



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

FACULTAD DE QUÍMICA

**“ESTUDIO DEL AUTO-REVENIDO NO ISOTÉRMICO EN UN
ACERO ESTRUCTURAL, USANDO UNA FUNCIÓN CINÉTICA DE
REVENIDO EXPERIMENTAL”**

TESIS

**QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO**

PRESENTA:

LUIS MARTÍN BENÍTEZ PÉREZ

TUTOR: M. EN C. María Eugenia Noguez Amaya



CIUDAD UNIVERSITARIA, CDMX, 2018



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.

Agradecimientos

Este proyecto fue apoyado por El Colegio de Profesores de la Facultad de Química y la Sección 024 de AAPAUNAM-UNAM.

Resumen

En esta tesis se plantea estudiar el proceso metalúrgico de autorevenido superficial con el que se obtiene un acero estructural, el cual cumple las propiedades mecánicas que le dicta la norma mexicana e internacional en su tipo. Este proceso provee la microestructura que le confiere las propiedades finales al acero.

El proceso metalúrgico conocido como Quenching and Tempering Bar (QTB), es una etapa en el proceso de fabricación de un acero que consiste en un tratamiento térmico de temple y auto revenido superficial. Este proceso provee una estructura de martensita revenida en la superficie, mientras el centro muestra la estructura ferrítica- perlítica típica de un normalizado; entre estas dos zonas hay una mezcla de bainita con ferrita-perlita.

En este trabajo se estudia el autorevenido de barras comerciales, esto es, en un acero QTB tipo 1040 de distintos diámetros a los cuales se les caracteriza la dureza en corte transversal y se observan las microestructuras resultantes de este proceso. Para conocer el acero, se experimenta en barras del mismo para obtener estructuras similares a las de la superficie, la zona intermedia, y el centro de la barra estructural industrial, es decir, barras 100% martensita revenida, 100% Bainita, y 100% ferrita-perlita normalizada, a las que se les caracterizan las propiedades mecánicas, y la microestructura: martensita revenida en sus modalidades, bainita, etc., para identificar sus morfologías. Se realizan ensayos Jominy a este acero para conocer su templabilidad y el efecto de la temperatura de austenización.

Para el estudio del autorevenido, inicialmente se analizan bibliográficamente varias propuestas de la literatura respecto a la cinética de revenido en condiciones isotérmicas y no isotérmicas y se realiza el estudio experimental de la cinética (tiempo, temperatura, dureza). Se usan varios tiempos y temperaturas en un revenido isotérmico, midiendo la dureza de las muestras, graficando, y haciendo un análisis para encontrar los mejores valores para las constantes empíricas. Una vez obtenida la función cinética, se aplica en su expresión no isotérmica. Para esto, se realiza la simulación de una curva de calentamiento del autorevenido industrial. La función no isotérmica se evalúa con la curva simulada obtenida para validar ésta al contrastar las durezas de las barras procesadas, con la obtenida al integrar la función no isotérmica.

Índice General	Página
Resumen	
Capítulo 1. Introducción	11
1.1 Objetivo General	12
1.2 Objetivos Particulares	12
Capítulo 2. Marco Teórico	
2.1 Proceso de auto-Revenido superficial en barras	13
2.2 Aceros Hipoeutectoides	14
2.2.1 Microconstituyentes de los Aceros Hipoeutectoides Enfriados al Equilibrio	15
2.2.1.1 Ferrita	15
2.2.1.2 Cementita	15
2.2.1.3 Perlita	16
2.2.2 Microconstituyentes de los Aceros Hipoeutectoides Enfriados Fuera del Equilibrio.....	16
2.2.2.1 Austenita	16
2.2.2.2 Bainita	17
2.2.2.3 Martensita	18
2.2.2.4 Martensita Revenida	18
2.3 Ensayo Jominy	19
2.4 Tamaño de Grano Austenítico	20
2.5 Revenido	20
2.5.1 Cinética de Revenido	21
2.5.2 Análisis de Revenido de acuerdo con Zhang	22
2.5.3 Interpretación de Zhang a Hollomon-Jaffe	23
2.5.4 Análisis de Revenido de acuerdo a Reti: Función no-Isotérmica...	24
2.5.5 Mukherjee: Generación de la Función Cinética General a partir de datos experimentales	26
2.6 Modelado matemático de Transferencia de Energía	27
2.6.1 Suposiciones del Modelo	27
2.6.2 Ecuaciones Gobernantes	28
2.6.3 Condición Inicial y Condiciones a la Frontera	28

2.6.4 Método de Diferencias Finitas Explícitas	28
2.6.5 Regla del Trapecio	30
Capítulo 3. Procedimiento Experimental	
3.1 Planeación de la Experimentación	32
3.2 Caracterización del Acero Base	33
3.2.1 Ensayo de Temperatura de Austenización	34
3.2.2 Preparación de las muestras para Observación Microscópica ...	34
3.2.3 Ensayo Jominy	35
3.3 Obtención de la Cinética Experimental de Revenido	35
3.4 Ensayo de Microdureza	36
3.5 Estructura	
3.5.1 Microscopía Óptica	36
3.5.2 Microscopía Electrónica de Barrido	37
Capítulo 4. Resultados y discusión	
4.1 Caracterización del acero	
4.1.1 Microestructura de las Barras Industriales QTB	38
4.1.2 Ensayo Jominy	40
4.1.3 Tamaño de Grano Austenítico	41
4.2 Acero QTB (9.53 mm)	42
4.3 Propiedades Mecánicas de la Barra de 9.53 mm de Diámetro	43
4.3.1 Barra Normalizada: Ferrita-Perlita	43
4.3.2 Bainita	44
4.4 Cinética de Revenido (Experimentos de Revenido Isotérmico)	
4.4.1 Microestructura	45
4.4.2 Microscopía Electrónica de Barrido	47
4.4.3 Dureza	48
4.4.4 Ecuación Cinética Isotérmica	50
4.5 Determinación de Parámetros para Realizar el Revenido no Isotérmico ...	53
Capítulo 5. Conclusiones	55
Bibliografía	56
Apéndices	
Apéndice I. Diagrama CCT del acero QTB (1040).....	I

Apéndice II. Determinación de los Parámetros Experimentales de la Ecuación Cinética Isotérmica	II
Apéndice III. Código para la simulación de la transferencia de calor ocurrida durante el proceso QTB	V
Apéndice IV. Regla del Trapecio Aplicada a la Ecuación no Isotérmica	VIII

Índice de Figuras	Página
Figura 1.1 Producción de Acero en México en 1990	11
Figura 2.1 Representación Esquemática del Perfil de Temperaturas y la Evolución de la Microestructura en el Acero QTB	14
Figura 2.2 Cristales de Ferrita con Perlita en un Acero 1040	15
Figura 2.3 Cristales de Ferrita y Cementita en un Acero con 0.35% de carbono ...	16
Figura 2.4 Perlita Gruesa en un Acero	16
Figura 2.5 Granos de Austenita	17
Figura 2.6 Microestructuras de Bainita	17
Figura 2.7 Agujas de Martensita de acero con 0.45%C templado en agua	18
Figura 2.8 Martensita Revenida durante 10 minutos a 600°C	19
Figura 2.9 Dimensiones de la Probeta para Jominy	19
Figura 3.1 Muestras Trabajadas Montadas en Resina	34
Figura 3.2 Dispositivo Utilizado para la Realización del Ensayo Jominy	35
Figura 3.3 Ilustración de la Huella Dejada por el Identador de Diamante	36
Figura 3.4 Microdurómetro Vickers	36
Figura 3.5 Microscopio Óptico Utilizado para la Observación de las Muestras	37
Figura 3.6 Microscopio Electrónico de Barrido	37
Figura 4.1 Caracterización de una Muestra de 9.53 mm del Acero QTB	39
Figura 4.2 Curva de Templabilidad del Acero Utilizado a Distintas Temperaturas de Austenización	40
Figura 4.3 Tamaño de Grano Austenítico a Distintas Temperaturas de Austenización	41
Figura 4.4 Distribución del Tamaño de Grano Austenítico a Distintas Temperaturas de Austenización	42
Figura 4.5 Microestructura de Normalizado con Diferentes Temperaturas de Austenización	43
Figura 4.6 Microestructura Bainítica a Distintas Temperaturas de Tratamiento Isotérmico	44
Figura 4.7 Martensita Obtenida con una Temperatura de Austenización de 850°C Templada en Agua a Temperatura Ambiente	46

Figura 4.8 Microestructura de Martensita Revenida a Distintas Temperaturas de Tratamiento	46
Figura 4.9 Microscopía Electrónica de Barrido	47
Figura 4.10 Variación de la Dureza Medida con la Temperatura y Tiempo de Revenido	50
Figura 4.11 Comparación de la Dureza Calculada Utilizando la Ec. (16) con los Valores Experimentales	51
Figura 4.12 Gráfica de Dureza y Tiempo a Distintas Temperaturas de Revenido ...	52
Figura 4.13 Curva de Enfriamiento Teórica	54

Índice de tablas	Página
Tabla 2.1 Resumen General de Cambios Microestructurales Ocurridos Durante el Revenido	21
Tabla 2.2 Propiedades del Acero y Datos del Proceso	27
Tabla 3.1 Composición Química Promedio del Acero QTB	32
Tabla 4.1 Durezas Promedio de cada Zona Presente en el Acero QTB a Barras de Distintos Diámetros	39
Tabla 4.2 Durezas Promedio de la Barra QTB de 9.53 mm (3/8")	42
Tabla 4.3 Dureza de las Barras con Distinto Tratamiento Térmico	45
Tabla 4.4 Durezas Promedio de las Muestras Revenidas Isotérmicamente	48
Tabla 4.5 Constantes Empíricas Obtenidas con Regresión Multivariable	50
Tabla 4.6 Opciones para Dureza de 305Hv Leídas en la figura 4.12	52

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

La industria del acero fabrica una gran variedad de componentes estructurales. Uno de los productos que representan una gran fracción de la producción es la varilla de acero. En México, el desarrollo de nueva infraestructura es grande, y el sector de la construcción representa un sector vital de la economía, además, parte de la producción de varillas de acero es vendida a otros países. En la figura 1.1 se muestra la aportación de la fabricación de varilla de acero mostrada en términos de la producción total de acero en México para 1990 [1].

Producción de acero en México 1990
6.46 millones de toneladas métricas

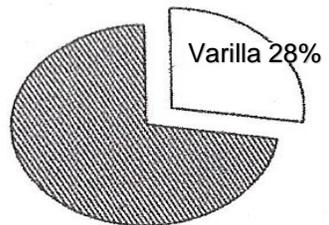


Figura 1.1. Producción de acero en México en 1990. La fracción dedicada a la producción de varillas está resaltada [1].

Según datos de la Asociación Latinoamericana del Acero (Alacero), en 2017 México tuvo una producción de 20.5 millones de toneladas de acero, de las cuales, 8.97 millones de toneladas fueron productos largos (varillas) de aceros, lo que representa el 43.76% de la producción anual total [2]. Esto representa un aumento en la producción de acero para la construcción, específicamente varillas, a los datos reportados en 1990.

Muchos países del pacífico están influenciados por los estándares europeos que usualmente utilizan normas británicas en la producción de varillas, y éstos siguen la tendencia de fabricar productos con alta resistencia sin perder ductilidad y soldabilidad. Existen tres alternativas utilizadas por los productores de varillas para la fabricación de este material los cuales son: el proceso tradicional (acero al carbono), el acero microaleado y un método novedoso conocido como proceso Tempcore (Tempering from Core).

Este último proceso también se conoce con el nombre de QTB, el cual es un tratamiento térmico en línea con el que se obtienen 3 zonas microestructurales distintas, ferrita-perlita en el centro, bainita-perlita y martensita auto revenida en la superficie de la barra. Es este autorevenido superficial de naturaleza no isotérmica el tema de estudio de este trabajo.

1.1 OBJETIVO GENERAL

Profundizar en el conocimiento del proceso de autorevenido no isotérmico mediante la obtención de una función cinética de revenido, que, junto con un modelo matemático de transferencia de energía, reproduzca la dureza del anillo exterior de martensita en una barra industrial obtenida mediante el proceso QTB.

1.2 OBJETIVOS PARTICULARES

- 1) Encontrar experimentalmente una función cinética isotérmica de un acero industrial que se procesa en QTB.
- 2) Modelar matemáticamente una curva de calentamiento- enfriamiento que describa de una manera cercana la historia térmica a la que está sometida una barra en el proceso QTB durante el revenido no isotérmico.
- 3) Comparar los resultados obtenidos experimentalmente con el resultado que se obtiene al resolver la función no isotérmica con la historia térmica modelada.
- 4) Demostrar la contribución del modelo cinético isotérmico al estudio de procesos que involucran un autorevenido no isotérmico.

CAPÍTULO 2

MARCO TEÓRICO

2.1 PROCESO DE AUTOREVENIDO SUPERFICIAL EN BARRAS

Es un proceso desarrollado en el Centro de Investigación Metalúrgica (CRM) de Bélgica en los años 70 con el nombre de Tempcore [3]. Desde entonces, ha sido usado por la industria siderúrgica en la producción de varillas para reforzar concreto, con altas resistencias, buena soldabilidad para aceros al carbón, y baja relación C/Mn sin necesidad de otros aleantes. Este proceso también se conoce con el nombre de QTB o QST (Quenching and self-Tempering).

El proceso se lleva a cabo en tres etapas. En la primera etapa, después del laminado en caliente, la varilla se somete a un temple con agua a alta presión en donde el flujo de agua va de 600 a 800 m³/min, dependiendo del diámetro de la varilla procesada, a una presión de 1.2 MPa [4]. El temple es superficial, ya que la varilla lleva una velocidad determinada en línea, obteniéndose la formación de un anillo de martensita en la superficie. Cuando la varilla abandona la zona de enfriamiento súbito, la superficie es revenida utilizando el calor residual del centro de la barra, esto constituye la segunda etapa del proceso.

Finalmente, durante el enfriamiento lento de la varilla en las camas de enfriamiento, el centro austenítico se transforma en ferrita y perlita (normalizado), o en bainita, ferrita y perlita; obteniendo con esto una mezcla de microconstituyentes en la barra, las cuales le confieren buenas propiedades al material, como lo son, esfuerzo de fluencia alto (YS) y elevada resistencia a la tensión (UTS por sus siglas en inglés).

El perfil de temperaturas de las distintas etapas y el cambio microestructural se ilustra esquemáticamente en la figura 2.1.

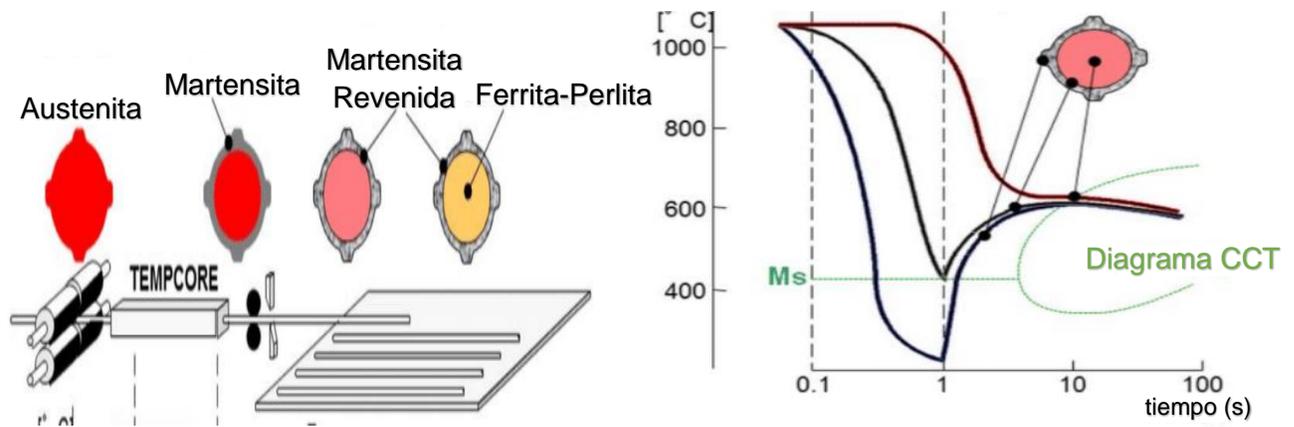


Figura 2.1. Representación esquemática del perfil de temperaturas y la evolución de la microestructura en el acero QTB [ver ref. 3]

Precisando, hay tres etapas en el proceso, de las cuales la etapa 2 y 3 ocurren simultáneamente:

- 1) Temple de la capa superficial.
- 2) Auto revenido de la martensita.
- 3) Transformación del centro.

