

# Sección de Metalurgia

## UN METODO PARA PREDECIR LA DUREZA DE LOS ACEROS CONTINUAMENTE ENFRIADOS UTILIZANDO DATOS ISOTERMICOS DE TIEMPO-TEMPERATURA-TRANSFORMACION

Rodrigo J. Mattos, Ph. D.  
Gerente, Mattos y Cía. Ltda.  
Matco, Medellín

Walter L. Bradley, Ph. D.  
Profesor Titular, Colorado School of Mines  
Golden, Colorado, 80401

### RESUMEN

Un nuevo método para predecir la dureza de los aceros que han sido continuamente enfriados, ha sido desarrollado bajo la hipótesis de que el primer 10% de la transformación ocurre por saturación de sitios. Se encontró que el nuevo método predice, dentro de un rango de  $\pm 3$  puntos de dureza Rockwell C, los contornos de dureza de pruebas Jominy y Grossman. La aplicación de la cinética de la transformación al diagrama TTT sugiere que, aunque la saturación de sitios en el primer 10% de la transformación no es estrictamente observada, el 42% de los núcleos nuclean en esta porción de la transformación y subsecuentemente son responsables por la mayor parte de la misma.

Una extensión del rango de aplicación del método propuesto a aceros no eutectoides parece promisorio si se asume que la transformación procede en forma continua. Se sugiere que transformaciones discontinuas pueden ser tratadas con una ligera modificación del método propuesto.

Las primeras investigaciones sobre la descomposición de la austenita en los aceros fueron realizados por Mehl y Johnson (1) en 1939. Por el mismo tiempo, Jominy y Boegehold (2) y Grossman (3) desarrollaron métodos empíricos y sencillos para predecir la endurecibilidad de los aceros; en estos métodos, sin embargo, los detalles de la transformación fueron totalmente ignorados.

Uno de los trabajos más importantes de Mehl y Johnson fue el desarrollo de los diagramas de transformación isotérmica (diagramas TTT). Estos diagramas aunque llevaron a un mejor entendimiento de la transformación de la austenita, no eran de fácil utilización para predecir la dureza de los aceros continuamente enfriados. Los estudios sobre los diagramas de enfriamiento continuo (diagramas CCT) siguieron a los de transformación isotérmica; sin embargo, debido a que éstos eran de difícil elaboración, se generó un inmenso número de diagramas TTT aún a sabiendas de que los diagramas CCT eran de mayor utilización comercial.

Durante casi 25 años la industria se contentó con las crudas predicciones de dureza que resultaron de los trabajos de Jominy, Grossman y otros sin tener en

cuenta los abundantes diagramas TTT desarrollados hasta esta época. El rápido aumento en el costo de las ferroaleaciones y la escasez del níquel en 1969 revivieron el interés por aumentar la precisión en la predicción de la endurecibilidad empleando datos existentes o nuevos tipos de datos experimentales. El uso excesivo de elementos aleantes, utilizados como un pretexto a la incertidumbre en las predicciones de endurecibilidad no puede ser tolerada por más tiempo.

El objeto del presente trabajo es el de proponer un nuevo método para predecir la dureza de aceros que han sido continuamente enfriados empleando datos isotérmicos de tiempo-temperatura-transformación. Las curvas de enfriamiento continuo fueron medidas en varias localizaciones de la probeta Jominy y en secciones de barras templadas en agua de acuerdo a la prueba Grossman; ambos tipos de especímenes, fabricados de un acero SAE 1095. Las curvas de enfriamiento obtenidas junto con los datos TTT del acero 1095, se utilizaron para predecir la dureza la cual fue posteriormente comparada con medidas experimentales.

Lo que sigue será pues, una explicación del nuevo método para predecir la dureza de los aceros continuamente enfriados utilizando datos TTT, una descripción del programa experimental y una presentación de los resultados con su pertinente discusión.

## **EL METODO PROPUESTO PARA PREDECIR LA DUREZA DE ACEROS CONTINUAMENTE ENFRIADOS UTILIZANDO DATOS TTT**

La austenita se descompone a perlita por la nucleación de los nódulos de la perlita y el posterior crecimiento de éstos. Puede asumirse saturación de sitios o nucleación continua. Por simplicidad de cómputo en el presente método asumiremos la saturación de sitios. La validez de esta hipótesis se discutirá posteriormente. Asumiremos además, que esta saturación de sitios se alcanza durante el primer 1<sup>o</sup>/o de la transformación. La transformación total procede hasta completarse por el crecimiento de los nódulos existentes de perlita.

El método de cálculo se comienza aproximando la curva de enfriamiento continuo por una serie de transformaciones isotérmicas en etapas. Seguidamente, se calculan el tiempo y la temperatura requeridos para obtener el 1<sup>o</sup>/o de la transformación y la nucleación asumida por saturación de sitios. Después, se determina el crecimiento posterior y la fracción que se transforma en incrementos sucesivos de tiempo para una disminución regular de la temperatura. Por último, se calcula la dureza final a partir de la dureza de los productos de transformación formados a las distintas temperaturas.

## **CALCULOS DE LA NUCLEACION Y DE LA SATURACION DE SITIOS**

Scheil (4) desarrolló la teoría de la "Nucleación Fraccionaria" para predecir el comienzo de la descomposición de la austenita bajo condiciones de en-

friamiento no isotérmicas. De acuerdo a esta teoría, si el período de incubación a la temperatura  $T$  de el comienzo de la descomposición de la austenita (la aparición de la perlita se asume que ocurre al 1% de la transformación) es ( $t_1 < t_T$ ) se dice que ha sufrido una nucleación fraccional de  $t_1/t_T$ . Scheil postuló que un tratamiento térmico que corresponda a la suma de tales fracciones llevará al acero al punto del comienzo de la transformación de la austenita si la suma de estas fracciones es igual a la unidad, o sea:

$$\sum_{i=1}^n \frac{t_i}{t_{T_i}} = 1 \quad (1)$$

en donde  $T_1$  es la temperatura a la cual austenita se sub-enfría y  $T_n$  es la temperatura a la cual la suma de las fracciones se hace igual a la unidad.

Utilizando la ecuación (1), la curva de enfriamiento del espécimen y el diagrama TTT del acero, se puede entonces calcular el tiempo y la temperatura a la cual se completa la nucleación y se comienza el crecimiento. La confirmación experimental de este método para predecir el tiempo y la temperatura del 1% de la transformación ha sido reportada por Moore (5) en aceros de media aleación.

El postulado de Scheil será utilizado en el presente método para predecir el tiempo y la temperatura a las cuales se alcanza el 1% de la transformación para calcular la nucleación por la saturación de sitios previamente asumida. La transformación, que ocurre por la cinética del crecimiento, se asumirá que comienza en este momento. Las predicciones de la rata de la transformación, expresada como función del tiempo durante el crecimiento de los nódulos, se explicarán a continuación.

