



# Propiedades mecánicas del Acero 15B30

Horacio Sierra

## RESUMEN

Debido al bajo carbono de los aceros al boro, algunos fabricantes recomiendan el revenido como tratamiento opcional y otros sugieren que no es necesario. Puesto que los aceros al boro son muy utilizados en aplicaciones agrícolas donde tienen exigencias de desgaste e impacto, (p.ej. discos de arados), es, entonces, conveniente evaluar las propiedades mecánicas del acero 15B30 con temple y temple más revenido a diferentes temperaturas. De los resultados obtenidos, se desprende que el revenido a 200°C después del temple es beneficioso ya que la energía absorbida en el ensayo de impacto es el doble de la obtenida en probetas con solo temple conservando las propiedades de dureza y resistencia mecánica de estas últimas.

## 1. INTRODUCCIÓN

En los años 30, el boro fue reconocido como un elemento que incrementa sustancialmente la templabilidad.

Para 1952, luego de los trabajos de Grange y Garvey y de Crafts y Lamont y otros, Grossman (Siebert, 1977, p. 218) logra establecer los siguientes efectos del boro en la templabilidad.

- Muy pequeñas cantidades de boro tienen un poderoso efecto en la templabilidad
- La influencia en la templabilidad varía sustancialmente con el contenido de carbono y
- Existen otros actores que influyen en la efectividad del boro, tales como: la influencia del contenido de nitrógeno, la

influencia de desoxidantes y el efecto negativo de la alta temperatura de austenización sobre el efecto del boro en la templabilidad.

Los trabajos de Grossman y algunos de otros investigadores fueron esclareciendo el efecto del boro sobre la templabilidad. Así por ejemplo, Grossman estableció que el boro incrementa la templabilidad de los aceros hipoeutectoides al retardar la nucleación de ferrita proeutectoide en los límites de grano austenítico, y en menor extensión, la transformación de bainita superior (que es nucleada por ferrita) sin afectar apreciablemente la tasa de crecimiento de estos compuestos. El boro no retarda la formación de la perlita. Más adelante, algunos mecanismos fueron propuestos para explicar el efecto del boro en la templabilidad. Mecanismos basados en la solución del boro en la austenita y su segregación a los límites de grano durante el enfriamiento, estableciendo que se presentaba una disminución de la energía libre que inhibía la formación de la ferrita (Kapadia, 1977, pp. 448-480).

Posteriormente, en la década del 70 Maitrepierre (1975, pp. 287-300) estableció con precisión que el efecto del boro en la templabilidad está asociado a la precipitación al límite de grano de partículas muy finas de un constituyente identificado como borocarburo  $\{Fe_{23}(CB)_6\}$ . De igual forma, estableció que cuando el precipitado es muy fino, éste presenta una intercara

HORACIO SIERRA RESTREPO. Profesor titular, Universidad Nacional de Colombia, Facultad de Minas, Ingeniería Mecánica. E-mail: hsierra@perseus.unalmed.edu.co

semicoherente con la austenita y en esta intercara se inhibe la formación de ferrita al bajar considerablemente la movilidad atómica y en consecuencia, se propicia la transformación martensítica. Luego Sharma y Purdy (Sharma, 1973, pp. 2303-2311) demuestran que el mecanismo actuante está asociado a una disminución de la energía interfacial en dicha intercara en vez de la disminución de energía libre propuesta por Grossman. Masakatsu (1991, pp. 257-270) afirma que este cambio de energía obedece a la precipitación de átomos de boro a los límites de grano puestos en evidencia mediante la técnica de rastreo alfa. En consecuencia, descarta el efecto de compuestos de boro con oxígeno, nitrógeno y carbono. Sorprendentemente, no referencia los trabajos de Maitrepierre (1975, pp. 287-300; 1977, pp. 422-447), quien presenta evidencia del efecto de estos borocarburos en la transformación de la austenita, obtenida mediante microscopía electrónica de transmisión en película delgada. Esta misma observación fue hecha por Coldren (1975, pp. 2304-2305), quien utilizó espectroscopia electrónica Auger para identificar los borocarburos y quien, también, encontró boro atómico, ambos en los límites de grano.