En la misma figura 2.1 se visualiza el esquema no isotérmico del revenido en la superficie de la barra: desde una temperatura ligeramente inferior a 300 °C, ocurre un recalentamiento a aproximadamente 610-620°C. En este ciclo térmico se realiza el revenido de la martensita, siendo evidentemente de naturaleza no isotérmica. Este autorevenido es el objeto de estudio de este trabajo a través de la obtención de una función cinética experimental, y mediante una simulación de la transferencia de calor que ocurre en la barra durante el proceso.

2.2 ACEROS HIPOEUTECTOIDES

Debido a que el acero base del proceso QTB es un acero de medio carbono (aprox. 0.4%C), se presentan generalidades sobre estos aceros.

Los aceros hipoeutectoides son aleaciones con contenidos de carbono desde 0.022% hasta 0.76%, que además contienen algunos otros elementos e impurezas como son: manganeso, silicio, fósforo y azufre, principalmente [5]. Su microestructura consiste en ferrita

proeutectoide y perlita en los estados de recocido y normalizado. Puede presentar otros microconstituyentes de acuerdo con el tratamiento al que se someta, ya sea isotérmico o no isotérmico, como se ampliará en los párrafos siguientes.

2.2.1 MICROCONSTITUYENTES DE LOS ACEROS HIPOEUTECTOIDES ENFRIADOS AL EQUILIBRIO

2.1.1.1 FERRITA

Son cristales de hierro con muy bajos contenidos de carbono en su composición (0.022% máx. a 725°C) que puede contener en solución pequeñas cantidades de silicio, fósforo y otras impurezas. Tiene una estructura cristalina BCC (cúbica centrada en el cuerpo) y es el constituyente más blando de los que presenta el acero.

En los aceros aparece bajo dos formas:

- Como elemento proeutectoide en forma de cristales mezclados con la perlita.
- Como elemento eutectoide formando perlita.

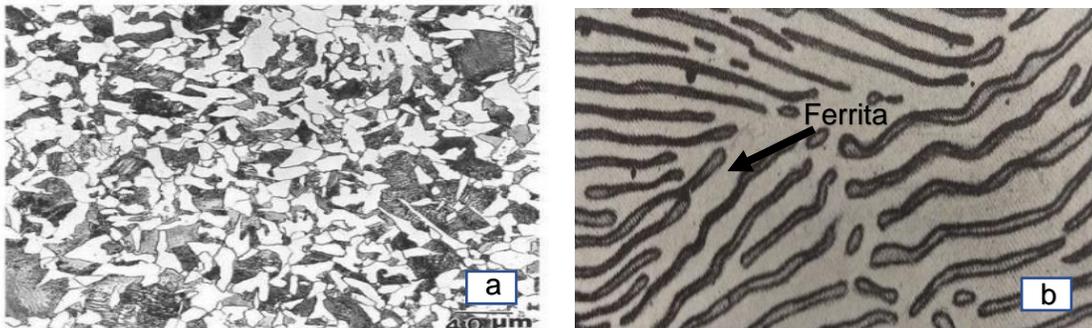


Figura 2.2. a) Cristales de ferrita con perlita en un acero 1040; b) ferrita combinada con cementita formando perlita.

2.2.1.2 CEMENTITA

El carbono se encuentra en los aceros combinado con el hierro, formando carburo de hierro o cementita (Fe_3C). Tiene una estructura cristalina ortorrómbica. En aceros hipoeutectoides, se presenta en combinación con ferrita (α) formando laminillas alternadas conocido como perlita (fig. 2.3).



Figura 2.3. Cristales de ferrita y perlita en un acero con 0.35% de C.

2.2.1.3 PERLITA

Este es un constituyente eutectoide de composición química constante y definida. La perlita aparece generalmente en el enfriamiento lento de la austenita a la temperatura de la línea A_1 (725°C) como una mezcla de ferrita y cementita en forma de laminillas paralelas y alternadas.

La distancia interlaminar de la perlita sirve para clasificarla en: perlita gruesa, la cual se obtiene mediante un enfriamiento muy lento dentro del horno (fig. 2.4); y en perlita fina, la cual se consigue cuando se enfría el acero al aire.



Figura 2.4. Perlita gruesa en un acero.

2.2.2 MICROCONSTITUYENTES DE LOS ACEROS HIPOEUTECTOIDES ENFRIADOS FUERA DEL EQUILIBRIO

2.2.2.1 AUSTENITA

La austenita es una solución sólida que puede contener hasta 2.21% de carbono en solución a una temperatura de 1147°C (fig. 2.5). Todos los constituyentes que se encuentran en el acero parten de esta solución cuando son calentados a temperaturas superiores a la

temperatura crítica A_3 . Aunque generalmente es un constituyente inestable a bajas temperaturas, es posible que esta estructura se presente a temperatura ambiente en forma de austenita retenida posterior al temple.

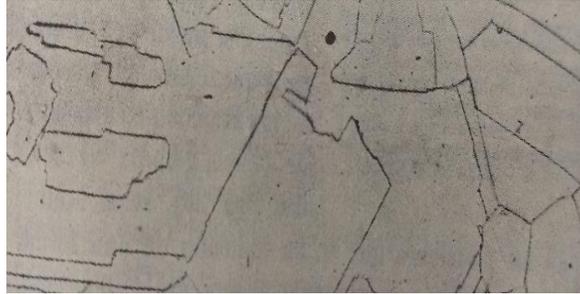


Figura 2.5. Granos de austenita.

2.2.2.2 BAINITA

Esta microestructura se consigue al calentar el acero a una temperatura superior a la crítica y luego enfriarlo en un baño caliente que se mantiene a una temperatura constante durante un tiempo suficiente para que ocurra una transformación total de la austenita en bainita. La temperatura de baño, que debe ser superior a M_s suele variar entre 250° y 550°C .

Para que el tratamiento sea correcto, y la estructura sea totalmente bainítica (fig. 2.6), el enfriamiento de la primera fase debe ser suficientemente rápido para evitar la formación de la perlita. Para realizar este cambio en estructura se consulta el diagrama TTT o CCT correspondiente.



Figura 2.6. a) microestructura de un acero bajo carbono en donde se muestra bainita; b) Bainita en un acero con 0.49% de carbono, c) Bainita formada a una temperatura de 500°C durante 3 minutos.

2.2.2.3 MARTENSITA

La martensita es el constituyente típico de los aceros templados (fig.2.7). Está formado por solución sólida sobresaturada de carbono y se obtiene por el enfriamiento rápido de los aceros desde altas temperaturas. Su estructura cristalina es BCT (tetragonal centrada en el cuerpo) en donde el carbono queda atrapado en los intersticios de la red. Sus propiedades varían con la composición, aumentando su dureza, resistencia y fragilidad con el contenido de carbono.

Los aceros, posterior al temple, quedan demasiado duros y frágiles por lo que estos inconvenientes se corrigen por medio del revenido.



Figura 2.7. Agujas de martensita en un acero con 0.45%C templado en agua.

2.2.2.4 MARTENSITA REVENIDA

Esta microestructura es obtenida al someter a un acero templado a un baño de sales con una temperatura constante durante un tiempo definido. La estructura obtenida depende de la temperatura del baño de revenido, así como del tiempo de mantenimiento en éste. Estas transformaciones obtenidas en el revenido se presentan más adelante.

La estructura obtenida es difícil de resolver mediante microscopía, por lo que este tipo de piezas son evaluadas mediante ensayos mecánicos, en donde los cambios de propiedades debidos a cambios microestructurales son más evidentes. En la figura 2.8 se muestra la microestructura de una martensita revenida.

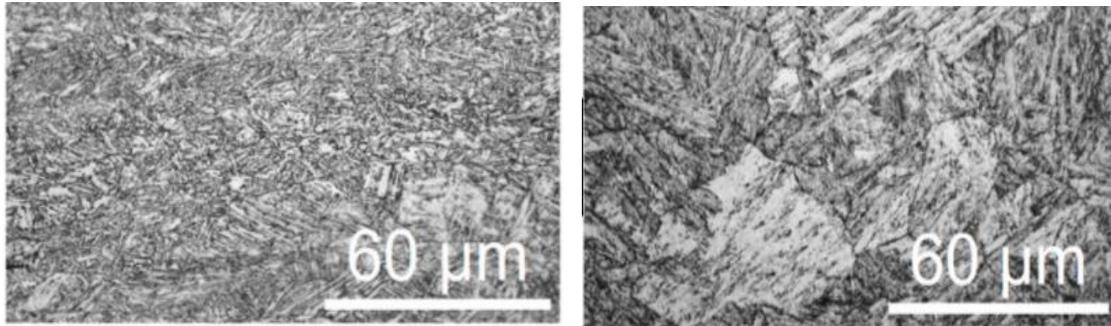


Figura 2.8. Martensita revenida durante 10 minutos a 600°C.

2.3 ENSAYO JOMINY

La templabilidad de un acero es la propiedad que determina la penetración de la dureza, dada por la formación de martensita, desde la superficie de un acero hacia el centro; es decir, la profundidad y distribución producida por el temple. Ésta depende de factores como son: la composición química del acero, el espesor de la pieza, la temperatura y la severidad del medio de temple [5].

El ensayo, que es muy empleado para aceros menores a 0.60% en contenido de carbono, consiste en templar una probeta cilíndrica de 25 mm de diámetro y 100 mm de longitud aproximadamente, por medio de un chorro de agua que enfría solamente la base inferior. La temperatura del agua es de 20-25°C; y las distancias entre el chorro de agua y la probeta, además de las dimensiones de la misma, vienen estandarizadas en la norma ASTM A255 [6].

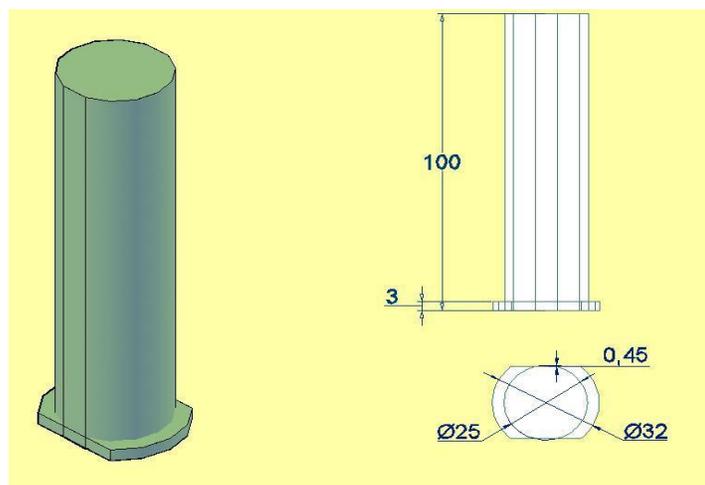


Figura 2.9. Dimensiones de la probeta para Jominy (dimensiones en mm).

Los resultados que se obtienen de este ensayo dependen fundamentalmente de la velocidad crítica de temple del acero, en donde la curva de templabilidad se obtiene midiendo las durezas máxima y mínima en la probeta de acero.

2.4 TAMAÑO DE GRANO AUSTENÍTICO

El tamaño de grano tiene un efecto importante en las transformaciones de fase y en específico en la transformación martensítica ya que, un grano grande, aumenta la templabilidad del acero debido a que los límites de grano que actúan como centros de nucleación para las fases estables se ven disminuidos por la presencia de granos de mayor tamaño, retardando la nucleación y crecimiento de las fases formadas a una temperatura superior, facilitando así el crecimiento de martensita.

2.5 REVENIDO

Es un tratamiento de recalentamiento hasta una temperatura inferior a la temperatura crítica A_1 aplicado a los aceros templados el cual provee una combinación atractiva de dureza, tenacidad y ductilidad. Los cambios estructurales que ocurren durante el revenido influyen de gran manera las propiedades del acero; tanto la temperatura de revenido, como el tiempo, afectan los cambios en las propiedades.

Según Sinha [7], para una martensita de medio carbono, cinco etapas de cambios estructurales pueden ocurrir en un rango de temperatura entre 20°C-700°C. La cuarta de las etapas está enfocada en los cambios estructurales que ocurren en el rango de temperaturas de 350-700°C y los cuales son de interés en este trabajo ya que el revenido realizado experimentalmente es a altas temperaturas.

En la tabla 2.1 se presentan de manera resumida los cambios que ocurren en el revenido a alta temperatura.

Tabla 2.1. Resumen general de cambios microestructurales ocurridos durante el revenido [8].

Temperatura °C	Transformación	Detalles
350-550	Segregación de impurezas y elementos aleantes.	Responsable de la fragilización de revenido.
400-600	Recuperación en la subestructura de dislocaciones. Los Fe ₃ C de aguja se aglomeran para formar Fe ₃ C esferoidal.	La estructura acicular de la martensita se mantiene.
500-700	Formación de carburos de elementos aleantes (endurecimiento secundario).	Ocurre sólo en aceros con Ti, Cr, Mo, V, Nb o W. El Fe ₃ C puede disolverse
600-700	Recristalización y crecimiento de grano, engrosamiento de Fe ₃ C esferoidal.	La recristalización se inhibe en aceros de medio y alto carbono; se forma ferrita equiaxial.

2.5.1 CINÉTICA DE REVENIDO

La cinética de revenido fue estudiada en forma empírica por Hollomon y Jaffe [9] y después extendida por Grange y Baughman [10]. En su trabajo supusieron que la misma dureza podía ser alcanzada por distintas rutas de tiempo-temperatura, asumiendo que la dureza era una función de éstas.

Ellos graficaron una serie de datos experimentales de dureza, temperatura y tiempo de revenido, llegando a establecer una relación entre la dureza y el parámetro de revenido “Pa”, la cual tiene la forma:

$$Pa = T(C + \log t) \times 10^{-3} \quad (1)$$

En donde t es el tiempo en horas y C es la constante del material, la cual usualmente tiene un valor de 18 para todos los aceros. La correlación fue hecha para estimar un ciclo térmico adecuado (tiempo-temperatura) para alcanzar cierta dureza a partir de aceros con composición química definida, siempre que la temperatura de revenido se encuentre en el rango de 343°C-649°C, esto es, cuando las transformaciones de ferrita y cementita están involucradas.

Este método produce una predicción confiable de dureza de la martensita revenida para aceros con un contenido de carbono entre 0.20% y 0.85% y menos del 5% total de elementos de aleación. Cabe aclarar que este parámetro únicamente puede ser utilizado en experimentos isotérmicos.

Esta serie de parámetros fueron graficados, con lo que surgió el uso de nomogramas, los cuales dan las combinaciones de tiempo y temperatura de forma gráfica, para realizar un revenido isotérmico, que se podían seguir para alcanzar cierto valor de dureza.

2.5.2 ANÁLISIS DE REVENIDO DE ACUERDO CON ZHANG [11]

Según Zhang el revenido debe ser considerado como una transformación de fase promovida por difusión de un estado inestable (martensita) hacia un estado cuasi-estable (ferrita + carburos), por lo tanto, todos los tipos de dureza pueden ser utilizados para definir cualquier estado de revenido entre esos dos escenarios. Sin embargo, la dureza no puede indicar claramente el reblandecimiento de un estado de temple debido al revenido del acero, ni puede indicar el endurecimiento de un acero en estado de equilibrio debido a la precipitación de carburos. Por ello, la siguiente definición de factor de revenido llamado τ_v , es introducida y propuesta por Zhang:

$$\tau_v = \frac{H_v - H_0}{H_\infty - H_0} \quad (2)$$

En donde " H_0 " es la dureza después del temple, " H_∞ " es la dureza en estado de recocido, y " H_v " es la dureza en un estado entre el temple y el recocido. De acuerdo con esta definición, los valores del factor de revenido van de 0 (en un estado de temple) a 1 (estado de recocido).