## CINETICA DEL CRECIMIENTO

La rata de la transformación para el caso de nucleación por la saturación de sitios se expresa clásicamente por:

$$\frac{dX}{dt} = GAn \quad (2)$$

en donde,

- $X(t)$  = Fracción del volumen de la austenita transformada
- $G$  = Rata de crecimiento de los nódulos
- $A(t)$  = Área de la interface austenita-perlita por nódulo de perlita
- $n$  = Número de sitios heterogéneos en donde la nucleación ocurre durante la saturación de sitios.

Tanto  $G$  como  $n$  deben ser constantes con respecto al tiempo para una tempera-

tura dada. Por lo tanto, la variación en la rata de la transformación con el tiempo se debe a la variación del área de la interface perlita-austenita por nódulo,  $A(t)$ . Inicialmente  $A(t)$  aumenta a medida que los nódulos crecen; sin embargo, a medida que la transformación avanza, el contacto entre los nódulos de perlita se hace más frecuente hasta que finalmente,  $A(t)$ , comienza a decrecer aproximándose a cero a medida que se complete la transformación, esta variación de  $A(t)$  produce la curva familiar en forma de "S" de  $X(t)$  versus tiempo.

Los parámetros  $G$ ,  $n$  y  $A(t)$ , pueden determinarse experimentalmente pero ello implicaría un trabajo extremadamente largo. Sin embargo, el producto  $nGA(t)$  puede estimarse para un acero particular a una temperatura dada, trazando una curva en forma de S a través de los tres puntos de  $X(t)$  dados en el diagrama TTT correspondientes al 1%, 50% y 99% de la transformación.

Si se asume que  $A(t)$  depende exclusivamente de la fracción del sistema transformado, independiente de la historia tiempo-temperatura; entonces es posible hacer un simple cálculo de  $X(t)$  como una función del tiempo. La discusión de la validez de esta suposición se pospone para más tarde. Para un sistema hipotético, asumamos qué cálculos anteriores nos han traído a 510°C y que ha ocurrido un 20% de la transformación. La aproximación de la curva de enfriamiento continuo por una serie de enfriamiento isotérmicos en etapas sugiere 5 segundos de transformación isotérmica a 510°C. Tomando los tres tiempos para 1%, 50% y 99% de transformación isotérmica a 510°C del diagrama TTT, se puede estimar la curva en forma de "S" de  $X(t)$  versus  $t$  en papel semilogarítmico. Luego, la integración gráfica de:

$$\int_{0.2}^{X_f} dX = \int_{t_0}^{t_0 + 5} G(t) n dt \quad (3)$$

dónde,

$t_0$  = Tiempo para el cual  $X(t) = 0.2$

puede efectuarse trasladando los cinco segundos a lo largo del eje del tiempo y luego moviéndose hacia arriba desde  $X = 0.2$  hasta encontrar la curva  $X(t)$ . El cambio en  $X(t)$  que esto requiere es la fracción del material transformado a 510°C. La serie de tales transformaciones permitirá que la austenita se descomponga totalmente a perlita o que alcance la temperatura  $M_s$  parcialmente transformada; en este último caso, la austenita sin transformar se asume que se transforma a martensita. Finalmente, la dureza puede calcularse.

En resumen, el método de cálculo puede resumirse como sigue:

1. Aproximar la curva de enfriamiento continuo por una serie de transformaciones isotérmicas en etapas;
2. Determinar el tiempo para el 1% de la transformación (asumiendo que este es el final de la saturación de sitios) utilizando la sumatoria de las fracciones de Scheil dada por la ecuación (1) hasta que esta suma alcance un valor igual o ligeramente mayor a 1.0;

3. Determinar la fracción del volumen transformado en el intervalo de tiempo para el siguiente paso de tiempo isotérmico, como sigue:

a. Dibujar una curva en forma S de  $X(t)$  versus tiempo (utilizando los tiempos para el 1º/o, 50º/o y 99º/o de la transformación obtenidos del diagrama TTT) correspondientes al intervalo de tiempo presente.

b. Comenzar en  $X = 0.01$ . Trasladar lateralmente el tiempo correspondiente al intervalo de tiempo a la temperatura presente y luego moverse hacia arriba hasta encontrar la curva  $X(t)$ . Determinar el cambio en  $X(t)$ , o en la fracción transformada, que ocurre a esta temperatura.

4. Repetir el paso 3 hasta completar la transformación o hasta alcanzar la temperatura  $M_s$ , tiempo en el cual la austenita restante se asume que se transforma a martensita.

**Nota:** Para los pasos subsiguientes, la parte b del paso 3 se debe empezar en la fracción total de la transformación acumulada al final del incremento anterior, en vez de a 0.01.

5. Calcular la dureza final utilizando la dureza promedio de los productos de la transformación formados a las diferentes temperaturas; i, e;

$$\text{Dureza} = \sum X_T D_T \quad (4)$$

donde,

$X_T$  = Fracción del material transformado a la temperatura T,

$D_T$  = Dureza del material transformado a la Temperatura, indicada en el diagrama TTT (generalmente al lado derecho)

Un bosquejo de un ejemplo de cálculo se presenta en la Tabla 1 y en la Figura 1. Los datos que aparecen en la Tabla 1 fueron tomados de datos reales de un acero SAE 1095 (6). La curva de enfriamiento fue determinada a una distancia de 0.0063 m. del extremo templado de una probeta Jominy del mismo acero.

## PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL Y RESULTADOS

El programa experimental utilizó pruebas estándar Jominy y Grossman en las cuales se hicieron medidas continuas de tiempo-temperatura en varias localizaciones de los especímenes utilizados en cada ensayo. Posteriormente, se hicieron medidas de dureza y metalografía en las mismas localizaciones con el objeto de determinar la dureza y la microestructura resultante.

Un acero SAE 1095 fue utilizado en la presente investigación. La composición química del acero en porcentajes de peso fue la siguiente:

C	Mn	P	S	Si	Fe
0.95º/o	0.42º/o	0.016º/o	0.046º/o	0.15º/o	Resto

TABLA 1

EJEMPLO DE CALCULO DE LA DUREZA PARA UNA CURVA DE ENFRIAMIENTO Y DIAGRAMA TTT DADOS

Temperatura T (°C)	Tiempo a la Temperatura T (t <sub>T</sub> )* (segundos)	Tiempos para variar fracciones de transformación isotérmica** (segundos)			t <sub>T</sub> /t <sub>1</sub> °/o	t <sub>T</sub> /t <sub>1</sub> °/o	Fracción Transform. a T en (°/o)***	Dureza del Product. de Trans- form. a T (Rc)**	Fracción Transform. x dureza (X.D) (Rc)
		t <sub>1</sub> °/o	t <sub>50</sub> °/o	t <sub>99</sub> °/o					
704	.60	100.0	1000.0	1000.0					
677	.75	20.0	310.0	610.0	.04	.04	1	36	.36
649	.90	3.8	15.0	43.0	.24	.28	22	40	8.8
621	1.1	1.5	5.3	10.0	.73	1.01	57	40	22.8
593	1.4	1.0	3.2	6.4			19	40	7.6
566	1.6	0.9	3.0	5.5			1	41	.41
538	2.2	0.9	3.0	6.1					
510	2.8	1.1	4.1	8.4					
482	3.0	1.5	5.0	9.3					
454	4.0	2.2	10.0	32.0					
427	5.0	3.2	20.0	46.0					
399	6.0	6.0	38.0	100.0					
371	7.0	15.0	90.0	215.0					

$$\text{Dureza} = \sum X.D = 40 Rc$$

\* Estimado de la curva de enfriamiento

\*\* Estimado del diagrama TTT del acero 1095

\*\*\* Estimado de la Figura 1.