De igual forma Kapadia (1977, pp. 448-480) y colaboradores en 1968, determinaron la interacción existente entre el boro y los elementos titanio y circonio para controlar el nitrógeno y propuso el concepto de boro efectivo que actualmente se utiliza:

$$B_{ef} = B [(N \cdot 0.002) - Ti/5 - Zr/15] \geq 0.$$

Afirma Kapadia (1977, pp. 448-480) que en la década del 70, Grange aclaró la influencia del contenido de carbono en el efecto del boro sobre la templabilidad. Se

mostró claramente como el boro tiene un efecto más marcado en los aceros de bajo carbono <0.4%. Para porcentajes superiores, el efecto del boro decrece, llegando a ser nulo entre 0.8% y 1.2% de carbono. Para porcentajes superiores a 1.2%, se presenta un decremento en la templabilidad y propuso la relación:  $F_B = 1 + 1.5(0.9 - \%C)$  para establecer el factor de templabilidad del boro. Factor que revisó Masakatsu (1991, pp. 257-270) y que propone en términos del diámetro ideal:  $F_B = 1 + 1.6/D_I$ , donde  $D_I$  es para acero libre de boro.

**Los trabajos de Grossman y algunos de otros investigadores fueron esclareciendo el efecto del boro sobre la templabilidad. Así por ejemplo, Grossman estableció que el boro incrementa la templabilidad de los aceros hipoeutectoides al retardar la nucleación de ferrita proeutectoide en los límites de grano austenítico, y en menor extensión, la transformación de bainita superior (que es nucleada por ferrita) sin afectar apreciablemente la rata de crecimiento de estos compuestos. El boro no retarda la formación de la perlita.**

De acuerdo a este autor, el efecto del carbono, al menos, hasta 0.4% tiene poco efecto en la relación propuesta. Se requiere mayor trabajo para esclarecer el efecto del carbono en contenidos mayores.

Algunos otros factores, también, influyen en el efecto del boro.

- **Temperatura de austenización.**

Kapadia reporta que la utilización de

temperaturas de austenización entre 900 - 1095°C, produce una marcada disminución de la templabilidad de los aceros al boro, debido a una excesiva precipitación de compuestos de boro a los límites de grano. El efecto es reversible y se logra calentando a una temperatura inferior a 900°C.

Repetidos calentamientos por encima de 1075°C producen el efecto conocido como "desaparición del boro", el cual es irreversible, disminuyéndose la templabilidad.

- **Tamaño de grano austenítico.**

Debido a que los límites de grano de la austenita juegan el papel más importante en la templabilidad de los aceros al boro, el tamaño de grano tiene una doble influencia en la templabilidad de aceros al boro, tanto a través de la cinética de transformación así como de la distribución del boro en los límites de grano austenítico.

- **Proceso de obtención del acero.**

Debido a la afinidad del boro por el oxígeno y el nitrógeno es importante el control de ellos mediante procesos de desoxidación utilizando silicio o aluminio antes de agregar el boro para control del primero, además, de la adición de elementos como titanio y circonio que forman nitruros para control del segundo.

Adicionalmente, es necesario el control de otros elementos tales como manganeso y cromo, ya que en contenidos altos producen una pérdida del efecto del boro, incluso para bajos contenidos de carbono.

El molibdeno y el niobio, de acuerdo a Maitrepierre (1977, pp. 422-447), producen una mejora en la templabi-

lidad. Ambos tienen efectos sinérgicos con el boro. En el caso del molibdeno, la reacción sinérgica con el boro resulta en una alta templabilidad bainítica para aceros de 0.5% Mo - B. Con el niobio, a bajas temperaturas de austenización, el efecto sinérgico no es observado y en su defecto, se produce una precipitación de carburos de niobio al límite de grano que restringen un poco la templabilidad.

**Posteriormente, en la década del 70, Maitrepierre estableció con precisión que el efecto del boro en la templabilidad está asociado a la precipitación al límite de grano de partículas muy finas de un constituyente identificado como borocarburo  $\{Fe_{23}(CB)_6\}$ . De igual forma, estableció que cuando el precipitado es muy fino, éste presenta una intercara semicoherente con la austenita y en esta intercara se inhibe la formación de ferrita al bajar considerablemente la movilidad atómica y en consecuencia, se propicia la transformación martensítica.**

## 2. MATERIALES Y PROCEDIMIENTOS

### 2.1 Composición Química

El material de estudio fue chapa de acero 15B30 y barras de 25.4 mm de acero 1030, cuyas composiciones químicas se determinaron en un espectrómetro Spectrovac 1000, propiedad de la empresa Simesa de Medellín. El resultado de composición se presenta en la tabla 1.

