



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA
DE MÉXICO**

POSGRADO EN CIENCIA E INGENIERÍA DE MATERIALES

**INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN MATERIALES
FACULTAD DE QUÍMICA**

**ESTRUCTURA Y PROPIEDADES MECÁNICAS EN VARILLAS
CORRUGADAS DE ACERO G42 TEMPLADAS Y
AUTO - REVENIDAS EN LÍNEA POR PROCESO QTB**

T E S I S

QUE PARA OPTAR POR EL GRADO DE:

MAESTRO EN CIENCIA E INGENIERÍA DE MATERIALES

PRESENTA

IQM. CÉSAR ABRAHAM MARTÍNEZ FERNÁNDEZ

TUTOR PRINCIPAL

M. EN C. MARIA EUGENIA NOGUEZ AMAYA

FACULTAD DE QUÍMICA

COMITÉ TUTOR

DR. IGNACIO ALEJANDRO FIGUEROA VARGAS

INSTITUTO DE INVESTIGACIONES EN MATERIALES

DR. JOSÉ BERNARDO HERNÁNDEZ MORALES

FACULTAD DE QUÍMICA

CIUDAD DE MÉXICO, ABRIL

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.

JURADO ASIGNADO

PRESIDENTE: Dr. Armando Ortiz Prado

SECRETARIO: Dr. Antonio Enrique Salas Reyes

1^{ER} VOCAL: M en C. María Eugenia Noguez Amaya

2^{DO} VOCAL: Dr. Bernardo Fabián Campillo Illanes

3^{ER} VOCAL: M. en A. Salvador Isaac Medina Rabadán

SITIOS DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA:

- Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Química, UNAM.
- Departamento de Materiales Metálicos, Instituto de Investigaciones en Materiales, UNAM.
- Laboratorios Químico y de Pruebas Mecánicas, Gerdau Corsa, Planta Tultitlán.
- Laboratorio de rayos-X, Departamento de Ingeniería en Materiales, Instituto Tecnológico de Morelia.

Asesor del tema:

M. en C. María Eugenia Noguez Amaya
(Facultad de Química, UNAM)

Asesor en planta:

M. en A. Salvador Isaac Medina Rabadán
(Gerdau Corsa Tultitlán)

Sustentante:

IQM. César Abraham Martínez Fernández
(Instituto de Investigaciones en Materiales, UNAM)

AGRADECIMIENTOS

Instituciones:

A la Universidad Nacional Autónoma de México por brindarme la oportunidad de realizar mis estudios de posgrado.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por la beca otorgada para mis estudios de Maestría y por el apoyo brindado para Beca de Movilidad Nacional.

Al Instituto de Investigaciones en Materiales y Facultad de Química por permitir el uso de instalaciones y equipo para la ejecución de este trabajo.

A Gerdau Corsa Planta Tultitlán por proporcionar las facilidades para el estudio de su producto y por otorgar el apoyo para uso de instalaciones y equipo.

Al Instituto Tecnológico de Morelia (ITM) por permitir la realización de estancia de investigación dentro de sus instalaciones.

Personas:

A mi directora de tesis, M. en C. Ma. Eugenia Noguez, por su apoyo incondicional para el desarrollo de este trabajo, por compartir sus conocimientos y experiencia los cuales fueron fundamentales.

Al Dr. Bernardo Hernández por sus invaluable asesorías durante el desarrollo de este trabajo

Al M.A. Salvador Isaac Medina por establecer un vínculo de trabajo entre la UNAM y Gerdau Corsa, con el cual fue posible la elaboración de este proyecto. Por todo su apoyo.

A las personas de las áreas de TGC y Laminación de Gerdau Corsa Tultitlán por brindar su apoyo, conocimiento y experiencia para enriquecer este trabajo.

Al Dr. Ignacio Figueroa por dar las facilidades para el uso de equipo del IIM-UNAM.

Al Dr. Bernardo Hernández y M.C. Roberto Cruces por su apoyo para la ejecución de ensayos Jominy.

Al Dr. Héctor Vergara y Dr. Octavio Vázquez por brindar las atenciones necesarias para llevar a cabo satisfactoriamente la estancia de investigación en el ITM.

Al Dr. Sixtos Arreola y M.C. Alexis Gallegos por sus asesorías en los estudios de dilatometría.

Al Ing. Iván Puente Lee por su valiosa contribución en el análisis de muestras a través de MEB.

Al Ing. Héctor Hugo Hinojosa del ICF-UNAM por su apoyo en el maquinado de probetas para estudio de dilatometría y ensayos Jominy.

A los integrantes del Jurado por sus valiosos comentarios para enriquecer este trabajo.



Índice general

Resumen	1
Abstract	2
1.- Introducción	3
1.1.- Procesos para producción de varilla corrugada	3
1.2.- Gerdau Corsa	4
1.3.- Normatividad.....	5
2.- Objetivo general	8
2.1.- Objetivos particulares	8
3.- Justificación	8
4.- Marco teórico	9
4.1.- Aspectos generales en aceros hipoeutectoides	9
4.1.1.- Microestructura ferrítico - perlítica	10
4.1.2.- Microestructura bainítica	11
4.1.3.- Microestructura martensítica	13
4.1.4.- Temple y revenido	15
4.1.5.- Dilatometría y ensayo Jominy para análisis de transformaciones de fase	19
4.2.- Proceso QTB (Quenched and Tempered Bar)	20
4.2.1.- Etapas del proceso	22
4.2.2.- Transferencia de calor en el enfriamiento	24
4.2.3.- Características microestructurales obtenidas por QTB	25
5.- Técnicas de caracterización	28
5.1.- Análisis microestructural.....	28
5.1.1.- Microscopía Electrónica de Barrido (MEB)	28
5.1.2.- Determinación de tamaño de grano promedio	29
5.1.3.- Espectrometría de Emisión Óptica	30