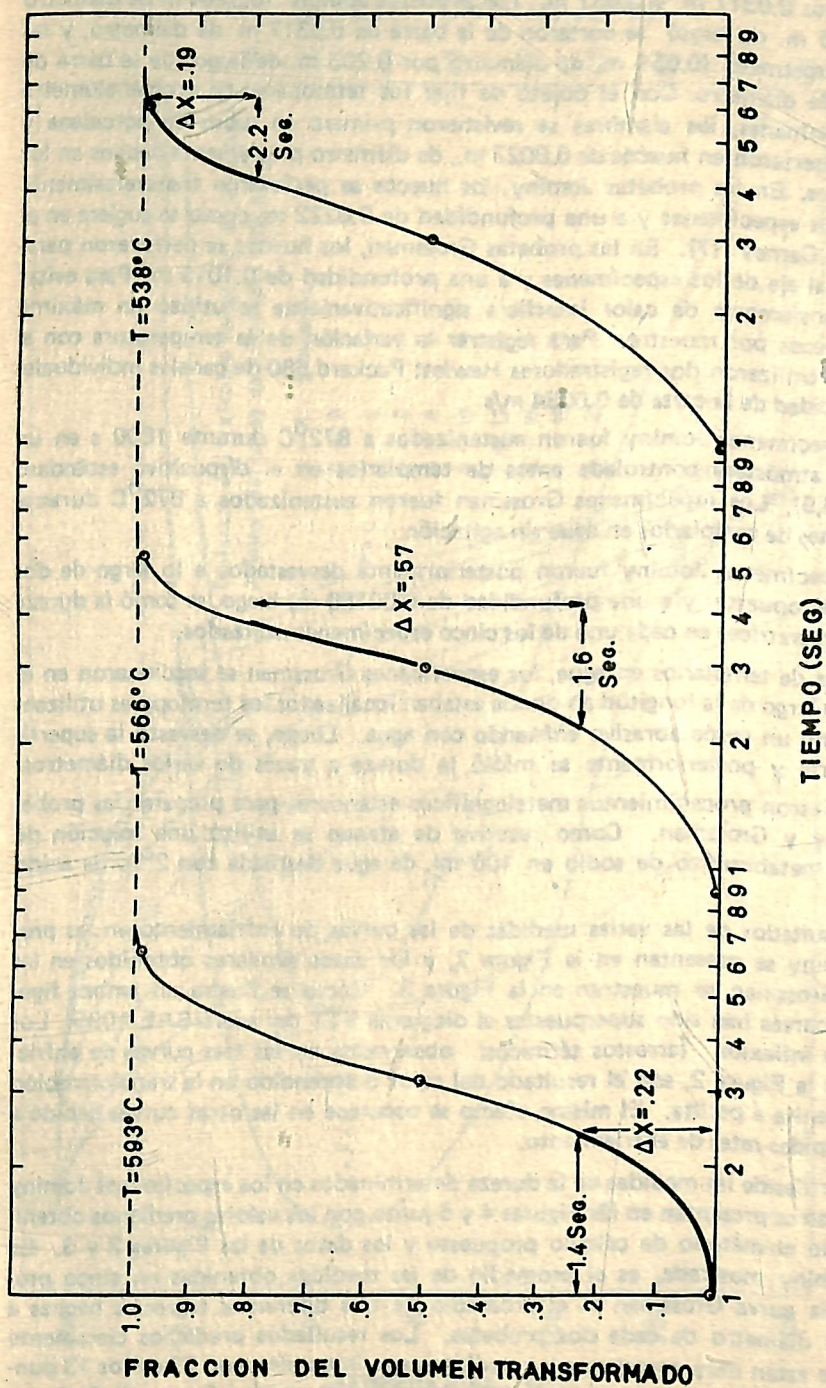


Figura.1. Cálculo gráfico de la fracción del volumen transformado durante intervalos de tiempo isotérmico a  $593^{\circ}\text{C}$ ,  $566^{\circ}\text{C}$  y  $538^{\circ}\text{C}$ .

Los especímenes se fabricaron a partir de barras redondas laminadas en caliente de diámetros 0.0317 m. y 0.051 m. Las probetas Jominy (0.0254 m de diámetro por 0.1015 m. de largo) se cortaron de la barra de 0.0317 m de diámetro, y las del tipo Grossman (0.051 m. de diámetro por 0.203 m. de largo de la barra de 0.051 m de diámetro. Con el objeto de fijar los termopares de cromel-alumel a estos especímenes, los alambres se revistieron primero en tubos de porcelana y luego se insertaron en huecos de 0.0027 m., de diámetro previamente hechos en los especímenes. En las probetas Jominy, los huecos se perforaron transversalmente al eje de los especímenes y a una profundidad de 0.0222 m, como se sugiere en el trabajo de Carney (7). En las probetas Grossman, los huecos se perforaron paralelamente al eje de los especímenes y a una profundidad de 0.1015 m. Para evitar que la transferencia de calor interfiera significativamente se utilizó un máximo de dos huecos por muestra. Para registrar la variación de la temperatura con el tiempo, se utilizaron dos registradores Hewlett Packard 680 de canales individuales a una velocidad de la carta de 0.0034 m/s.

Los especímenes Jominy fueron austenizados a 872°C durante 1800 s en un horno de atmósfera controlada antes de templearlos en el dispositivo estándar Jominy (8,9). Los especímenes Grossman fueron austenizados a 872°C durante 5400 s antes de templearlos en agua sin agitación.

Los especímenes Jominy fueron posteriormente devastados a lo largo de dos generatrices opuestas y a una profundidad de 0.00159 m; luego, se tomó la dureza en estas generatrices en cada uno de los cinco especímenes utilizados.

Después de templearlos en agua, los especímenes Grossman se seccionaron en el punto a lo largo de la longitud en donde estaban localizados los termopares utilizando para esto un disco abrasivo enfriando con agua. Luego, se devastó la superficie de corte y posteriormente se midió la dureza a través de varios diámetros.

Se utilizaron procedimientos metalográficos estándares para preparar las probetas Jominy y Grossman. Como reactivo de ataque se utilizó una solución de 1 gm. de metabisulfito de sodio en 100 ml. de agua destilada con 2% de ácido nítrico.