Una relación que describe la transformación de la fracción sólida por difusión fue propuesta simultáneamente por Johnson, Mehl, y Avrami [11]. Esta relación es usada para describir la transformación sólida y la cinética de recristalización en materiales metálicos, y además logra establecer la transformación mediante enfriamiento continuo (CCT). Debido a que la difusión es controlada por el tiempo y temperatura (particularmente precipitación de carburos y su crecimiento), Zhang propone una ley cinética en forma de la ecuación Johnson-Mehl-Avrami para describir la rapidez del revenido:

$$\tau_v = 1 - (\exp(-Bt))^m \quad (3)$$

En donde “ t ” es el tiempo de revenido, “ m ” el exponente de envejecimiento (transformación) que depende del material; “ B ” depende de la temperatura de revenido y sigue la ecuación de Arrhenius:

$$B = B_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

En donde “ B_0 ” es una constante pre-exponencial que puede ser sustituida por cualquier otro parámetro que sea necesario; “ Q ” es la energía de activación de la transformación de revenido, “ R ” es la constante de los gases y “ T ” es la temperatura de revenido en K.

Introduciendo la ecuación (2) en la ecuación (3), la dureza de revenido puede ser expresada por las siguientes ecuaciones:

$$Hv = H_0 + (H_\infty - H_0)(1 - \exp(-(Bt)^m)) \quad (5)$$

o

$$Hv = H_\infty + (H_0 - H_\infty)\exp(-(Bt)^m) \quad (6)$$

2.5.3 INTERPRETACIÓN DE ZHANG A HOLLOMON-JAFFE

Zhang indicó que la correlación de tiempo y temperatura desarrollada por Hollomon y Jaffe se puede interpretar de la siguiente manera: de acuerdo con la ecuación (6) varias rutas de revenido pueden ser seguidas para alcanzar el mismo valor de dureza “ Hv ”. Estas ecuaciones pueden ser escritas en términos de tiempo y la temperatura. Por ejemplo:

$$t_1 \exp\left(\frac{-Q}{RT_1}\right) = t_2 \exp\left(\frac{-Q}{RT_2}\right) = cte = Hv \quad (7)$$

Y más general:

$$t \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) = constante \quad (8)$$

Por consiguiente, la ecuación (8) propuesta por Zhang, conduce a la relación de Hollomon-Jaffe, con el uso de logaritmos, la cual está definida, basada en resultados experimentales, por la siguiente expresión:

$$T(C + \log t) = \text{constante} \rightarrow P = T(C + \log t) \times 10^{-3} \quad (9)$$

En donde t es el tiempo en horas y C es la constante del material que depende principalmente del contenido de carbono. Comparada con la relación de Hollomon-Jaffe, la ley cinética propuesta por Zhang provee una relación explícita entre la dureza, tiempo y temperatura de revenido (ec.8). Además, puede señalar los mecanismos metalúrgicos asociados a la disminución de la dureza en el revenido, los cuales están implícitos en la ecuación (3), en donde la variable B es el coeficiente de difusión durante el revenido de la martensita.

2.5.4 ANÁLISIS DE REVENIDO DE ACUERDO A RETI; FUNCIÓN NO ISOTÉRMICA

Es bien sabido que las propiedades de un material pueden ser alcanzadas mediante tratamientos térmicos con distintas combinaciones de tiempo y temperatura. Esto explica los esfuerzos para desarrollar parámetros más complejos que expresen el efecto combinado de estos dos factores [12]. Como ya se mencionó, uno de los parámetros más conocidos es el de Hollomon-Jaffe (P), el cual puede ser expresado de la misma forma que la ecuación (8):

$$P = \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) t \quad (10)$$

La ecuación (10) se puede generalizar para su uso en procesos no isotérmicos al integrar la función de la siguiente manera:

$$P = \int_0^t \exp\left\{-\frac{Q}{RT}\right\} dt \quad (11)$$

Partiendo de la ecuación (11) Reti deriva relaciones de un tiempo equivalente “ t_e ”, una temperatura constante “ T_c ”, y una temperatura equivalente “ T_e ”, ya que como se mencionó, existen varias combinaciones entre estas variables para obtener durezas similares [12].

Frecuentemente, el tiempo equivalente debe ser encontrado, bajo el efecto de una temperatura constante “ T_c ”, la cual produce el mismo grado de transformación. Este tiempo equivalente puede ser obtenido de la siguiente ecuación:

$$te = (t_f - t_0) \int_0^t \frac{K(T_e)}{K(T_c)} + t_0 \quad (12)$$

La ecuación (12) provee la posibilidad de derivar relaciones entre el tiempo equivalente, la temperatura constante y la temperatura equivalente:

$$te = \frac{K(t_e)}{K(t_c)} (t_f - t_0) + t_0 \quad (13)$$

Asumiendo que $K(T)$ es idéntica a la fórmula de Arrhenius representada por:

$$K(T) = k_0 \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (14)$$

La ecuación (13) es simplificada a:

$$te = t_0 + (t_f - t_0) \int_0^t \exp\left\{-\frac{Q}{R}\left(\frac{1}{T_e} - \frac{1}{T_c}\right)\right\} \quad (15)$$

en esta ecuación, se pueden introducir términos en función de los fines para aplicaciones prácticas en las transformaciones ocurridas durante el revenido. Esto es, la dureza del temple (“ Hvo ”) en un estado de tiempo inicial (“ t_0 ”); la dureza de la pieza a cualquier tiempo de revenido (“ t_e ”) con dureza entre una pieza templada y una pieza recocida (“ Hv ”); la agrupación de los tiempos globales de revenido en una constante (“ B ”); y la introducción de un factor exponencial (“ n ”) que representa la relación entre el parámetro “ P ” y la dureza de revenido.

$$Hv = Hvo - B \left(\int_0^t \exp\left\{-\frac{Q}{RT}\right\} dt \right)^n \quad (16)$$

Esta ecuación se utiliza en la descripción del revenido no isotérmico como lo es el proceso QTB, y puede ser comparada con la propuesta por Zhang (ec. 6), en la que se toman en cuenta los parámetros involucrados (“ T ” y “ t ”) en el revenido no isotérmico y la cual es una ecuación generalizada para procesos de esta naturaleza.

2.5.5 MUKHERJEE: GENERACIÓN DE LA FUNCIÓN CINÉTICA GENERAL A PARTIR DE DATOS EXPERIMENTALES [13]

Reti demostró que la disminución en la dureza de un acero templado debido a un revenido no isotérmico puede ser descrito por la ecuación cinética (16), y una forma isotérmica de la misma ecuación es la siguiente:

$$Hv = Hvo - B \left(\exp \left(\frac{-Q}{RT} \right) t \right)^n \quad (17)$$

En donde Hv es la dureza en Vickers, Hvo es la dureza de la martensita, T es la temperatura en K, t es el tiempo en segundos y B , Q y n son constantes empíricas.

La experimentación de Mukherjee con un acero, y su trabajo posterior al utilizar las constantes obtenidas en la ecuación no isotérmica de revenido (ecuación 16) dan las pautas para realizar este trabajo en el proceso QTB.

Mukherjee encontró que la ecuación (17) describe la cinética de revenido isotérmico de buena manera, pero su uso está restringido por las constantes empíricas de la ecuación (" B ", " Q " y " n "), las cuales dependen de la composición química. Esto implica que, para cualquier cambio en composición, no se puede utilizar a menos que sean llevados a cabo experimentos adecuados para determinar estas constantes, ya que su intento por obtener una función global para todos los aceros no dio buenos resultados.

Esta función se utiliza en este trabajo en un inicio, para el estudio isotérmico del acero QTB, realizando la regresión multivariable con los datos obtenidos experimentalmente para hallar las constantes, y posteriormente utilizarlas en la función no isotérmica para modelar la historia térmica del proceso y comparar los resultados con los obtenidos experimentalmente.

Mukherjee *et al* utilizó muestras austenizadas a una temperatura de 850°C y posteriormente templadas. Las piezas templadas fueron revenidas isotérmicamente a temperaturas de 450°C, 500°C, 550°C, 600°C, 650°C y 700°C durante 5s, 25s, 50s, 2 min, 5 min, 10 min, 20 min, 40 min, 1h y 3h y después enfriadas al aire, pero se dio cuenta que la dureza obtenida con un tiempo de 5 segundos arrojaba resultados dispersos respecto a las demás temperaturas, por lo que este tiempo se eliminó en el tratamiento de los datos.

Con base en estas condiciones y los resultados que Mukherjee obtuvo se eligieron los tiempos y temperaturas utilizadas en el trabajo, mismas que se describen más adelante.

2.6 MODELADO MATEMÁTICO DE TRANSFERENCIA DE ENERGÍA

Para aplicar la cinética no isotérmica de la ecuación (16) es necesario conocer la historia térmica del autorevenido. Dado que no se tienen datos del ciclo térmico de planta en distintas posiciones dentro de la barra, se realiza un modelado para entender el proceso en donde se involucra la transferencia de calor llevada a cabo en la barra del proceso QTB.

El modelado matemático muestra una aproximación numérica de la transferencia de energía que ocurre en una barra durante el proceso de fabricación, desde el temple superficial realizado después del laminado, hasta el recalentamiento de la barra debido a la transferencia de calor desde el centro de la misma. Por esta razón, se tienen dos zonas modeladas del proceso, la de temple y auto revenido superficial, y la zona central de la barra la cual no presenta variaciones de temperatura durante el temple de la varilla.

2.6.1 SUPOSICIONES DEL MODELO

Se considera que se trata de un sólido infinitamente largo, en donde la extracción de calor únicamente ocurre de manera radial a la barra debido a la geometría de ésta; también se considera que hay enfriamiento de la varilla por convección y gradientes térmicos en el interior de la pieza. Las propiedades del acero se consideran constantes (tabla 2.2) y se desprecia el calor generado debido a las transformaciones de fase.

Tabla 2.2. Propiedades del acero y datos del proceso.

Cp (J/Kg*K)	450
Densidad (Kg/m ³)	7,800
k (W/m*K)	56
Tagua (°C)	40
Ms (°C)	330
h _{aire} (W/m ² *K)	20
h _{agua} (W/m ² *K)	38,000

2.6.2 ECUACIONES GOBERNANTES

Para este modelado se utiliza la Ecuación de Conservación de Energía Térmica [14], la cual, con las suposiciones del punto anterior se reduce a:

$$\frac{k}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial T}{\partial r} \right) = Cp * \rho \frac{\partial T}{\partial t} \quad (18)$$

en donde “ k ” es el coeficiente de conductividad térmica del material, “ r ” es el radio de la varilla, “ Cp ” y “ ρ ” son la capacidad calorífica y la densidad del material respectivamente, “ T ” es la temperatura y “ t ” el tiempo.

2.6.3 CONDICIÓN INICIAL Y CONDICIONES A LA FRONTERA

Las condiciones a la frontera son valores específicos para la solución de una ecuación diferencial. Para este caso se requieren dos condiciones de frontera y una condición inicial ya que se tienen tres derivadas parciales en la ecuación gobernante:

$$\text{C.I.: } T(t=0) = 850^{\circ}\text{C}$$

$$\text{C.F.1.: Eje simetría: } q_{r=0}=0 \text{ (aislada)}$$

$$\text{C.F.2.: } = -k \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R} = h(T|_{r=R} - T_{\infty})$$

en donde “ R ” es el radio de la varilla, “ h ” es el coeficiente de transferencia de calor por convección y “ T_{∞} ” es la temperatura del medio.

2.6.4 MÉTODO DE DIFERENCIAS FINITAS EXPLÍCITAS

Para utilizar diferencias finitas explícitas como método numérico en la resolución de la ecuación diferencial parcial, se realizó un balance general partiendo de la discretización de un cilindro y un balance de transporte de energía partiendo de la ecuación de conservación de energía:

$$\text{Entradas} - \text{Salida} = \text{Acumulación}$$

Con el balance se obtienen las ecuaciones de los nodos característicos dentro del cilindro:

1) Nodo Aislado (centro de la varilla)

$$T_{1^{t+\Delta t}} = T_{1^t}(1 - 4\Delta Fo) + 4\Delta Fo T_{2^t} \quad (19)$$

2) Nodos centrales

$$T_{i^{t+\Delta t}} = T_{i^t}(1 - 2\Delta Fo) + \frac{\Delta Fo}{i-1} \left[\left(i - \frac{3}{2}\right) T_{i-1^t} + \left(i - \frac{1}{2}\right) T_{i+1^t} \right] \quad (20)$$

3) Nodo convectivo

$$T_{N^{t+\Delta t}} = T_{N^t} \left[\left(1 - \frac{2\Delta Fo \Delta r}{r^2 - \left(r - \frac{\Delta r}{2}\right)^2}\right) \left(r - \frac{\Delta r}{2}\right) + \Delta Bi * r \right] + \left[\frac{2\Delta Fo \Delta r * \left(r - \frac{\Delta r}{2}\right)}{r^2 - \left(r - \frac{\Delta r}{2}\right)^2} \right] * T(N-1) + \left[\frac{2\Delta Fo \Delta r * \Delta Bi * r}{r^2 - \left(r - \frac{\Delta r}{2}\right)^2} \right] * T_{\infty} \quad (21)$$

Donde T_i es la temperatura de cada nodo, Δr es la longitud de cada nodo, ΔFo y ΔBi son números adimensionales utilizados en la transferencia de calor.

Existen parámetros importantes en el modelado tal como la difusividad térmica, el número de Fourier y el número de Biot, los cuales se representan mediante las siguientes expresiones:

- Difusividad térmica: $\alpha = \frac{k}{\rho * C_p}$
- Fourier: $\Delta Fo = \frac{\alpha * \Delta t}{\Delta r^2}$
- Biot: $\Delta Bi = \frac{h * \Delta r}{k}$

Para el caso del modelado del proceso QTB es necesario considerar dos valores de coeficiente de transferencia de calor por convección (" h ") ya que se tiene la influencia de dos fluidos en todo el proceso. El primero es cuando se realiza el temple con agua a presión (h_1), en donde el valor de este parámetro fue calculado utilizando relaciones encontradas en la literatura [15], y el cual engloba todas las variables que se tienen en el proceso tales como: diámetro del jet de agua, temperatura de salida del temple, y la temperatura del ambiente, entre otras.

Las relaciones para calcular la h de convección son las siguientes:

$$h_{ov}=h_c+h_R \quad (22)$$

en donde h_{ov} es el coeficiente de calor general, h_c es el coeficiente de convección y h_R el coeficiente de radiación:

$$h_R=\sigma R\varepsilon(T_s^4-T_A^4)/(T_s-T_A) \quad (23)$$

en donde R es el factor de radiación que comprende la emisividad del acero y la geometría relativa del material, σ y ε son la constante de Stephan-Boltzman y la emisividad, respectivamente, T_s es la temperatura de la superficie y T_A es la temperatura del ambiente en K, y:

$$h_c=0.62\left[\frac{Hv' * \rho * g * (\rho_1 - \rho) * k^3}{\mu * (T_s - T_{sat}) * D}\right]^{1/4} \quad (24)$$

en donde Hv' es el calor efectivo de vaporización del agua, k y D son la conductividad térmica y el diámetro de la varilla, μ y ρ_1 son la viscosidad y la densidad del acero y ρ es la densidad del vapor de agua, T_{sat} es la temperatura de saturación del agua o punto de ebullición.

El segundo fluido involucrado es el enfriamiento provocado por el aire (convección natural, h_2). El código de programación se muestra en el apéndice III el cual se realizó utilizando Fortran 2.0.

Para conocer el valor de la dureza obtenida mediante la resolución de la ecuación cinética no isotérmica (16), y utilizando las constantes “ B ”, “ Q ” y “ n ” obtenidas de la ecuación isotérmica (17), es necesario realizar la integración de la curva de enfriamiento simulada.

Para realizar esto se utiliza un método numérico de integración ya que la resolución analítica de la ecuación es compleja. El método seleccionado es la regla del trapecio debido a la practicidad y a los buenos resultados que arroja.

2.6.5 REGLA DEL TRAPECIO

La regla del trapecio es un método de integración numérica con el cual se aproxima el valor de la integral definida de una función [16]. Se determina mediante al área de n trapecios bajo la gráfica de una función continua. El intervalo del eje x se divide en n intervalos, cada uno de ancho $\Delta t=(b-a)/n$.