5.2.- Pruebas mecánicas	31
5.2.1.- Ensayo de tracción	31
5.2.2.- Ensayo de dureza Vickers	33
5.3.- Análisis térmico	35
5.3.1.- Prueba de dilatometría	35
5.3.2.- Ensayo Jominy	36
6.- Procedimiento experimental	39
6.1.- Caracterización en muestras de varilla corrugada de acero G42.....	40
6.1.1.- Observación en MO y MEB	41
6.1.2.- Obtención de propiedades mecánicas	43
6.1.3.- Análisis de composición química	44
6.1.4.- Perfiles de microdureza radial	46
6.1.5.- Obtención de parámetros térmicos	47
6.2.- Caracterización microestructural del acero G42.....	49
6.2.1.- Estudio de dilatometría	49
6.2.1.1.- Maquinado y dimensiones de las probetas	49
6.2.1.2.- Dispositivo dilatométrico y ejecución de pruebas	50
6.2.1.3.- Caracterización de las muestras y curvas obtenidas	52
6.2.2.- Ensayo Jominy	53
6.2.2.1.- Maquinado y dimensiones de las probetas	53
6.2.2.2.- Ejecución de pruebas	54
6.2.2.3.- Caracterización de las muestras y curvas de enfriamiento	55
7.- Resultados y discusión.....	56
7.1.- Características microestructurales de varillas corrugadas procesadas por QTB	56
7.1.1.- Composición química y cuantificación porcentual de zonas microestructurales	59
7.1.2.- Fronteras entre zonas microestructurales	65
7.1.3.- Anillo externo	69
7.1.4.- Anillo intermedio	73
7.1.5.- Núcleo	



7.2.- Estructura y propiedades mecánicas	83
7.2.1.- Esfuerzo máximo	85
7.2.2.- Límite de elasticidad	88
7.2.3.- Alargamiento	92
7.2.4.- Microdureza	96
7.3.- Efecto del carbono y cromo	99
7.3.1.- Adición de carbono	99
7.3.2.- Adición de cromo	102
7.4.- Temperatura de austenización.....	107
7.4.1.- Efecto en la microestructura	108
7.4.2.- Efecto en la templabilidad	110
7.5.- Auto - revenido.....	113
7.5.1.- Efecto en las propiedades mecánicas	113
7.6.- Transformaciones de fase en acero G42	119
7.6.1.- Rapidez de enfriamiento promedio en pruebas dilatométricas	119
7.6.2.- Microestructuras obtenidas en dilatometría	120
7.6.3.- Temperaturas de transformación	123
7.6.4.- Bosquejo de diagrama CCT para acero G42.....	128
8.- Resumen de resultados	131
9.- Conclusiones	132
10.- Trabajo a futuro	133
11.- Referencias	137
12.- Apéndices.....	142
A1.- Diagrama de fases al equilibrio Fe – Fe ₃ C	142
A2.- Relación nomenclatura de muestras – número de colada en planta industrial.....	143
A3.- Entidad Mexicana de Acreditación (EMA)	144
A4.- Efecto Joule	145
A5.- Metalografías de zonas anulares en muestras de varilla corrugada G42	146
A6.- Microdureza Vickers en muestras de varilla corrugada G42	148
A7.- Efecto de los elementos de aleación en las curvas de transformación TTT	150
A8.- Funciones dependientes de la temperatura para cálculo de h_c	151



Índice de figuras

Fig. 1.1.- Producción de acero en américa latina en 2017	3
Fig. 1.2.- Gerdau Corsa, Planta Tultitlán	5
Fig. 1.3.- Identificación superficial de varilla de acuerdo a NMX-B-506	7
Fig. 4.1.- Microestructura ferrítico-perlítica en un acero con 0.25% C.....	11
Fig. 4.2.- Microestructura de bainita superior en un acero de medio carbono	12
Fig. 4.3.- Microestructura en MEB de martensita (a) templada y (b) revenida	14
Fig. 4.4.- Respuesta de la temperatura en un tratamiento de temple y revenido	17
Fig. 4.5.- Esquema general del proceso de producción varilla corrugada G42	20
Fig. 4.6.- Layout de planta Grupo Riva, Verona, Italia.....	21
Fig. 4.7.- Curvas de enfriamiento del proceso QTB en posiciones radiales de la varilla	23
Fig. 4.8.- Perfil de microdureza radial obtenido por Mukhopadhyay	26
Fig. 4.9.- Características microestructurales reportadas por Nikolaou.....	27
Fig. 5.1.- Interacción de electrones primarios con la superficie de la muestra	29
Fig. 5.2.- Ejemplo de tamaño de grano ASTM No. 3 a 100x.....	30
Fig. 5.3.- Carga unidireccional aplicada en ensayo de tensión	31
Fig. 5.4.- Propiedades mecánicas obtenidas de curva esfuerzo-deformación $\sigma - \epsilon$	33
Fig. 5.5.- Esquema para prueba de dureza Vickers	34
Fig. 5.6.- Probeta y dispositivo para ensayo Jominy de acuerdo a ASTM A-255	37
Fig. 6.1.- Diagrama de flujo del procedimiento experimental	39
Fig. 6.2.- Preparación de muestras para análisis metalográfico	41
Fig. 6.3.- Medición anillo externo por NIS-Elements. Muestra 19.05 mm diámetro, GC-D5.....	42
Fig. 6.4.- Máquina Tinus Olsen, Lab. Pruebas Mecánicas	44
Fig. 6.5.- Espectrómetro de Emisión Óptica, Lab. Químico	45
Fig. 6.6.- Microdurómetro SHIMADZU, Instituto de Investigaciones en Materiales	46
Fig. 6.7.- Esquema de corte transversal en varilla de acero con la dirección de medición	47