**TABLA 1**  
**Composición química del acero 15B30**

| Acero | %C   | %B   | %Mn  | %Si  | %Cr  | %Ni  | %Cu  | %P    | %S   | %Sn   | %Ti   |
|-------|------|------|------|------|------|------|------|-------|------|-------|-------|
| 15B30 | 0.30 | 30.6 | 1.44 | 0.25 | 0.13 | 0.04 | 0.01 | 0.018 | 0.01 | 0.004 | 0.041 |
| 1030  | 0.31 | ppm  | 0.62 | 0.30 | 0.21 | 0.11 | 0.26 | 0.012 | 0.03 | 0.02  | ----- |

ppm partes por millón.

### 2.1 Probetas Utilizadas

Para la determinación de la templabilidad se utilizaron probetas de las propuestas por G.T Brown y B.A James (1973, pp. 2245-2256). En el caso del acero 15B30, se usó una probeta de sección rectangular de 8 mm x 6 mm, a la cual se le soldaron dos monedas del mismo acero de 25.4 mm de diámetro y 6 mm de espesor con una longitud total de 100 mm. El ensayo también se realizó en probetas de acero AISI 1030, así: una probeta estándar de acuerdo a la norma ASTM A-255, una probeta maquinada a un diámetro de 6 mm, dejando dos monedas de 6 mm de espesor a ambos extremos con una longitud total de 100 mm, otra probeta donde a una barra de 6 mm de diámetro se soldaron dos monedas de 25.4 mm de diámetro y 6 mm de espesor con longitud total de 100 mm y otra probeta de sección rectangular de 8 mm x 6 mm, a la cual se le soldaron dos monedas del mismo acero de 25.4 mm de diámetro y 6 mm de espesor con una longitud total de 100 mm. Las soldaduras

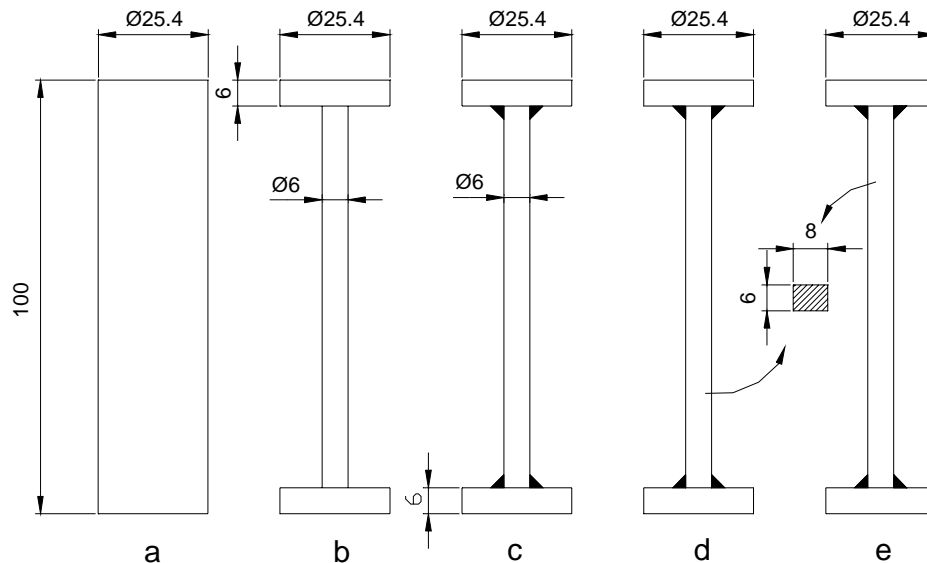
se realizaron mediante la aplicación de dos puntos, utilizando electrodo 6013.

La obtención de las probetas para el ensayo de tracción se hizo con base en la norma ASTM A 370 para el tipo de probetas subtamaño, cuyas dimensiones son inferiores a las estandarizadas por la norma; las dimensiones de estas probetas fueron 80 mmx10 mmx4.8 mm (3/16"). Debido a las dimensiones de la chapa, las probetas de impacto no pudieron ser ajustadas a las especificadas por la norma ASTM E-23 y tampoco a las dimensiones para microprobetas (44 mmx6.25 mmx7.5 mm), utilizadas para la máquina Tensometer Monsato, marca Honsfield. En consecuencia, las dimensiones de las probetas de impacto fueron 44 mm, 5.8 mm y 6.25 mm. Las probetas, tanto de impacto como de tracción, fueron extraídas con su mayor dimensión en la dirección del sentido de laminación, la cual fue previamente determinada mediante microscopía óptica con ataque al Nital 10%.