Los resultados de las varias medidas de las curvas de enfriamiento en las probetas Jominy se presentan en la Figura 2, y los datos similares obtenidos en las pruebas Grossman se muestran en la Figura 3. Como se ilustra en ambas figuras, estas curvas han sido superpuestas al diagrama TTT del acero SAE 1095. Los puntos de inflexión (arrestos térmicos) observados en las tres curvas de enfriamiento de la Figura 2, son el resultado del calor desprendido en la transformación de la austenita a perlita. El mismo efecto se oscurece en las otras curvas debido a sus más rápidas ratas de enfriamiento.

Los perfiles de las medidas de la dureza determinados en los especímenes Jominy y Grossman se presentan en las Figuras 4 y 5 junto con los valores predichos obtenidos usando el método de cálculo propuesto y los datos de las Figuras 2 y 3. La curva Jominy mostrada, es el promedio de las medidas obtenidas en cinco probetas; y la curva Grossman es el promedio de tres diferentes travesías hechas a través del diámetro de cada dos probetas. Los resultados predichos claramente se ven que están muy cercanos a las medidas experimentales, con 12 de los 13 puntos predichos dentro de un rango de  $\pm 3$  puntos de dureza Rockwell C de los valores medidos.

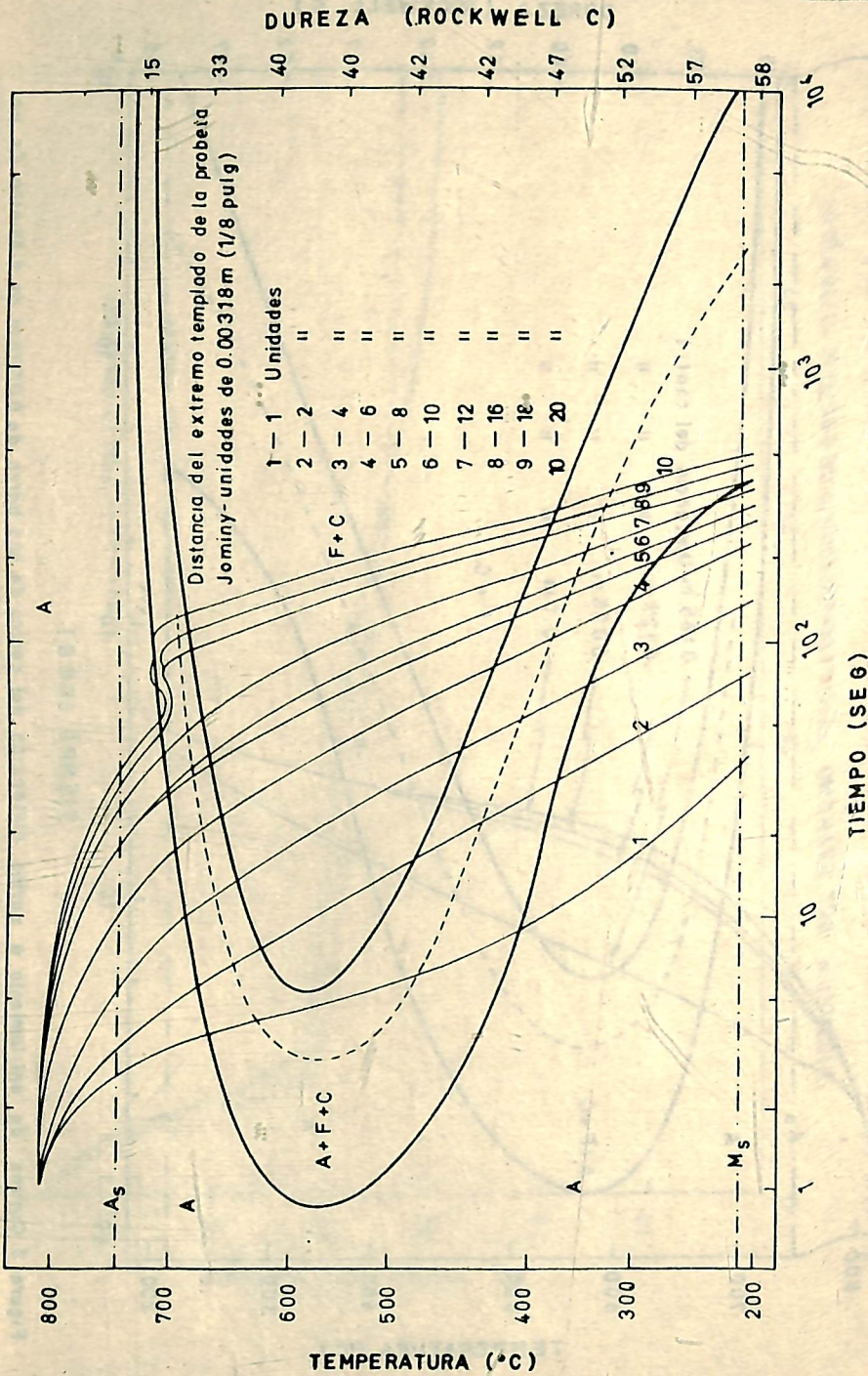


Figura 2. Curvas de enfriamiento a varias distancias del extremo templado de una probeta Jominy del acero SAE 1095