Fig. 6.8.- Probeta dilatométrica. (a) Diseño (dimensiones en mm), (b) piezas maquinadas	50
Fig. 6.9.- Dispositivo dilatométrico y adquireedor de datos	51
Fig. 6.10.- Dimensiones de probeta Jominy	53
Fig. 6.11.- Dispositivo empleado para ensayos Jominy	54
Fig. 7.1.- Esquema de zonas microestructurales en varilla corrugada. Vista trimétrica	57
Fig. 7.2.- Zonas microestructurales en muestra estándar de 19.05 mm diámetro. GC-D	58
Fig. 7.3.- Acercamiento en (a) anillo externo, (b) anillo intermedio, (c) núcleo	59
Fig. 7.4.- Anillo ext. e int. en muestras de 9.53 mm diámetro (a) GC-A2, (b) GC-A4, (c) GC-A6, (d) GC-A8	60
Fig. 7.5.- Anillo ext. e int. en muestras de 12.70 mm diámetro (a) GC-B1, (b) GC-B2, (c) GC-B4, (d) GC-B6	62
Fig. 7.6.- Anillo ext. e int. en muestras de 15.88 mm diámetro (a) GC-C1, (b) GC-C2, (c) GC-C5, (d) GC-C6	63
Fig. 7.7.- Anillo ext. e int. en muestras de 19.05 mm diámetro (a) GC-D1, (b) GC-D3, (c) GC-D5, (d) GC-D7	63
Fig. 7.8.- Frontera entre anillo externo e intermedio (a) 100x, (b) 200x	65
Fig. 7.9.- Frontera entre anillo intermedio y núcleo (a) 100x, (b) 200x	66
Fig. 7.10.- Esquema distribución de temperaturas de la varilla en primera etapa del proceso QTB	66
Fig. 7.11.- Esquema distribución de temperaturas de la varilla en segunda etapa del proceso QTB	67
Fig. 7.12.- Microestructura del anillo externo en muestras (a) GC-C3 y (b) GC-D7	69
Fig. 7.13.- Microestructura de martensita revenida reportada por Grange	70
Fig. 7.14.- Microestructura MEB de anillo externo (a) GC-A3 y (b) GC-B5	71
Fig. 7.15.- Martensita revenida Zhang 0.5% C (a) carburos, (b) estructura de listón	71
Fig. 7.16.- Martensita revenida ASM vol. 9. Acero revenido a 690 °C, 25 min. (a) 0.2% C, (b) 1.2% C	72
Fig. 7.17.- Microestructura anillo int. muestras (a) GC-A2, (b) GC-B5, (c) GC- C7, (d) GC-D4	73
Fig. 7.18.- Posible estructura bainítica dentro del anillo intermedio (a) GC-B1, (b) GC-C8	74
Fig. 7.19.- Estructura de bainita superior para un acero 0.41% C	74
Fig. 7.20.- Anillo intermedio en MEB. (F) Ferrita, (P) perlita, (B) bainita. Muestra GC-D5	75
Fig. 7.21.- Bainita anillo int.. (a) GC-B1, (b) GC-A5, (c) GC-C7, (d) GC-D5	76
Fig. 7.22.- Estructuras bainíticas. (a) obtenida isotérmicamente a 450 °C, (b) revenida a 600 °C	77
Fig. 7.23.- Microestructura del núcleo. (a) GC-A3, (b) GC-B2, (c) GC- C8, (d) GC- D5	79
Fig. 7.24.- Cuantificación de ferrita y perlita en el núcleo NIS-Elements. Muestra GC- D3.	80
Fig. 7.25.- Microestructura ferrítico – perlítica en el núcleo. (a) GC-B5, (b) GC-D5	80
Fig. 7.26.- Espacio interlaminar perlítico de la muestra GC-D5.	81
Fig. 7.27.- Propuesta de evolución microestructural durante proceso QTB	82
Fig. 7.28.- Curva esfuerzo – deformación para varilla corrugada G42. Muestra GC-C7	83
Fig. 7.29.- Correlación de esfuerzo máximo en muestras de 9.53 mm diámetro	86



Fig. 7.30.- Correlación de esfuerzo máximo en muestras de 12.70 mm diámetro.....	86
Fig. 7.31.- Correlación de esfuerzo máximo en muestras de 15.88 mm diámetro	86
Fig. 7.32.- Correlación de esfuerzo máximo en muestras de 19.05 mm diámetro	86
Fig. 7.33.- Correlación esfuerzo máximo muestras de 9.53 mm diámetro. Tres zonas microestructurales	87
Fig. 7.34.- Correlación de límite de elasticidad en muestras de 9.53 mm diámetro	89
Fig. 7.35.- Correlación de límite de elasticidad en muestras de 12.70 mm diámetro	89
Fig. 7.36.- Correlación de límite de elasticidad en muestras de 15.88 mm diámetro	90
Fig. 7.37.- Correlación de límite de elasticidad en muestras de 19.05 mm diámetro	90
Fig. 7.38.- Correlación del cociente EM/LE con el porcentaje de carbono equivalente	92
Fig. 7.39.- Efecto de la martensita revenida sobre el alargamiento en muestras de 9.53 mm diámetro	93
Fig. 7.40.- Correlación de alargamiento en muestras de 9.53 mm diámetro	95
Fig. 7.41.- Correlación de alargamiento en muestras de 12.70 mm diámetro	95
Fig. 7.42.- Correlación de alargamiento en muestras de 15.88 mm diámetro	95
Fig. 7.43.- Correlación de alargamiento en muestras de 19.05 mm diámetro	95
Fig. 7.44.- Perfiles de microdureza en muestras de 9.53 mm diámetro	96
Fig. 7.45.- Perfiles de microdureza en muestras de 12.70 mm diámetro	96
Fig. 7.46.- Perfiles de microdureza en muestras de 15.88 mm diámetro	97
Fig. 7.47.- Perfiles de microdureza en muestras de 19.05 mm diámetro	97
Fig. 7.48.- Efecto de dureza global en el límite de elasticidad. Muestras de 9.53 mm diámetro	98
Fig. 7.49.- Efecto de dureza global en el límite de elasticidad. Muestras de 12.70 mm diámetro	98
Fig. 7.50.- Anillo externo en muestras. (a) GC-C7, (b) GC-C8.....	100
Fig. 7.51.- Microestructura en MEB de martensita revenida. Muestras (a) GC-B5, (b) GC-C8	100
Fig. 7.52.- Microestructura en MO del núcleo ferrítico-perlítico. Muestras (a) GC-C3, (b) GC-C8	101
Fig. 7.53.- Zonas microestructurales en muestras de 19.05 mm diámetro. (a) GC-D5, (b) GC-D9.....	103
Fig. 7.54.- Perfiles de microdureza comparativos en muestras. (a) GC-D5, (b) GC-D9.....	104
Fig. 7.55.- Microestructura en MEB de martensita revenida. Muestras (a) GC-D5, (b) GC-D9.....	105
Fig. 7.56.- Microestructura en MO del núcleo ferrítico-perlítico. Muestra (a) GC-D5, (b) GC-D9	106
Fig. 7.57.- Espaciamiento interlamina perlítico. Muestra (a) GC-D5, (b) GC-D9	106
Fig. 7.58.- Microestructura ferrítico-perlítica. Muestras (a) GC-C1, (b) GC-C3, (c) GC-C5	108
Fig. 7.59.- Microestructura probetas Jominy 30 mm de base. Temp. Aust. (a) 850 °C (b) 950 °C.....	109
Fig. 7.60.- Martensita templada a 6 mm de la base en probeta Jominy. Temp. Austen. 950 °C.....	111
Fig. 7.61.- Curvas de templabilidad en acero G42. Ensayos Jominy	112
Fig. 7.62.- Efecto de la temperatura de revenido en el esfuerzo máximo	114



