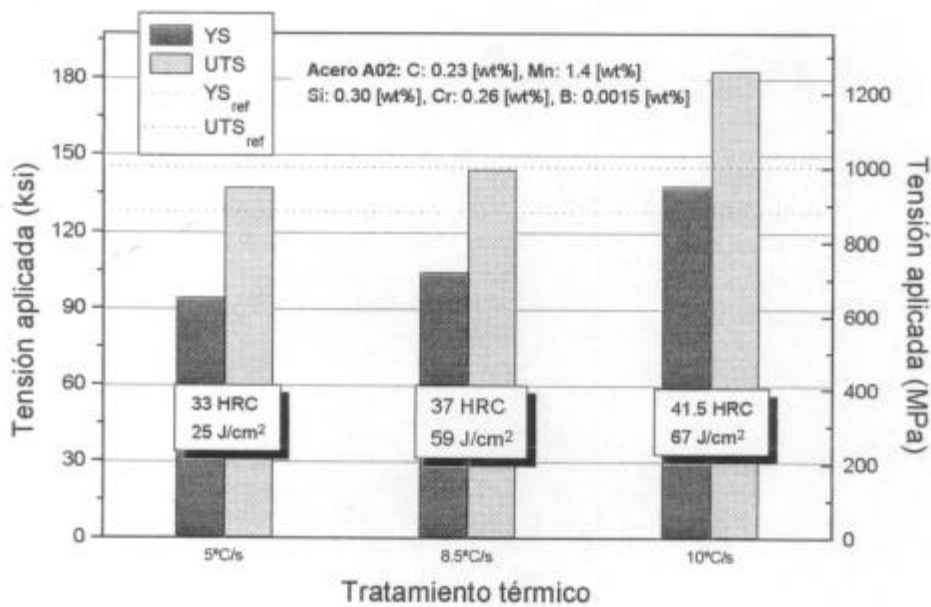
Con las probetas tratadas térmicamente se determinó:

- Tensión de fluencia (YS) y resistencia máxima a tracción (UTS), mediante ensayos de tracción a temperatura ambiente.
- Tenacidad, mediante ensayos de Charpy a 0 °C.
- Dureza Vickers (HV).

Además se realizó el correspondiente análisis microestructural.

• *Resultados*

El nivel de resistencia fijado como piso, para el diseño de las nuevas varillas fue:  $YS \approx 880$  MPa y  $UTS \approx 1000$  (MPa), con un adecuado nivel de tenacidad, compatible con el nivel de resistencia y microestructura logrado. Por lo tanto se comparan los resultados obtenidos con este objetivo (Fig. 4.2).



**Figura 4.2:** Valores de las propiedades mecánicas de interés, resultantes de diferentes enfriamientos controlados sin revenido posterior (acero A02).

La tensión de fluencia obtenida varió entre 650 y 950 MPa con el aumento de la velocidad de enfriamiento; la UTS correspondiente varió entre 945 y 1262 MPa con dureza entre 33 y 41.5 RC respectivamente. Por su parte la tenacidad del material a 0 °C se incrementó con la YS, lo cual está indicando modificaciones en la microestructura para permitir ese cambio.

Las microestructuras observadas fueron las siguientes:

En las probetas ensayadas a 10 °C/s, se encontró una microestructura (Fig. 4.3a, b) consistente de laths de martensita con cierto nivel de revenido evidenciado por los carburos precipitados, dispersos y de forma alargado de 0.5 a 1  $\mu$ m de longitud, típico de un revenido a baja temperatura. Además, se observaron paquetes compuestos de ferrita en listones con carburos en los bordes que

denominamos bainita tipo superior. La presencia de bainita tipo superior coincide con la microestructura obtenida para igual velocidad de enfriamiento en los ensayos dilatométricos. Para dichos ensayos se había estimado una fracción de bainita  $\approx 10$  %vol.

La microestructura obtenida con velocidad de enfriamiento de  $8.5$  °C/s es similar a la correspondiente a  $10$  °C/s con una mayor proporción de bainita.

Con velocidad de enfriamiento de  $5$  °C/s se obtiene una estructura mayoritariamente bainítica, con granos totalmente compuestos de bainita tipo superior, y otros de martensita de igual características que la descrita anteriormente (Fig. 4.4). La separación entre los listones de la bainita oscila entre  $0.5$  y  $1.5$   $\mu\text{m}$ .

#### • *Discusión*

De acuerdo al objetivo planteado y los resultados obtenidos se concluye:

- El enfriamiento a  $10$  °C/s, es el que brinda mayores valores de YS ( $950$  MPa) y UTS ( $1262$  MPa), con una adecuada tenacidad ( $67$  J/cm<sup>2</sup>) superando los requerimientos de resistencia planteados (Fig. 4.2). Con dicha velocidad de enfriamiento se obtiene una microestructura de martensita “autorrevenida” (Fig. 4.3a, b) y una baja proporción de bainita tipo superior, levemente revenida ( $\approx 10$  %vol). Es evidente que este tipo de estructura se logra al detener el “enfriamiento forzado” antes de cruzar la  $M_f$ , y enfriando lentamente (simulación enfriamiento al aire, del producto a plena escala) hasta lograr la transformación total. Como la  $M_f$  es alta para este acero ( $300$  °C), se logra un revenido a baja temperatura de la martensita formada (autorrevenido). Esta microestructura permite obtener mayor resistencia mecánica y tenacidad que en los casos de tener una estructura bainítica.
- Con velocidades de enfriamiento de  $8.5$  °C/s se obtuvo una resistencia a la tracción levemente inferior a la requerida, aunque con aceptable tenacidad.
- Con velocidades de enfriamiento de  $5$  °C/s se obtuvieron valores de resistencia a tracción menores a los requeridos y con muy baja tenacidad. La tenacidad del material se vió afectada en acuerdo con la microestructura mayoritariamente bainítica (bainita tipo superior, Fig. 4.4).



Figura 4.3a: Acero A02 enfriado con  $V_{enf}$  de 10 °C/s, autorrevenido (2000X).



Figura 4.3b: Acero A02 enfriado con  $V_{enf}$  de 10 °C/s, autorrevenido (10000X).



Figura 4.4: Acero A02 enfriado con  $V_{enf}$  de 5 °C/s, autorrevenido (2000X).

En resumen, mediante enfriamientos adecuados, es posible obtener con el acero A02, una microestructura de martensita autorrevenida con baja proporción de bainita, que brinda una buena combinación de propiedades mecánicas y supera los requerimientos planteados como objetivo para el diseño de varillas.

#### **4.1B.- Tratamientos térmicos en varillas de bombeo (Acero A11)**

En base a los resultados obtenidos con el acero A02 y del estudio realizado sobre la cinética de transformación del acero A11, en el capítulo 3, se concluyó que su composición química posee buenas propiedades para lograr cierto porcentaje de autorrevenido.

El acero A11 fue laminado a varillas de  $\Phi = 3/4"$ , y se forjaron sus respectivas cabezas. En laboratorio se trabajó con trozos de dimensiones reducidas, fáciles de manipular, pero que sirvieron de base para la realización de ensayos a plena escala en Planta.

##### **● *Ensayos realizados con trozos de varilla en laboratorio***

Estos ensayos tienen dos objetivos:

- Estimar las velocidades de enfriamiento alcanzables industrialmente con picos sprays mezcla agua - aire.
- Determinar la factibilidad de detener el enfriamiento forzado con sprays, a temperaturas adecuadas, para lograr el autorrevenido del acero y poder estimar el nivel de propiedades mecánicas resultantes.

Se emplearon trozos de cuerpo de varillas de  $\Phi = 3/4"$ , longitud  $\approx 30$  cm, y trozos de varillas que incluyeron la cabeza, de mayor sección que el cuerpo. El austenizado se realizó en horno tipo "Mufla" (Cap. 2), a la temperatura de 910 °C durante 3 min., el dispositivo utilizado para el "enfriamiento forzado interrumpido", se describe en el Capítulo 2 y se esquematiza en la Figura 2.9. Se empleó un spray mezcla agua-aire, y luego de varias pruebas realizadas se fijó

como condición óptima de enfriamiento un caudal de agua de 175 l/h y una distancia entre la varilla y el pico de 30 cm. Se efectuaron ensayos interrumpiendo el enfriamiento forzado a  $\approx 400$  y  $330$  °C, seguido de enfriamiento al aire.

Se colocaron termocuplas envainadas tipo K, en el centro de las varillas, para determinar la velocidad de enfriamiento de las mismas. De los trozos de varillas tratados térmicamente, se extrajeron probetas para determinar la resistencia a la tracción, tenacidad y dureza.

#### • Resultados

Las velocidades de enfriamiento promedio alcanzadas en el rango de temperaturas de interés (900-300 °C), fueron:

- Cuerpo de la varilla bombeo de  $\Phi = 3/4''$ : 12 °C/s.
- Cabeza de la varilla bombeo  $\Phi_{\text{med. temp.}} = 1''$ : 8.5 °C/s.

Las propiedades mecánicas obtenidas se presentan en la Tabla 4.1

Sector varilla	Temp. interr. enf. forzado (°C)	YS (MPa)	UTS (MPa)	Dureza (RC)	Tenacidad (0°C) (J)
Cuerpo	$\approx 330$	1070	1372	41	24
	$\approx 400$	1082	1301	39	63
Cabeza	$\approx 330$	-	-	38	37
	$\approx 400$	-	-	34	89

**Tabla 4.1:** Valores de las propiedades mecánicas de interés resultantes de ensayos de enfriamientos forzados con spray, interrumpidos a diferentes temperaturas (Acero A11).

#### • Discusión

Debido a la inhomogenidad geométrica de las varillas de bombeo, la velocidad de enfriamiento en el cuerpo fue substancialmente más alta que en la cabeza. Teniendo en cuenta que la velocidad crítica del acero A11 se determinó en 7.5 °C/s, resulta evidente la posibilidad de obtener con sprays, velocidades de enfriamiento superiores a la mínima necesaria para obtener un producto mayoritariamente martensítico.

Los resultados obtenidos (Tabla 4.1), muestran el efecto de la temperatura a la cual se interrumpe el enfriamiento forzado y del diámetro de la sección, sobre el nivel de revenido del acero. En ambos casos se obtiene mayor tenacidad y menor dureza en la cabeza que en el cuerpo, esto se debe fundamentalmente al mayor tiempo de permanencia a alta temperatura, por su mayor masa. Además, el incremento de tenacidad es sustancial, con el enfriamiento interrumpido a 400 °C.

La variación en las propiedades mecánicas resultantes hacen evidente la necesidad de realizar mayor número de ensayos. Es importante mencionar que en laboratorio se utilizó una sola clase de picos para producir el spray, pero el mercado ofrece una gran variedad (cono lleno, chorro plano etc.), que podrían utilizarse para desarrollar un sistema de enfriamiento con diferentes sprays, presiones de agua y/o aire, automatización del proceso, etc; como paso previo a un desarrollo a plena escala en planta. Por supuesto, esto escapa a los alcances de este trabajo.

En base a los resultados de los ensayos de laboratorio, se puede afirmar, que es posible alcanzar industrialmente con sprays, las velocidades de enfriamientos requeridas para el temple de varillas de bombeo y detener el enfriamiento, a temperaturas intermedias, para obtener con el acero A11 material autorrevenido. La propiedades mecánicas obtenidas, en estas condiciones, son adecuadas para el uso en varillas de bombeo.

### ② *Ensayos a plena escala en Planta*

Con el objetivo de confirmar los resultados obtenidos en laboratorio, en cuanto a la respuesta del material al autorrevenido, se realizaron diversos ensayos en planta.

El ensayo brevemente, consistió en : Austenizado en horno de inducción, seguido de enfriamientos con cabezales de picos rociadores de agua, y posterior enfriamiento al aire desde distintas temperaturas. Luego de varios ensayos y del ajuste de las condiciones de proceso, se obtuvieron los siguientes valores de las propiedades mecánicas (Tabla 4.2):

Sector varilla	Temp. interr. enf. forzado (°C)	YS (MPa)	UTS (MPa)	Dureza (RC)	Tenacidad (0°C)(J)
Cuerpo	≈350	1110	1388	41	63

**Tabla 4.2:** Valores resultantes de ensayos a plena escala en planta, para lograr autorrevenir el acero A11.

Se analizó la microestructura resultante de los ensayos a plena escala en planta. La estructura consistió en una martensita tipo laths con 2 o 3 paquetes por grano de diferentes orientaciones (Fig. 4.5a y b). La estructura martensítica obtenida presenta signos de un revenido a bajas temperaturas, ya que se observa algún nivel de precipitación (autorrevenido). La microestructura obtenida, en estas condiciones, no revela la aparición de ninguna fracción de bainita tipo superior o inferior.

Los resultados obtenidos (Tabla 4.2) poseen un buen acuerdo con los logrados en laboratorio (Tabla 4.1). Es importante mencionar que la temperatura en los ensayos a plena escala, se midió con un pirómetro, por lo tanto son aproximadas.

En base a la combinación de propiedades mecánicas obtenidas y la microestructura revelada, se puede concluir que el acero A11 responde al temple y autorrevenido.

#### 4.2.- Tratamientos térmicos de temple y revenido

Para algunas aplicaciones un tratamiento térmico de temple-revenido es más conveniente que un temple-autorrevenido. El objetivo de este conjunto de tratamientos térmicos fue evaluar el rango de propiedades mecánicas alcanzables con tratamientos térmicos de temple-revenido para los aceros A11 y A24. Como se mencionó previamente, el nivel de resistencia (UTS) fijado como piso para el diseño de las nuevas varillas, fue de  $\approx 1000$  MPa y con tenacidad mayor a 40 J. Además, se correlacionaron las propiedades mecánicas con la composición química y las condiciones de tratamiento térmico.



**Figura 4.5a:** Acero A11 templado y autorrevenido a plena escala en planta (2500X).



**Figura 4.5b:** Acero A11 templado y autorrevenido a plena escala en planta (2500X).

Para los tratamientos térmicos de temple y revenido, se utilizaron los aceros A11 (0.16 wt%C) y A24 (0.25 %C). El acero A11, como se mencionó previamente fue laminado a varillas de  $\Phi = 3/4''$ , y con el acero A24, se fabricaron varillas de diámetros  $7/8''$  y  $1''$ .

#### 4.2A.- Acero A11

##### ① *Ensayos realizados*

Para determinar la temperatura de austenización óptima para la realización de los ensayos de temple y revenido, se estudió el crecimiento de grano austenítico en el rango de temperaturas  $870\text{ }^{\circ}\text{C}$ - $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  a tiempo constante de 5 min. Para evaluar el crecimiento del grano austenítico con la temperatura se utilizó la técnica de oxidación descrita en Capítulo 2.2C.

Con trozos del cuerpo de varillas de acero A11, se realizaron ensayos de temple y revenido a diferentes temperaturas. El equipamiento utilizado, la medición de temperaturas, etc., se describió en el Capítulo 2.2B. Para este diámetro de varillas se obtuvo, durante el temple, velocidades de enfriamiento de  $\approx 85\text{ }^{\circ}\text{C/s}$  desde la temperatura de austenización hasta  $\approx 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Con los trozos tratados térmicamente se realizaron ensayos de tracción, para obtener tensión de fluencia (YS) y tensión máxima (UTS), medición de dureza Rockwell C; y ensayos para evaluar la tenacidad, como la energía absorbida (con probetas de  $10 \times 10$  de sección transversal) mediante ensayos de Charpy a  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ . El equipamiento utilizado y el detalle de las probetas se describió en Cap. 2.2B.