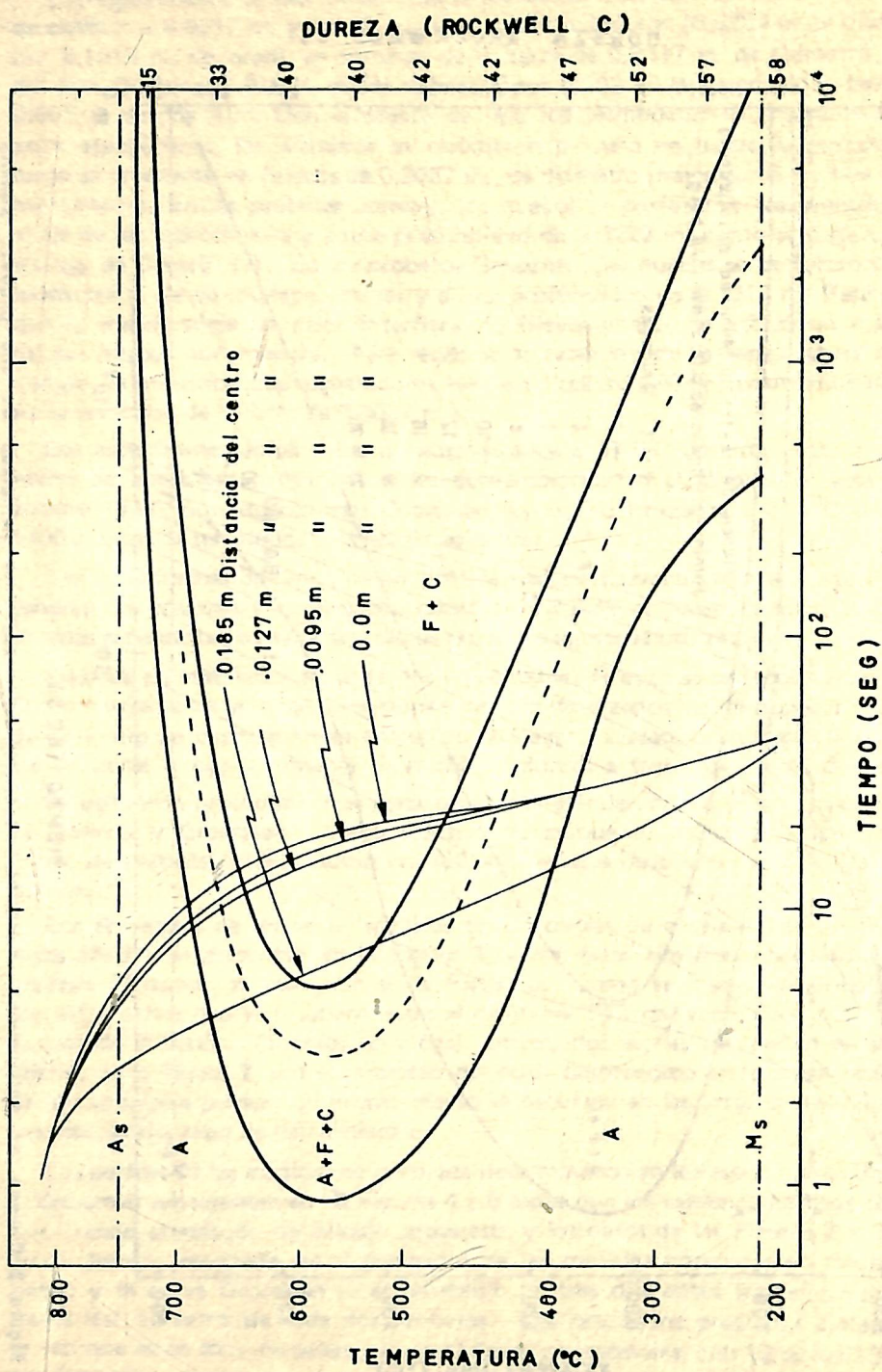
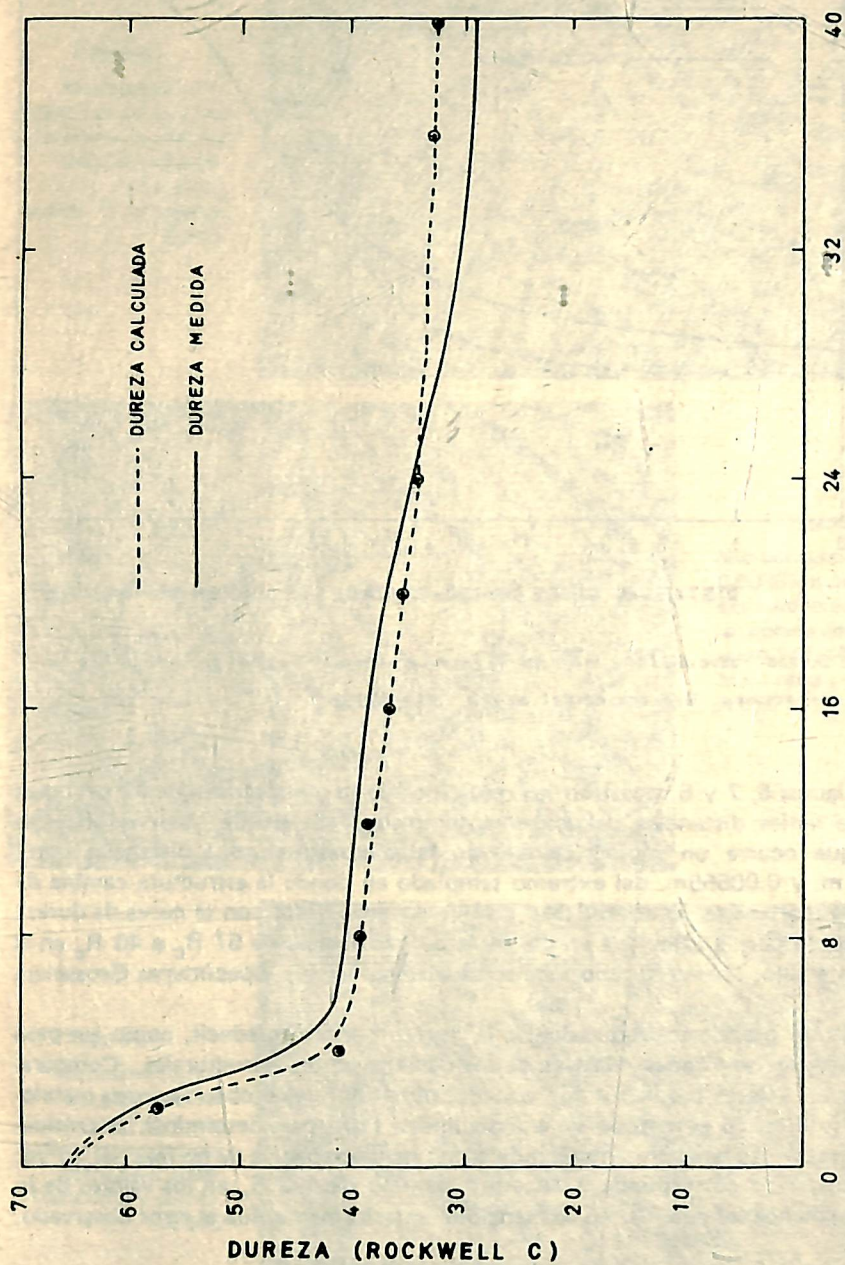


Figura 3. Curvas de enfriamiento a varias distancias del centro de una barra de 0.0508 m de diametro de un acero SAE 1095 templado en agua sin agitaci3n.



DISTANCIA DEL EXTREMO TEMPLADO-UNIDADES DE 0.00159M (1/16 PULG)

Figura 4. Dureza calculada y medida versus distancia del extremo templado de una probeta Jominy del acero SAE 1095