Fig. 7.63.- Efecto de la temperatura de revenido en el límite de elasticidad	114
Fig. 7.64.- Efecto de la temperatura de revenido en la dureza de la martensita	114
Fig. 7.65.- Efecto de la temperatura de revenido en el alargamiento	115
Fig. 7.66.- Isotermas experimentales de Mukherjee diferentes tiempos y temp. de revenido	116
Fig. 7.67.- Variación de la temp. en la superficie en barras de acero auto – revenido no isotérmico	117
Fig. 7.68.- Cálculo de rapidez de enfriamiento promedio en pruebas dilatométricas	119
Fig. 7.69.- Microestructura obtenida en dilatometría. (a) 300.6 °C/s, (b) 230.1 °C/s	120
Fig. 7.70.- Microestructura MEB (a) dilatometría 300.6 °C/s, (b) martensita templada Zhang	121
Fig. 7.71.- Microestructura obtenida en dilatometría. (a) 105.5 °C/s, (b) 15.3 °C/s	121
Fig. 7.72.- Estructura acicular obtenida en dilatometría (15.3 °C/s). (a) 3000x, (b) 8000x.....	122
Fig. 7.73.- Estructura de bainita superior en acero hipoeutectoide	122
Fig. 7.74.- Microestructura obtenida en dilatometría (5.6 °C/s). (a) MO, (b) MEB.....	123
Fig. 7.75.- Curva de rapidez de enfriamiento (300.6 °C/s)	124
Fig. 7.76.- Curva de rapidez de enfriamiento (230.1 °C/s)	124
Fig. 7.77.- Curva de rapidez de enfriamiento (105.5 °C/s)	125
Fig. 7.78.- Curva de rapidez de enfriamiento (15.3 °C/s)	125
Fig. 7.79.- Curva dilatométrica. Rapidez de enfriamiento promedio 15.3 °C/s	126
Fig. 7.80.- Curva de rapidez de enfriamiento (5.6 °C/s)	127
Fig. 7.81.- Curva de rapidez de enfriamiento probeta Jominy (TA = 850 °C)	128
Fig. 7.82.- Curva de rapidez de enfriamiento probeta Jominy (TA = 950 °C)	128
Fig. 7.83.- Diagrama de enfriamiento continuo (CCT) acero G42	129
Fig. 10.1.- Conductividad térmica en aceros al carbono	134
Fig. 12.1.- Diagrama de fases Fe – Fe ₃ C en estado de equilibrio	142
Fig. 12.2.- Zonas anulares en muestras de varilla corrugada de 9.53 mm diámetro	146
Fig. 12.3.- Zonas anulares en muestras de varilla corrugada de 12.70 mm diámetro	146
Fig. 12.4.- Zonas anulares en muestras de varilla corrugada de 15.88 mm diámetro	147
Fig. 12.5.- Zonas anulares en muestras de varilla corrugada de 19.05 mm diámetro	147
Fig. 12.6.- Diagrama TTT acero de baja aleación: 0.4 C, 1.0 Mn, 0.9 Cr (% en peso).....	150
Fig. 12.7.- Diagrama TTT acero de baja aleación: 0.4 C, 1.0 Mn, 0.8 Cr, 0.3 Mo, 1.8 Ni (% en peso).....	150



Índice de tablas

Tabla 1.1.- Requisitos de propiedades mecánicas para G42 y G52 de acuerdo a NMX-B-506.....	6
Tabla 1.2.- Composición química de producto de acuerdo a NMX-B-457.....	6
Tabla 1.3.- Requisitos de propiedades mecánicas para G42 y G56 de acuerdo a NMX-B-457.....	6
Tabla 4.1.- Microestructuras obtenidas en función del tiempo de enfriamiento durante el temple	26
Tabla 4.2.- Composición química de varilla de acero procesada por QTB, Nikolaou	27
Tabla 5.1.- Rango de composición química para aplicación de ensayo Jominy.....	36
Tabla 6.1.- Dimensiones de las varillas corrugadas analizadas	40
Tabla 6.2.- Variación porcentual permitida para análisis químico	45
Tabla 6.3.- Rapidez de enfriamiento en pruebas dilatométricas	52
Tabla 7.1.- Diámetros de varilla corrugada analizados.....	56
Tabla 7.2.- Composición química de las varillas corrugadas de acero G42 estudiadas (% en peso)	59
Tabla 7.3.- Cuantificación de zonas microestructurales en muestras de 9.53 mm diámetro	61
Tabla 7.4.- Cuantificación de zonas microestructurales en muestras de 12.70 mm diámetro	62
Tabla 7.5.- Cuantificación de zonas microestructurales en muestras de 15.88 mm diámetro	63
Tabla 7.6.- Cuantificación de zonas microestructurales en muestras de 19.05 mm diámetro	64
Tabla 7.7.- Propiedades mecánicas de varilla corrugada 12.70 mm diámetro sin QTB	84
Tabla 7.8.- Esfuerzo máximo en muestras de 9.53 mm diámetro	85
Tabla 7.9.- Esfuerzo máximo en muestras de 12.70 mm diámetro	85
Tabla 7.10.- Esfuerzo máximo en muestras de 15.88 mm diámetro	85
Tabla 7.11.- Esfuerzo máximo en muestras de 19.05 mm diámetro	85
Tabla 7.12.- Límite de elasticidad en muestras de 9.53 mm diámetro	88
Tabla 7.13.- Límite de elasticidad en muestras de 12.70 mm diámetro	89
Tabla 7.14.- Límite de elasticidad en muestras de 15.88 mm diámetro	89
Tabla 7.15.- Límite de elasticidad en muestras de 19.05 mm diámetro	89



Tabla 7.16.- Alargamiento y porcentaje de ferrita y perlita en muestras de 9.53 mm diámetro	94
Tabla 7.17.- Alargamiento y porcentaje de ferrita y perlita en muestras de 12.70 mm diámetro	94
Tabla 7.18.- Alargamiento y porcentaje de ferrita y perlita en muestras de 15.88 mm diámetro	94
Tabla 7.19.- Alargamiento y porcentaje de ferrita y perlita en muestras de 19.05 mm diámetro	94
Tabla 7.20.- Propiedades mecánicas en muestras de 19.05 mm diámetro (Cr 1:3)	107
Tabla 7.21.- Temp. de austenización y características del núcleo en muestras 15.88 mm diámetro	108
Tabla 10.1.- Espesores templados o de anillo externo obtenidos en planta y calculados	136
Tabla 12.1.- Muestras de varilla corrugada de 9.53 mm diámetro (3/8 in).....	143
Tabla 12.2.- Muestras de varilla corrugada de 12.70 mm diámetro (1/2 in).....	143
Tabla 12.3.- Muestras de varilla corrugada de 15.88 mm diámetro (5/8 in).....	143
Tabla 12.4.- Muestras de varilla corrugada de 19.05 mm diámetro (3/4 in).....	143
Tabla 12.5.- Valores de microdureza en muestras de 9.53 mm diámetro (3/8 in).....	148
Tabla 12.6.- Valores de microdureza en muestras de 12.70 mm diámetro (1/2 in).....	148
Tabla 12.7.- Valores de microdureza en muestras de 15.88 mm diámetro (5/8 in).....	149
Tabla 12.8.- Valores de microdureza en muestras de 19.05 mm diámetro (3/4 in).....	149