La fórmula general para la integración mediante la regla del trapecio es la siguiente:

$$A = \sum_{i=1}^n \int_a^b f(t) dt \approx \sum_{i=1}^n (b - a) \frac{f(a) + f(b)}{2} \quad (25)$$

En donde a y b representan los límites de paso de tiempo (Δt) y en donde las funciones son evaluadas. Con estos valores es posible calcular el valor total de la integral mediante la suma de las áreas de los trapecios, la cual representa la dureza de la martensita revenida en el proceso QTB, de acuerdo con la ec. (16) (ver apéndice IV).

CAPÍTULO 3

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1 PLANEACIÓN DE LA EXPERIMENTACIÓN

La experimentación se lleva a cabo en 2 aspectos: uno para caracterizar el acero base, y otro para obtener la cinética de revenido.

Material utilizado

Varillas procesadas con el tratamiento QTB de distintos diámetros (9.53 mm, 12.70 mm, 15.86 mm, 19.05 mm y 25.40 mm).

Antes de la experimentación formal planteada se caracterizaron barras industriales mediante dureza, de todos los diámetros disponibles, para documentar el efecto del proceso QTB. De allí, se seleccionaron las de diámetro de 3/8 de pulgada (9.53 mm), enfocándose el trabajo realizado a varillas de este diámetro.

Los datos de las barras QTB proporcionados [17] fueron:

- Barra G42: 4200 Kg/cm² de esfuerzo de cedencia de acuerdo con la norma NMX-B-506 CANACERO, ASTM A 615-G60. (acero tipo 1040).
- Temperatura de entrada al proceso de tratamiento QTB según datos de planta: 825-965°C.
- T_{max}= 650 °C, Temperatura medida en un tiempo desconocido después de la salida de temple. Temperatura que se supone máxima de revenido.
- Ms= 330 °C.

La composición química promedio se muestra en la tabla 3.1:

Tabla 3.1 Composición química promedio del acero QTB.

Elemento	%C	%Mn	%Si	%S	%P	%Cr	%Ni	%Cu
C.Q.	0.36	0.59	0.22	0.042	0.013	0.15	0.10	0.28

3.2 CARACTERIZACION DEL ACERO BASE

Para seleccionar la temperatura de austenización se realizó la revisión bibliográfica de las distintas ecuaciones propuestas para ello [18]. Se llevó a cabo el ensayo Jominy a dos temperaturas diferentes y se midió el tamaño de grano austenítico en los 2 casos.

Se seleccionaron 16 barras de acero de 9.53 mm de diámetro las cuales fueron austenizadas para eliminar el tratamiento QTB. La temperatura de austenización fue de 850°C y el tiempo de austenización fue 25 minutos establecido con base en la medida de la sección transversal de la varilla.

Se realizaron distintos tratamientos térmicos para caracterizar en su totalidad las microestructuras que presenta el acero base: normalizado, temple y revenido y austempering.

Las temperaturas para el tratamiento baínico se seleccionaron con base en un diagrama CCT obtenido de un trabajo de tesis [ver ref. 17] con composición química similar al acero trabajado (apéndice I). Se eligieron las temperaturas de 400°C y 500°C para realizar el tratamiento isotérmico y hacer una evaluación de la microestructura obtenida a las distintas temperaturas. La temperatura finalmente elegida fue de 450°C durante un tiempo de 30 minutos ya que la diferencia en cuanto a microestructura, y dureza, no varió de una temperatura a otra.

El temple se realizó en una tina con agua a temperatura ambiente, y el revenido se realizó en un baño de sales a alta temperatura (600°C) durante 9 minutos, de acuerdo con la dureza que presenta la barra QTB en su superficie, a las posibles rutas de revenido para alcanzar la dureza deseada, y a los materiales para el baño de revenido con las que se contaba en el laboratorio.

Las muestras con los diferentes tratamientos fueron observadas al microscopio óptico para obtener sus microestructuras, y posteriormente fueron sometidas a un ensayo de microdureza.

3.2.1 ENSAYO DE TEMPERATURA DE AUSTENIZACIÓN

Las muestras se austenizaron en una mufla Thermolyne SB durante 30 minutos. Inicialmente se eligieron 2 temperaturas de austenización: 850°C utilizando expresiones matemáticas tomadas de un compendio con expresiones para calcular la temperatura de austenización según varios autores; y 950°C el cual es un dato de planta sobre la temperatura de llegada de la barra al proceso QTB. Después de la austenización se procedió a prepararlas para observar las microestructuras y medir el tamaño de grano austenítico mediante el método convencional indirecto, cuyo fundamento es el ataque químico de una estructura totalmente martensítica mediante el uso de un reactivo especial (reactivo Vilella: 5ml HCl+1g ácido pícrico+EtOH resto), y midiendo dos diámetros del grano, para posteriormente tomar el valor promedio entre estas dos medidas como el tamaño de grano.

3.2.2 PREPARACIÓN DE LAS MUESTRAS PARA OBSERVACIÓN MICROSCÓPICA

Las muestras de los distintos diámetros trabajados fueron cortadas en trozos de 1 cm de alto y montadas en resina epóxica Extec easycure (fig.3.1). Se prepararon metalográficamente 3 muestras por diámetro, con desbaste grueso (papel lija 100, 220), desbaste fino (lija 240, 400, 600 y 1500), pulido grueso con alúmina de 1 μ , y fueron atacadas con Nital 2 por inmersión durante 6 segundos.



Figura 3.1. Muestras trabajadas montadas en resina.

3.2.3 ENSAYO JOMINY

Para esta prueba se maquinaron probetas con las dimensiones tal y como lo dicta la norma ASTM A255 [ver ref. 6]. Además, se contó con un dispositivo para la realización del ensayo el cual tiene las medidas necesarias para la misma (fig.3.2).



Figura 3.2. Dispositivo utilizado para la realización del ensayo Jominy

Las probetas fueron sometidas a dos distintas temperaturas de austenización para observar el efecto que tiene sobre el tamaño de grano y la templabilidad, ésta se describe en los resultados.

3.3 OBTENCIÓN DE LA CINÉTICA EXPERIMENTAL DE REVENIDO

Para la obtención de las constantes en la ecuación cinética isotérmica, las barras industriales, después de austenizadas y templadas, se sometieron a revenidos a temperaturas de 500°C, 550°C, 600°C y 650°C a tiempos de 25s, 50s, 2 min, 5 min y 10 min tomando como referencia las condiciones que propone Mukherjee en su trabajo (punto 2.5.5), y debido a los recursos con los que se contaba en el laboratorio.

Se utilizaron baños de sales de distintas temperaturas, alambre de cromel para sostener las muestras en el baño de revenido, ya que este material cumple con el requerimiento necesario para el experimento como lo es su buena resistencia a altas temperaturas; se utiliza un termopar tipo k y un termómetro HI8653 HANNA Instruments para monitorear la temperatura del baño.

3.4 ENSAYO DE MICRODUREZA

Se realizaron ensayos de microdureza a las piezas de acuerdo con los datos que pide el modelo cinético, y debido al tamaño de éstas, ya que al medir 9.53 mm de diámetro, fue necesario utilizar microdureza para realizar al menos 6 mediciones. La dureza seleccionada fue Vickers, en el que se emplea un indentador de diamante en forma de pirámide con un ángulo diedro de 136° (fig.3.3)

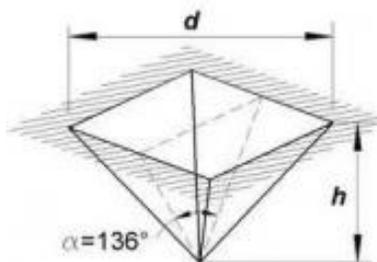


Figura 3.3. Ilustración de la huella dejada por el indentador de diamante.

El ensayo fue realizado en un durómetro Shimadzu HMV-G (fig.3.4) aplicando una carga de 1 kg durante 15 segundos. Para calcular la dureza de la muestra, en el software que se anexa al durómetro, se mide la distancia de las huellas dejadas por el indentador y se presenta el resultado en la pantalla del equipo. Se realizaron 6 indentaciones por muestra y se realizó el promedio de cada una de ellas.

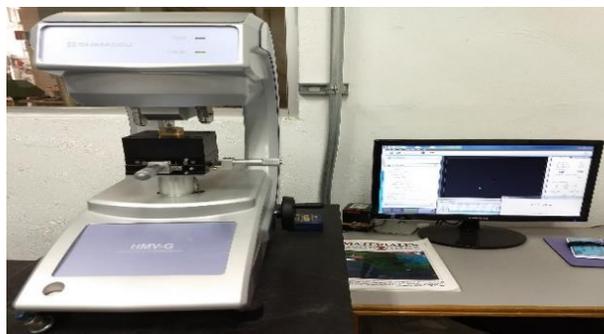


Figura 3.4. Microdurómetro Vickers.

3.5 ESTRUCTURA

3.5.1 MICROSCOPIA ÓPTICA

Todas las muestras que fueron preparadas se observaron en un microscopio óptico a aumentos de 100x, 200x, 500x y 1000x. Se utilizó un microscopio Olympus PMG 3 (fig.3.5) con cámara dinoeye y software en computadora.

El programa de la cámara se calibró con una reglilla de 1 mm, y el análisis de imágenes se realizó utilizando el software Image J.

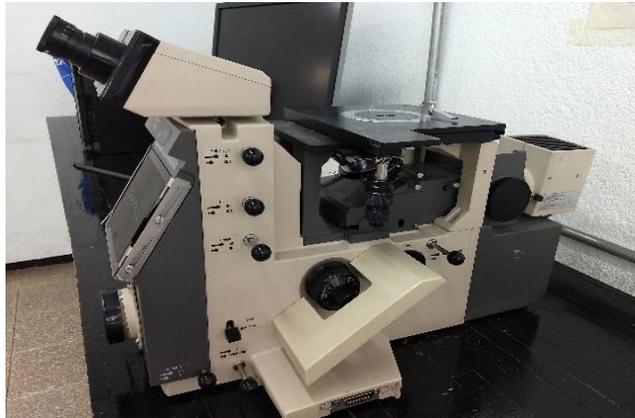


Figura 3.5. Microscopio óptico utilizado para la observación de las muestras.

3.5.2 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO

Este ensayo se realizó con la finalidad de observar la microestructura de las piezas sometidas a revenido a mayores aumentos que con la microscopía óptica.

Se utilizó un microscopio JEOL JSM-5900 LV (fig.3.6). Debido a que las piezas ya estaban colocadas en resina, tenían un tamaño adecuado y estaban trabajadas metalográficamente, no se les realizó alguna preparación extra para su observación en el microscopio. El ensayo se realizó a bajo vacío con una energía de 20 kV, a los aumentos de 2000x, 5000x y 10,000x.



Figura 3.6. Microscopio Electrónico de Barrido.

CAPÍTULO 4

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 CARACTERIZACIÓN DEL ACERO

4.1.1 MICROESTRUCTURA DE LAS BARRAS INDUSTRIALES QTB

Un ejemplo de la microestructura de la sección de la barra QTB de 9.53 mm de diámetro se presenta en la figura 4.1.

A simple vista se distinguen tres anillos debido a diferentes tonalidades desarrolladas por el ataque químico con Nital 2 (figura 4.1a). Al observarlas al microscopio se observan las microestructuras de cada anillo, martensita revenida en el anillo externo (fig. 4.1b), en la zona intermedia una mezcla de perlita y bainita (fig. 4.1c), y ferrita más perlita en la zona central (fig. 4.1d).

Esta mezcla de fases se tiene debido al tratamiento QTB al que es sometida la varilla. Con el temple superficial posterior al laminado en caliente se obtiene martensita, la misma que, con el calor residual del centro se auto reviene.

En la parte media del material se tienen velocidades de enfriamiento intermedias, por lo que se forma una mezcla de bainita con perlita. El centro de la barra, al no sufrir un cambio de temperatura durante el temple superficial, al tiempo que ésta se enfría al aire mientras ocurre el auto revenido de la martensita, se forma una estructura de normalizado, es decir, ferrita con perlita fina.

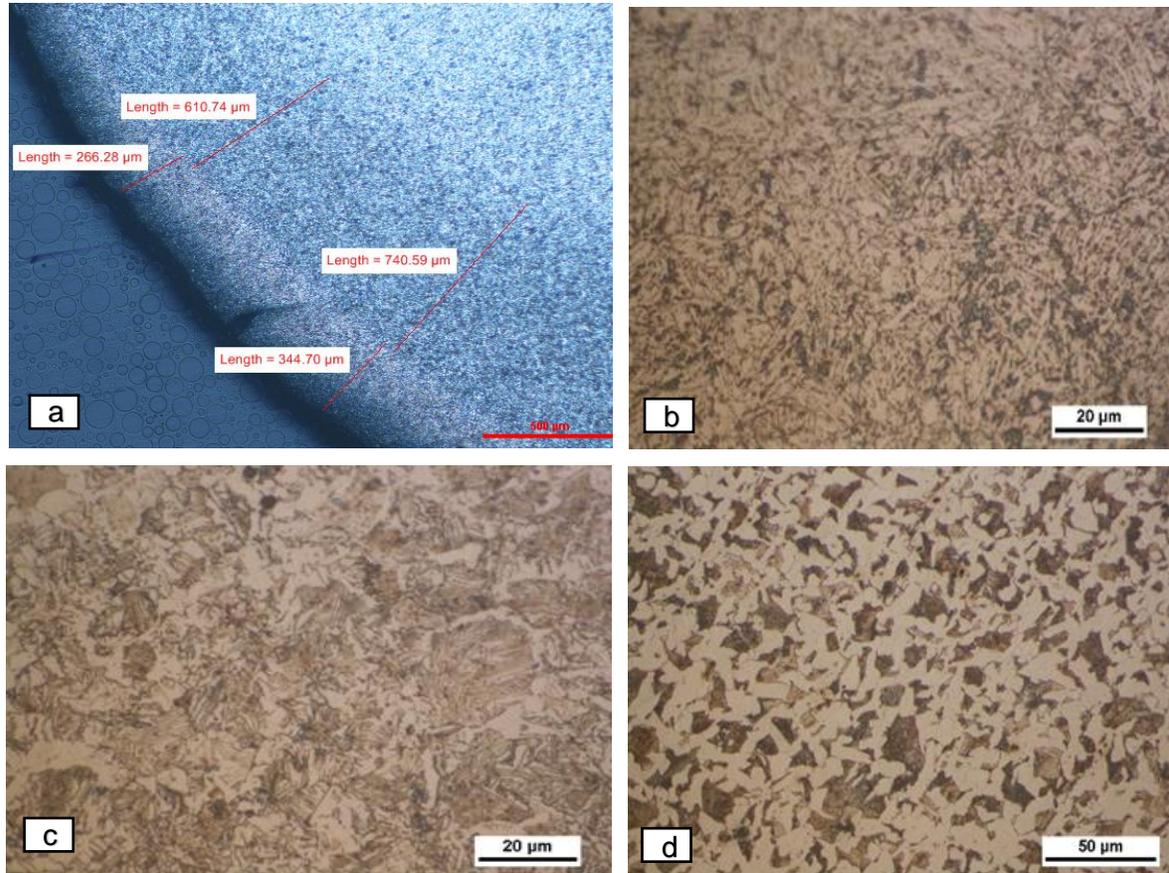


Figura 4.1. Caracterización de una muestra de 9.53 mm de diámetro del acero QTB.
 a) anillos formados durante el proceso QTB., b) zona externa (martensita revenida), c) zona intermedia (bainita y perlita), y d) zona central ferrita y perlita.

Posteriormente se realizó una medición de dureza Vickers en la sección transversal de varias barras procesadas por proceso QTB (8 muestras) de distinto diámetro para observar las variaciones que se tienen dependiendo del diámetro de la varilla. Los promedios se presentan en la siguiente tabla:

Tabla 4.1. Dureza promedio de cada zona presente en el acero QTB a barras de distintos diámetros.

Diámetro (mm)	Zona	Distancia del borde (mm)	Dureza (Hv)	Diámetro (mm)	Zona	Distancia del borde (mm)	Dureza (Hv)
12.70	Externa	0.45	270	15.86	Externa	0.48	295
	Intermedia	1.03	211		Intermedia	1.35	210
	Central	3.18	192		Central	3.97	184
Diámetro (mm)	Zona	Distancia del borde (mm)	Dureza (Hv)	Diámetro (mm)	Zona	Distancia del borde (mm)	Dureza (Hv)
19.05	Externa	0.52	259	25.4	Externa	0.65	251
	Intermedia	1.27	203		Intermedia	1.70	207
	Central	4.88	186		Central	3.18	182

Se puede observar que hay un perfil de durezas a lo largo del diámetro de la barra, esto debido a la presencia de las distintas microestructuras en el material, y las cuales tienen distinta morfología debido a la velocidad de enfriamiento.