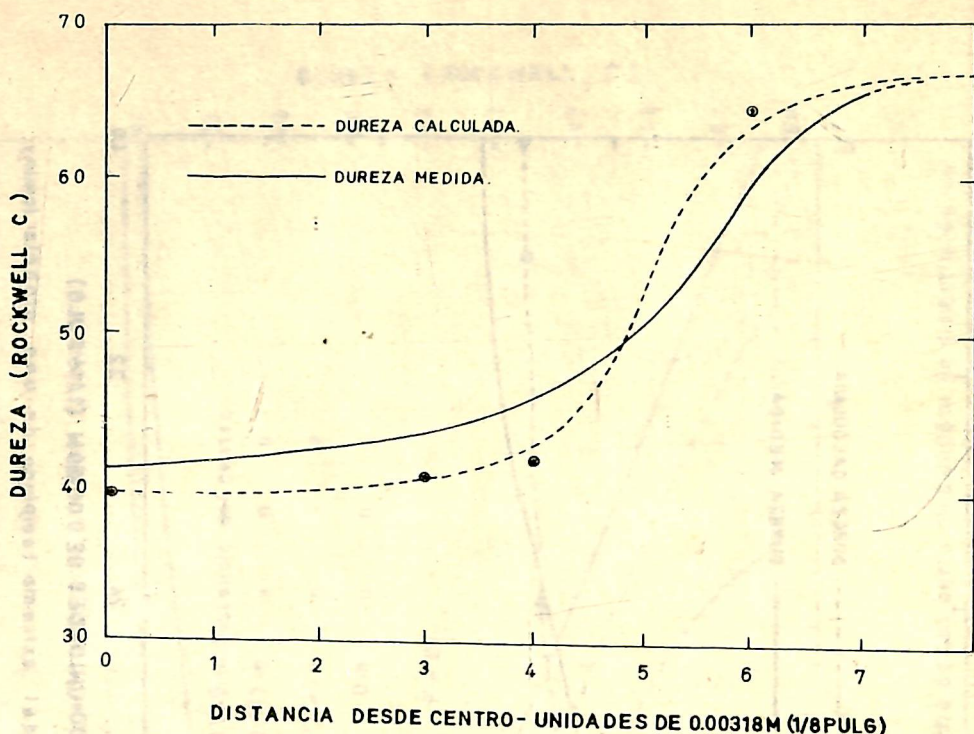


Figura. 5. Dureza calculada y medida versus distancia desde el centro de un espécimen Grossman del acero SAE 1095

Las Figuras 6, 7 y 8 muestran los resultados de la metalografía de las probetas Jominy a varias distancias del extremo templado. Se puede observar en estas figuras que ocurre un rápido cambio en la microestructura a distancias entre 0.00317 m. y 0.00555 m. del extremo templado en donde la estructura cambia de 100% de martensita. Este resultado está de acuerdo tanto con la curva de dureza medida como con la calculada en donde la dureza cambia de 57 R<sub>C</sub> a 40 R<sub>C</sub> en el mismo intervalo. Un resultado similar se observa en los especímenes Grossman.

El método propuesto para calcular la dureza permite predecir, como un paso intermedio, las cantidades relativas de los constituyentes estructurales. Comparaciones de los valores predichos con aquellos obtenidos de las observaciones metalográficas (utilizando el método de análisis lineal (10) para determinar las cantidades relativas de las fases presentes) indicaron una discrepancia de no más del 15%. Esta discrepancia corresponde a un error máximo de  $\pm 3$  R<sub>C</sub> en los valores de la dureza predichos, el cual, como se mencionó anteriormente, fue el error observado.

## DISCUSION

En el esquema de cómputo propuesto se utilizaron dos hipótesis básicas:

1. La nucleación por saturación de sitios ocurre durante el primer 1% de la

Figura 6.

Microestructura a  
0.00317 m del extremo  
templado de la probeta  
Jominy del acero  
SAE 1095.  
100% de martensita.  
X 570.

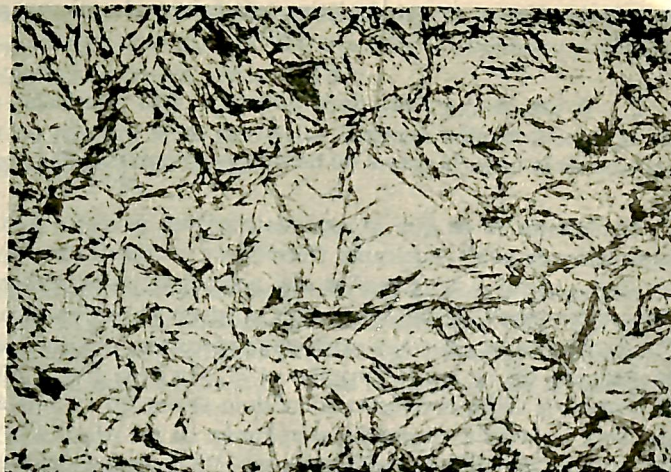
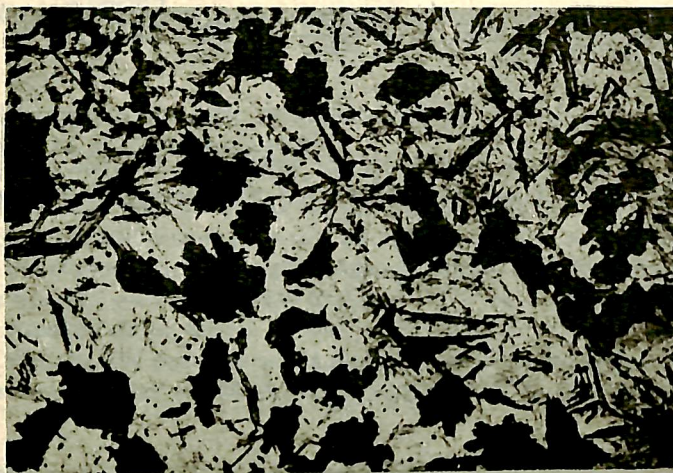


Figura 7.

Microestructura a  
0.00397 m del  
extremo templado de  
la probeta Jominy del  
acero SAE 1095.  
Martensita y perlita.  
X 570

Figura 8

Microestructura a  
0.00476 m del  
extremo templado de  
la probeta Jominy del  
acero SAE 1095.  
Martensita y perlita.  
X 570



transformación y la subsiguiente transformación ocurre por el crecimiento del nódulo.

2. A una temperatura determinada, el área interfacial, y, por lo tanto, la rata de la transformación depende solamente de la fracción del material transformado, pero no de la historia previa de tiempo y temperatura de la transformación.

Fácilmente se ve que la segunda hipótesis es cierta si la primera lo es. Para la saturación de sitios, cualquier fracción de la transformación, " $X(t)$ ", corresponde a " $n$ " nódulos de tamaños casi uniformes; independientemente de la historia tiempo-temperatura requerida para producir el crecimiento del nódulo observado. Por otra parte, si ocurriera nucleación continua, el número de nódulos presentes en la fracción de la transformación " $X$ ", variaría con la historia del enfriamiento la cual haría variar el tamaño del nódulo promedio. Si este fuera el caso, la relación del área superficial promedio al volumen de los nódulos cambiaría y " $A$ " dejaría de ser una función monovaluada de " $X$ ", independiente de la historia térmica y entonces, el método gráfico utilizado para cuantificar la cinética del crecimiento dejaría de ser válido.