Glosario

QTB – <i>Quenched and Tempered Bar</i>	EM – Esfuerzo Máximo
G42 – Grado 42	LE – Límite de Elasticidad
NMX – Norma Mexicana	AI – Alargamiento
EMA – Entidad Mexicana de Acreditación	HV – Microdureza Vickers
MO – Microscopía Óptica	HRC – Dureza Rockwell C
MEB – Microscopía Electrónica de Barrido	AMR – Área de Martensita Revenida
MET – Microscopía Electrónica de Transmisión	CP – Contenido de Perlita
CCT – <i>Continuous Cooling Transformation</i>	T_{REV} – Temperatura de Revenido
CE – Carbono Equivalente	γ – Austenita
AE – Anillo Externo	γ' – Austenita Retenida
AI – Anillo Intermedio	α – Ferrita
N – Núcleo	P – Perlita
RE – Rapidez de Enfriamiento	B – Bainita



RESUMEN

El proceso QTB (*Quenched and Tempered Bar*), es un tratamiento térmico relativamente nuevo en la producción industrial de aceros largos con geometría cilíndrica y cuya importancia radica en que es posible obtener productos con características comparables a las de aceros micro-aleados sin necesidad de añadir una gran cantidad de elementos a la composición química. Este proceso ofrece numerosas ventajas: resistencia mecánica de acuerdo a normas internacionales, buenos niveles de alargamiento, soldabilidad mejorada y bajos costos de producción. En la actualidad existe poca información referente a las características microestructurales formadas mediante este proceso y las propiedades mecánicas que le confieren al material.

Este proyecto de investigación está vinculado al sector industrial acerero con la empresa *Gerdau Corsa*, la cual se dedica a la producción de aceros largos: perfiles de sección T, perfiles redondos, varillas corrugadas, etc.; en éste último producto está enfocado el presente estudio.

En este trabajo se analiza la microestructura formada como resultado del proceso QTB. En general puede ser descrita por tres zonas anulares dispuestas radialmente en el producto: anillo externo de martensita revenida, anillo intermedio de transición y núcleo ferrítico – perlítico. Las propiedades mecánicas del material están definidas por las características de estas zonas y por la fracción de cada una de ellas. Se ha encontrado que el límite de elasticidad y el esfuerzo máximo dependen del espesor del anillo martensítico, mientras que el alargamiento está vinculado con las características del núcleo (principalmente porcentaje de fases). Se estudia el efecto de la temperatura de austenización y del revenido no isotérmico sobre las características finales del producto, así como el efecto del contenido de carbono y de cromo en la microestructura y la resistencia mecánica.

Adicionalmente se ha hecho un análisis en laboratorio de un acero con composición química definida para grado 42 (proporcionado por la planta industrial) con la finalidad de obtener las temperaturas críticas de transformación variando la rapidez de enfriamiento para la construcción de un bosquejo de diagrama CCT; esto a través de un estudio de dilatometría y pruebas Jominy. Las microestructuras obtenidas en laboratorio y en el complejo industrial son analizadas en Microscopía Óptica y Microscopía Electrónica de Barrido y sometidas a pruebas de microdureza Vickers.



ABSTRACT

The QTB process (*Quenched and Tempered Bar*) is a new technology for heat-treating long steels products with cylindrical geometry. The process importance is the possibility of obtaining products comparable to those microalloyed steels without the need of adding large amount of elements to the chemical composition. This process offers numerous advantages: mechanical strength in compliance with international standards, good elongation levels, improved weldability and low production costs. Nowadays there is little information regarding the microstructural characteristics formed by this process and the mechanical properties that confers to the material.

This research project is in partnership with the *Gerdau Corsa* steel company, which is dedicated to the production of long steels: T section profiles, round bars, corrugated rebar, etc.; focusing this study in the last product.

In this work, the microstructure resulting from the QTB process is analyzed together with the mechanical properties obtained in the rebar. In general, the microstructure can be described by three annular zones radially arranged: tempered martensite outer ring, transition middle ring and ferritic – pearlitic core. The mechanical properties of the material are defined by the characteristics of these zones and the fraction of each one. It has been found that the yield strength (YS) and ultimate tensile strength (UTS) depends on the thickness of the martensitic ring, whereas the elongation is related to the core morphology (percentage of phases, mainly). The effect of the austenization temperature and non-isothermal tempering on the final characteristics of the product is studied, as well as the effect of the carbon and chromium content on the microstructure and the mechanical strength.

In addition, a laboratory analysis of a steel with defined chemical composition for 42 grade (provided by the industrial plant) was carried out in order to obtain the critical transformation temperatures by varying the cooling rate for the construction of a CCT (Continuous Cooling Transformation) diagram sketch; through a dilatometry study and Jominy tests. The microstructures obtained in the laboratory and in the industrial complex are analyzed by Optical Microscopy and Scanning Electron Microscopy and subjected to Vickers micro - hardness tests.



1.- Introducción

Actualmente la industria siderúrgica juega un papel muy importante en la vida productiva y económica del país. De acuerdo con cifras de CANACERO 2017 [1], México ocupa la treceava posición en producción de acero a nivel mundial y la segunda a nivel latinoamérica, únicamente por debajo de Brasil (figura 1.1).

En el año 2016, México registró una producción de 18,811 millones de toneladas de acero, lo cual generó una riqueza para la nación de 369 mil millones de pesos, equivalente al 1.9% del PIB nacional [1, 2].

Los principales sectores compradores de acero son el automotriz, maquinaria mecánica, equipo eléctrico y el de la construcción, siendo este último el de mayor relevancia con un consumo de 61.5% del total disponible. Algunos de los productos que están dirigidos a este sector son: perfiles redondos y cuadrados, ángulos, vigas y varillas corrugadas; en este último está enfocado el presente estudio.