##### ② *Resultados*

###### • *Tamaño de grano austenítico y propiedades mecánicas*

Los resultados obtenidos para el tamaño de grano austenítico y las propiedades mecánicas se presentan en la Tablas 4.3 y 4.4:

Temperatura Aust. (°C)	Tiempo a temp. (min)	TGA ASTM N°	D. nominal $d_n$ (μm)	Dureza (RC)
910	5	9.7	12	45
960	5	9	16	44
1010	5	7.9	22	42

**Tabla 4.3:** Medición del tamaño de grano austenítico y durezas para diferentes temperaturas de austenización del material solamente templado. Acero A11.

Ident.	YS (MPa)	UTS (MPa)	YS/UTS	Dureza RC	Tenacidad (0°C) (J)
Q+T* 380-15	1126	1246	0.90	40.5	64
Q+T* 450-15	1081	1137	0.96	37	88
Q+T* 450-30	1078	1139	0.95	36	123
Q+T* 450-60	1040	1090	0.95	34.5	141
Q+T* 500-15	1006	1050	0.96	34	138
Q+T* 600-15	935	974	0.96	32	-
Q+T* 650-15	886	932	0.96	29.5	-

\*(Q+T = Templado y revenido, 1° número = Temp. de revenido (°C), 2° núm. = Tiempo de rev. (min))

**Tabla 4.4:** Propiedades mecánicas obtenidas de ensayos de temple y revenido sobre el acero A11. Condiciones de austenizado: 910 °C, 5 min.

#### • *Microestructura*

Se analizó el material templado y revenido a diferentes temperatura y tiempos. La estructura consistió de una martensita con diferentes grados de revenido concordante con la temperatura de revenido. En la Figura 4.6a y b se presenta la microestructura resultante del material templado y revenido a 450 °C durante 15 min. La estructura es del tipo laths consistente de una matriz ferrítica y carburos cortados, con algunos carburos alargados de 2 a 3 μm.



Figura 4.6a: Acero A11 templado y revenido a 450 °C - 15 min (5000X).



Figura 4.6b: Acero A11 templado y revenido a 450 °C - 15 min (10000X).



Figura 4.7: Acero A11 templado y revenido a 600 °C - 15 min (10000X).

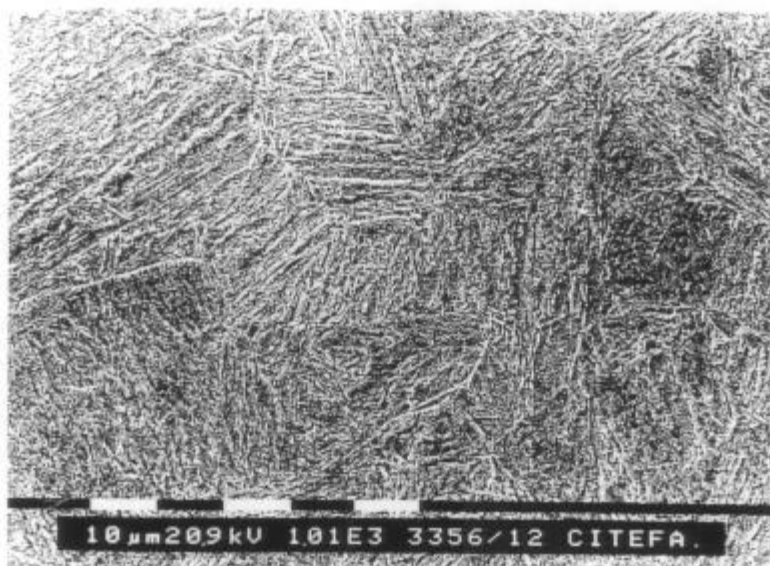


Figura 4.8a: Acero A11 templado y revenido a 450 °C - 15 min (1000X).

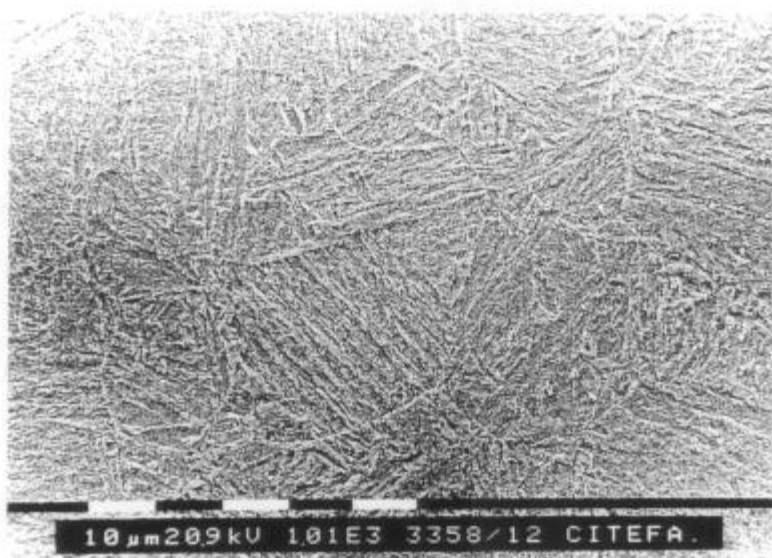


Figura 4.8b: Acero A11 templado y revenido a 450 °C - 60 min (1000X).

La mayor temperatura de revenido (600 °C) produce fundamentalmente esferodización de los carburos de cementita (Fig. 4.7). Por otra parte, el tiempo de revenido, para los tiempos analizados, no produjo ningún efecto apreciable en la microestructura (Fig. 4.8a y b), y consistente con ésta, no se observan variaciones significativas con las propiedades mecánicas obtenidas.

### 3 Análisis de resultados

#### • Tamaño de grano austenítico

El tamaño de grano austenítico presenta un leve aumento entre 910 y 960 °C; en cambio a 1010 °C el crecimiento es más marcado (Tabla 4.3). El análisis de la composición química del acero A11 (Tabla 3.1), sugiere que el elemento refinador de grano es el aluminio. El Al precipitado como AlN en borde de grano austenítico, impide el excesivo crecimiento de grano.

Para determinar la temperatura a la que el AlN pierde totalmente su efectividad como refinador de grano, se debe evaluar la estabilidad termodinámica del mismo. Ésta es representada en general, para carburos y nitruros, por los productos de solubilidad como una función de la temperatura. En particular para el AlN, Irvine *et al.* [52] y más tarde Kunze [53] (incluyendo los elementos de aleación), evaluaron varias expresiones del producto de solubilidad de AlN, proponiendo las siguientes ecuaciones, como las de mejor acuerdo con los datos experimentales:

$$\log[Al][N] = -6770/T + 1.03 \quad (4.1)$$

$$\log[Al][N] = -7261/T + 1.553 \quad (4.2)$$

donde las concentraciones de [Al] y [N] son en % peso, y T en grados Kelvin. Empleando las Ecs, 4.1 y 4.2 la temperatura de solubilidad del AlN para el acero A11 se estima en 1140 y 1090 °C respectivamente. Este resultado está de acuerdo con el crecimiento experimentado a la temperatura de 1010 °C (Tabla 4.4).

Sobre las probetas templadas se midió dureza para evaluar su variación con el TGA (Tabla 4.3). El efecto sobre la dureza se comienza a notar para la temperatura de 1010 °C, sin embargo, teniendo en cuenta la dispersión en la medición de dureza estimada en  $\pm 0.5$  RC, se considera que el efecto es prácticamente nulo.

De los resultados obtenidos arriba y el análisis sobre la templabilidad realizado en el Cap. 3, la temperatura de austenización óptima debiera ser del orden de los 900-930 °C. La temperatura de austenización seleccionada fue 910 °C.

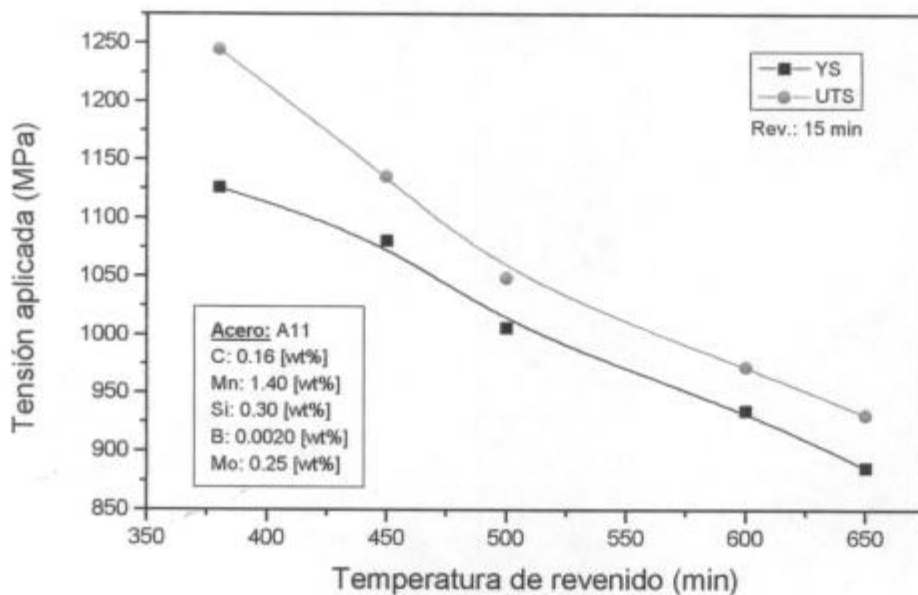
- *Propiedades mecánicas*

Los tratamientos térmicos realizados con el acero A11 (Tabla 4.4) permitieron obtener un amplio rango de variación de las propiedades mecánicas de interés, en acuerdo con el objetivo planteado. La influencia de la temperatura y el tiempo de revenido sobre la YS y UTS, se presenta en las Figuras 4.9 y 4.10. La UTS varió desde 1246 MPa (181 ksi) a 932 MPa (132 ksi), con el incremento de la temperatura de revenido y la YS pasó desde 1126 (163.5 ksi) a 886 MPa (129 ksi). Es decir, el acero es afectado considerablemente por la variación en la temperatura de revenido aún a bajas temperaturas (380 °C). De acuerdo al nivel de resistencia tomado como referencia, la temperatura óptima de revenido para este acero es del orden de  $\approx 450^{\circ}\text{C}$ .

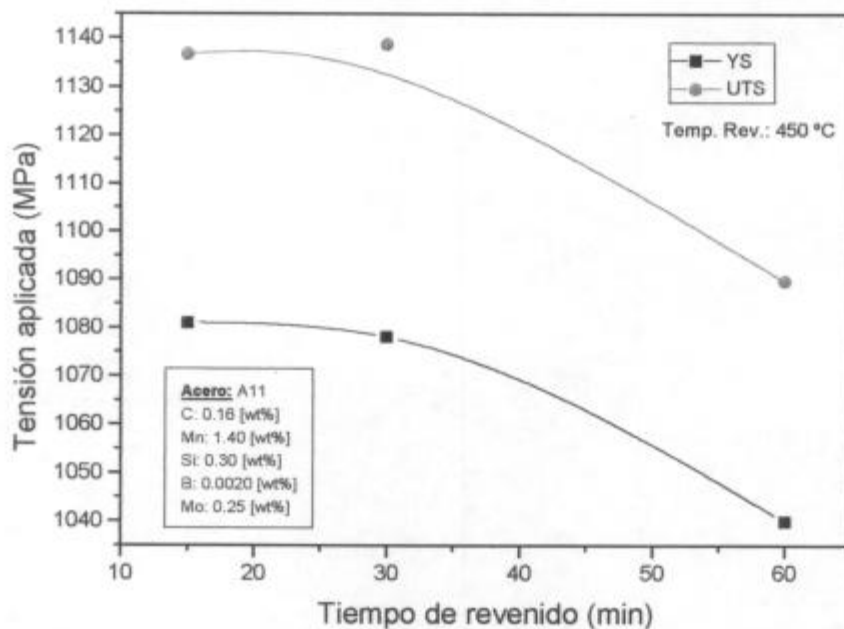
El efecto del revenido en la relación YS/UTS es mayor a bajas temperatura de revenido (pasa de 0.90 a 0.96), luego se mantiene prácticamente constante en 0.96 (Fig. 4.9); este comportamiento, es habitual para aceros al carbono de baja aleación [54]. La diferencia en el comportamiento de la velocidad de endurecimiento por trabajado, se atribuye al cambio en la interacción de las dislocaciones, con las partículas de cementita, que se forman durante el revenido.

La influencia del tiempo de revenido en la resistencia a la tracción a temperatura constante de 450 °C fue pobre, teniendo su mayor efecto para tiempos mayores a 30 min (Fig 4.10). Para obtener las propiedades mecánicas deseadas es conveniente tiempos de revenido menores a 30 min.

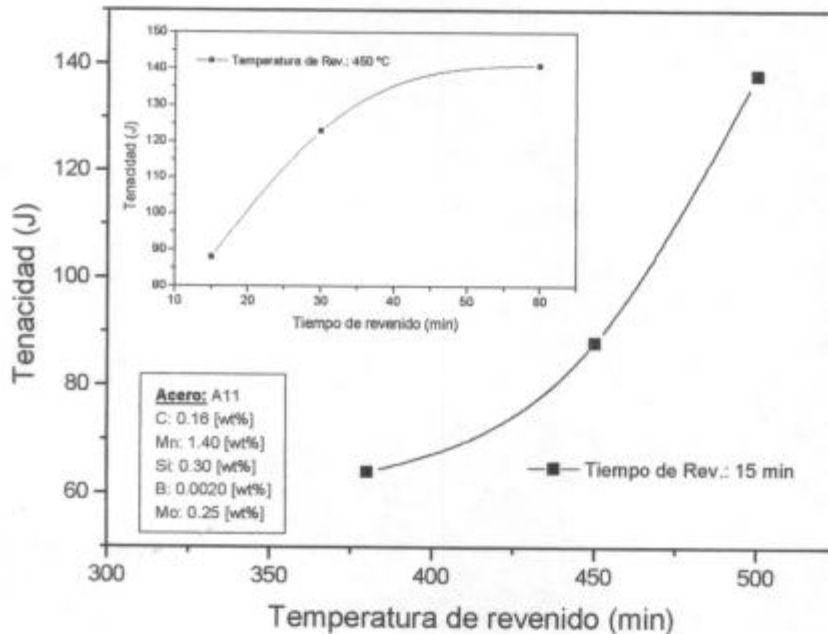
La tenacidad obtenida con el Acero A11 supera los requisitos planteados como objetivo. El incremento de la tenacidad con el incremento de la temperatura de revenido (Fig. 4.11), es el esperado para aceros templados y revenidos, manteniendo una adecuada tenacidad aún, a bajas temperaturas de revenido (380 °C). El tiempo tiene su mayor influencia en los primeros 30 min, a partir del cual, la velocidad de crecimiento disminuye (Fig. 4.11). Por lo tanto, desde éste punto de vista, el beneficio de trabajar con tiempos “tan largos” como 60 min., es escaso.



**Figura 4.9:** Influencia de la temperatura de revenido en la resistencia a la tracción, del acero A11. Tiempo de revenido 15 min.



**Figura 4.10:** Influencia del tiempo de revenido en la resistencia a la tracción, del acero A11. Analizado a la temperatura de revenido de 450 °C.