4.1.2 ENSAYO JOMINY

Este ensayo se realizó con la finalidad de determinar la templabilidad del acero, y posteriormente seleccionar el diámetro adecuado para garantizar un temple total, es decir, obtener martensita en toda la pieza para someterlas posteriormente a un revenido.

La dureza alcanzada en la parte más cercana al chorro de agua es de 625 Vickers con una temperatura de austenización de 850°C y de 576 Vickers con una temperatura de 950°C.

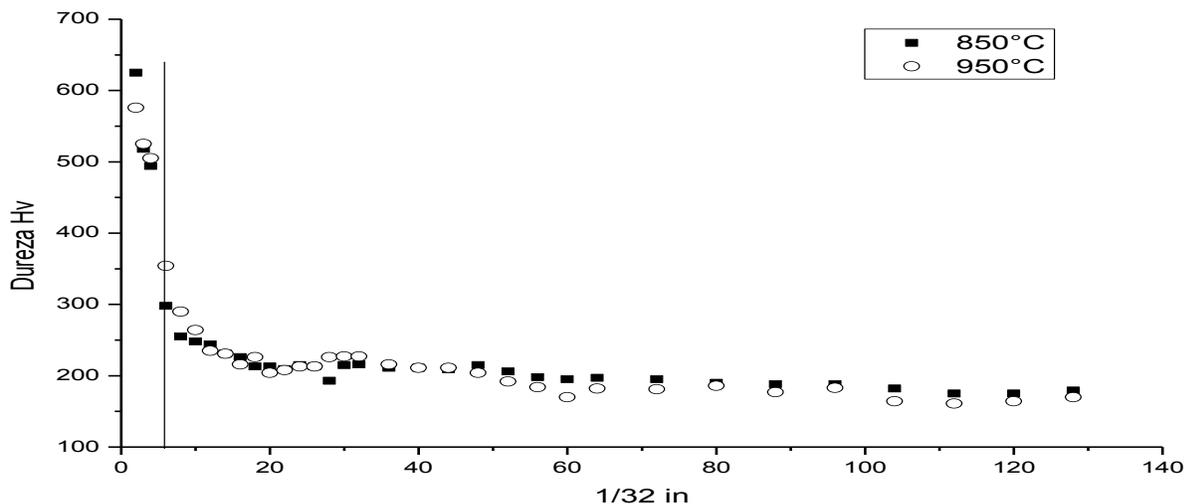


Figura 4.2. Curva de templabilidad del acero utilizado a distintas temperaturas de austenización.

En la figura 4.2 se muestra la curva de templabilidad del acero trabajado. Se observa que la templabilidad de este acero es de 6/32" con el criterio de que la dureza en esta profundidad en la probeta es de 355 Hv la cual se alcanza con una temperatura de austenización de 950°C, y una dureza de 301 Hv con una temperatura de austenización de 850°C y los cuales son valores adecuados para considerar que a esta distancia se tiene todavía la presencia de martensita ya que las otras fases presentes (bainita, perlita y ferrita) tienen una dureza menor a estos valores como se presenta más adelante.

Con esta prueba se seleccionó la barra de menor diámetro disponible que tuviera el tratamiento QTB. Esta barra tiene un diámetro de 3/8 de pulgada, y ya que durante el temple la extracción de calor ocurre de manera radial, es decir, del centro de la barra hacia la superficie, la distancia efectiva de transferencia de calor dentro de la varilla es de 3/16", por lo que, con este diámetro de barra, se garantiza la obtención de martensita en toda la pieza según el ensayo Jominy y validado posteriormente en el experimento.

4.1.3 TAMAÑO DE GRANO AUSTENÍTICO

La velocidad de crecimiento de grano depende de la energía de activación, la cual es provista por la temperatura, además de que la energía interfacial de los límites de grano disminuye al aumentar el tamaño, y es la fuerza impulsora o motriz que hace que crezca más el grano.

En la figura 4.3 se observa el tamaño de los granos de austenita en las 2 piezas con una temperatura de austenización diferente y según la experimentación del punto 3.2.1.

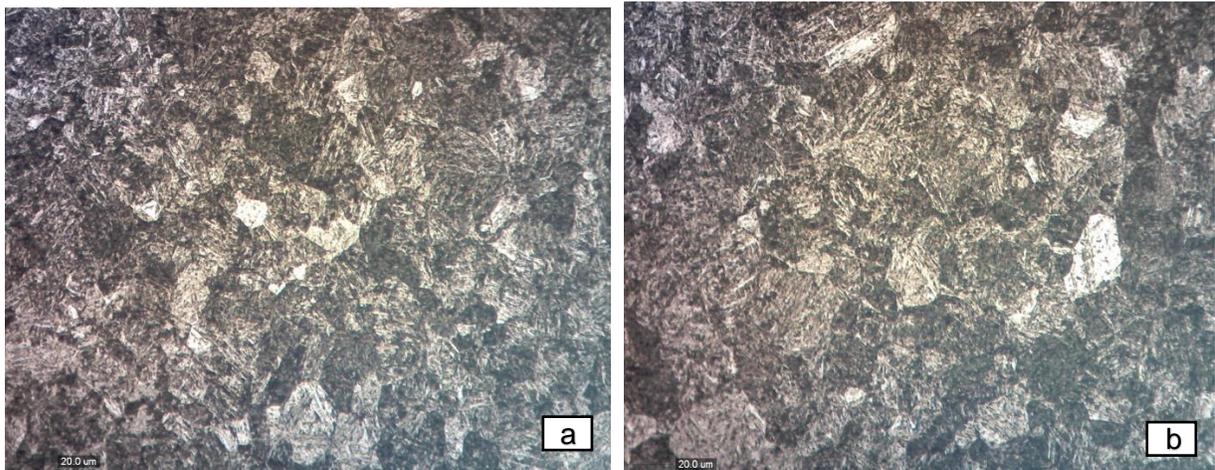


Figura 4.3. Tamaño de grano austenítico a distintas temperaturas de austenización. a) 850°C, b) 950°C.

Los resultados del tamaño de grano fueron graficados para observar mejor la distribución que estos tienen en la pieza. A una temperatura de 850°C se tienen en su mayoría granos de entre 1 y 10 micras (58%), los cuales son granos más pequeños que los encontrados con una temperatura de 950°C, en donde la mayoría tienen un tamaño de 21-30 micras (42%).

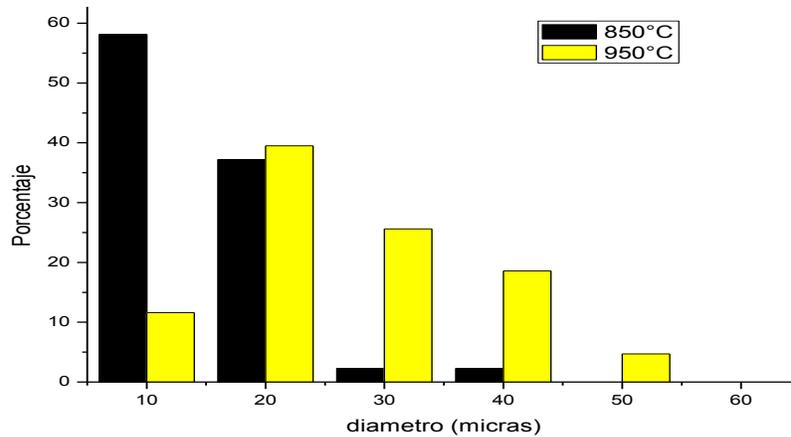


Figura 4.4. Distribución del tamaño de grano austenítico a distintas temperaturas de austenización. a) 850°C, b) 950°C

Las temperaturas se seleccionaron con base en expresiones de la literatura para determinar la temperatura de austenización [ref. 18] de aquí que se selecciona 850 °C, y de datos de planta en donde la temperatura de entrada al proceso [ref. 17] varía, pero reporta una temperatura máxima de 965°C.

Como se vio en el punto anterior, el tamaño de grano tiene un efecto positivo en la templabilidad, pero al mismo tiempo, implica efectos negativos en el material, tales como la descarburación superficial del material, mayor cantidad de austenita retenida, y un gasto energético mayor para realizar la austenización, por lo que se seleccionó una temperatura de austenización de 850°C.

4.2 ACERO QTB (9.53 mm)

Una vez seleccionado el diámetro a utilizar con base en el ensayo Jominy, se caracterizó la barra QTB del mismo diámetro.

Se realizaron pruebas de microdureza (tabla 4.2) a la barra seleccionada (3/8”) que se presentan a continuación:

Tabla 4.2. Dureza promedio de la barra QTB de 9.53 mm (3/8”).

Zona	Distancia del borde (mm)	HV	HRC
Centro	2.91	188	11.5
Inter	0.52	243	21.4
Externa	0.17	305	30.6

Las muestras de 9.53 mm son las que se usan en este trabajo como el prototipo de proceso de autorevenido superficial para el cual se encontrará la función cinética isoterma con el tratamiento de los datos de dureza medidos, y así hallar las constantes “B”, “Q” y “n”. Esto es, se utilizan muestras de 9.53 mm para obtener la cinética experimental, se simula el ciclo térmico del proceso QTB para esta misma barra, y así se comprueba el uso de la función cinética en condiciones no isotérmicas

4.3 PROPIEDADES MECANICAS DE LA BARRA DE 9.53 mm DE DIÁMETRO

4.3.1 BARRA NORMALIZADA: FERRITA- PERLITA

Esta barra presenta la misma estructura que la zona central de la barra QTB, la cual tiene un proceso de normalizado. La microestructura se muestra en la figura 4.5 a distintas temperaturas de austenización.

Se observa nuevamente el efecto de la temperatura en el tamaño de grano de la ferrita, la cual se forma a partir de la nucleación y crecimiento en los límites de grano austeníticos.

A una temperatura de 850°C se tienen granos equiaxiales y pequeños comparados con una temperatura mayor. Para la temperatura de 950°C se observa la presencia de ferrita Widmanstätten (fig. 4.5b) debido a una rápida velocidad de enfriamiento que se relaciona con la movilidad del carbono en la red cristalina de la austenita, la cual, al tener un tamaño de grano mayor, reduce la distancia entre la interfase $\alpha - \gamma$, aumentando el gradiente de concentración en esta región [19].

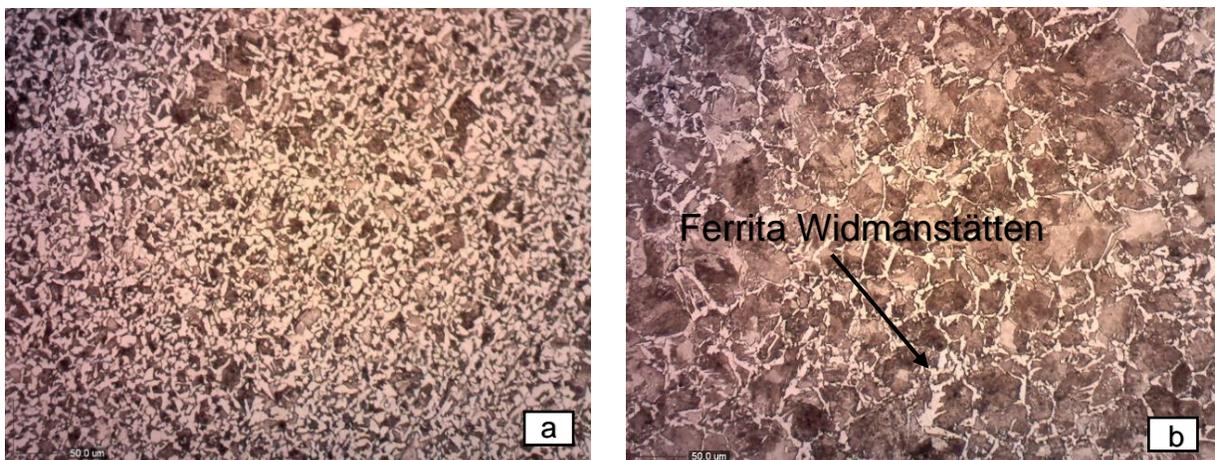


Figura 4.5. Microestructura de normalizado con diferentes temperaturas de austenización. a) 850°C, b) 950°C.

La dureza promedio obtenida en estas estructuras es de 182 Vickers para una austenización de 850°C, y una dureza de 190 Vickers en la estructura donde se tiene la presencia de ferrita Widmanstätten. Si se comparan con la dureza de la parte central de la barra (tabla 4.2), se observa que la ferrita Widmanstätten proporciona una dureza mayor debido a la morfología que presenta, y la cual es indeseable en el material, ya que lo fragiliza concentrando los esfuerzos.

4.3.2 BAINITA

En la figura 4.6 se muestra la microestructura obtenida con el tratamiento bainítico descrito en el punto 3.2, en donde se observa una microestructura poco definida. Comparándola con una estructura bainítica tomada de la literatura (fig. 2.6 c), se puede afirmar que es Bainita.

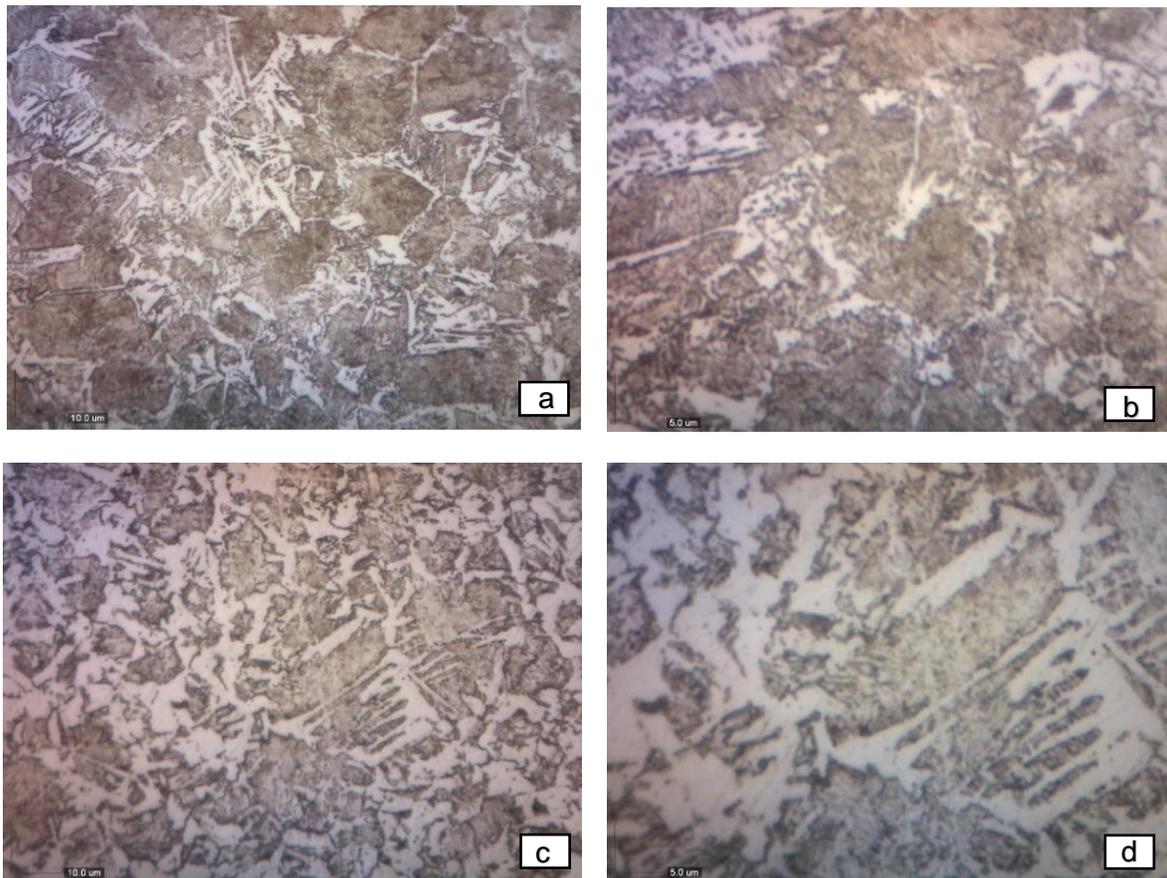


Figura 4.6. Microestructura Bainítica a distintas temperaturas de tratamiento isotérmico. a y b) 400°C, c y d) 500°C.