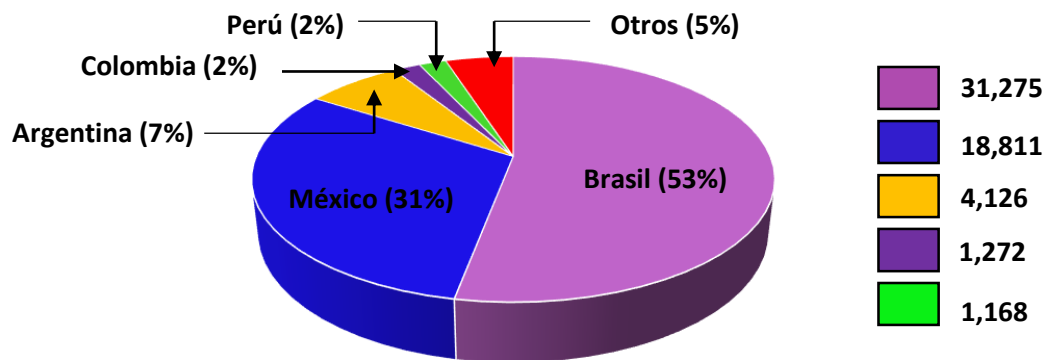


Fig. 1.1.- Producción de acero en américa latina en 2017 (millones de toneladas) [2].

1.1.- Procesos para producción de varilla corrugada

Actualmente, los métodos de producción de varilla corrugada de acero para refuerzo de concreto pueden ser clasificados en tres categorías [3]:

- 1) **Laminadas en caliente.** Se realiza a partir de palanquilla que pasa por una serie de trenes que tienen por finalidad disminuir la sección transversal en cada paso hasta obtener el diámetro deseado. Al salir del proceso de laminación, la varilla es conducida a mesas de enfriamiento en donde es normalizada en aire quieto y la microestructura resultante es ferrítico – perlítica.



En las varillas fabricadas por este método la resistencia mecánica está determinada por la composición química, no obstante, para tener una buena soldabilidad el contenido de carbono y manganeso debe ser bajo, por lo que una alternativa es la adición en pequeñas cantidades de vanadio o niobio (varilla de acero microaleado), sin embargo, esto puede resultar costoso.

- 2) **Endurecimiento mecánico.** Las barras de acero procesadas por este método adquieren altas propiedades mecánicas mediante una ligera deformación en frío durante la laminación. El aumento en la cantidad de deformación aumenta la resistencia mecánica, sin embargo, puede reducir la ductilidad.
- 3) **Proceso QTB.** Se ha incorporado recientemente a nivel industrial para la fabricación de varillas corrugadas y cuya diferencia con respecto a los dos anteriores procesos radica en la posibilidad de disminuir la cantidad de elementos aleantes y obtener una combinación microestructural en el radio de la varilla de la cual dependen las propiedades mecánicas que a su vez están en cumplimiento con normas nacionales e internacionales. En México, la empresa **Gerdau Corsa** ha insertado este método en su sistema de producción

1.2.- Gerdau Corsa

Es una empresa global del ramo siderúrgico con sede en Brasil, cuyas bases fueron sentadas en el año de 1901 en la ciudad de Porto Alegre [4]. En el año 2007 llega a México y actualmente es una de las principales productoras de aceros largos en esta nación; cuenta con tres plantas industriales: Ciudad Sahagún (Edo. de Hidalgo), La Presa (Edo. de México) y Tultitlán (Edo. de México); en esta última es dónde específicamente se ha desarrollado este trabajo (figura 1.2).

En Gerdau Corsa Planta Tultitlán, se producen varillas corrugadas para refuerzo de concreto en los grados 42, 52 y 56; las cuales están diseñadas bajo los lineamientos establecidos por las normas NMX-B-506 [5] y NMX-B-457 [6]. El número de grado hace referencia al límite de elasticidad mínimo que debe poseer el producto terminado.



Fig. 1.2.- Gerdau Corsa, Planta Tultitlán [4].

1.3.- Normatividad

CANACERO ha establecido la Norma Mexicana: **NMX-B-506-CANACERO-2011** [5], la cual indica las especificaciones y métodos de prueba para varilla corrugada de acero para refuerzo de concreto. Esta norma es aplicable para los grados de acero 42 y 52, entre los puntos más importantes destacan los siguientes:

- El contenido de fósforo en producto terminado no debe exceder el 0.062% en masa.
- Requisitos de las corrugas: espaciamiento, altura de corruga y costilla.
- Requisitos de propiedades mecánicas, los cuales se presentan en la Tabla 1.1.
- La relación entre el esfuerzo máximo o de tensión y el límite de elasticidad no debe ser menor a 1.25 ($EM/LE \geq 1.25$). Este valor depende del nivel de sismicidad dónde se va a utilizar el producto, por lo tanto puede cambiar de una región geográfica a otra.

En la Tabla 1.1 es evidente que la designación de cada uno de los grados de acero es debido al esfuerzo de fluencia mínimo o límite de elasticidad mínimo que debe cumplir el producto, de tal manera que el acero grado 42 (G42) debe poseer como mínimo 42 kg/mm^2 (412 MPa) en límite de elasticidad, mientras que el G52 debe tener 52 kg/mm^2 (510 MPa).

**Tabla 1.1.- Requisitos de propiedades mecánicas para G42 y G52 de acuerdo a NMX-B-506 [5].**

Diámetro de Varilla		Límite de Elasticidad Mínimo				Esfuerzo de Tensión Mínimo				Alargamiento Mínimo en 200 mm de Sección	
		Grado 42		Grado 52		Grado 42		Grado 52		Grado 42	Grado 52
in	mm	MPa	kg/mm ²	MPa	kg/mm ²	MPa	kg/mm ²	MPa	kg/mm ²	%	
3/8, 1/2, 5/8, 3/4	9.53, 12.70, 15.88, 19.05	412.0	42.0	510.0	52.0	618.0	63.0	706.0	72.0	9.0	7.0
1	25.40	412.0	42.0	510.0	52.0	618.0	63.0	706.0	72.0	8.0	7.0
1 1/4, 1 1/2	31.75, 38.10	412.0	42.0	510.0	52.0	618.0	63.0	706.0	72.0	7.0	6.0

Adicionalmente, la norma **NMX-B-457-CANACERO-2013** [6] hace referencia a los aceros G42 y G56, sin embargo, a diferencia de la norma mencionada anteriormente, este documento establece que el material debe cumplir con la característica de *soldabilidad*, por esta razón los requisitos de composición química son más específicos. En la Tabla 1.2 se presenta el contenido de elementos de aleación para este tipo de varillas corrugadas, los cuales se encuentran establecidos para asegurar que el porcentaje de Carbono Equivalente (CE) no sea mayor a 0.55% en peso. En la tabla 1.3 se muestran los requisitos de resistencia mecánica establecidos por esta norma.