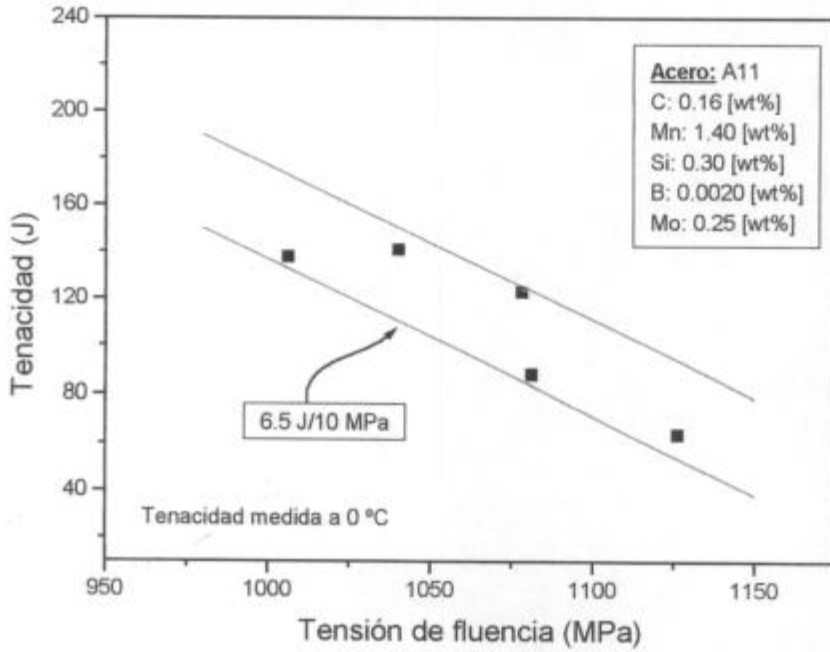


**Figura 4.11:** Influencia de la temperatura y tiempo de revenido en la tenacidad del acero A11. Tenacidad medida a 0 °C.

- *Relación entre tenacidad y resistencia del material*

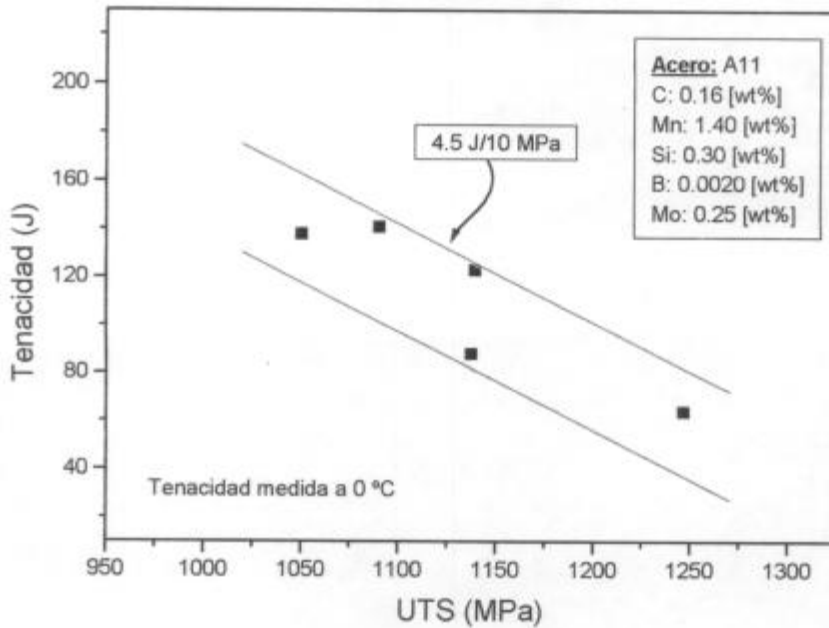
Como se mencionó previamente, la tenacidad del material se incrementa con la temperatura y tiempo de revenido, mientras que con la resistencia ocurre lo contrario. Por lo tanto, es importante poder observar y cuantificar la disminución de la tenacidad por cada MPa de incremento en la resistencia. En aceros ferríticos perlíticos este efecto se estima, en general, mediante ajustes lineales que permiten obtener el incremento en la temperatura de transición dúctil-frágil (o la disminución de energía) por cada MPa de incremento en la resistencia.

En aceros martensíticos, y en particular en el acero estudiado, no fue posible ajustar la variación de tenacidad en función de la resistencia linealmente, debido a su baja correlación; sin embargo, todos los datos caen dentro de una banda, donde la caída de tenacidad fue 6.5 y 4.5 J por cada 10 MPa de incremento en la tensión de fluencia y la UTS respectivamente (Fig. 4.12a y b). Es decir, la relación de la tenacidad con la YS y UTS es prácticamente el mismo.



(a)

Figura 4.12a: Variación de la tenacidad con la Tensión de fluencia del material YS.



(b)

Figura 4.12b: Variación de la tenacidad con la resistencia del material UTS.

Resumiendo, de acuerdo al objetivo planteado en el presente trabajo, la temperatura óptima de revenido para obtener una resistencia máxima a la tracción, superior a los 140 ksi (965 MPa), oscila entre 450 y 500 °C para los tiempos manejables en planta (10-45 min). Con esta temperatura de revenido la dureza obtenida es adecuada para efectuar las operaciones de roscado correspondiente en cada extremo de las varillas. En tanto, la tenacidad, supera los valores requeridos ( $\approx 40$  J) para este nivel de resistencia.

#### 4.2B.- Acero A24

Se realizaron tratamientos térmicos de temple-revenido sobre el acero A24 de mayor contenido de carbono (respecto al acero A11) y con la adición de Cr. El objetivo, fue evaluar el nivel de propiedades mecánicas obtenibles en esas condiciones.

##### 1 Ensayos realizados

Con el acero A24 se realizaron idénticos ensayos que para el acero A11. Es decir, se estudió el crecimiento de grano austenítico en el rango de temperaturas (870 °C-1000 °C) para tiempo constante de 5 min.; con trozos del cuerpo de varillas de ( $\Phi=7/8''$  y  $1''$ ), se realizaron ensayos de temple y revenido a diferentes temperaturas y se obtuvieron las correspondientes propiedades mecánicas.

##### 2 Resultados

###### • Tamaño de grano austenítico y propiedades mecánicas

Los resultados obtenidos se presentan en las tablas 4.5 y 4.6.

Temperatura Aust. (°C)	Tiempo a temp. (min)	TGA ASTM N°	D. nominal $d_n$ ( $\mu\text{m}$ )	Dureza (RC)
910	5	9.5	13	51
960	5	9.1	15.5	50
1010	5	8	22	50

**Tabla 4.5:** Medición del tamaño de grano austenítico y durezas para diferentes temperaturas de austenización del material solamente templado. Acero A24.

Ident.	D. varill. (Plg.)	YS (MPa)	UTS (MPa)	YS/UTS	Dureza RC	Tenacidad (0°C) (J)
Q+T* 450-15	7/8	1293	1360	0.95	43	28
Q+T* 550-15	7/8	1091	1137	0.96	37.5	47
Q+T* 600-15	7/8 1	1072 1054	1128 1103	0.95	36 35.5	53 53
Q+T* 625-15	1	1003	1050	0.955	34	65
Q+T* 650-15	7/8	915	967	0.95	32	84

\*(Q+T = Templado y revenido, 1º número = Temp. de revenido (°C), 2º núm. = Tiempo de rev. (min))

**Tabla 4.6:** Propiedades mecánicas obtenidas de ensayos de temple y revenido sobre el acero A24.  
Condiciones de austenizado: 910 °C, 5 min.

Con el objetivo de evaluar la reproducibilidad de los ensayos de laboratorio, se presentan los resultados obtenidos, a plena escala en planta, para una varilla de  $\Phi = 7/8''$  (Tabla 4.7).

Ident.	D. varill. (Plg.)	YS (MPa)	UTS (MPa)	YS/UTS	Dureza RC	Tenacidad (0°C) (J)
Q+T* 570-30	7/8	1109	1142	0.97	38	65

\*(Q+T = Templado y revenido, 1º Núm. = Temp. de revenido (°C), 2º Núm. = Tiempo de permanencia en horno durante el revenido (min)).

**Tabla 4.7:** Propiedades mecánicas obtenidas de ensayos de temple y revenido sobre el acero A24.  
Condiciones de austenizado: 910 °C, 5 min.

#### • *Microestructura*

La microestructura del material “como templado” es una martensita tipo laths formando paquetes de dos o tres orientaciones por grano (Fig. 4.13a y b). El revenido tuvo su efecto clásico, es decir, precipitación de carburos y posterior corte y esferodización de los mismos, con el incremento de la temperatura de revenido (Figs 4.14 y 15a y b).



Figura 4.13a: Acero A24 "como templado" (1500X).

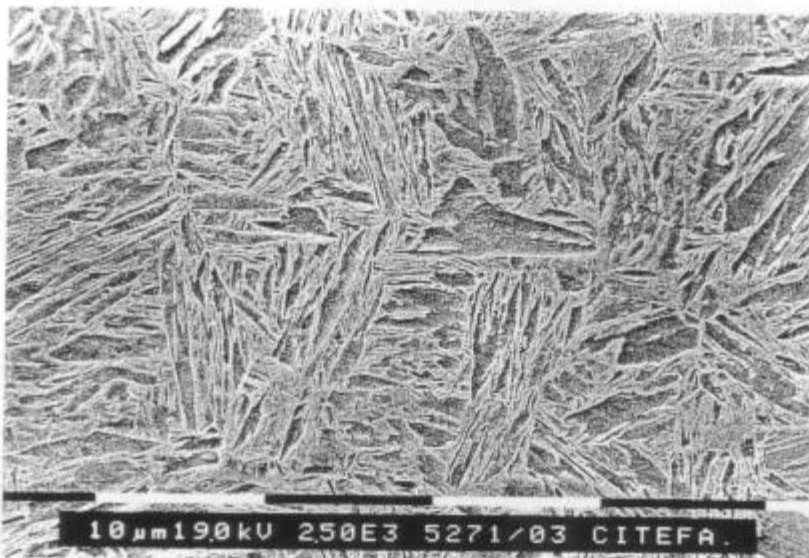


Figura 4.13b: Acero A24 "como templado" (2500X).



Figura 4.14: Acero A24 templado y revenido a 450 °C - 15 min (2500X).

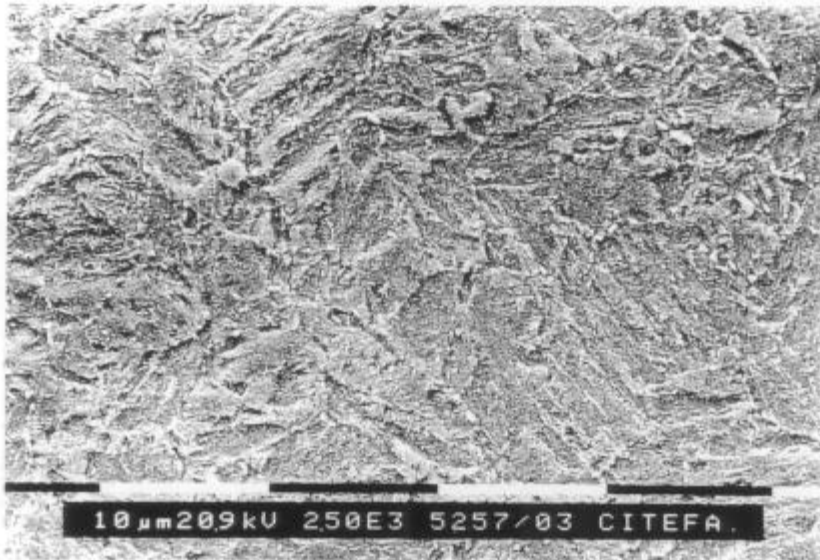


Figura 4.15a: Acero A24 templado y revenido a 650 °C - 15 min (2500X).

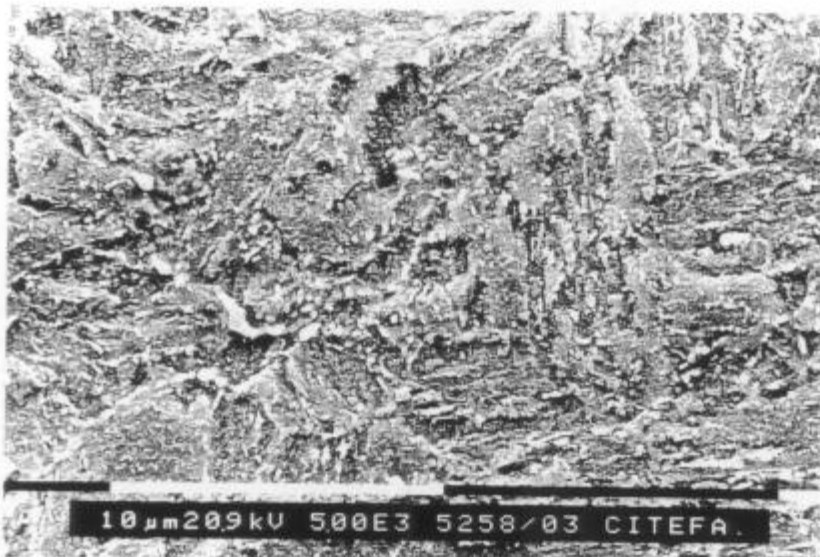


Figura 4.15b: Acero A24 templado y revenido a 650 °C - 15 min (5000X).

### ⑤ Análisis de resultados

- Tamaño de grano austenítico

El TGA reportado en la Tabla 4.5, sugiere que la cinética de crecimiento del grano austenítico, varía de una forma similar a la correspondiente al acero A11. Esto era predecible teniendo en cuenta que tienen similares contenidos de Al y N. Por lo tanto, el análisis realizado en 4.2A es válido para este acero; es decir, la temperatura a la cual el AlN pierde su efectividad es de  $\approx 1090$ . El crecimiento del grano austenítico con la temperatura, se presenta en la Figura 4.16. Para la temperatura de  $1010\text{ }^{\circ}\text{C}$ , se observaron algunos granos con crecimiento excesivo.

La dureza se mantuvo constante en todo el rango de temperaturas ensayado (Tabla 4.5). Es evidente, que con este nivel de carbono y dureza (50 HRC), la pequeña variación que pueda existir de la dureza, por el cambio en el TGA, entra dentro del error de medición y por lo tanto no es observado.

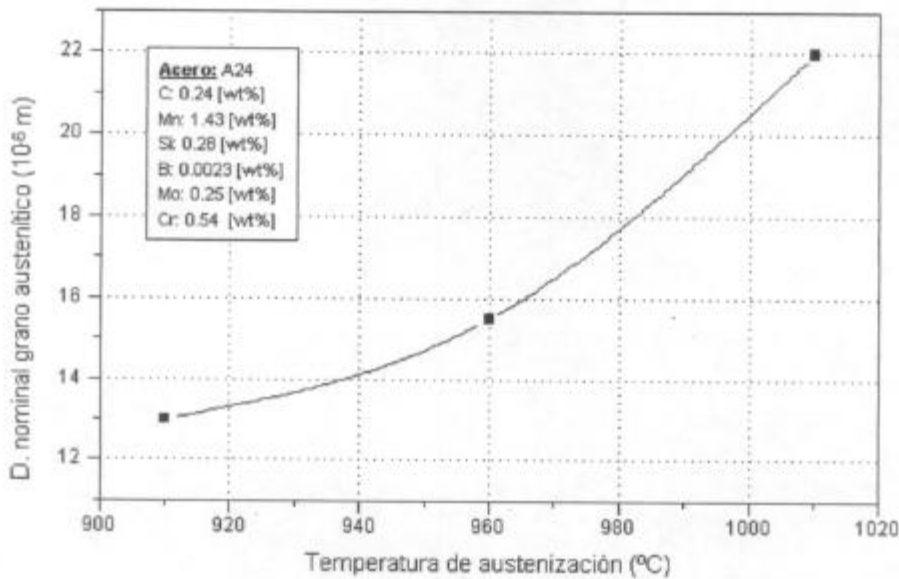


Figura 4.16: Crecimiento del grano austenítico en función de la temperatura, Acero A24.

El análisis anterior, sugiere que la temperatura óptima de austenización (para tiempos cortos 5-30 min) debiera ser del orden de  $900\text{-}930\text{ }^{\circ}\text{C}$ . La temperatura de austenización seleccionada fue de  $910\text{ }^{\circ}\text{C}$ , al igual que para el acero A11.