FIGURA 1

Probetas utilizadas para el ensayo Jominy.

a) AISI 1030, standard, b) AISI 1030, redonda maquinada, c) AISI 1030, redonda soldada, d) AISI 1030, plana soldada y e) AISI 15B30, plana soldada



### 2.3 Ensayo Jominy

Todas las probetas, ilustradas en la figura 1, fueron previamente normalizadas a una temperatura de 925°C durante 40 minutos en atmósfera neutra. Luego fueron reaustenizadas a 925°C durante 30 minutos y enfriadas en un aparato para realizar el ensayo Jominy con todos los parámetros ajustados de acuerdo a la norma ASTM A-255 (Anual Book, parts.5, 1981).

Luego, las diferentes probetas se maquinaron para que las superficies quedaran planas y paralelas. Sobre una de las superficies se midió la dureza Vickers a espaciamentos de 1/16 de pulgada, (1.587 mm).

### 2.4 Ensayo de Dureza

El ensayo de dureza Vickers se realizó en un durómetro Wolpert. La carga empleada fue de 62.5 Kg, aplicada

durante 15 segundos. Este se realizó sobre las probetas Jominy y las de tracción, previamente pulidas y con caras planas y paralelas. En estas últimas se tomaron entre 3 y 5 mediciones de acuerdo a la norma ASTM E 92 (Anual Book, parts.5 and 10, 1981).

### 2.5 Ensayo de Tracción

El ensayo de tracción se realizó en una máquina Universal Walter + Bay, escala de 10 y 20 toneladas, con carga máxima de 30 toneladas. La máquina permite la obtención del gráfico carga vs. alargamiento, siguiendo los procedimientos recomendados por la norma ASTM A 370 (Anual Book, parts.5, 1981).

### 2.6 Ensayo de Impacto

El ensayo de impacto se realizó sobre probetas previamente entalladas. Los ensayos se realizaron en una máquina de impacto, marca AMSLER, martillo

de 10 kg. Los resultados obtenidos son sólo comparativos para este estudio y no pueden relacionarse con resultados presentados en la literatura técnica y realizados con la probeta estándar.

### 2.7 Tratamientos Térmicos

**Normalizado.** El normalizado se llevó a cabo en la totalidad de las probetas Jominy, las de impacto y tracción. La temperatura de austenización de las probetas fue de 925° C durante 40 minutos para luego ser enfriadas al aire. Se utilizó atmósfera controlada.

**Temple.** Se destinan dos grupos de probetas para el tratamiento de temple. El primer grupo fue llevado a una temperatura de 920° C; el segundo, a una temperatura de 880° C con atmósfera controlada. El tiempo de sostenimiento fue de 20 minutos y el medio de enfriamiento fue aceite.

**Revenido.** Para el revenido, de cada grupo de temple, se sacaron tres

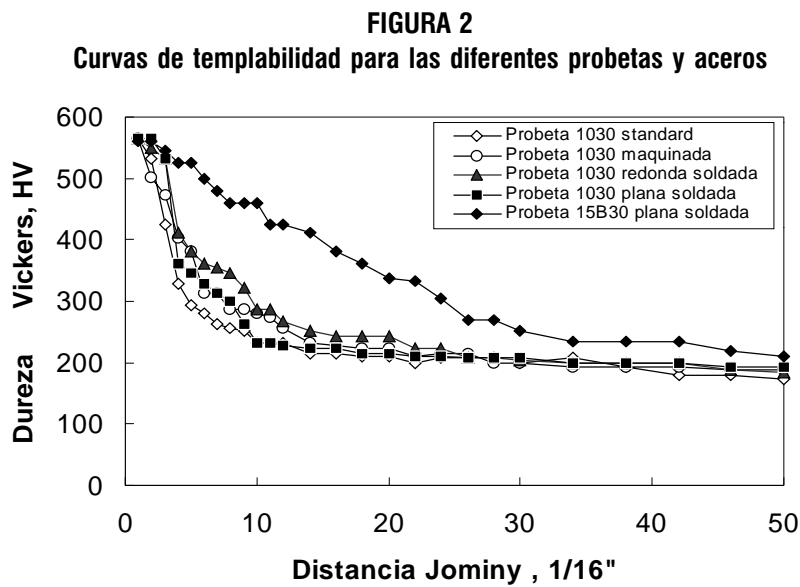
subgrupos, cada uno revenido a diferentes temperaturas: 200° C, 350° C y 450° C. El tiempo de sostenimiento a estas temperaturas fue de 1 hora y el medio de enfriamiento fue aceite.