Tabla 1.2.- Composición química de producto de acuerdo a NMX-B-457 [6].

Elemento de aleación	C	Mn	P	S	Si
% en peso máximo	0.33	1.56	0.043	0.053	0.55

Tabla 1.3.- Requisitos de propiedades mecánicas para G42 y G56 de acuerdo a NMX-B-457 [6].

Diámetro de Varilla		Límite de Elasticidad Mínimo				Límite de Elasticidad Máximo				Esfuerzo de Tensión Mínimo				Alargamiento Mínimo en 200 mm de Sección	
		Grado 42		Grado 56		Grado 42		Grado 56		Grado 42		Grado 56		Grado 42	Grado 56
in	mm	MPa	kg/mm ²	MPa	kg/mm ²	MPa	kg/mm ²	MPa	kg/mm ²	MPa	kg/mm ²	MPa	kg/mm ²	%	
3/8, 1/2, 5/8, 3/4	9.53, 12.70, 15.88, 19.05	412.0	42.0	550.0	56.0	540.0	55.0	675.0	68.8	540.0	56.0	690.0	70.3	14.0	12.0
1, 1 1/4	25.40, 31.75	412.0	42.0	550.0	56.0	540.0	55.0	675.0	68.8	540.0	56.0	690.0	70.3	12.0	12.0
1 1/2	38 1/9	412.0	42.0	550.0	56.0	540.0	55.0	675.0	68.8	540.0	56.0	690.0	70.3	10.0	10.0



Cabe señalar que las muestras estudiadas en este trabajo son grado 42 y están diseñadas bajo la norma NMX-B-506 [5], sin embargo, se ha presentado la NMX-B-457 [6] con fines ilustrativos. De acuerdo a las especificaciones de NMX-B-506 [5], las varillas producidas deben identificarse con un marcaje distintivo y legible sobre la superficie de uno de los extremos (figura 1.3).

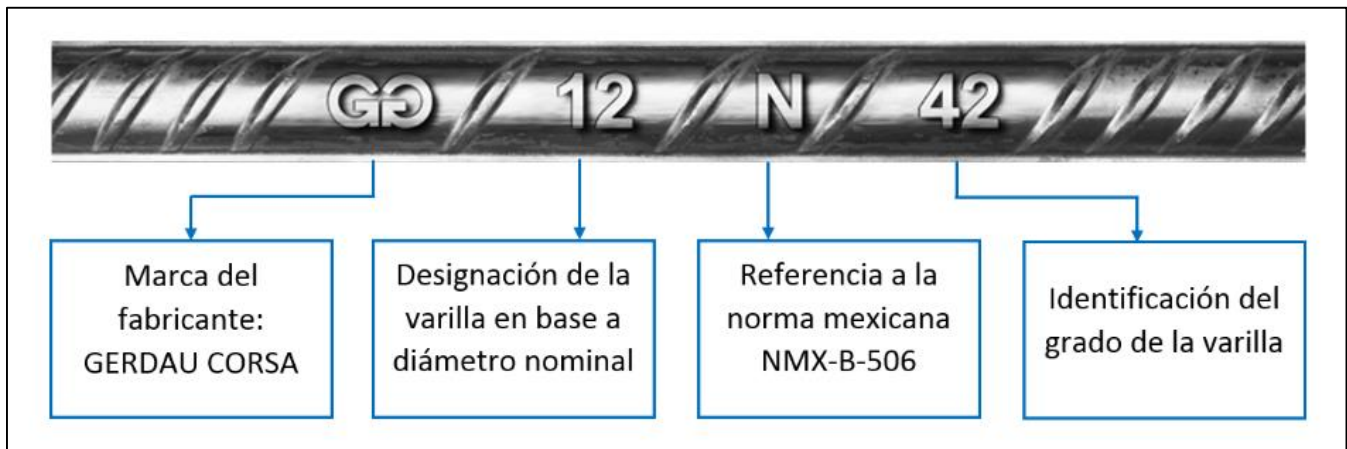


Fig. 1.3.- Identificación superficial de varilla de acuerdo a NMX-B-506 [5].



2.- Objetivo general

Analizar microestructuralmente varillas corrugadas de acero G42 obtenidas mediante proceso QTB y establecer relaciones empíricas con las propiedades mecánicas definidas por norma para este grado.

2.1.- Objetivos particulares

- Cuantificar la proporción de las zonas microestructurales formadas en la parte radial de las muestras y analizarlas en Microscopía Óptica (MO) y Microscopía Electrónica de Barrido (MEB).
- Establecer relaciones empíricas entre las características microestructurales y las propiedades mecánicas resultantes (límite de elasticidad, esfuerzo máximo, alargamiento y dureza) mediante ensayos de tracción uniaxial y microdureza Vickers.
- Realizar una breve explicación sobre el efecto del contenido de carbono y de cromo en las propiedades del material.
- Analizar el efecto de la temperatura de austenización y del revenido no isotérmico en el comportamiento mecánico del producto terminado.
- Identificar los componentes microestructurales formados y las temperaturas críticas de transformación en un acero de composición química específica y representativa de la empleada en planta para G42 a través de la construcción de un bosquejo de diagrama CCT.

3.- Justificación

El proceso QTB ofrece numerosas ventajas en términos de propiedades mecánicas y costos de producción, por esta razón es importante profundizar su estudio para identificar las características microestructurales de las varillas de acero obtenidas mediante este proceso y definir su influencia en las propiedades finales del material. Actualmente existe poca información respecto a la relación existente entre la proporción y el acomodo de las zonas estructurales resultantes y las propiedades mecánicas obtenidas en el producto; por lo cual es de interés investigar estas características con la finalidad de profundizar en la comprensión del proceso a nivel de ingeniería de materiales para mantenerlo trabajando óptimamente y mejorarlo.



4.- Marco teórico

Esta sección se divide en dos partes: la primera enfocada en la descripción de aspectos generales en los aceros hipoeutectoides, tales como características microestructurales y su influencia sobre las propiedades mecánicas, el efecto del temple y revenido en estos aceros y una breve explicación de la utilidad del estudio de dilatometría y ensayo Jominy para caracterización microestructural. La segunda parte es referente a la información encontrada en la literatura sobre el proceso QTB.