- *Propiedades mecánicas*

En la Tabla 4.6 se observa:

- ↪ A bajas temperaturas de revenido (450 °C) se obtiene muy alta resistencia mecánica aunque con baja tenacidad (Fig. 4.17 y 4.18). Ésta combinación de propiedades mecánicas no sería adecuada para la aplicación a varillas de bombeo, fundamentalmente por la alta dureza que hace muy difícil las operaciones de maquinado a realizar en las mismas. Sin embargo, el efecto del revenido a esta temperatura, hizo que la dureza de la martensita “como templada” (51 RC) disminuyera a 43 RC, es decir, el revenido a esta temperatura no es despreciable.
- ↪ Para temperaturas de revenido mayores a 550 °C se obtienen las propiedades mecánicas esperadas para esta composición química, con disminución de la resistencia mecánica e incremento de la tenacidad con el aumento de la temperatura de revenido (Fig. 4.17 y 4.18). Temperaturas superiores a 650 °C no serían de interés para este trabajo, debido a que el nivel de resistencia es inferior al buscado.
- ↪ La relación YS/UTS se mantiene prácticamente constante en todo el rango de temperaturas de revenido analizado, a diferencia de lo ocurrido con el acero A11 (Fig. 4.9). Esta diferencia en la velocidad de endurecimiento por trabajado, es coherente con el mayor contenido de carbono del acero A24, que implica, que las temperaturas de revenido, serán más bajas para obtener similar comportamiento relativo al acero A11. Es decir, la relación YS/UTS disminuiría a menores temperaturas de las analizadas aquí.
- ↪ La influencia del diámetro fue despreciable, en el caso de la dureza, la diferencia observada a 600 °C entre los dos diámetros, es del orden del error de medición. A 625 °C (diámetro 1”) se obtuvieron valores intermedios entre los obtenidos a 600 y 650 °C, siguiendo la tendencia observada en la variación de tensión con la temperatura de revenido.
- ↪ La tenacidad varía en una forma aproximadamente lineal con la temperatura de revenido hasta  $\approx 600$  °C, incrementándose su velocidad de crecimiento para temperaturas mayores (Fig.4.18), concordante con la caída en la resistencia y microestructura observada a esas temperaturas.

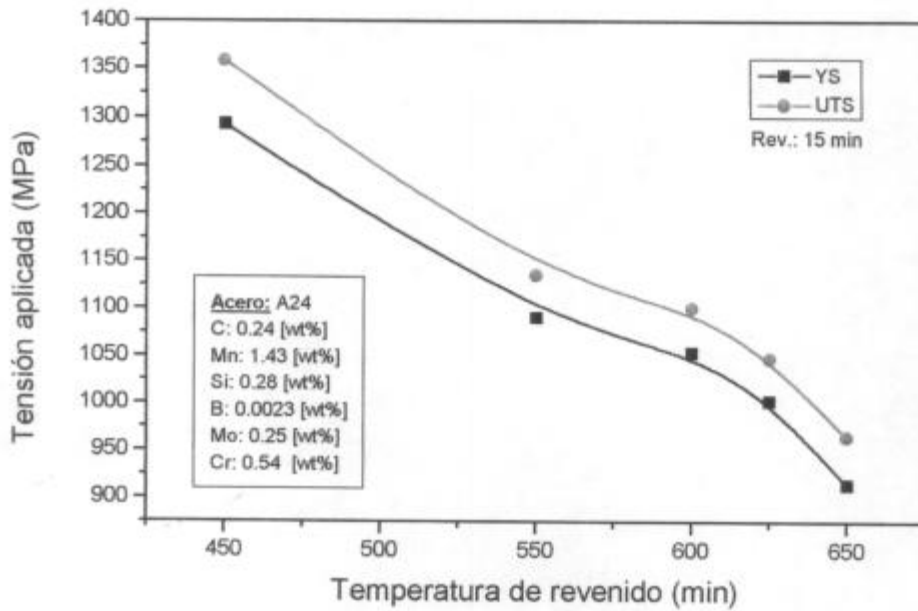


Figura 4.17: Influencia de la temperatura de revenido en la resistencia a la tracción, del acero A24. Tiempo de revenido 15 min.

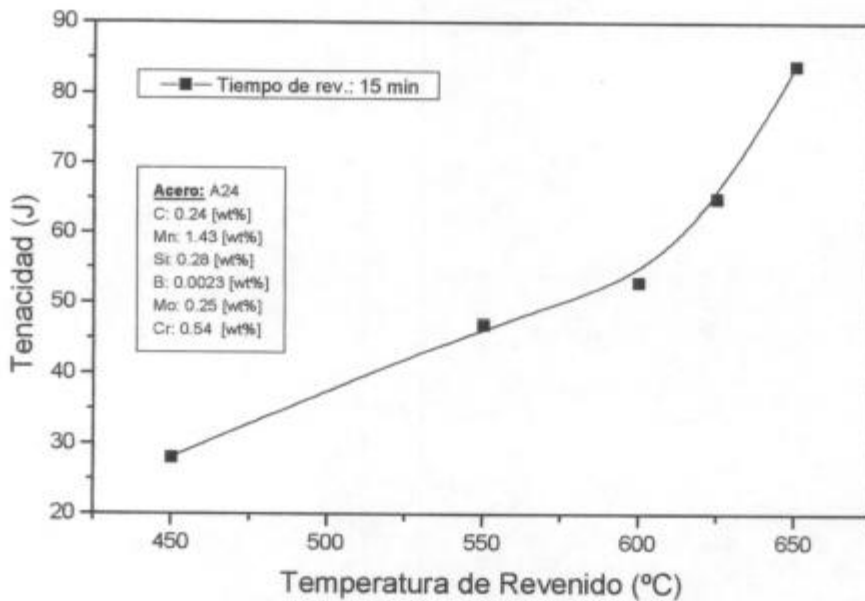
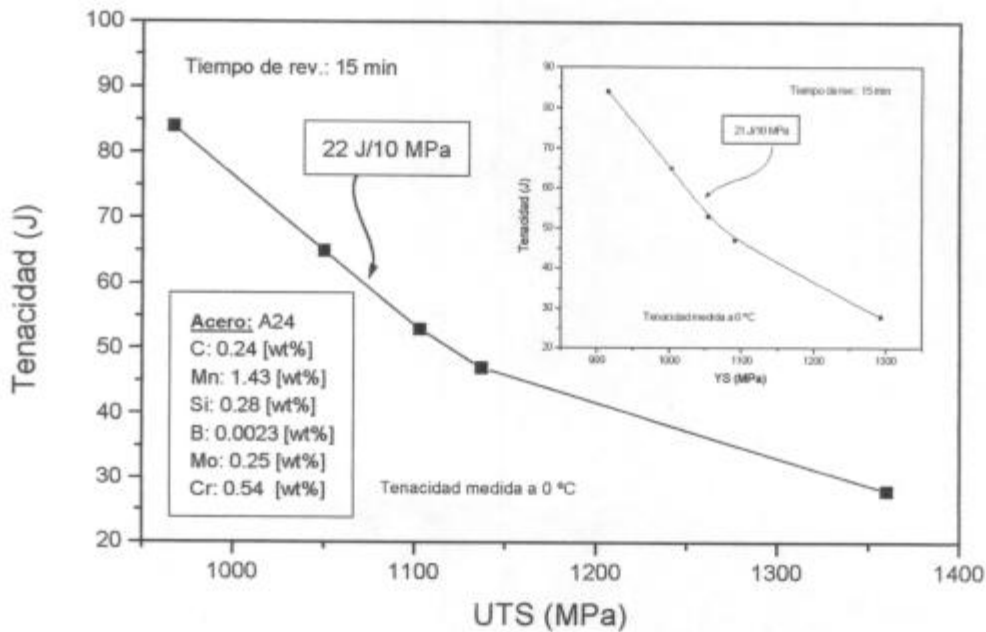


Figura 4.18: Influencia de la temperatura de revenido en la tenacidad del acero A24. Tenacidad medida a 0 °C.

Los resultados obtenidos a plena escala en planta (Tabla 4.7) tienen muy buena correlación con los medidos en laboratorio para temple y revenido a 550 °C durante 15 min. El tiempo indicado de 30 min para el revenido a plena escala, corresponde al tiempo total en horno; por lo tanto, se estima que el tiempo a temperatura es del orden de 20 min.

- *Relación entre tenacidad y resistencia del material*

El comportamiento que experimenta la tenacidad con el incremento de la resistencia (YS, UTS) se muestra en la Figura 4.19.



**Figura 4.19:** Variación de la tenacidad con la resistencia del material: a) YS, b) UTS.

La tenacidad varía linealmente (Fig. 4.19), prácticamente, en todo el rango de tensiones analizado; excepto a niveles altos de resistencia (YS=1293 MPa y UTS=1360 MPa), correspondiente a la temperatura de revenido de 450 °C. La disminución de la tenacidad fue de 21 y 22 J por cada 10 MPa de incremento en la YS y UTS, respectivamente en ese rango de tensiones.

En resumen, de acuerdo al objetivo buscado ( $UTS > 1000$  MPa) el rango de temperaturas de revenido óptimas, para el acero A24, se encuentra entre 550 y 625 °C, para tiempos del orden de 15 min. Para éstas temperaturas, se obtiene una dureza adecuada para las operaciones de maquinado a realizar sobre las varillas; en tanto, la tenacidad supera los requerimientos propuestos para este nivel de resistencia. Por otra parte, los ensayos de laboratorio, presentan buena reproducibilidad con los realizados a plena escala, en planta.

#### 4.2C.- Estimación de las propiedades mecánicas

Se consideró de interés analizar el ajuste de correlaciones existentes en la literatura para poder predecir, dureza, tensión de fluencia, y UTS, en función de la composición química y condiciones de tratamiento térmico, para los aceros A11 y A24.

##### ● *Estimación de la dureza*

Se utilizó el método propuesto por R. Grange *et al.* [36], para estimar la dureza de la martensita revenida en aceros de bajo carbono y baja aleación para temperaturas de revenido entre 204 y 704 °C. El método expresa la dureza para un tratamiento de temple-revenido, en función del aporte del C y los distintos elementos de aleación a la misma. En símbolos:

$$HV_{(est.)} = HV_C + \Delta HV_{Mn} + \Delta HV_P + \Delta HV_{Si} + \Delta HV_{Ni} + \Delta HV_{Cr} + \Delta HV_{Mo} + \Delta HV_V \quad (4.3)$$

donde:

$HV_{(est.)}$ , dureza de la martensita revenida de la aleación de interés a la temperatura de revenido usada.

$HV_C$ , aporte del C a la dureza.

$\Delta HV_i$ , aporte de los distintos elementos aleantes, a la dureza.

Cada uno de estos aportes se determinan en función del contenido del elemento aleante y la temperatura de revenido (Figs. A4.1 a 3, Apéndice 4). Los valores de dureza Vickers, obtenidos para los aceros estudiados (Ec. 4.3), fueron convertidos a dureza RC.

Los valores de dureza que se obtienen con este método, son para tiempos de revenido de una hora. Para estimar la dureza a tiempos distintos de una hora, se utiliza el “parámetro de revenido” (Ec. 4.4).

$$P = (°C \times 1.8 + 492) \times (18 + \log(t)) \times 10^{-3} \quad (4.4)$$

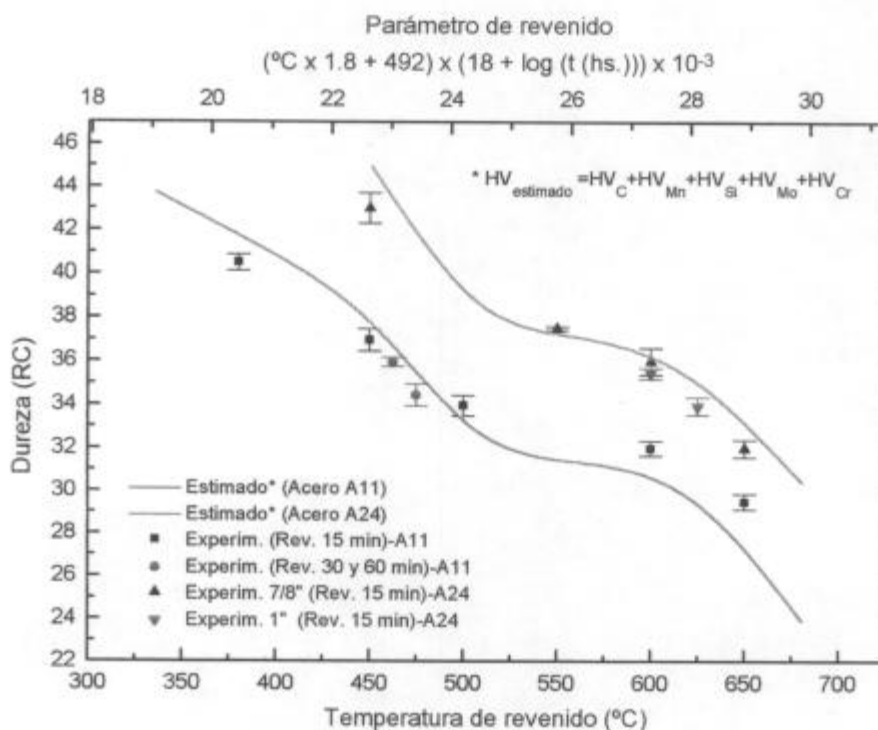
donde:

°C, temperatura de revenido en °C.

t, tiempo de revenido en horas.

Se considera que todas las combinaciones de temperatura y tiempos de revenido que tengan igual P, tendrán igual dureza.

La dureza prevista por el método y los datos experimentales que se obtuvieron para el acero A11 y A24 en las condiciones de tratamiento térmico usadas en los ensayos (descritos en 4.2A y B), se presentan en la Figura 4.20.



**Figura 4.20:** Dureza estimada y medida del acero A11 y A24, templado y revenido a la temperaturas y tiempos indicados.

Para el acero A11 (Fig. 4.20) se representan también, los valores correspondientes a revenidos a 30 y 60 min convertidos a valores equivalentes del parámetro P, para 15 min. Para el acero A24 se representan los valores experimentales de

distintos diámetros, 7/8" y 1". En todos los casos, la dureza estimada ajusta en muy buen acuerdo los resultados experimentales, en todo el rango de temperaturas de revenido analizado.

• *Relación con la composición química*

Durante el cálculo de las curvas estimadas, se analizó la variación y la influencia de los diferentes elementos de aleación a la dureza final. El C es el que aporta la mayor dureza, y el que más varía con la temperatura de revenido (disminuyó  $\approx 20$  RC desde 350 °C a 680 °C). La mayor contribución de los otros aleantes, corresponde al Mn ( $\approx 7$  RC); el Cr y Mo tienen una contribución promedio de  $\approx 5$  RC, a partir de 500 °C, donde poseen su mayor efecto. En tanto, la influencia del Si, es mayor a baja temperaturas hasta los 500 °C (2.5 RC).

• *Estimación de la tensión de fluencia y la UTS*

Para cada acero, se obtuvieron expresiones, que correlacionan linealmente la dureza medida con la YS y UTS, con buena correlación (Figs. 4.21 y 22).