Las diferentes muestras fueron preparadas para observación metalográfica, la cual se efectuó en un microscopio óptico, marca Olympus PME y en un analizador de imágenes, marca Leica.

### 3. RESULTADOS

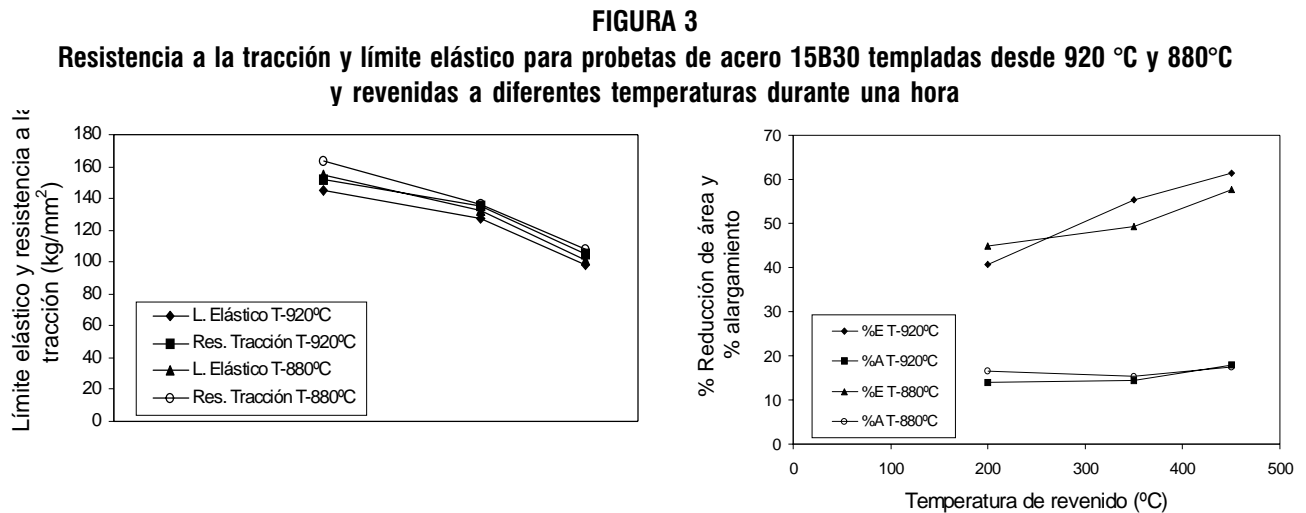
#### 3.1 Templabilidad

En la figura 2, se presentan los resultados de dureza obtenidos en las diferentes probetas usadas para evaluar la templabilidad.



#### 3.2 Tracción

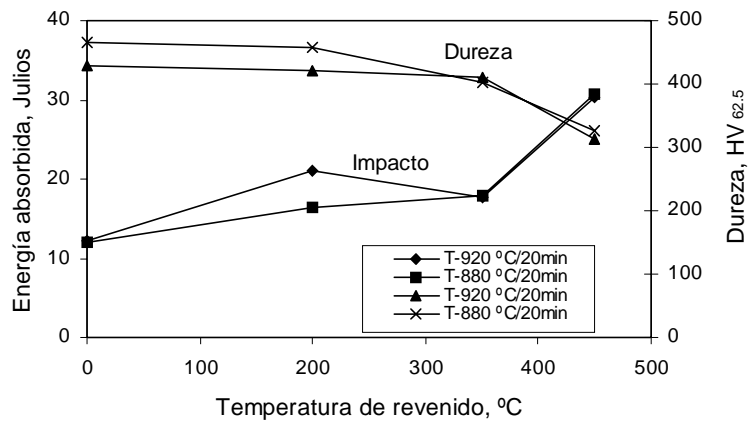
Los resultados de los ensayos de tracción: resistencia a la tracción y límite elástico, alargamiento y reducción de área para las muestras templadas y revenidas a diferentes temperaturas se ilustran en la figura 3.



### 3.3 DUREZA E IMPACTO

En la figura 4 se ilustran los resultados de dureza Vickers y de energía absorbida en el ensayo de impacto para cada tipo de tratamiento térmico.