Mehl y Johnson (1) originalmente derivaron una expresión para la descomposición de la austenita a perlita asumiendo una rata de crecimiento constante  $G$  y una rata de nucleación continua  $N$ . Los anteriores investigadores predicen para  $X(t)$  la siguiente expresión:

$$X(t) = 1 - \exp(-\pi N G^3 t^4 / 3) \quad (5)$$

esta ecuación puede también escribirse en la forma:

$$t(X) = (-3 / \ln(1-X) / \pi N G^3)^{0.25} \quad (6)$$

Además, la ecuación (6) se puede resolver para relaciones de tiempo para obtener varias fracciones de la transformación; por ejemplo:

$$\frac{t(99\%)}{t(1\%)} = 4.63 \quad \text{y} \quad \frac{t(50\%)}{t(1\%)} = 2.88 \quad (7)$$

Si se asume nucleación por saturación de sitios con " $n$ " nódulos/cm<sup>3</sup>, la fracción de la transformación como una función del tiempo está dada por:

$$X(t) = 1 - \exp(-4\pi n G^3 t^3 / 3) \quad (8)$$

y

$$\frac{t(99\%)}{t(1\%)} = 7.70 \quad \text{y} \quad \frac{t(50\%)}{t(1\%)} = 4.09 \quad (9)$$

Los datos previamente presentados en la Tabla 1 se pueden emplear para estimar

la relación de tiempos reales en la transformación isotérmica del acero SAE 1095. Los valores de estas relaciones desde 621°C hasta 482°C se encontraron que eran relativamente constantes con valores promedios de

$$\frac{t(99\%/o)}{t(1\%/o)} = 6.60 \text{ y } \frac{t(50\%/o)}{t(1\%/o)} = 3.40 \quad (10)$$

Las relaciones de tiempo para las temperaturas por encima y por debajo de este rango son mayores que los promedios dados por las ecuaciones (10). Las relaciones observadas se ven que están comprendidas entre las predicciones teóricas de la nucleación continua (a una rata constante  $N$ ) y de nucleación por la saturación de sitios.

Relaciones de tiempo más cercanas a las observadas pueden obtenerse si se supone la nucleación continua a una rata monótona decreciente dada por

$$N = C_1 t^{1/2} \quad (11)$$

Físicamente, esta rata se puede observar en la nucleación heterogénea en donde el agotamiento de los posibles núcleos es más gradual que en la nucleación por saturación de sitios; en esta última, el agotamiento se asume que ocurre muy rápido durante la transformación. La predicción resultante de  $X(t)$ , aún asumiendo una rata de crecimiento constante,  $G$ , es:

$$X(t) = 1 - \exp(-128\pi G^3 C_1 t^{3.5}/105) \quad (12)$$

La ecuación (13) da las siguientes predicciones de relaciones de tiempo:

$$\frac{t(99\%/o)}{t(1\%/o)} = 5.80 \text{ y } \frac{t(50\%/o)}{t(1\%/o)} = 3.40 \quad (13)$$

Los anteriores valores se ven que están de acuerdo con las relaciones experimentalmente observadas, dadas por la ecuación (10).

De lo anterior, se puede deducir que la saturación de sitios no ocurre en el primer 1% de la transformación aunque la rata de la nucleación es más rápida en esta porción de la transformación. Las ecuaciones (11) y (12) predicen que el 42% de todos los nódulos nuclean durante el primer 1% de la transformación debido a que estos disponen de un mayor tiempo y de una mayor libertad (inicial) para crecer que los nódulos que posteriormente nuclean, los primeros nódulos nucleados, al final son responsables del porcentaje mayor del 42% de la transformación final.

La anterior discusión sugiere que aunque la saturación de sitios no ocurre en el

primer 1<sup>o</sup>/o de la transformación, la nucleación que ocurre en este intervalo es responsable de la mayor parte del volumen que eventualmente se transforma. La buena concordancia entre los perfiles experimentales de dureza y los predichos por el método propuesto sugiere la misma conclusión. El 15<sup>o</sup>/o de variación entre las cantidades observadas y predichas de los varios constituyentes microestructurales, es probablemente el resultado del error introducido en los cálculos al asumir la saturación de sitios. Este error también puede deberse a inexactitudes en los datos TTT y/o a pequeñas variaciones en la composición química y en el tamaño del grano auténtico del acero SAE 1095 usado para determinar el diagrama TTT y el acero SAE 1095 utilizado en los experimentos (por ejemplo, los porcentajes de C y de Mn del acero SAE 1095 utilizado por la U.S. Steel en la determinación del diagrama TTT fueron de 0.89<sup>o</sup>/o y 0.29<sup>o</sup>/o respectivamente, mientras que los mismos porcentajes en el acero usado en la presente investigación fueron de 0.95<sup>o</sup>/o y 0.42<sup>o</sup>/o respectivamente.

## APLICACION A ACEROS ALEADOS NO EUTECTOIDES

La aplicación potencial del método propuesto para estimar la endurecibilidad y la dureza de aceros aleados no eutectoides se discutirá brevemente a continuación. La complicación adicional para tales aceros radica en la posible presencia de ferrita proeutectoide y/o bainita además de la perlita. Se puede aún utilizar el mismo método de cálculo si la transformación que produce más de un componente estructural se asume que es completamente continua o completamente discontinua. La suposición de una transformación completamente continua implica que el núcleo del primer constituyente estructural inicialmente formado puede continuar creciendo sin interrupción hasta que la temperatura de la transformación descienda a la región en donde un segundo constituyente estructural empieza a formarse. Esto es razonable cuando el primer constituyente que se forma es ferrita proeutectoide y el segundo es perlita o bainita. Sin embargo, no sería razonable asumir que la austenita se descompone a perlita y bainita o a bainita y martensita.

Dos aceros, SAE 9260 y SAE 4140, fueron seleccionados para comprobar la anterior hipótesis de cálculo de una transformación continua de la austenita a ferrita proeutectoide más perlita o a ferrita proeutectoide más bainita. El método de cómputo, previamente utilizado en el acero SAE 1095, fue nuevamente empleado para predecir la dureza en varios puntos de la probeta Jominy correspondientes a diferentes historias de tiempo-temperatura. Como antes se explicó, las medidas de las historias térmicas y los datos TTT de los aceros en cuestión, fueron utilizados para calcular la dureza en distintas localizaciones de la probeta Jominy; los valores obtenidos, fueron entonces comparados con los datos experimentales determinados en las mismas probetas. Los resultados de esta comparación se muestran en la Figura 9 y 10. Nuevamente, la concordancia entre la dureza predicha y la medida es bastante buena. Los resultados metalográficos confirmaron que los productos de la transformación en cada caso fueron ferrita proeutectoide, perlita y martensita y ferrita proeutectoide, bainita y martensita respectivamente.