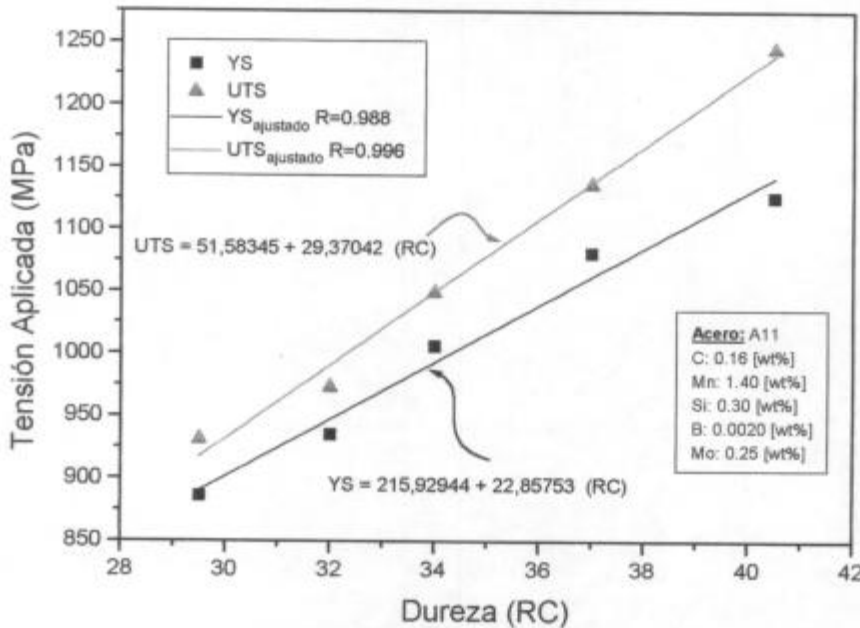


Figura 4.21: Ajustes de la variación de la resistencia a la tracción en función de la dureza para el acero A11. R = coeficiente de correlación.

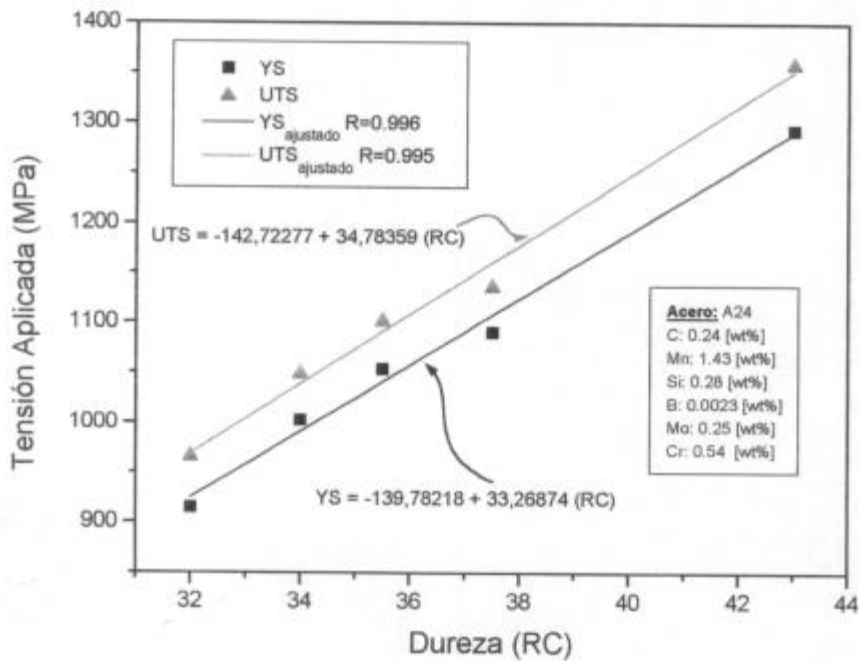


Figura 4.22: Variación de la resistencia a la tracción en función de la dureza para el acero A24. Ajustes realizados R = coeficiente de correlación.

Con las correlaciones obtenidas (Figs. 4.21 y 22), es posible estimar la YS y UTS, a partir de la composición química y las condiciones de revenido, reemplazando la dureza experimental, con la dureza estimada previamente (Ec. 4.3).

Las expresiones para el acero A11 son:

$$[\text{MPa}] \text{YS} = 215.9 + 22.85 (\text{RC}_{\text{estimado}}) \quad (4.5)$$

$$[\text{MPa}] \text{UTS} = 51.6 + 29.4 (\text{RC}_{\text{estimado}}) \quad (4.6)$$

donde  $\text{RC}_{\text{estimado}}$  es la dureza estimada con el método de *Grange*.

Para el acero A24 se obtiene:

$$[\text{MPa}] \text{YS} = -139.8 + 33.3 (\text{RC}_{\text{estimado}}) \quad (4.7)$$

$$[\text{MPa}] \text{UTS} = -142.7 + 34.8 (\text{RC}_{\text{estimado}}) \quad (4.8)$$

donde  $\text{RC}_{\text{estimado}}$  es la dureza estimada con el método de *Grange*.

En las Figuras 4.23 y 24, se comparan los valores estimados y experimentales de YS y UTS, para los aceros A11 y A24, respectivamente.

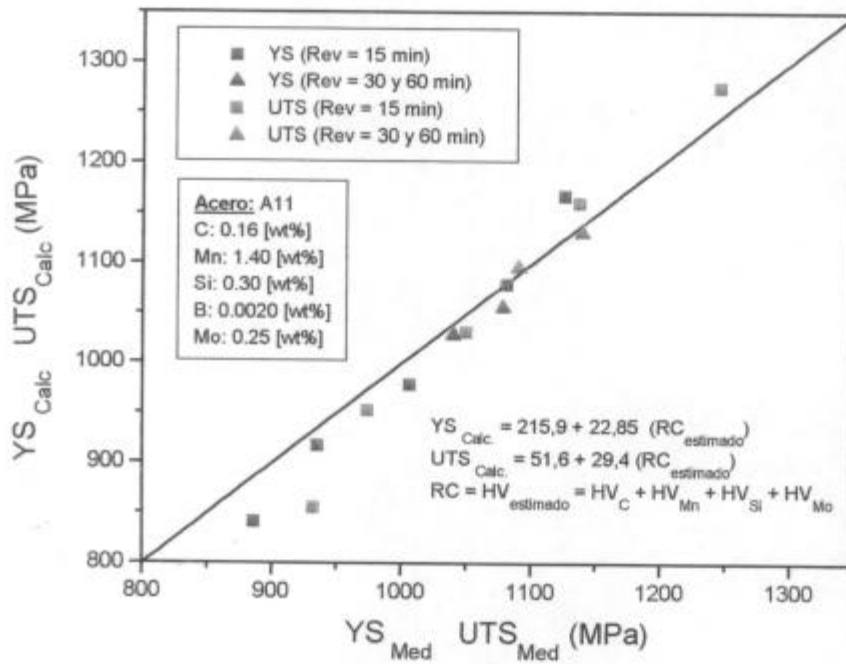


Figura 4.23: Tensión de fluencia y UTS, calculado y medido, acero A11.

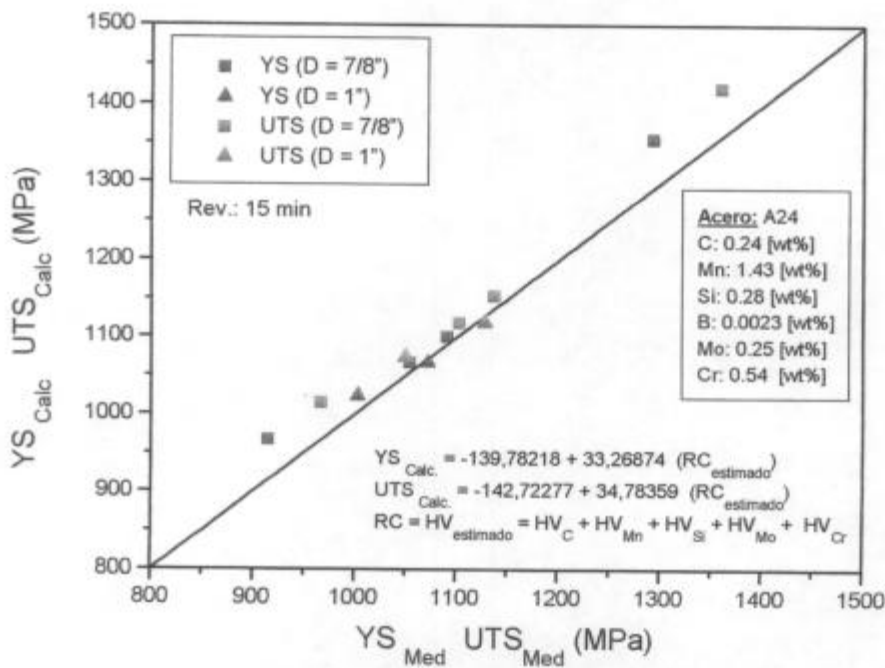


Figura 4.24: Tensión de fluencia y UTS, calculado y medido, acero A24.

Para el acero A11 (Fig 4.23), se observa el mayor acuerdo en el rango de tensiones de interés, correspondientes a temperaturas de revenido entre 450 y 600 °C. En tanto, la resistencia es sobrestimada a altos niveles de ésta (temp. rev. 380 °C) y subestimada para bajos niveles de resistencia (temp. rev. 650 °C).

Para el acero A24, los valores calculados y los medidos experimentalmente (Fig. 4.24) tienen mejor acuerdo en el rango de tensiones intermedias y bajas, correspondientes a temperaturas de revenido de 550-650 °C. A su vez, resulta sobrestimado el nivel más alto de tensiones (correspondiente a temp. = 450 °C). Este comportamiento se presenta tanto para la YS como para la UTS.

Es evidente, que las propiedades mecánicas (dureza , YS y UTS), podrían ser estimadas a partir de la composición química y condiciones de revenido, utilizando las Ecuaciones 4.5 a 8. Además, utilizando el parámetro de revenido, es factible estimar las propiedades mecánicas para diferentes temperaturas y tiempos de revenido.

## CONCLUSIONES

En el presente trabajo se realizó un estudio metalúrgico de aceros de bajo Carbono y baja aleación (0.15-0.25 wt%C, 1.4 wt%Mn, 0-0.26 wt%Mo, 0-0.55 wt%Cr y 0.0013-0.0020 wt%B) que permitió obtener varillas de bombeo con alta resistencia mecánica ( $UTS > 1000$  MPa) y adecuada tenacidad. Para ello:

1. Se utilizó la técnica dilatométrica para estudiar la cinética de descomposición de la austenita de las aleaciones estudiadas (Aceros A01, A02, A11 y A24). Con ella se obtuvo información de:

☑ La velocidad crítica de enfriamiento a partir de la cual, podría obtenerse una estructura totalmente martensítica. Estas velocidades críticas obtenidas variaron desde 5 °C/s hasta 35 °C/s.

☑ La temperatura de comienzo de la transformación a martensita  $M_s$ . Estas variaron entre 370 y 450 °C.

☑ Se estimaron los porcentajes relativos de las fases bainita y martensita obtenidos a velocidades de enfriamientos menores a la crítica. Con estos resultados se propusieron diagramas CCT para las aleaciones en estudio, en la zona de temperaturas de interés. Los mismos, permiten predecir la microestructura a obtener en barras de diferentes diámetros, en el rango de velocidades de enfriamiento indicadas y para diferentes severidades de temple.

2. Se estudió la factibilidad de obtener varillas de bombeo templadas autorrevenidas en el rango de composición química analizado. Para ello:

☑ Se realizaron tratamientos térmicos sobre probetas en horno de laboratorio. La mejor combinación de propiedades mecánicas fue: Tensión de fluencia = 950 MPa,  $UTS = 1260$  MPa, Dureza 41 RC y tenacidad de 67 J/cm<sup>2</sup> determinada

a 0 °C. La microestructura consistió fundamentalmente en martensita revenida y una fracción ( $\approx 10\%$ ) de bainita tipo superior levemente revenida.

☑ Se realizaron tratamientos térmicos con trozos de varillas de bombeo, para lograr el autorrevenido de las mismas. Los resultados preliminares obtenidos permiten afirmar que es posible, con un enfriamiento adecuado obtener varillas autorrevenidas con alta resistencia mecánica y aceptables niveles de tenacidad al impacto. Para ello, es fundamental contar con un acero de elevada  $M_s$  y por ende bajo contenido de Carbono (0.16 %) y baja aleación. En este sentido los aceros microaleados al Boro (0.0020 %), son adecuados por tener, además, baja velocidad crítica de enfriamiento.

3 Se analizó el rango de propiedades mecánicas alcanzables con los aceros estudiados en la condición templado-revenido: Para ello:

☑ Se realizaron tratamientos térmicos de temple-revenido que permitieron obtener tensiones de fluencia que variaron desde 886 a 1293 MPa y UTS desde 932 a 1360 MPa. Se determinó que la dureza de estos materiales es bien predicha por un método propuesto en la bibliografía, que estima la dureza de la martensita revenida desde la composición química y los condiciones de revenido. Con la dureza estimada, se obtuvieron expresiones que permiten calcular la tensión de fluencia y la UTS. Por lo tanto, las propiedades mecánicas podrían ser estimadas para otras condiciones de revenido.

☑ Los resultados de laboratorio tuvieron muy buena reproducibilidad con los obtenidos sobre varillas de bombeo, a plena escala, en Planta. Por lo tanto todo el análisis realizado en laboratorio sería aplicable en Planta.

El estudio metalúrgico realizado, permitió diseñar dos aleaciones de acero de bajo Carbono (0.16 % y 0.24 %) y baja aleación, factibles de ser utilizadas para la fabricación de varillas de bombeo en la condición templado-revenido y autorrevenido. Variando las condiciones de proceso es posible obtener un amplio rango de propiedades mecánicas.

## BIBLIOGRAFÍA

- [1] American Petroleum, Institute, Specification for Sucker Rods, API Specification 11B, Twenty-Fifth Edition, January 1, 1995.
- [2] S Zajac, T. Siiwecky, M. Korchinsky, The Mineral, Metals and Materials Society, 1993, p. 139.
- [3] Sawada Y, Foley R, Thompson W, Krauss G, 35th MWSP Conf. Proc., ISS-AIME, Vol. XXXI, 1994, p. 263.
- [4] F. B. Pickering, Physical Metallurgy and the Design of Steels, *Materials Science Series*, 1978, p. 10.
- [5] E. O. Hall, *Proc. Phys. Soc.*, 1951, 64B, p. 747.
- [6] N. J. Petch, *Proc. Swampscott Conf.*, 1959, M.I.T. Oress, p. 54.
- [7] F. B. Pickering, *Towards Improved Toughness and Ductility*, Climax Molybdenum Co. Symp., Kyoto, 1971, p. 9.
- [8] K. J. Irvine et al., *J. Iron Steel Inst.*, 1967, 205, p. 161.
- [9] R. Honeycombe and H. Bhadeshia, *Steels, Microstructure and Properties*, 2<sup>nd</sup> edition, Arnold Ed., New York, pág. 80, 1996, p. 107.
- [10] ASM International, *Martensite*, edited by G. B. Olson and W. S. Owen, 1992, p. 277.
- [11] A. R. Cox *J. Iron Steel Inst.*, 1967, 205, p. 51.
- [12] L. Malik and J. A. Lund, *Met. trans.*, 1972, 3(6), p. 1403.
- [13] D. W. Smith and R. F. Hehemann, *J. Iron Steel Inst.*, 1971 209, p. 476.

- [14] J. P. Naylor, Metallurgical Transactions A, Vol. 10A, July 1979, p. 861.
- [15] F. B. Pickering, Proceedings The Metallurgical Society of AIME, Hardenability Concepts with Applications to Steel, October 24-26, 1977, p.179.
- [16] G. Krauss, Steels: Heat Treatment and Processing Principles, ASM, Materials Park, Ohio, p. 218, 1990.
- [17] G. Speich and W. Leslie, Metall. Trans., Vol 3, 1972, p. 1043.
- [18] G. Krauss, Proc. Int. Conf. Phase Transformations in Ferrous Alloys, A.R. Marder and J.I. Goldstein, Ed., TMS-AIME, 1984, p. 101.
- [19] G. Olson and Cohen, Metall. Trans., Vol. 14A, 1983, p. 1057.
- [20] K. Taylor L. Chang, G. Olson, G Smith, M. Cohen and J. Vander Sande, Metall. Trans., Vol 20A, 1989, p. 2717; K. Taylor, Olson, Cohen and J. Vander Sande, Metall. Trans., Vol 20A, 1989, p. 2739; p. 2749.
- [21] G. Krauss, Steels: Heat Treatment and Processing Principles, ASM, Materials Park, Ohio, p. 75, 1990.
- [22] ASM International, Martensite, Edited by G. B. Olson, and W. S. Owen, 1992, p. 250.
- [23] P. Payson and C. H. Savage, Trans. ASM, Vol. 33, 1944, p. 203-275.
- [24] L. Carapella, Metal Progress, 1944, Vol. 46, p. 108.
- [25] E. Rowland and S. Lyle, Trans. ASM, 1946, Vol. 37, p. 27-47.
- [26] R. Grange and H. Stewart, Trans. AIME, 1946, Vol. 167, p. 467-490.
- [27] A. Nehrenberg, Trans. AIME, 1946, Vol. 167, p. 494-498.
- [28] W Steven and A. Haynes, JISI, Vol. 183, 1956, p. 349-359.