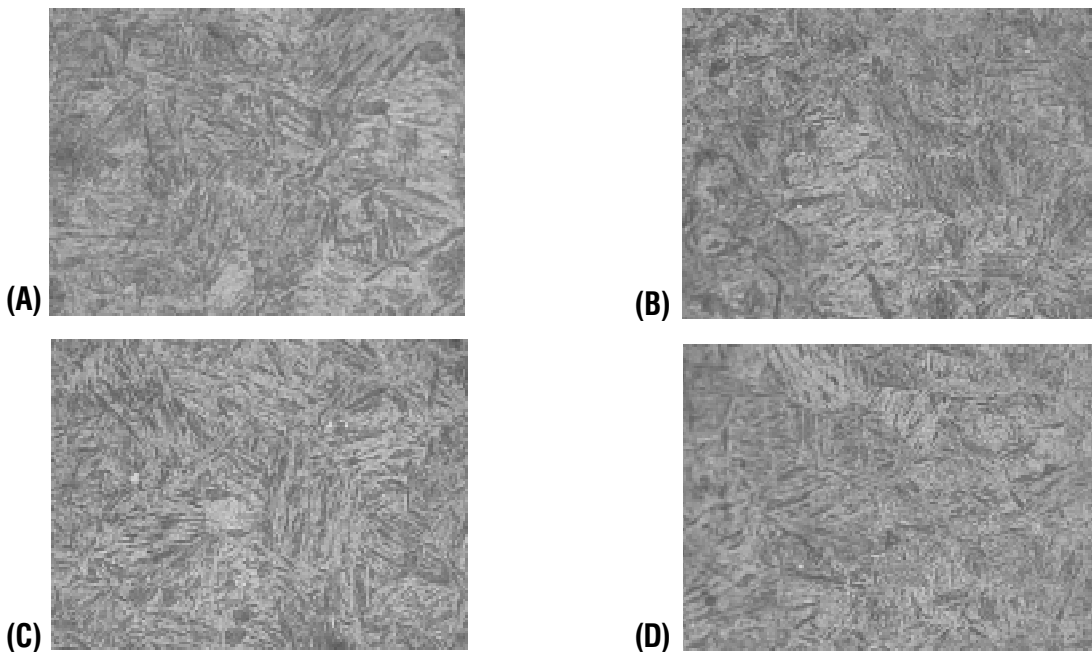
**FIGURA 4**  
Variación de la dureza y la energía de impacto para el acero 15B30, templado y templado y revenido a diferentes temperaturas



### 3.4 Microestructuras

En la figura 5, se presentan las microestructuras obtenidas para temple desde 920°C y 880°C y revenidas a 200°C.

**FIGURA 5**  
(A) Temple desde 880°C, martensita masiva. (B) Temple desde 880°C y revenido a 200°C, 1h.  
(C) Temple desde 920°C, martensita masiva y (D) Temple desde 920°C, ataque Nital 4, 1800X



## 4. ANÁLISIS DE RESULTADOS

### 4.1 Templabilidad

Al examinar la figura 2 se aprecia que la templabilidad encontrada en las probetas por fuera de norma (la figura 1), es ligeramente mayor que la que presenta la probeta standard. En ella, se aprecia claramente que para durezas entre 500 HV y 250 HV, la dureza de las probetas por fuera de norma es un 20% mayor que la dureza de la probeta standard.

Apoyándose en estos resultados, se realizó el ensayo sobre la probeta plana soldada de acero AISI 15B30 y cuyos resultados se incluyen en la figura 2. De acuerdo a lo obtenido en los ensayos con el acero AISI 1030, la curva obtenida para la probeta AISI 15B30 por fuera de norma (promedio de tres

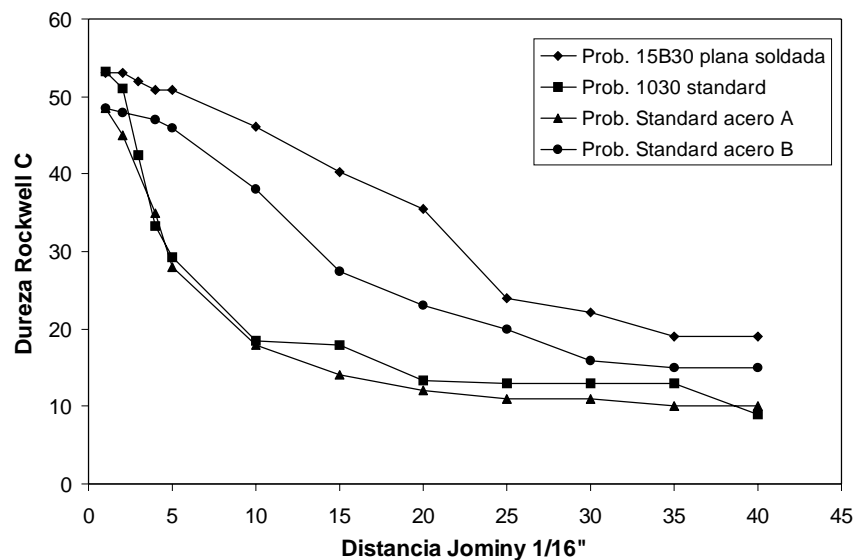
ensayos), debe estar un 20% por encima respecto a una curva standard del mismo acero.