En un acero que se descompone a perlita y/o a bainita, la reacción no puede considerarse como continua; i. e.; una nucleación separada de la bainita debe calcularse utilizando la sumatoria de las fracciones de Scheil. En la nucleación de la

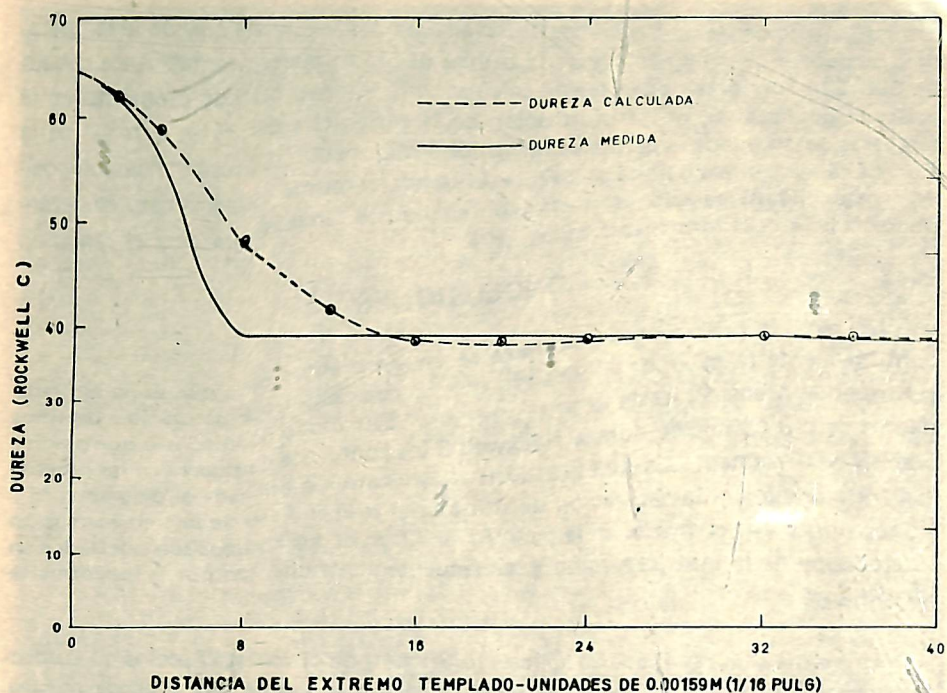


Figura 9. Dureza calculada y medida versus distancia del extremo templado de una probeta Jominy del acero SAE.9260.

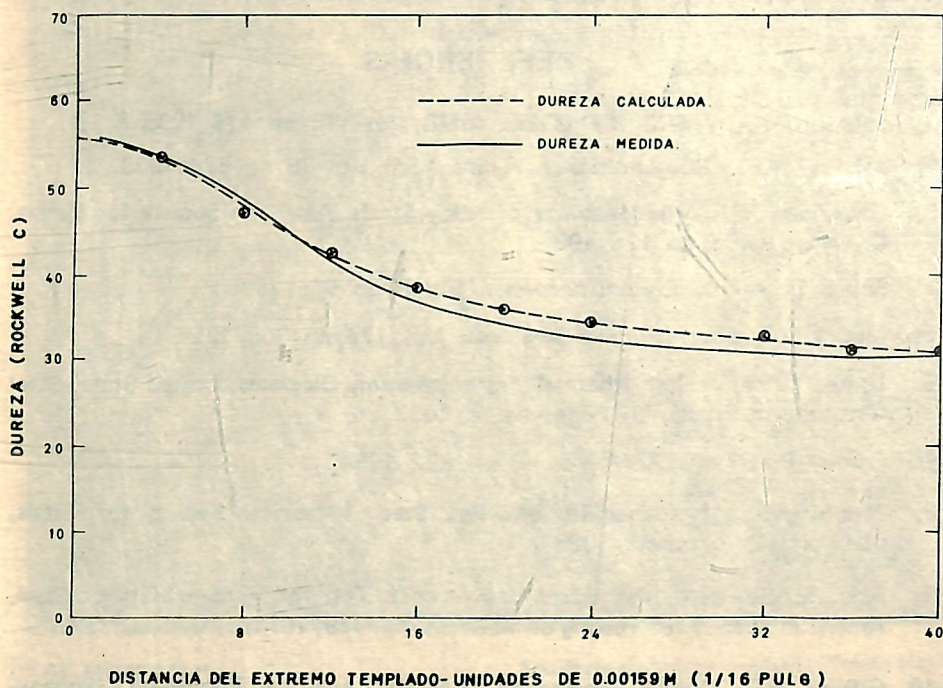


Figura 10 Dureza calculada y medida versus distancia del extremo templado de una probeta Jominy del acero SAE 4140.

bainita, la adición de las fracciones de Scheil empieza solamente cuando la temperatura decrece a un rango en donde la bainita pueda formarse, normalmente debajo de  $550^{\circ}\text{C}$ . Por lo tanto, se puede calcular, utilizando el método propuesto en la presente publicación, la transformación de la austenita a perlita en el rango de la temperatura en donde la perlita se forma isotérmicamente. La restante descomposición de la austenita a bainita se calcula utilizando el mismo esquema pero empezando con un nuevo cálculo de nucleación cuando la temperatura pasa el rango en donde la bainita se forma isotérmicamente.

## CONCLUSIONES

Un método para calcular la dureza de un acero eutectoide que se ha enfriado continuamente se propone asumiendo que la nucleación por saturación de sitios ocurre en el primer 1<sup>o</sup>/o de la transformación. El método se encontró que predice dentro de  $\pm 3$  puntos de dureza Rockwell C los contornos de dureza en las pruebas Jominy y Grossman. La cinética de la transformación aplicada al diagrama TTT sugiere que aunque la saturación de sitios en el primer 1<sup>o</sup>/o de la transformación no se cumple estrictamente en la realidad, el 42<sup>o</sup>/o de los nódulos son nucleados en esta porción de la transformación y subsecuentemente cuentan por la mayor parte de la misma.

Una extensión del rango de aplicación del método propuesto a aceros no eutectoide parece promisorio cuando la transformación se asume que procede de una manera continua. Se sugiere que transformaciones discontinuas también pueden ser tratadas con una ligera modificación del método propuesto.

## REFERENCIAS

1. Johnson, W.A. y Mehl, R.F., Trans. AIME, Vol. 135, pp. 416, 1939.
2. Jominy, W.E. y Boegehold, A.L., Trans. ASM. Vol. 26, pp. 574, 1938.
3. Grossman, M.A., **Hardenability of Alloy Steels**, American Society for Metals, Cleveland, Ohio, pp. 124, 1939.
4. Scheil, E., Archiv. Eisenhüttenwesen, Vol. 8, pp. 565, 1935.
5. Moore, D.T., Jour. Iron and Steel Inst., Vol. 177, pp. 305, 1954.
6. United States Steel, **Isothermal Transformation Diagrams**, United States Steel Corporation, Pittsburgh, Pennsylvania, 1963.
7. Carney, P.J., Trans. ASM, Vol. 46, pp. 882, 1954.
8. Jominy, W.E., **Hardenability of Alloy Steels**, American Society for Metals, Cleveland, Ohio, pp. 66, 1939.
9. A.S.T.M. Standard Method of End Quench Test for Hardenability of Steel, American Society for Testing of Materials, pp. 169, 1971.
10. Gifkins, R.C., **Optical Microscopy of Metals**, American Publishing Company, Inc, New York, pp. 168, 1970.



"EL MINERO "

Escultura en Bronce de Marcos Tobón Mejía.  
( Fotografía de Gustavo Adolfo Arbeláez T. )