- [29] K. Andrews, JISI, Vol. 203, 1965, p. 721-727.
- [30] J. E. Morral and T. B. Cameron, Proceedings of the International Symposium on Boron Steels, The Metallurgical Society of AIME, p. 19 1979.
- [31] B. M. Kapadia, Hardenability Concepts with Applications to Steel, Ed. D. V. Doane and J. S. Kirkaldy, Met. Soc. AIME, p. 448, 1978.
- [32] B. M. Kapadia, R. M. Brown, and W. J. Murphy, Trans. AIME, Vol. 242, p. 1689, 1968.
- [33] L. F. Porter Proceedings of the International Symposium on Boron Steels, The Metallurgical Society of AIME, p. 199 1979.
- [34] Y. Ohomori and K. Yamanaka, Proceedings of the International Symposium on Boron Steels, The Metallurgical Society of AIME, p. 44 (1979).
- [35] R. Honeycombe and H. Bhadeshia, Steels, Microstructure and Properties, 2<sup>nd</sup> edition, Arnold Ed., New York, p. 80 1996.
- [36] R. a. Grange, C. R Hribal, and F. Porter, Met. trans., vol. 8 A, 1977, p. 1775.
- [37] Metal Handbook, Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys, Vol 1 Tenth Edition, 1990, p. 395.
- [38] K. Taylor and S. Hansen, Metall. Trans. A Vol 22A, October 1991, p. 2359.
- [39] Y. Shen, C. Apple and S Hansen, 34TH MWSP Conf. Proc., ISS-AIME, Vol. XXX, 1993, p. 35.
- [40] A. Hurkmans, g. A. Duit, Th. M. Hoogendoorn, F. Hollander, Processing, Microstructure and Properties of HSLA Steels, The Minerals, Metals and Materials Society, p. 481, 1988.

- [41] ASM Handbook, Metallography and Microstructures, Volume 9, 1985.
- [42] ASTM Standards, Metals Test Methods and Analytical Procedures, Section 3, Volume 03.01, 1996.
- [43] George T. Eldis, Hardenability Concepts with Applications to Steel, D. V. Doane and J. S. Kirkaldy eds, Met. Soc. AIME, p. 126, (1978).
- [44] R. Grange, and J. Kiefer, Trans. ASM. 1941, Vol. 29, p. 85-114.
- [45] ASM International, Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels, Edited by George F. Vander Voort, 1991.
- [46] P. Marino, adaptación E. Altschuler, Informe interno CINI, D1.124-526/92, 1992.
- [47] ASM Handbook, Heat Treating, Vol. 4, p. 71, 1991.
- [48] M. A. Grossmann and E. C. Bain, Principles of Heat Treatment, 5th ed., American Society for Metals, Metals Park, 1964.
- [49] ASM Handbook, Heat Treating, Vol. 4, p. 83, 1991.
- [50] ASM Handbook, Heat Treating, Vol. 4, p. 89, 1991.
- [51] P. Marino, Informe interno CINI, D1.124-526/92, 1992.
- [52] K. J. Irvine, F. B. Pickering, and T. Gladman, J.I.S.I. p. 161 February 1967.
- [53] J. Kunze, Nitrogen and Carbon in Iron and Steel -Thermodynamic Akademie- Verlag, Berlin, p. 188-90, 1990.
- [54] G. Krauss, Steels: Heat Treatment and Processing Principles, ASM, Materials Park, Ohio, p. 210, 1990.

## Apéndice 1

### EQUIPAMIENTO UTILIZADO

#### 1.- Equipo dilatométrico

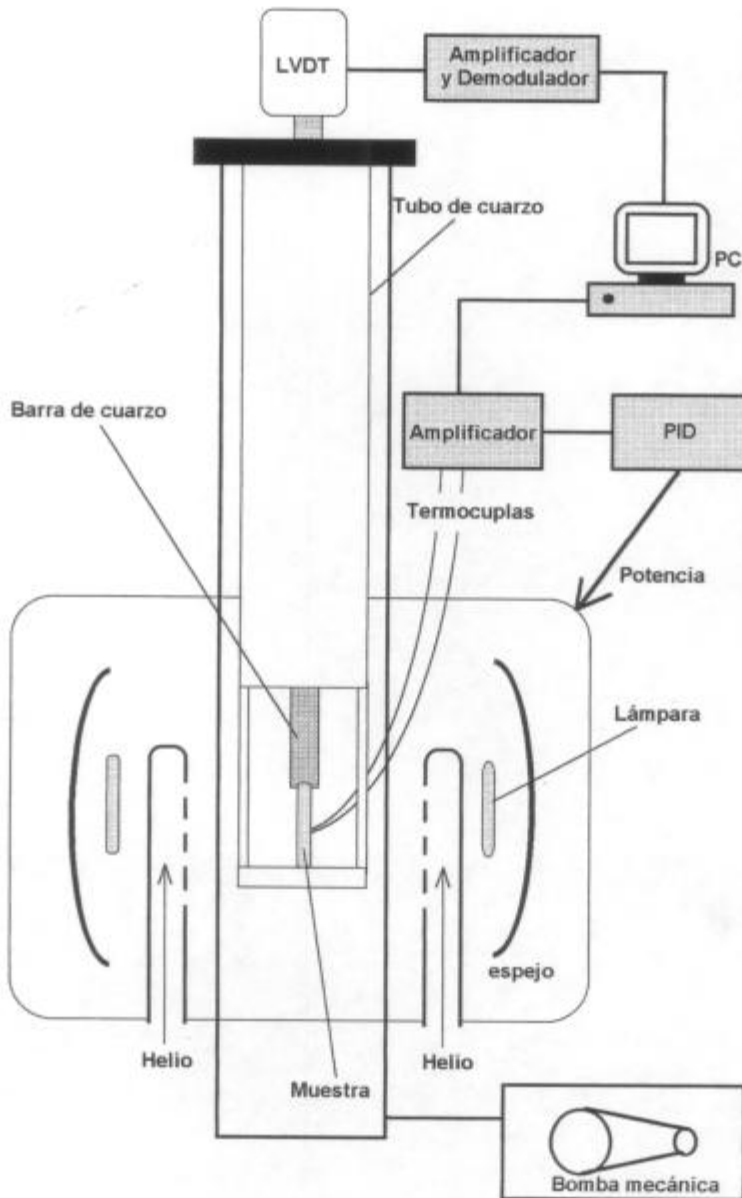


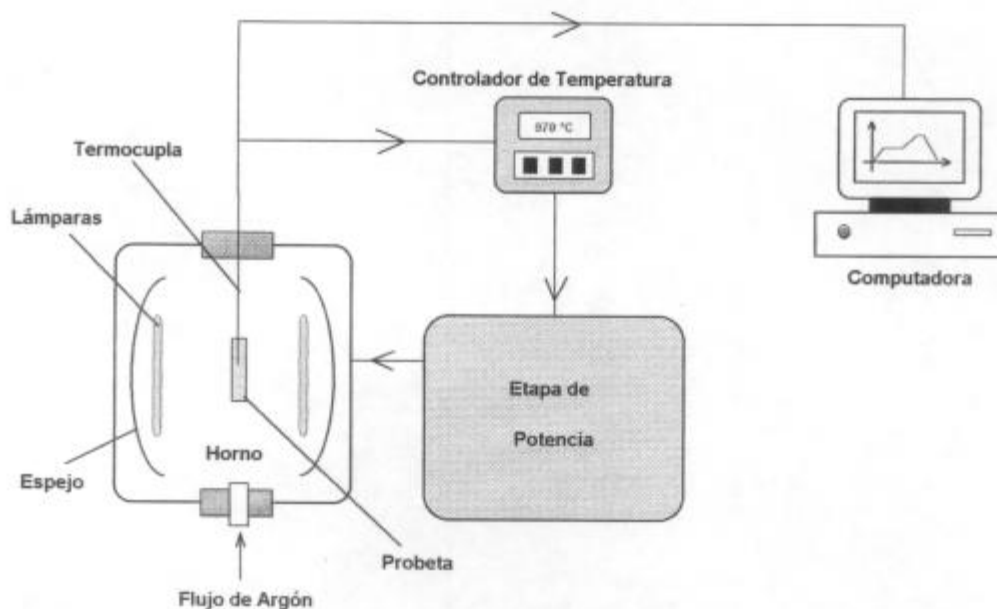
Figura A1.1: Esquema del equipo dilatométrico.

El equipo dilatométrico Adamel LK.02 (Fig. A1-1) está provisto de un horno de lámparas, accionado por un controlador tipo PID (proporcional-integrador-derivador) que permite realizar calentamientos y enfriamientos controlados. Se

obtienen velocidades de enfriamiento constantes de hasta  $\approx 100$  °C/s, mediante la circulación de un flujo de helio. La temperatura es sensada mediante una termocupla de chromel-alumel, soldada por arco a la muestra; la señal de la termocupla es enviada al PID. El cambio de longitud de la probeta, se mide con un linear variable displacement transducer (LVDT). Mediante una PC se registran temperatura, longitud y tiempo.

## 2.- Equipo para el tratamiento térmico de probetas pequeñas

Para el tratamiento térmico de probetas se utilizó un horno de lámparas que calienta las probetas por radiación, lo que le confiere alta velocidad de respuesta (Fig. A1-2) . El horno está provisto de 4 lámparas de 1000 W cada una, ubicadas delante de los espejos parabólicos, con foco en el centro del horno, donde se ubica la probeta. Para evitar la decarburización de las probetas y conseguir enfriamientos rápidos de las mismas, se hace circular un flujo de argón.



**Figura A1-2:** Diagrama esquemático del equipo utilizado para el tratamiento térmico de probetas.

El horno es alimentado por una etapa de potencia que entrega una corriente proporcional a la señal que recibe el controlador de temperatura (tipo PID) de la termocupla. El controlador de temperatura y la respuesta del horno, permiten programar calentamientos con velocidad constante de hasta  $\approx 15$  °C/s, y

enfriamientos a velocidad constante de hasta 12 °C/s. Además, se pueden templar probetas por inmersión en agua o salmuera; las velocidades de enfriamiento logradas son altas (> 300 °C/s), debido a las reducidas dimensiones de las probetas.

### 3.- Equipo para ensayos de tracción

Los ensayos de tracción se realizaron con una máquina de tracción INSTRON 1131, de accionamiento mecánico, con una velocidad de deformación constante de 0.0041 mm/s, a temperatura ambiente (Fig. A1-3). Se utilizó la celda de carga, original de la máquina de 2500 kgf, calibrada periódicamente contra patrón. La señal de la celda de carga es recogida por un Daytronic 3270 que a su vez envía la señal a un multímetro (Test 2370 y programa Recmeter) y PC.

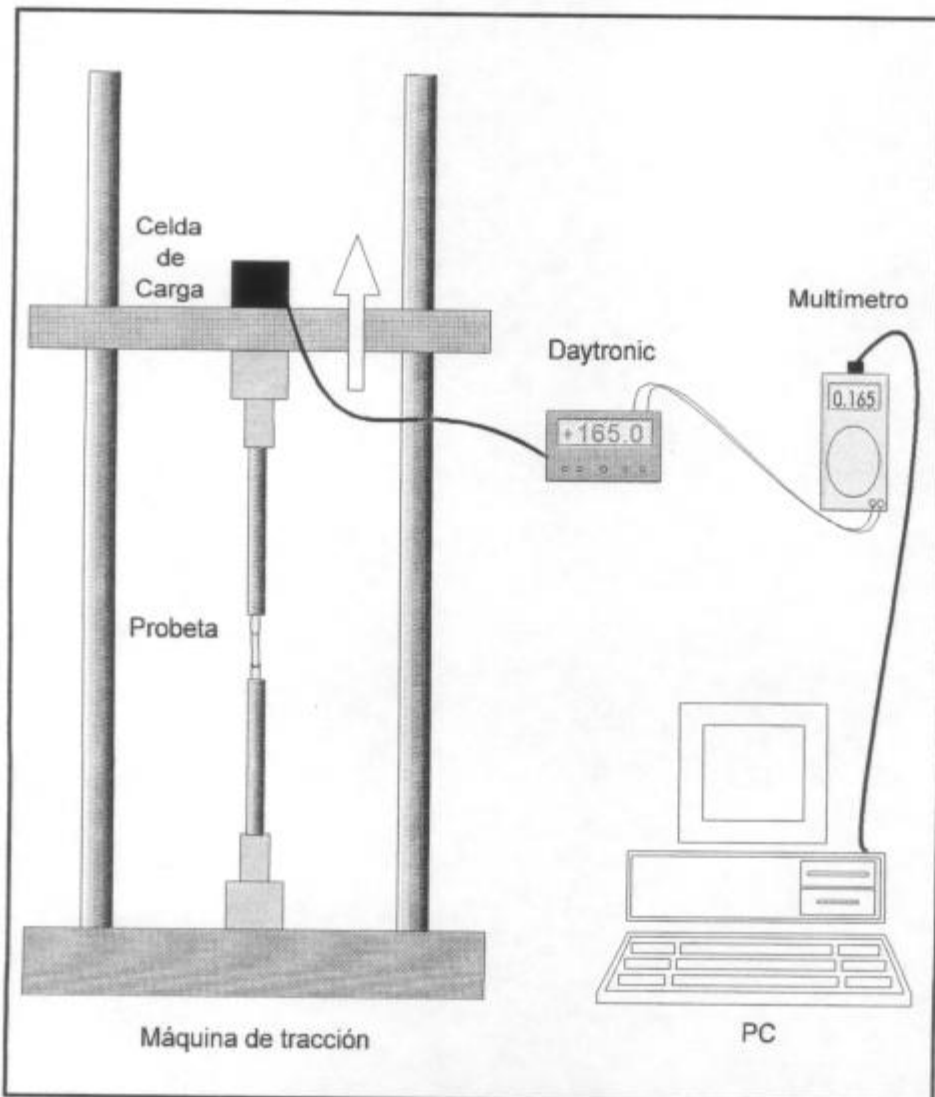


Figura A1-3: Diagrama esquemático del equipo utilizado para los ensayos de tracción.

#### *4.- Equipamiento para ensayos de Charpy*

La tenacidad al impacto se obtuvo mediante la energía absorbida por las probetas en ensayos de Charpy. Se utilizó un Péndulo marca TINIUS OLSEN de 358 J de capacidad máxima. El péndulo es periódicamente calibrado por el INTI según Norma ASTM E-23. Además, se cuenta con un equipo digital que permite mantener la probetas a la temperatura requerida por el ensayo, en el rango de +50 a -60 °C.

#### *5.- Medición de durezas*

La medición de perfiles de dureza se realizó en el Laboratorio Físico de Siderca (LAFI), utilizando durómetros GNEHM OM 250 y WILSON 600. Se utilizaron patrones de dureza Wilson traceables al NIST.