Se observa que a temperaturas altas la morfología de la bainita es más marcada que a bajas temperaturas de tratamiento, obteniéndose una morfología similar a la de la ferrita Widmanstätten, y la cual tiene una dureza promedio de 250 Vickers.

En la tabla 4.3 se presentan los valores de dureza obtenidos de los distintos tratamientos térmicos:

Tabla 4.3. Dureza de las Barras con Distinto Tratamiento Térmico.

Tratamiento	Dureza (Hv)
QTB	NA
Revenida	306
Normalizada	182
Báinitico	250

Comparando las tablas 4.2 y 4.3 se puede observar que los valores entre las durezas obtenidas en la barra QTB, y los resultados obtenidos con los tratamientos térmicos realizados en el experimento, son muy cercanos entre sí en valores de dureza, por lo que la caracterización del acero, en cuanto a las morfologías y dureza que presentan, se realizó de buena manera.

De este punto en adelante, se estudia más a fondo la estructura de martensita revenida y la dureza obtenida en las muestras.

4.4 CINÉTICA DE REVENIDO (EXPERIMENTOS DE REVENIDO ISOTÉRMICO)

4.4.1 MICROESTRUCTURA

Una vez realizados el temple y los revenidos isotérmicos, de acuerdo con el plan de experimentación del punto 3.2, cada muestra fue preparada para su observación microscópica.

La microestructura de la figura 4.7 es martensita, la cual se obtiene por el temple de las muestras. Se aprecian las agujas, morfología típica de esta estructura, debido al cambio de estructura cristalina de la austenita a martensita, por un proceso adifusional.



Figura 4.7. Martensita obtenida con una temperatura de austenización de 850°C templada en agua a temperatura ambiente.

En la figura 4.8 se muestran las fotografías de la evolución de la estructura al mismo tiempo de revenido (10 min) a las distintas temperaturas. El tiempo se selecciona ya que, al ser el mayor, se espera que se observen diferencias entre las piezas. En todos los casos se trata de martensita revenida, o sea productos de transformación, poco definidos, en los cuales ocurre un proceso de difusión del carbono debido a la temperatura y, al mismo tiempo, ocurre la transformación de la austenita retenida en carburos.

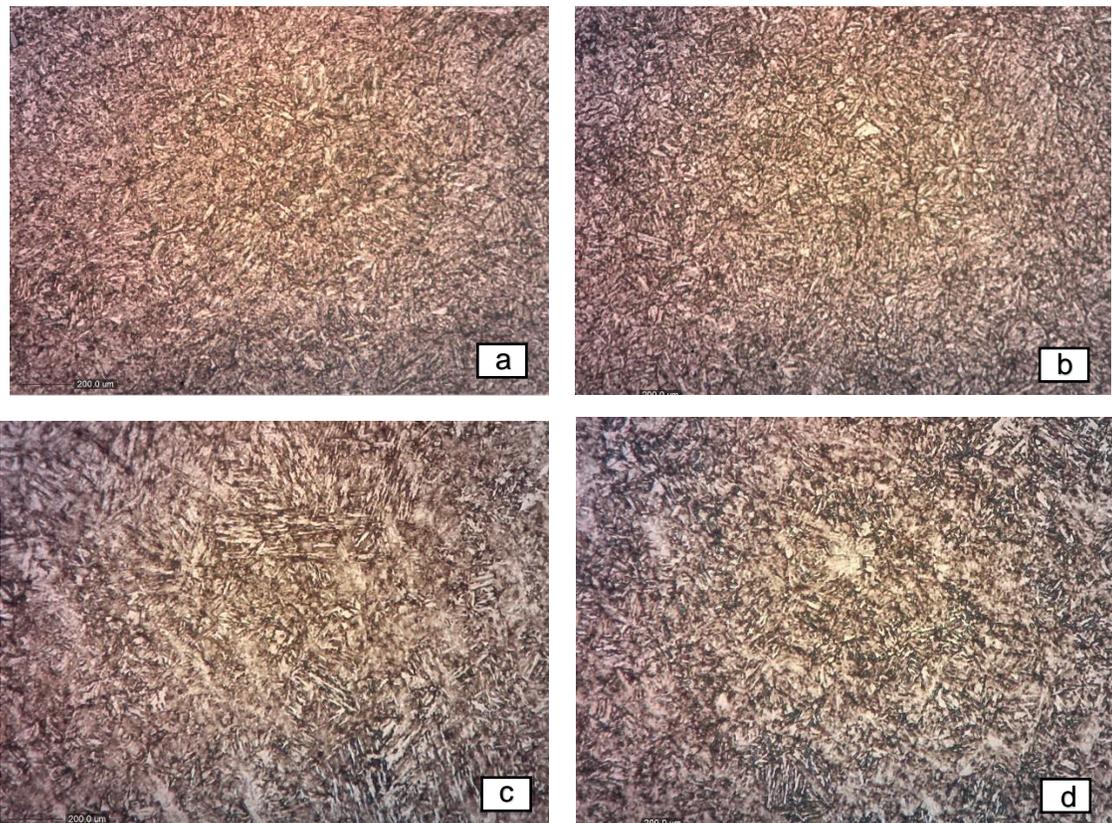


Figura 4.8. Microestructura de martensita revenida a distintas temperaturas de tratamiento. a) 500°C, b) 550°C, c) 600°C y d) 650°C. Atacadas con Nital 2.

En las imágenes anteriores es posible observar que no se presentan diferencias entre las muestras y que aún se tienen zonas blancas presentes, las cuales son zonas seguramente de austenita retenida; además de las agujas aún bien definidas.

4.4.2 MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO

Las piezas revenidas se analizan mediante microscopía electrónica de barrido con la intención de observar diferencias microestructurales entre ellas a mayores aumentos. Se selecciona una muestra de cada temperatura a un tiempo de 10 minutos para ser comparadas, el cual fue el tiempo máximo de tratamiento.

Las imágenes obtenidas con esta técnica se presentan en la figura 4.9.

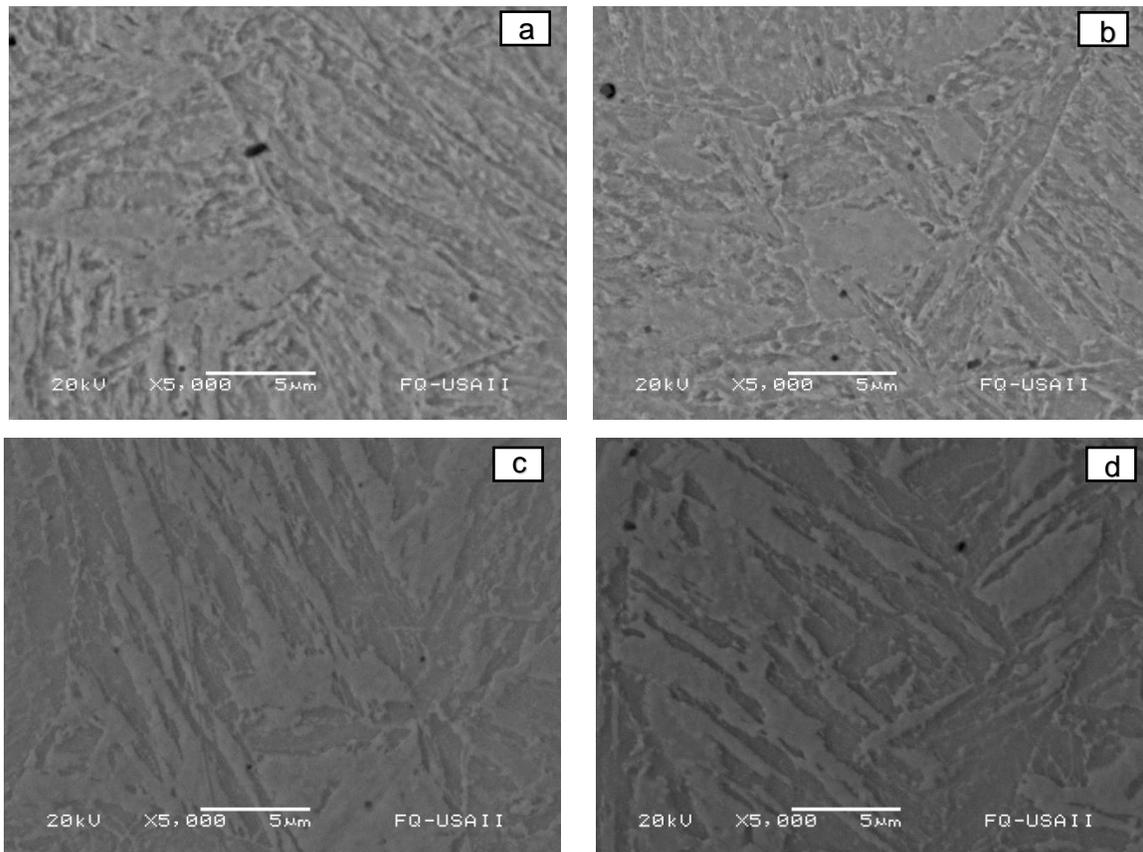


Figura 4.9. Microscopía electrónica de barrido. a) 500°C, b) 550°C, c) 600°C y d) 650°C.

Se puede observar que aún a altos aumentos, no existe una diferencia importante entre las piezas, ya que se tiene la misma morfología, y no hay presencia de carburos en la microestructura, o alguna morfología que distinga una imagen de otra, y en las cuales se aprecie el efecto de la temperatura de revenido. Estos carburos tienen un tamaño entre 31-70 nm según la literatura [ver ref. 11], por lo que serían más perceptibles mediante TEM (Microscopía Electrónica de Transmisión) o con más aumentos en MEB.

Las muestras se someten a un ensayo de microdureza debido a que la complejidad de esta estructura (martensita revenida), aún con variaciones en tiempo y temperatura, no es fácilmente diferenciable en cuanto a microestructura, pero los cambios en propiedades si son evidentes.

4.4.3 DUREZA

Debido a que el modelo cinético (ecuación 17) es obtenido mediante datos de dureza a distintos tiempos y temperaturas de tratamiento, se realiza esta prueba a todas las muestras sometidas a revenido.

En la tabla 4.4 se muestran los resultados promedio de la dureza Vickers medida a las probetas experimentales de acero. Estos exhiben claramente como a mayor temperatura se necesita menor tiempo para alcanzar una dureza similar, como es lo esperado ya que el revenido consiste en una serie de transformaciones difusivas que dependen de la temperatura. Esto es a mayor temperatura, mayor difusión, con productos de transformación de menor dureza que la martensita.

Tabla 4.4. Durezas promedio de las muestras revenidas isotérmicamente.

tiempo (s)	Dureza HV			
	500°C	550°C	600°C	650°C
1	780	780	780	780
25	483	440	389	347
50	433	407	364	331
120	415	371	344	316
300	395	347	325	293
600	378	331	315	285

Además de las diferencias entre los valores de dureza, se observa que la dureza inicial de temple (780Hv) difiere de la dureza alcanzada en la realización del ensayo Jominy, el cual tuvo un valor de 625 Hv. Estos cambios significativos en dureza pueden ser debido a dos factores:

1. La fabricación de varillas QTB se realiza con chatarra, por lo que no es posible garantizar una composición química similar en todos los productos, y por lo cual se maneja entre rangos mínimos y máximos de elementos. Así, una variación en el contenido de carbono, o en elementos de aleación (Cr, Ni, Mn), pueden dar lugar a resultados distintos en cuanto a la dureza inicial de temple.
2. El segundo factor es la forma del temple. En el ensayo Jominy, la severidad del medio difiere de cómo se templean las piezas para el revenido, ya que la presión de agua no es tan elevada como el temple en una tina. La agitación es otro factor importante, ya que elimina el efecto en la etapa de formación de vapor sobre la superficie de la probeta, por lo que, en este sentido, la severidad, el cual es un factor importante en la templabilidad de los aceros, es mayor en las piezas que fueron tratadas una a una, a la obtenida en el ensayo de templabilidad.

Con los datos de la tabla 4.4, se construye la Figura 4.10 de Dureza vs tiempo a las distintas temperaturas de revenido. En ésta se observa que, a mayor temperatura de revenido a tiempos iguales, se obtiene una dureza menor debido a la expulsión del carbono de la placa de martensita provocada por un proceso difusivo.

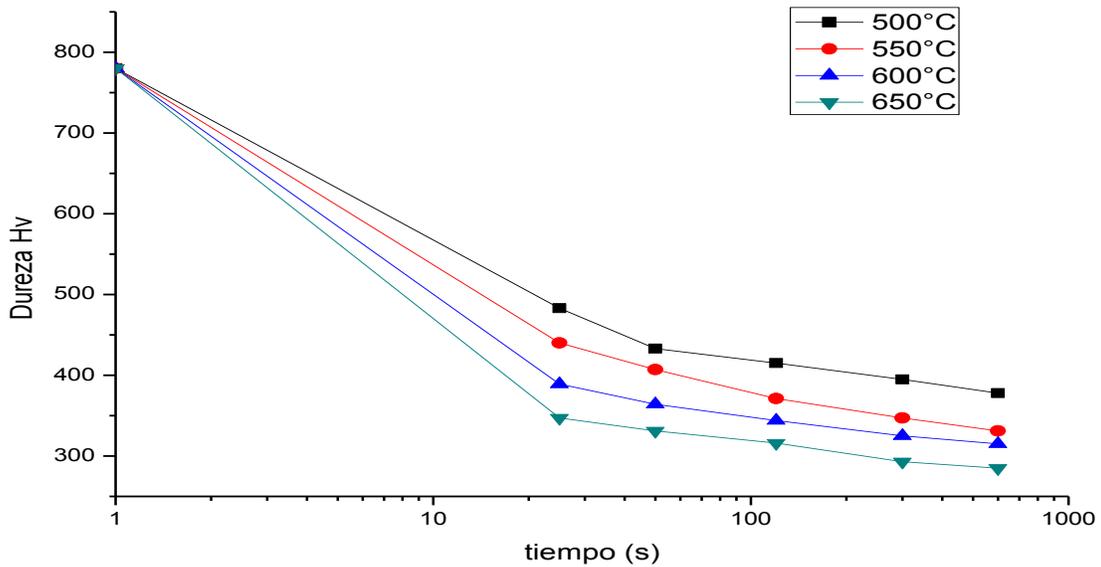


Figura 4.10. Variación de la dureza medida con la temperatura y tiempo de revenido.

4.4.4 ECUACIÓN CINÉTICA ISOTÉRMICA

De la figura anterior y mediante una regresión multivariable utilizando mínimos cuadrados (ver apéndice II), se obtuvieron las constantes de la ecuación (17) para este acero.

$$Hv = Hv_0 - B \left(\exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)t \right)^n$$

Los resultados se muestran en la tabla 4.5.

Tabla 4.5. Constantes empíricas obtenidas con regresión multivariable.

B (Hv)	1301.23
n	0.0672
Q (J/mol)	154,004

Las constantes engloban todos los parámetros involucrados en las rutas de revenido, como son la composición química, la temperatura y el tiempo. Con las constantes encontradas para este acero en específico la función cinética isotérmica queda de la siguiente manera:

$$Hv = 780 - 1301.23 \left[\exp\left(\frac{-154004}{RT}\right)t \right]^{0.0672} \quad (26)$$

Con la función cinética completa, se recalculan los valores de dureza a cada temperatura y tiempo de tratamiento, obteniéndose una coincidencia aceptable entre los valores calculados y los valores medidos (fig. 4.11). Con esto se valida que la ecuación cinética obtenida experimentalmente puede ser utilizada de forma adecuada en la determinación de parámetros de tratamiento para este acero, ya que únicamente se tiene una variación máxima de ± 15 puntos de dureza Vickers entre los valores calculados y experimentales.