En la figura 6 se comparan los resultados de la probeta standard de acero 1030 con los obtenidos en la probeta por fuera de norma acero AISI 15B30. Asimismo, se introducen los datos reportados por A.E Powers y R.G. Carlson<sup>10</sup> para ensayos Jominy realizados en dos aceros con la siguiente composición química:

|         |        |         |         |             |
|---------|--------|---------|---------|-------------|
| Acero A | 0.26%C | 1.63%Mn | 0.28%Si |             |
| Acero B | 0.26%C | 1.63%Mn | 0.30%Si | 34ppm de B. |

Tal como se puede apreciar, el acero 15B30 presenta una mayor templabilidad respecto al acero B, producto de un lado del mayor contenido de carbono y del otro, debido a lo inexacto del método propuesto.

**FIGURA 6**  
Curvas de templabilidad para diferentes aceros y diferentes tipos de probetas



Los resultados de Powers tienen la misma tendencia que los presentados por Gusejnov (1991. pp. 35-37), salvo que este último utiliza un acero con un contenido de carbono de 0.21% y 0.9% de cromo y por tanto, la dureza inicial es más baja y su templabilidad inferior.

### 4.2 TRACCIÓN

La información presentada en la figura 4 sugiere un ligero incremento (5%) en resistencia a la tracción y límite elástico para las probetas templadas desde 880°C y revenidas a diferentes temperaturas frente aquellas templadas desde 920°C y revenidas a las mismas temperaturas. En cuanto a ductilidad, las probetas templadas desde 920°C y revenidas a diferentes temperaturas, consecuentemente con los valores de resistencia que presentan, tienen un ligero mejor comportamiento.

### 4.3 Dureza e Impacto

Las muestras templadas desde 880°C presentan una dureza superior en un 10% con respecto a las templadas desde 920°C ambos en el estado de temple.

Esta diferencia persiste durante el revenido hasta temperaturas cercanas a 250°C tal como se ilustra en la figura 4.

Este comportamiento se puede atribuir a una mayor precipitación de compuestos de boro a los límites de grano austenítico y a un ligero incremento en el tamaño de muchos de ellos. Este rasgo metalúrgico produce una diferencia apreciable en el tipo de microestructura obtenida. En el caso de temperatura de austenización de 880°C, los precipitados de boro son más pequeños y tienen una intercara coherente con uno de los granos austeníticos con que limita, produciendo transformaciones martensíticas. Cuando se incrementa la temperatura de austenización, el tamaño de grano austenítico comienza a tener un doble papel. De un lado, incrementa la templabilidad y de otro, se incrementa la cantidad de precipitados de boro y su tamaños crecen paulatinamente, reduciendo la templabilidad, debido a la pérdida de coherencia con uno de los granos austeníticos. La mayor formación de borocarburos reduce ligeramente el contenido de carbono de la austenita y en consecuencia, reduce la dureza de la martensita derivada de ésta.

En síntesis, las muestras templadas desde temperaturas de 880°C y 920°C pueden presentar, ambas, una microestructura totalmente martensítica pero con ligeras diferencias en el contenido de carbono debido a la razón expuesta, lo que explicaría la diferencia de dureza y de resistencia entre ambos tratamientos.

En la figura 4, también, se reporta el comportamiento ante el ensayo de impacto. Se ve claramente que las muestras templadas desde ambas temperaturas 880°C y 920°C sin revenir absorben la misma cantidad de energía, posiblemente dado el alto estado de tensiones internas de ambos.

A medida que se reviene, rasgos microestructurales como tamaño y forma de precipitados al límite de grano y calidad de la microestructura revenida juegan un papel predominante en la capacidad de absorber energía durante el impacto.