#### *6.-Determinación de composición química*

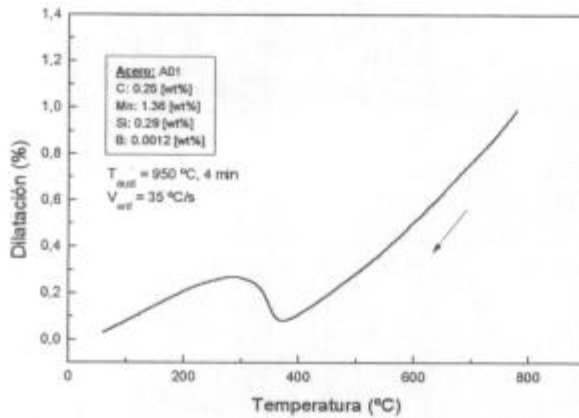
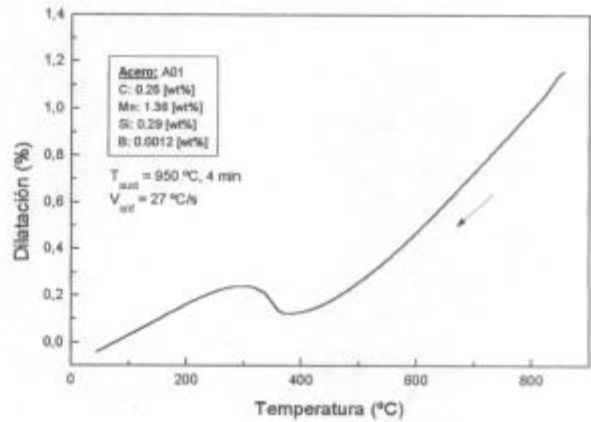
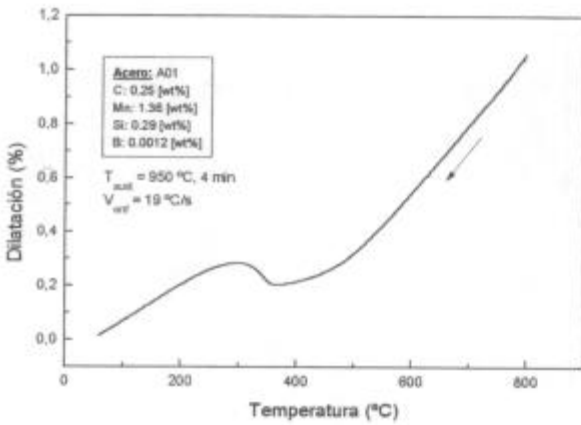
La determinación de la composición química de los materiales estudiados se realizó en el Laboratorio Químico de Siderca (LAQU). Se utilizaron:

- Espectrómetro de emisión óptica ARL 3460 B
- Analizador de gases LECO TC-136, para la determinación de oxígeno y nitrógeno.
- Analizador de carbono y azufre LECO CS-144

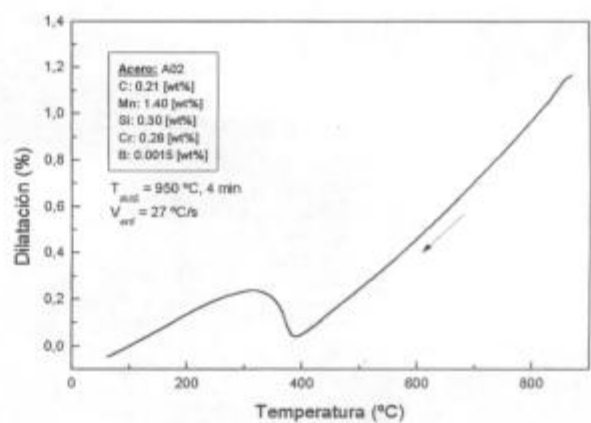
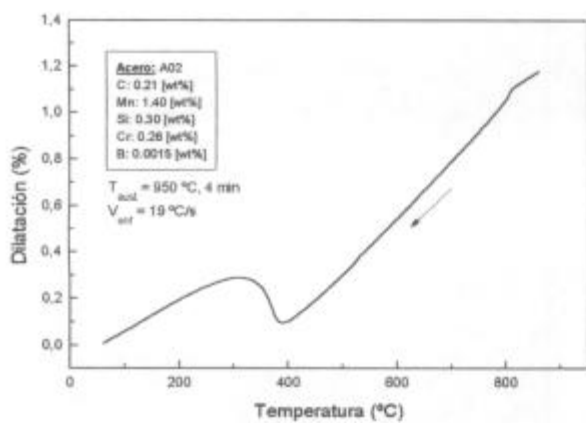
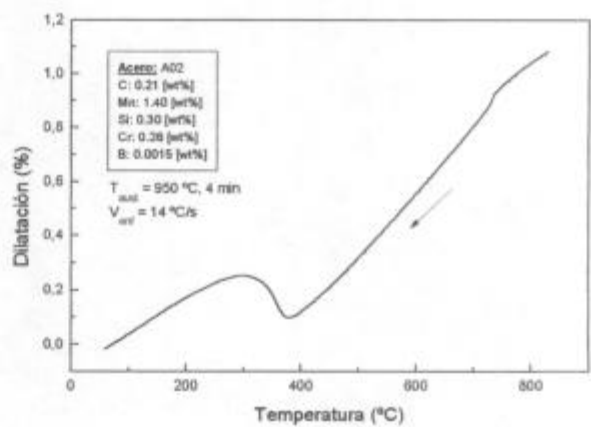
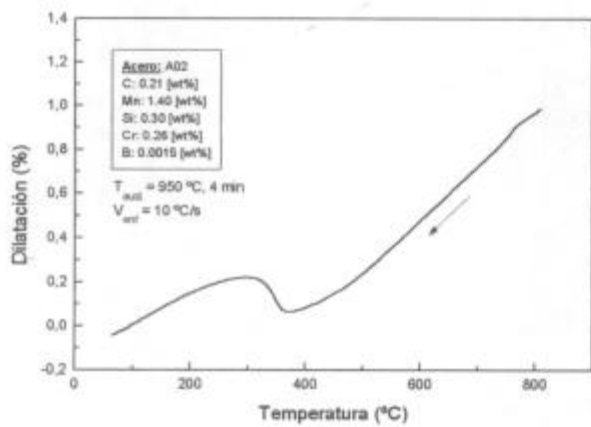
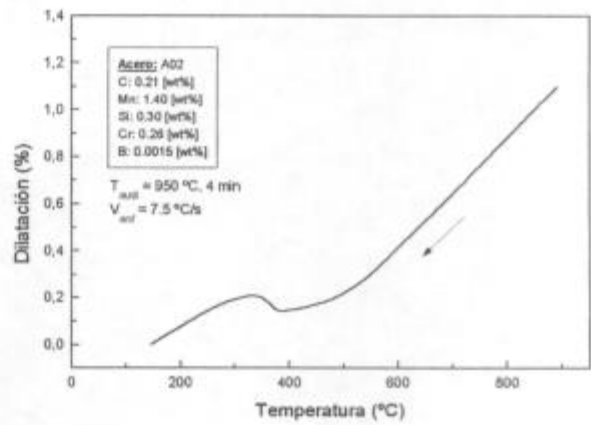
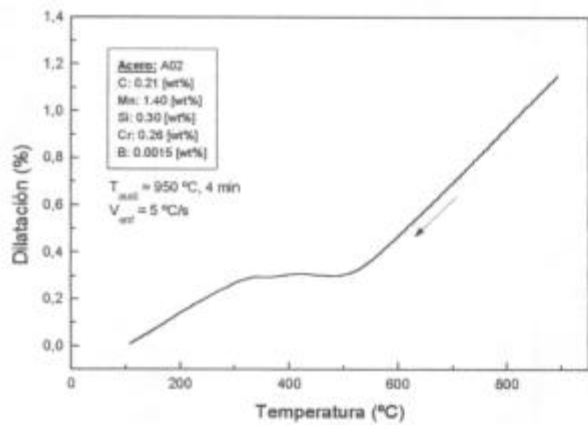
## Apéndice 2

### CURVAS DILATOMÉTRICAS

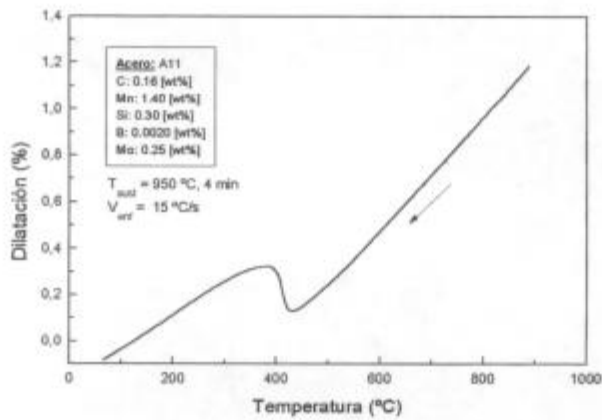
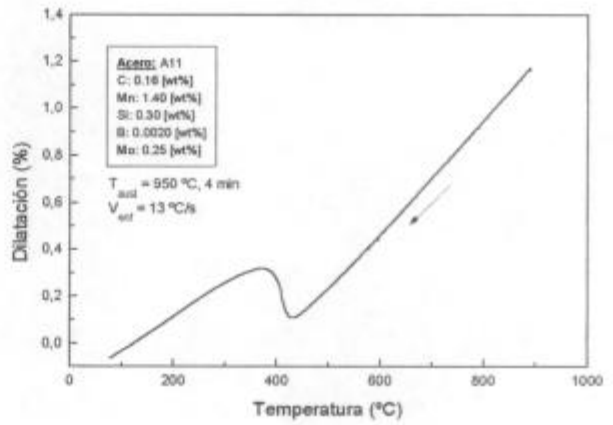
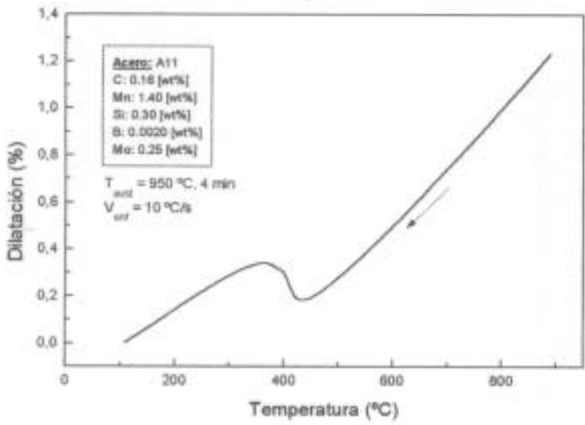
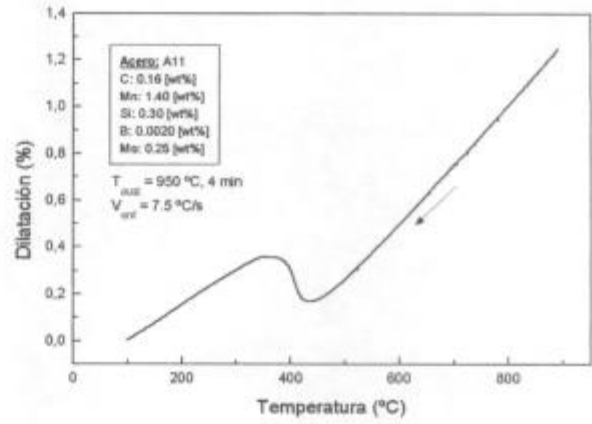
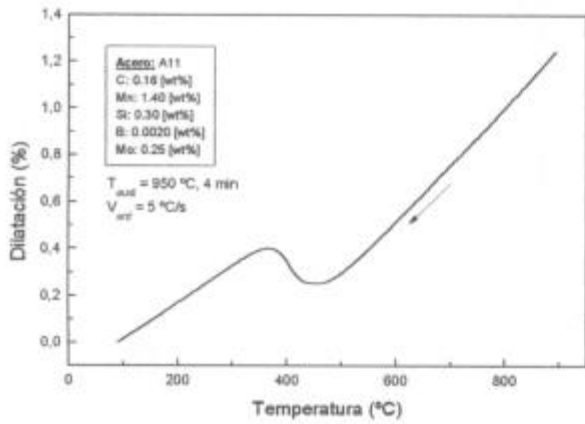
En este Apéndice, se presentan las curvas resultantes de los ensayos dilatométricos, en la zona de interés (etapa de enfriamiento). En cada gráfico se identifica: temperatura y tiempo de austenización, velocidad de enfriamiento y el acero al cual pertenece.



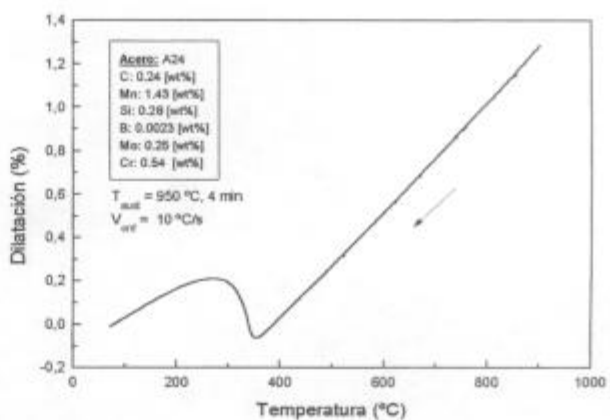
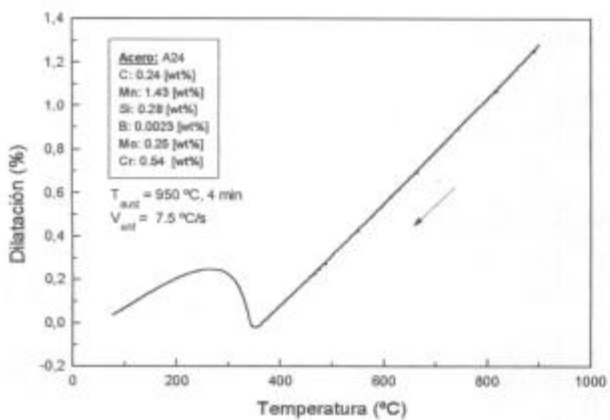
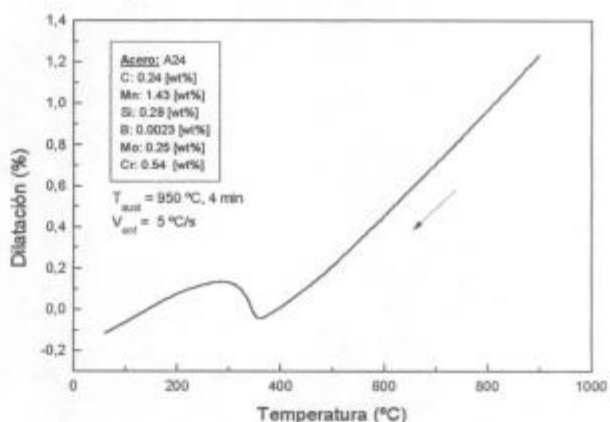
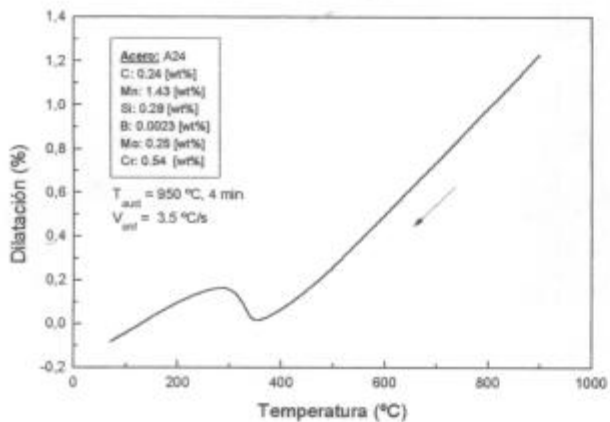
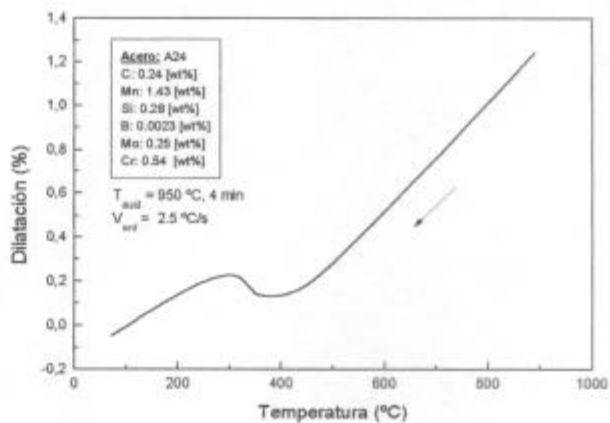
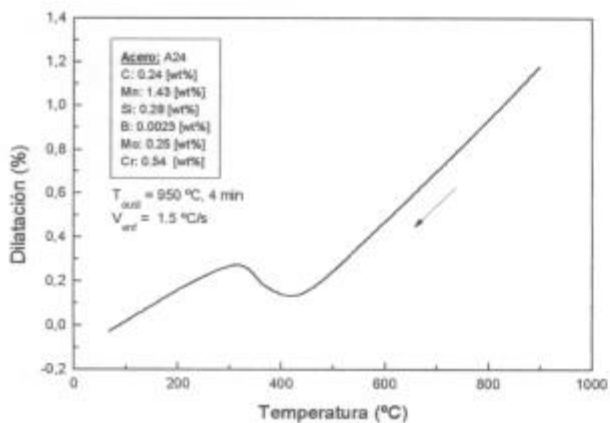
Detalle de la zona de transformación de las curvas dilatométricas, obtenidas para el acero A01, con distintas velocidades de enfriamiento.