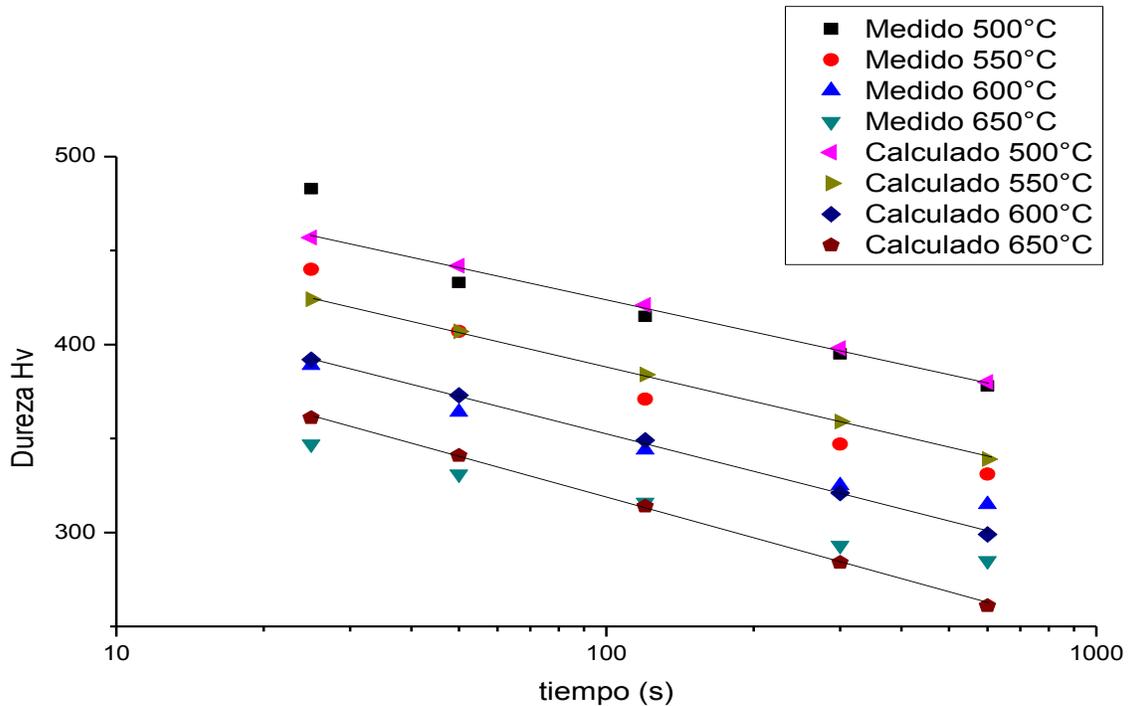


Figura 4.11. Comparación de la dureza calculada utilizando ec. (16) con los valores experimentales. La línea sólida representa la coincidencia entre los valores calculados y los valores de dureza experimentales.

A partir de la función cinética isotérmica experimental, se calculan valores para otras temperaturas y tiempos de revenido, desde 400°C hasta 700°C, y de 2 segundos hasta 3 horas. Una vez graficadas se traza una línea en 305 Hv (fig. 4.12), que es el valor promedio obtenido en la superficie de la barra comercial, esto con el objeto de conocer las diferentes temperaturas y tiempos que pueden dar lugar a la dureza que presentan las barras del proceso de autorevenido QTB (martensita revenida), la cual influye de gran forma en las propiedades mecánicas de la barra.

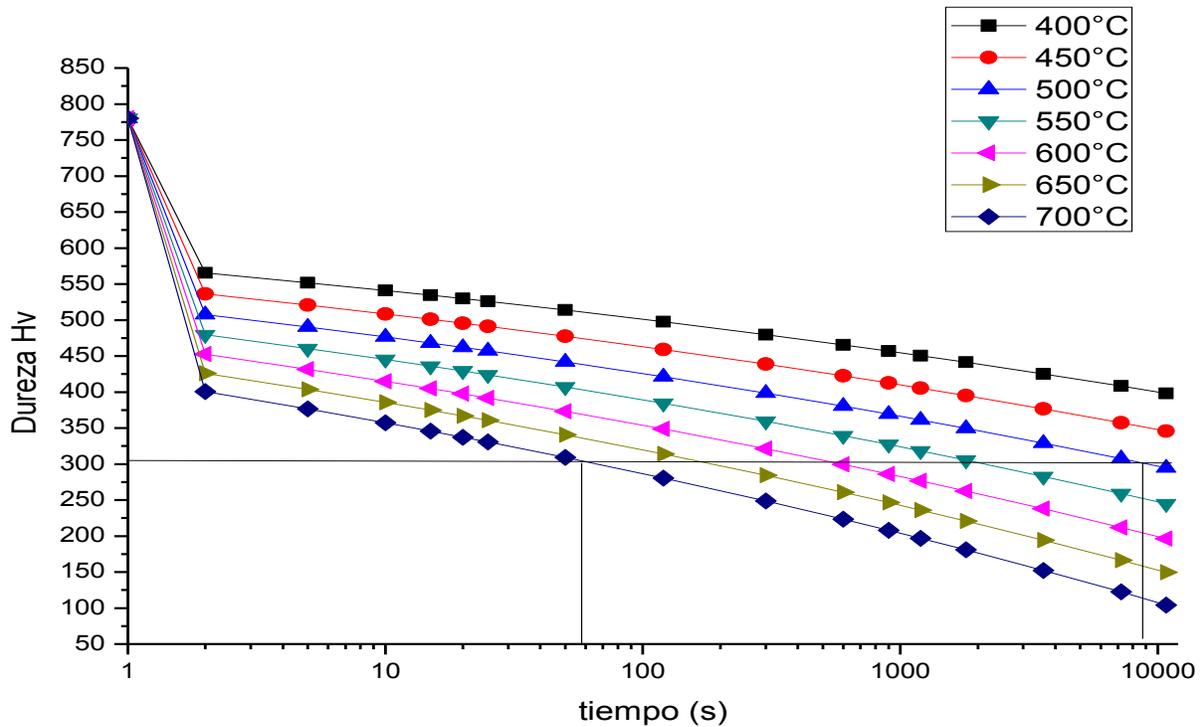


Figura 4.12. Grafica de dureza y tiempo a distintas temperaturas de revenido. Se muestra la línea para obtener 305 Hv a partir de ella.

La tabla 4.6 muestra las opciones que la función cinética provee para obtener 305 puntos de dureza Vickers (Hv) en una martensita revenida, mediante parámetros controlables como lo son la temperatura de tratamiento y el tiempo de mantenimiento en el baño.

Tabla 4.6. Opciones para dureza de 305Hv leídas en la Figura 4.12

305Hv		
T(°C)	t(s)	t(min)
700	58	0.97
650	170	2.83
600	520	8.67
550	2050	34.17
500	8900	148.33

A partir de estos datos, y con la información del proceso de la posible máxima temperatura de revenido (650°C), además de la dureza del anillo externo (305 Hv), se puede considerar que el revenido de esas barras es muy cercano al que se realiza a 650°C por 2.83 minutos isotérmicamente.

4.5 DETERMINACIÓN DE PARÁMETROS PARA REALIZAR EL REVENIDO NO ISOTÉRMICO

Para utilizar la función no-isotérmica (16) en la predicción de la dureza en la zona externa de la barra, es necesario conocer la historia térmica a la cual la barra está sometida durante el proceso QTB. Al no conocer ésta de manera experimental, o por datos de planta, se realiza una simulación mediante un balance de calor y el uso de diferencias finitas explícitas como método numérico de una curva teórica (ver apéndice III).

$$Hv = Hvo - B \left(\int_0^t \exp \left\{ -\frac{Q}{RT} \right\} dt \right)^n$$

El ciclo térmico modelado en su forma final se presenta en la figura 4.13, en donde se observa que el temple superficial ocurre en 0.25 segundos, y la temperatura máxima de recalentamiento es de 644°C (650°C es la reportada en datos), la cual es la temperatura a la que ocurre el autorevenido de la barra; mientras tanto, el centro no pierde temperatura durante el temple debido a la velocidad de la varilla en línea. Esto lleva a la obtención una estructura de típica de normalizado en el centro de la barra.

Entre estas dos zonas microestructurales se visualiza una zona en donde ocurre una transformación bainítica, con una temperatura promedio de tratamiento de 450°C de acuerdo con los experimentos mostrados en la sección 3.2, y conociendo las temperaturas de temple (Ms) y de recalentamiento máxima.

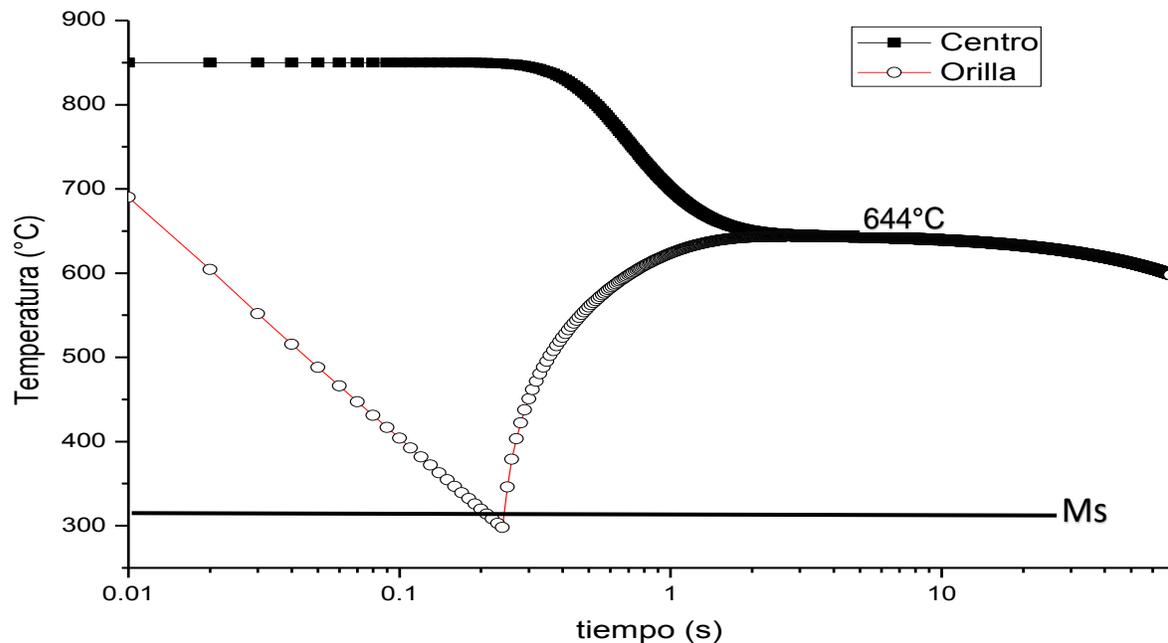


Figura 4.13. Curva de enfriamiento teórica. Se observa que la parte exterior de la varilla se temple, dejando el centro de la misma sin cambio de temperatura considerable.

Considerando que los datos de temperatura están disponibles a intervalos de tiempo iguales, la integral de la ecuación (16) se resuelve utilizando la regla del trapecio (ver apéndice IV) que se encuentra programado en el código mostrado en el apéndice III. El valor de dureza obtenido con este método es comparado con la dureza promedio medida de la barra comercial.

Este valor obtenido mediante la integral de la curva es de 319 Hv, el cual es un valor muy cercano a los valores promedio encontrados en la barra QTB (305 Hv), por lo que el procedimiento experimental y de cálculo, resultan en instrumentos valiosos para el conocimiento de este autorevenido.

Lo que se requiere en un trabajo posterior es obtener una historia térmica experimental para validar con mayor exactitud la función cinética de revenido.

CAPÍTULO 5

CONCLUSIONES

La función cinética desarrollada, y el modelado matemático del ciclo térmico del autorevenido, proporcionaron un valioso acercamiento al proceso de autorevenido no isotérmico de las barras estructurales estudiadas.

La función cinética de revenido experimental encontrada resulta en una herramienta para conocer, con buena aproximación, la microdureza en la superficie de las barras QTB industriales. En este estudio la dureza del anillo superficial en una barra QTB, comparada con los datos experimentales, presenta una desviación de 14 Hv.

Es posible el estudio de procesos industriales no isotérmicos, como lo es el proceso QTB, mediante experimentos y el uso de funciones de revenido isotérmicas.

El autorevenido no isotérmico, si bien puede modelarse con mucha aproximación, requiere del conocimiento de la historia térmica experimental para poder validarse mediante la función cinética de revenido, y con esto, contribuir con un conocimiento más profundo del proceso de autorevenido no isotérmico en línea, que ayude en la toma de decisiones al modificar las variables del proceso.

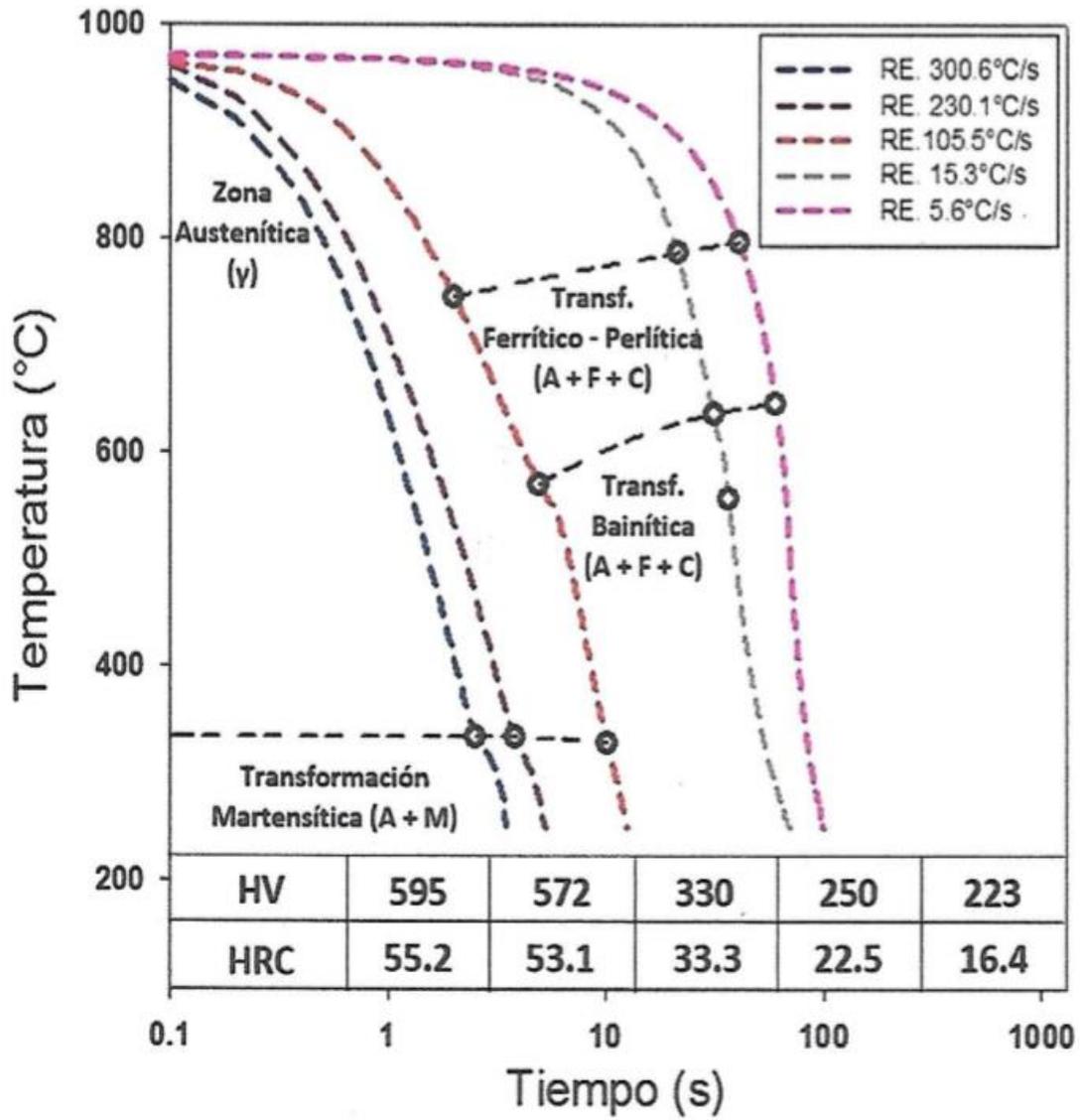
BIBLIOGRAFÍA

- [1] Martinez, L., "Microalloyed Steels: New Alternatives for the Steel Industry of Mexico", Material Science and Engineering, pp 47-55 (1993).
- [2] "América Latina en Cifras 2017", Asociación Latinoamericana del Acero.
- [3] Madias, J., Wright, M., Wolkowicz, P., "Reinforcing Bar: Hardening and Performance in Use", ResearchGate, pp 2287-2295, (2016).
- [4] Noville, J. "TEPCORE, the most convenient process to produce low cost high strength rebars from 8 to 75 mm", METEC, pp 1-6, (2015).
- [5] Apraiz, J., "Tratamientos Térmicos de los Aceros", Editorial Dossat-Plaza de Santa Ana, 8° edición, Madrid 1970.
- [6] ASTM A255, "Standars Test Methods for Determining Hardenability of Steel", Vol. 01.05 (2014).
- [7] Sinha, A., "Ferrous Physical Metallurgy", Butterworth-Heineman, pp 523-557, (1989).
- [8] Porter, D., Easterling K., Shenf, M., "Phase Transformation in Metals ans Alloys", CPR Press, 3° edición, p 418, 2008.
- [9] Hollomon, J., Jaffe, L., Trans. AIME 162, pp 249-261, (1945).
- [10] Grange, R., Baughman, R, "Hardness of Tempered Martensite in Carbon and Low Alloy Steels", Transactions of the ASM, Vol. 48, pp 1775-1785, (1977).
- [11] Zhang, Z., Delagnes, D., Bernhart, G., "Microstructure evolution of hot-work tool steels during tempering and definition of a kinetic law based on hardness measurements", Materials Science and Engineering A380, pp 222-230, (2002).