Para el acero 15B30, la microestructura martensítica obtenida con las muestras templadas desde 920°C de menor contenido de carbono, logran, durante el revenido a 200°C, aliviar sus tensiones internas en mayor grado que la de mayor carbono, lo que explicaría la diferencia en tenacidad. Las microestructuras presentadas en la figura 5, son bastante similares en ambos tratamientos y establecer tenues diferencias en ellas mediante microscopía óptica, no es posible. En consecuencia, este análisis se apoya, en parte, en lo reportado por otros autores.

## 5. CONCLUSIONES

- El ensayo propuesto para evaluar probetas por fuera de norma es inexacto y la información obtenida debe usarse con precaución. No obstante es evidente la ganancia en templabilidad debido a la adición de pequeñas cantidades de boro.
- Con el tratamiento térmico de temple desde 880°C para el 15B30 se obtienen unas características de dureza y en consecuencia, de resistencia a la tracción y límite elástico, ligeramente superiores que con temple desde 920°C.

- Con el revenido hasta 200°C, los valores de dureza se mantienen en niveles de 450 HV, (dureza de temple) para las muestras templadas desde 920°C y 880°C pero la tenacidad se incrementa frente a las muestras templadas y no revenidas.
- Las muestras templadas desde 920°C y revenidas a 200°C presentan una mayor tenacidad que las templadas y revenidas desde 880°C y revenidas a igual temperatura.
- En aplicaciones del acero AISI 15B30 como por ej. discos de arado, donde la solicitud de servicio requiere resistencia al impacto y resistencia a la abrasión, entonces es necesario realizar un revenido a 200°C para obtener una ganancia en resistencia al impacto sin detrimento de la dureza y consecuentemente de la resistencia a la abrasión, siendo recomendable el temple desde 920°C.
- Contrario a lo que algunos fabricantes afirman, el revenido de estos aceros con bajo carbono se hace necesario cuando las condiciones de impacto están involucradas.

## BIBLIOGRAFÍA

- Annual Book of ASTM Standards. Parts. 5 and 10 (1981).
- Brown, G.T and James B.A. (1973). The Accurate Measurement, Calculation, and Control of Steel Hardenability. En: *Metallurgical Transactions*. Vol. 4. pp. 2245-2256.
- Coldren, A.P; Joshi, A. and Stein, D.F. (1975). Identification of Atomic Boron in Steel by Auger Electron Spectroscopy. *Metallurgical Transactions*. Vol. 6a. pp. 2304-2305.



- Gusejnov, R.K. (1991). Properties of Boron Microalloyed Structural Steel. *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, n 7. pp 35 - 37. Jul.
- Kapadia, Behram M. (1977). Prediction of the Boro Hardenability, Effect in Steel-A Comprehensive Review, *Proceeding of Symposium*. En: "Hardenability Concepts with Applications to Steel, pp. 448-480.
- Maitrepierre D, Thivellier and Tricot R. (1975). Influence of Boron on the Decomposition of Austenite in Low Carbon Alloyed Steel. En: *Metallurgical Transactions*. Vol. 6<sup>a</sup>. pp. 287-300.
- Maitrepierre D, Thivellier, Rofes-Vernis J., Rousseau, D. and Tricot R. (1977). Microstructure and Hardenability of Low Alloy Boron- Containing Steels. *Proceedings of a Symposium* "Hardenability Concepts with Applications to Steel pp. 422-447. Oct. 24-26.
- Masakatsu, Ueno and Ashahi, Hitoshi. (1991). Necessary Conditions for the Maximun Hardenability Effect of Boron and an Experimental Formula for Estimating the Hardenability of Boron Added Steels. En: *Proceedings of the International Conference on Processing, Microstructure and Properties of Microalloyed and Other Modern High Strength Low Alloy Steels*. Pittsburg U.S. pp 257 - 270.
- Powers, A.E and Carlson R.G. (1954). The Effect of Boron on Notch Toughness and Temper Embrittlement of Steels. En: *Transactions ASM*, Vol. 46, pp 483-493.
- Sharma R.C. and Purdy, G.R. (1973). Nucleation Limitation and Hardenability. *Metallurgical Transactions*. Vol. 4. pp. 2303-2311.
- Siebert, Clarence A., Doane, Douglas V. and Breen, Dale H. (1977). The Hardenability of Steels- Concepts, Metallurgical Influences and Industrial Applications. American Society for Metals. Ohio, Metals Park, p. 218.