Detalle de la zona de transformación de las curvas dilatométricas, obtenidas para el acero A02, con distintas velocidades de enfriamiento.



Detalle de la zona de transformación de las curvas dilatométricas, obtenidas para el acero A11, con distintas velocidades de enfriamiento.



Detalle de la zona de transformación de las curvas dilatométricas, obtenidas para el acero A24, con distintas velocidades de enfriamiento.

## Apéndice 3

### ESTIMACIÓN DE DIÁMETROS DE REDONDOS, TABLAS Y GRÁFICOS

- *Estimación de diámetros de redondos con igual velocidad de enfriamiento en el centro que la indicada en los diagramas tentativos CCT*

El procedimiento seguido para estimar los diámetros de redondos con igual velocidad de enfriamiento en el centro que las indicadas en los diagramas tentativos CCT, mediante la utilización de tablas y gráficos, es el siguiente:

- ↪ Se determinó la posición equivalente de la probeta *Jominy* que tiene la misma velocidad de enfriamiento que la indicada por la dilatometrías en el diagrama CCT. Para ello se utilizaron las tablas publicadas que relacionan la velocidad de enfriamiento a 705 °C con la posición al extremo de la probeta *Jominy* (Tabla A3.1).
- ↪ Mediante las curvas de *Lamont*, que relaciona los diámetros de barras y posiciones de la probeta *Jominy* para diferentes severidades de temple (Fig. A3.1), se determinó el diámetro de las barras con  $V_{enf}$  en el centro, igual a la indicada en el diagrama CCT para un coeficiente de severidad de temple  $H = 1.3$ , tomado como referencia (que corresponde al medio de enfriamiento de agua con agitación moderada (Tabla A3.2).

- *Tablas y Gráficos*

	Air	Oil	Water	Brine
No circulation of fluid or agitation of piece	0.02	0.25 to 0.30	0.9 to 1.0	2
Mild circulation (or agitation)	...	0.30 to 0.35	1.0 to 1.1	2 to 2.2
Moderate circulation	...	0.35 to 0.40	1.2 to 1.3	...
Good circulation	...	0.4 to 0.5	1.4 to 1.5	...
Strong circulation	0.05	0.5 to 0.8	1.6 to 2.0	...
Violent circulation	...	0.8 to 1.1	4	5

**Tabla A3.1:** Severidad de temple para diferentes medios y condiciones de agitación [48].

Distancia al extremo templado (pulgadas)	Velocidad de enfriamiento (°C/segundo a 704 °C)	Distancia al extremo templado (pulgadas)	Velocidad de enfriamiento (°C/segundo a 704 °C)
1/16	271,7	1 1/16	10,8
1/8	170,6	3/4	9,0
3/16	108,3	1 3/16	8,0
1/4	68,8	7/8	6,9
5/16	42,9	1 5/16	6,4
3/8	31,3	1	5,6
7/16	23,3	1 1/4	3,9
1/2	17,9	1 1/2	2,8
9/16	13,9	1 3/4	2,2
5/8	11,9	2	1,9

Tabla A3.2: Velocidad de enfriamiento en el ensayo *Jominy* a distintas distancias del extremo templado de la probeta normal [49].

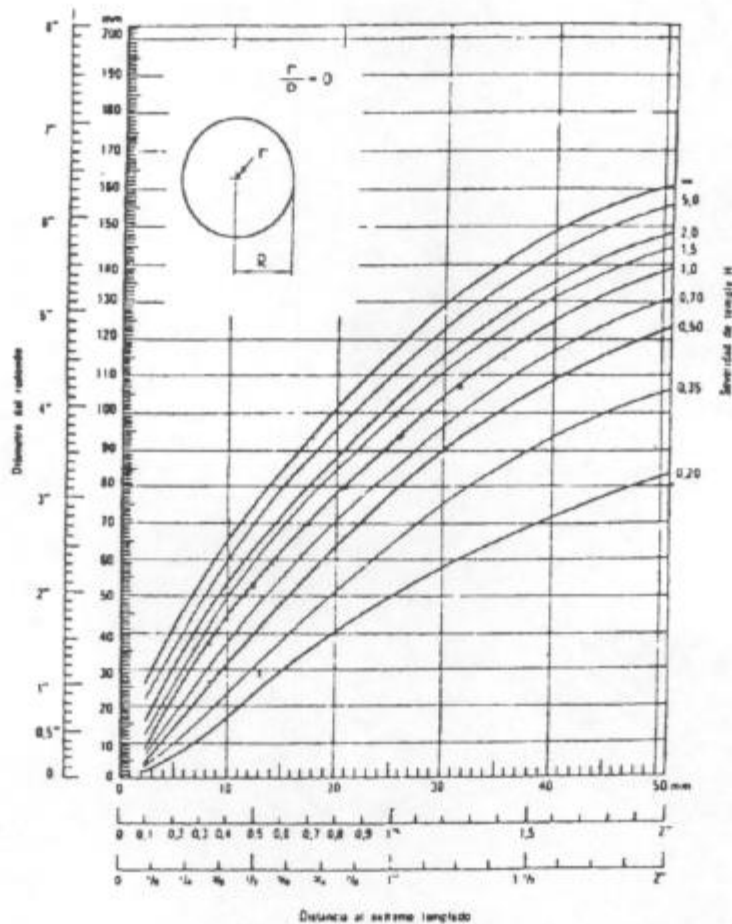


Figura A3.1: Diámetro de redondos que alcanzan igual velocidad de enfriamiento en el centro, que los correspondientes puntos de la probeta *Jominy* para diversos H (Curva de *Lamont*) [50].

## Apéndice 4

### GRÁFICOS

En este apéndice se presentan los gráficos citados en el Capítulo 4.2A y B, para la estimación de la dureza con el método de *R. Grange* [36]. Estos gráficos son los propuestos por *Grange* para la utilización del método.

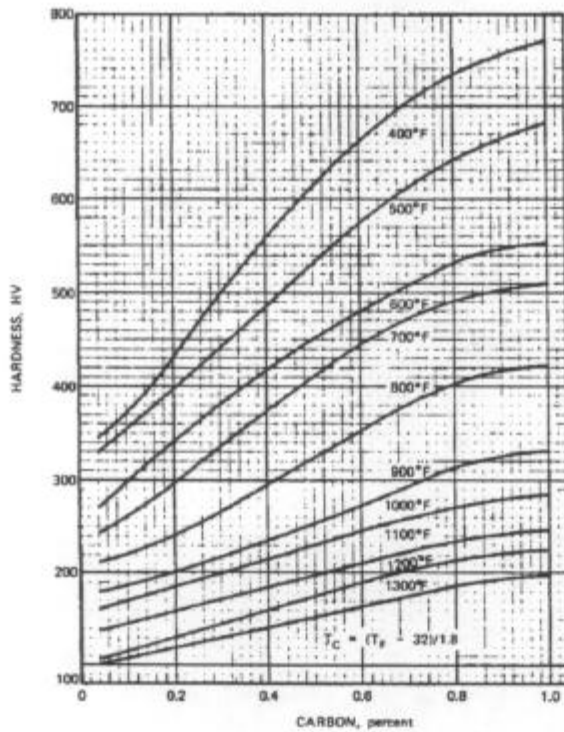


Figura A4.1: Dureza de la martensita revenida en función del %C para aleaciones hierro-carbono.

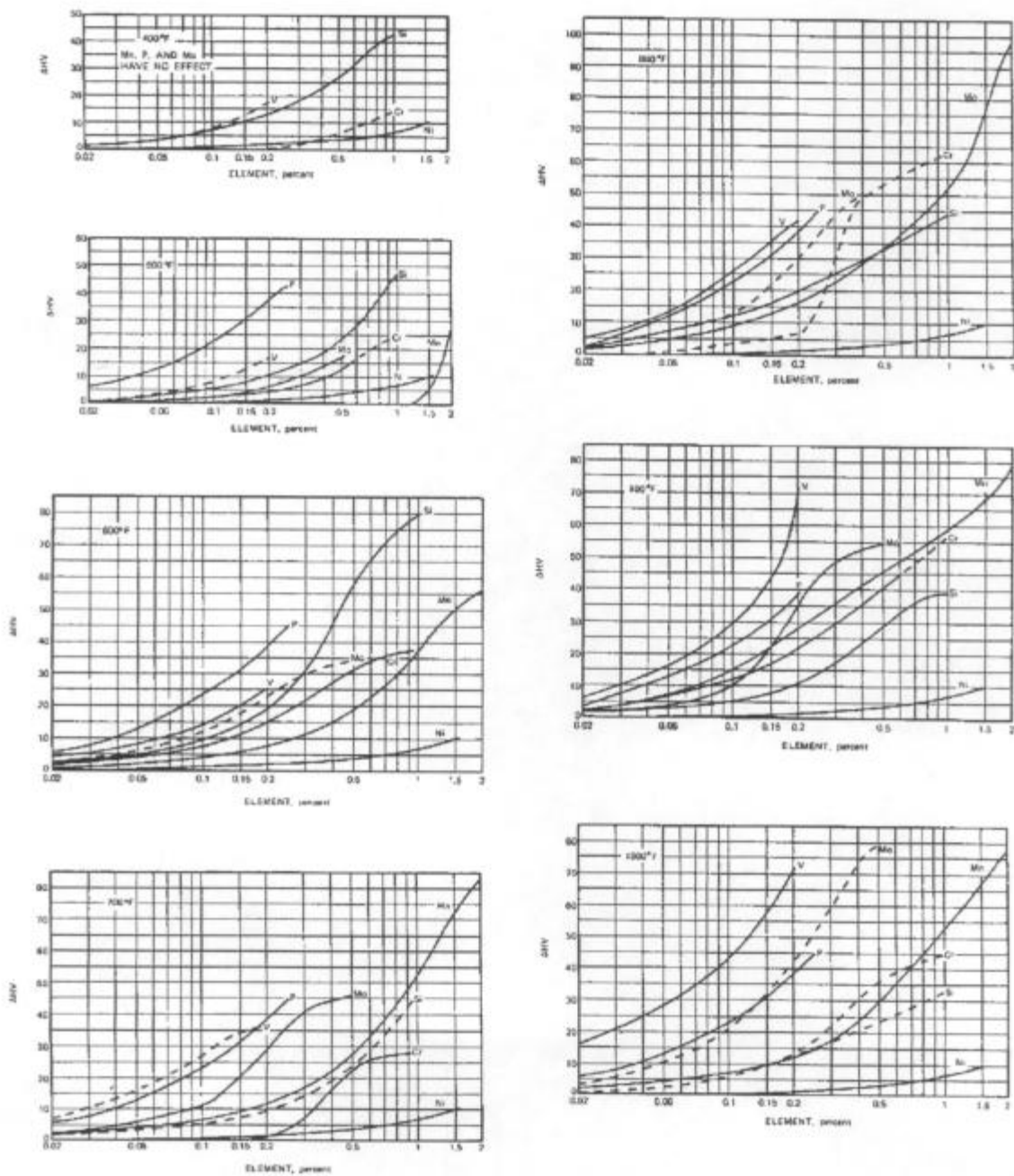


Figura A4.2: Dureza de la martensita revenida en función del % del elemento de aleación de interés, para diferentes temperaturas de revenido y tiempos de revenido de 1 h.

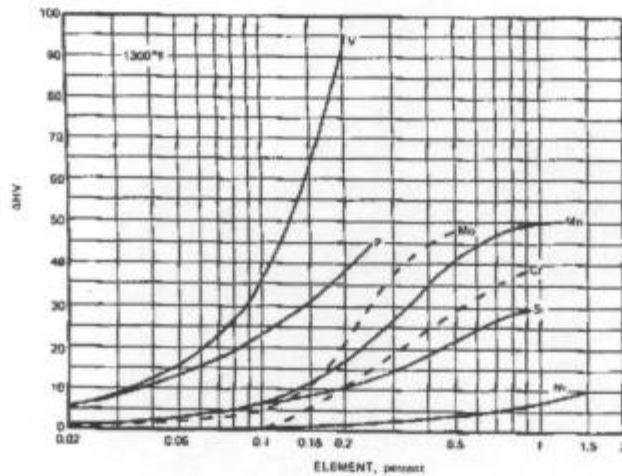
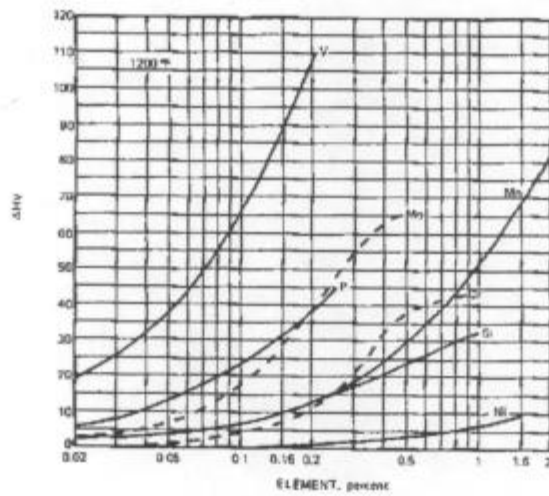
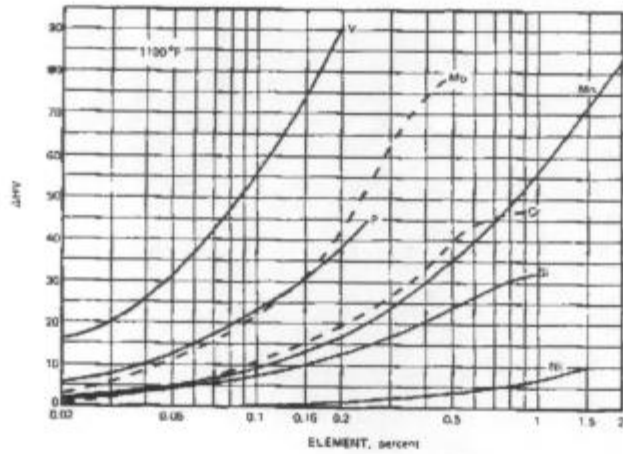


Figura A4.3: Dureza de la martensita revenida en función del % del elemento de aleación de interés, para diferentes temperaturas de revenido y tiempos de revenido de 1 h.