- [12] Reti, T., Gergely, M., Tardy, P., "Mathematical Treatment of non-Isothermal Transformations", Materials Science and Technology Vol.3, pp 365-371, (1987).
- [13] Mukherjee, M. Dutta, C., Haldar, A. "Prediction of hardness of the tempered martensite rim of TMT rebars", Materials Science and Engineering, A543, pp 35-43, (2012).
- [14] Bird, R., Stewart, W., Lightfoot, E., "Phenomena Transport", Editorial Reverté, 1992.
- [15] Kundu, S., Muckhopadhyay, A., Chatterjee, S., Chandra, S., "Modelling of Microstructure and Heat Transfer during Controlled Cooling of Low Carbon Wire Rod", ISIJ International, pp 1217-1223, (2004).
- [16] Chapra, S., Canale, R., "Métodos numéricos para ingenieros", McGraw-Hill, pp 465-480, pp 883-889, 1999.
- [17] Martínez, C., "Estructura y Propiedades Mecánicas en Varillas Corrugadas de Acero G42 Templadas y auto-Revenidas en Línea por Proceso QTB" (Tesis de maestría, 2018), Universidad Nacional Autónoma de México, México.
- [18] Gorni, A., "Forming and Heat Treating Handbook", Sao Vicente SP Brazil. January, pp: 5-17 (2017).
- [19] Shewmon, P., "Transformations in Metals", McGraw-Hill, United States of America, pp 219-226, 1969.
- [20] ASM Handbook Volume 9, "Metallography and Microstructures", ASM International.

Apéndice I

“Diagrama CCT del acero utilizado”



Apéndice II

“Determinación de los parámetros experimentales de la ecuación cinética isotérmica”

Mínimos cuadrados es una técnica de análisis numérico, en la que, dados un conjunto de valores y una familia de funciones, se intenta encontrar la función continua que mejor se aproxime a los datos [16]. La fórmula general es la siguiente:

$$x = (M^T M)^{-1} M^T u \quad (27)$$

En donde x es el vector de incógnitas, y M es la matriz de datos.

Un ejemplo, aplicado a la ecuación de una línea recta se muestra a continuación:

$$y = mx + b \quad (28)$$

Dados un conjunto de valores “ x ” y “ y ” se puede hallar el valor de la pendiente “ m ” y de la ordenada al origen “ b ”:

X	y
1	1
2	2
3	2

Los cuales se expresan también de la siguiente forma:

$$1 = m + b$$

$$2 = 2m + b$$

$$2 = 3m + b$$

Una vez teniendo las 3 ecuaciones linealmente dependientes, se ordenan en forma matricial, verificando que las dimensiones de las matrices sean las mismas para poder multiplicarlas, en este caso tenemos matrices de 3×2 y 2×1 respectivamente:

$$\begin{bmatrix} 1 & 1 \\ 2 & 1 \\ 3 & 1 \end{bmatrix} \begin{bmatrix} m \\ b \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} 1 \\ 2 \\ 2 \end{bmatrix}$$

Se sigue la ecuación (27) para hallar los valores de m y de b , las cuales son incógnitas. En este caso se utiliza el programa Excel para resolver la multiplicación de matrices:

	A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K	L	M	N	O
1	x	y		M 3x2			u		MT*M			MT*u		x	
2	1	1		1	1		1		14	6		11		0.5	
3	2	2		2	1		2		6	3		5		0.66666667	
4	3	2		3	1		2								

Figura II.1. Gráfica de una línea recta para observar los resultados obtenidos mediante mínimos cuadrados.

Ordenados los valores, se calcula la matriz transpuesta, la cual se multiplica por la matriz original, y, por otra parte, la matriz transpuesta se multiplica por el vector “u”, para finalmente se obtiene que el valor de $m=0.500$ y el valor de $b=0.667$. Esto se puede corroborar realizando la gráfica de los valores de “x” y “y”:

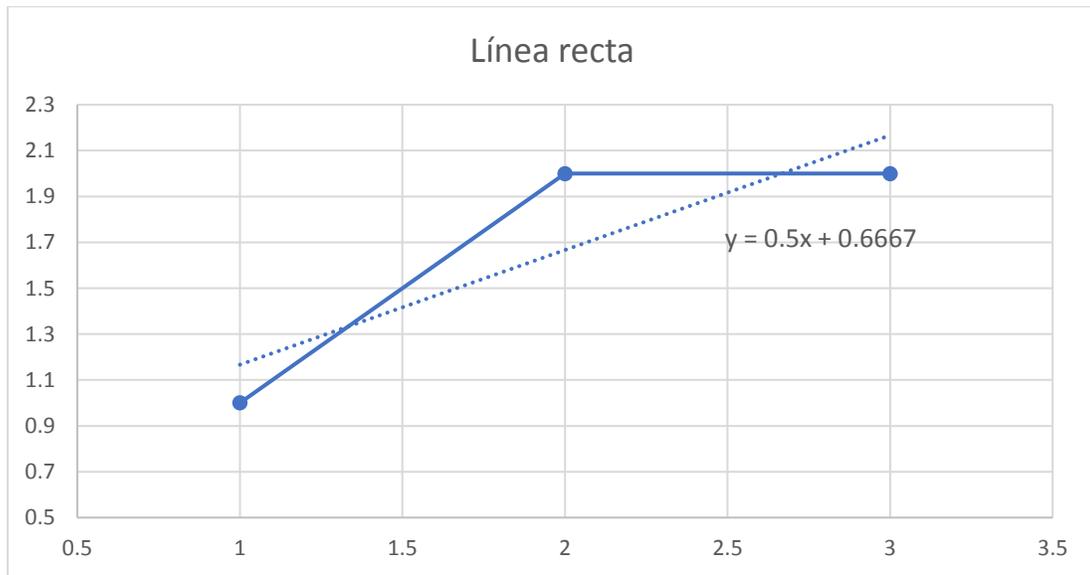


Figura II.2. Gráfica de una línea recta para observar los resultados obtenidos mediante mínimos cuadrados.

En el caso la función cinética de revenido utilizada, al ser no lineal, debe linealizarse para poder hallar los parámetros (ec. 29), y posteriormente con el uso de matrices hallar las constantes B, Q y n, las cuales son incógnitas en la expresión:

$$\ln B + n \ln t - \frac{Qn}{R} \left(\frac{1}{T} \right) = \ln(H_{v0} - H_v) \quad (29)$$

En donde A1, A2 y A3 son las incógnitas; X1 y X2 son datos conocidos; y u es el logaritmo de la dureza de temple (Hv_0) menos la dureza (Hv) con cada dato de $t(s)$ y $T(K)$.

Los datos se ordenan en forma matricial y se aplica la fórmula general (ec. 27) para hallar las constantes B, n y Q.

$$\underbrace{\begin{bmatrix} 1 & X1 & X2 \\ 1 & \dots & \dots \\ 1 & \dots & \dots \\ \dots & \dots & \dots \end{bmatrix}}_M \cdot \begin{bmatrix} x \\ A1 \\ A2 \\ A3 \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} u \\ \ln(\dots) \\ \ln(\dots) \\ \ln(\dots) \end{bmatrix}$$

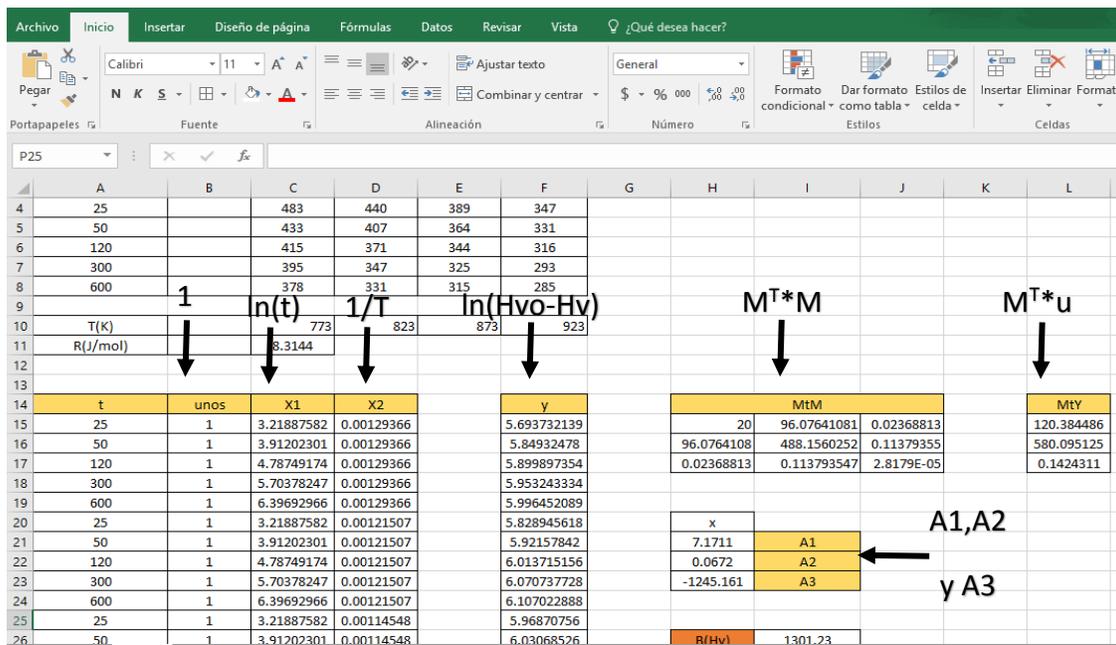


Figura II.3. Gráfica de una línea recta para observar los resultados obtenidos mediante mínimos cuadrados.

En este caso, debido a la linealización de la ecuación, los valores obtenidos en las incógnitas son: $A1=\ln(B)$, $A2=n$ y $A3=\frac{-Qn}{R}$, de los cuales es posible obtener su valor aplicando exponencial para B, y utilizando el valor de “n” para hallar Q.

Apéndice III

“Código para la simulación de la transferencia de calor ocurrida durante el proceso QTB”

```
dimension T(10), TN(10), dtiempo(10)
real k, rho, cp, h1, h2, Tinf, r, Tini, Tfinal, tiempo, dtb, alfa
real temple, Hvo, Z
real dbiot1, dbiot2, dr, dfo, dtt, Ttemple, lint, Q, Rg, nexp, B
open(unit=1,File='curvaderevenidorealtesis8.txt')
open(unit=2,File='durezab.txt')
Q=154004
Rg=8.3144
nexp=0.0672
Hvo=780
B=1301.23
k=56.0
rho=7850.0
cp=460.0
h1=38,000.0
h2=20.0
Tini=850.0
Tinf=40.0
Ttemple=335.0
Tfinal=30.0
tiempo=0.0
r=9.52e-3
dtb=1000.0
N=10
lint=0.0
alfa=k/(rho*cp)
dr=r/(float(N-1))
dbiot1=h1*dr/k
dbiot2=h2*dr/k
Z=0
```

```

do i=1, N
    T(i)=Tini
enddo
dtiempo(1)=(dr**2)/(4.0*alfa)
do i=2, N-1
    dtiempo(i)=(dr**2)/(2.0*alfa)
enddo
dtiempo(N)=(dr*((r**2)-(r-(dr/2.0))**2))/(2.0*alfa*(r-(dr/2.0)
i+dbiot1*r))
do i=1, N
    if(dtiempo(i).lt.dtb) then
        dtb=dtiempo(i)
    else
    endif
enddo
10 write(*,*)dtb
read(*,*)dtt
if(dtt.gt.dtb.or.dtt.lt.0.0) then
    goto 10
else
endif
dfo=(alfa*dtt)/(dr**2)
20 TN(1)=T(1)*(1.0-4.0*dfo)+(4.0*dfo*T(2))
do i=2, N-1
    TN(i)=T(i)*(1-2.*dfo)+(dfo/float(i-1))*(((float(i)-1.5)*
iT(i-1))+float(i)-0.5)*T(i+1))
enddo
if (TN(N).le.Ttemple) then
    temple=1
endif
if (temple .eq. 1) then
    dbiot=dbiot2

```

```

    lint=0.0
else
    dbiot=dbiot1
endif
TN(N)=T(N)*(1-((2.0*dfo*dr)/(r**2-(r-(dr/2.0))**2))*
i((r-(dr/2.0))+(dbiot*r)))+(2.0*dfo*dr*(r-(dr/2.0)))/
i(r**2-(r-(dr/2.0))**2))*T(N-1)+((2.0*dfo*dr*dbiot*r)/
i(r**2-(r-(dr/2.0))**2))*Tinf
tiempo=tiempo+dt
lint=lint+(dt*(exp(-Q/(Rg*TN(N)))+exp(-Q/(Rg*T(N))))/2)
Z=Hvo-B*lint**nexp
write(2,*)Z
write(1,*)tiempo, TN(1), TN(9), TN(N)
if(TN(N).le.Tfinal) then
    goto 30
else
    do i=1, N
        T(i)=TN(i)
    enddo
    goto 20
endif
30 end

```

Apéndice IV

“Regla del Trapecio Aplicada a la Ecuación Isotérmica”

El paso de tiempo Δt utilizado es de 0.02 segundos. Este valor lo arroja el código de programación utilizando los criterios de estabilidad de cada ecuación.

La integral por resolver queda de la siguiente manera:

$$Hv = Hv_0 - 1301.23 \left(\int_0^{0.02} \exp \left\{ \frac{-154,004}{(8.3144) * T} \right\} dt \right)^{0.0672}$$

Esta ecuación se evalúa en el tiempo=0.002 s que le corresponde la temperatura de 330°C, y el tiempo=0.004 s a la cual le corresponde una temperatura de 330.08°C debido al paso de tiempo tan pequeño.

Si se sustituyen los valores de tiempo y temperatura en la ecuación isotérmica, queda de la siguiente manera:

$$f(a) = Hv_1 = 780 - 1301.23 \left(\exp \left(\frac{-154,004}{(8.3144)(603k)} \right) (0.002) \right)^{0.0672} = 653.02$$

Y

$$f(b) = Hv_2 = 780 - 1301.23 \left(\exp \left(\frac{-154,004}{(8.3144)(603k)} \right) (0.004) \right)^{0.0672} = 646.97$$

Aplicando la fórmula general de la Regla del Trapecio:

$$Hv_1 = (0.004 - 0.002) \frac{(653.03) + (646.97)}{2} = 1.3 Hv$$

Continuando este mismo cálculo para cada intervalo de tiempo, y sumando los valores obtenidos en cada paso, se llega a la dureza final de la ecuación no isotérmica la cual se compara con la obtenida experimentalmente y valida el modelo.