4.1.- Aspectos generales en aceros hipoeutectoides

Las propiedades mecánicas obtenidas en un acero están vinculadas con la composición química, procesamiento del material y la microestructura resultante. Para una composición en particular, propiedades como límite de elasticidad, dureza, etc., dependen de la microestructura. El tipo de procesamiento que recibe el material es el medio para desarrollar características microestructurales determinadas, por lo cual el conocimiento de los componentes formados es de gran importancia para el diseño y desarrollo de aleaciones.

La relación entre microestructura – propiedades es un paradigma en la ingeniería metalúrgica y de materiales; el presente apartado se establece debido a que esta relación es el tema central en este trabajo de investigación. Adicionalmente, el propósito de describir las diferentes estructuras que se pueden obtener en aceros hipoeutectoides (como es el caso del empleado en planta para G42), se debe a que el resultado de la aplicación del proceso QTB es la formación de una combinación microestructural, esto se detallará en la sección 7.1.

Por otro lado, durante el proceso QTB ocurren de manera consecutiva dos tipos de tratamientos térmicos: temple y revenido; por lo que en este apartado se revisa de manera general las implicaciones microestructurales que resultan de la aplicación de cada uno. Además, se describe brevemente la aplicación del análisis dilatométrico y ensayo Jominy debido a que ambas técnicas fueron empleadas en este trabajo para caracterización microestructural e identificación de temperaturas de transformación.



4.1.1. Microestructura ferrítico – perlítica

En la mayoría de los aceros hipoeutectoides, cuya totalidad microestructural está constituida por ferrita y perlita, las propiedades mecánicas están determinadas por el contenido de carbono, tamaño de grano ferrítico y características de la perlita (tamaño de colonia y espaciamiento interlaminar). Se ha reportado que el esfuerzo máximo se incrementa con el contenido de carbono debido a que aumenta la fracción volumen de perlita la cual tiene una resistencia mecánica mucho más alta que la ferrita, mientras que el límite de elasticidad es relativamente poco afectado por el contenido de carbono debido a que esta característica es mayormente controlada por la matriz ferrítica [7].

En algunos trabajos [7, 8] se han reportado algunas ecuaciones para aceros totalmente ferrítico – perlíticos que relacionan la resistencia mecánica con la composición química y con las características microestructurales, tales como el tamaño de grano y porcentaje de cada constituyente. Estas ecuaciones son aplicables para composiciones hipoeutectoides, sin embargo, existe una gran diversidad de este tipo de relaciones reportadas en la literatura debido a las diferentes características microestructurales y químicas que pueden presentarse de una aleación a otra.

Para cálculo de límite de elasticidad [7, 8]:

$$LE = 53.9 + 32.34(Mn) + 83.2(Si) + 354.2(N_F) + 17.4(d^{-1/2}) \quad (4.1)$$

$$LE(MPa) = 15.4[f_\alpha^{1/3}(2.3 + 3.8(Mn) + 1.13d^{-1/2}) + (1 - f_\alpha^{1/3})(11.6 + 0.25S_o^{-1/2}) + 4.1(Si) + 27.6\sqrt{N}] \quad (4.2)$$

Para cálculo de esfuerzo máximo [7, 8]:

$$EM = 294.1 + 27.7(Mn) + 83.2(Si) + 3.9(P) + 7.7(d^{-1/2}) \quad (4.3)$$

$$EM(MPa) = 15.4[f_\alpha^{1/3}(16 + 74.2\sqrt{N} + 1.18d^{-1/2}) + (1 - f_\alpha^{1/3})(46.7 + 0.23S_o^{-1/2}) + 6.3(Si)] \quad (4.4)$$



Dónde f_{α} es la fracción de ferrita, d es el tamaño de grano, S_o es el espaciamiento interlaminar perlítico en milímetros y P es el porcentaje de perlita. En la ecuación 4.3 se observa que el contenido de perlita tiene influencia en el esfuerzo máximo, mientras que en las ecuaciones 4.2 y 4.4 la fracción de ferrita así como el tamaño de grano inciden sobre el límite de elasticidad y esfuerzo de tensión.

En la figura 4.1 se presenta un ejemplo de microestructura para este tipo de aceros. Es importante destacar que un aspecto que influye en la cantidad de perlita formada, en el tamaño de las colonias y en el espaciamiento interlaminar es la rapidez de enfriamiento. Tanto el aumento en la cantidad de láminas de perlita, su proximidad y finura; resultan en una mayor resistencia mecánica, tenacidad y dureza [9].

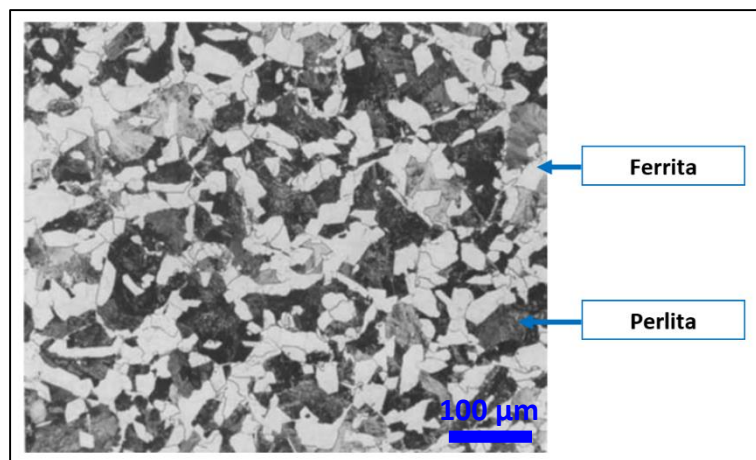


Fig. 4.1.- Microestructura ferrítico-perlítica en un acero con 0.25 C (% en peso) [7].

4.1.2.- Microestructura bainítica

Al igual que la perlita, la bainita está constituida de cementita y ferrita con la diferencia de que este último constituyente posee morfología acicular y los carburos son partículas discretas. Debido a estas características la bainita posee características diferentes: buena resistencia mecánica acoplada con un excelente alargamiento, mientras que los aceros perlíticos tienen alta resistencia pero son muy pobres en alargamiento.



Tradicionalmente la bainita se ha clasificado en dos tipos, superior e inferior; dependiendo del rango de temperatura de transformación: 400 a 550 °C para la superior y 250 a 400 °C para la inferior. Sin embargo, recientemente algunos autores de la ASM (*American Society for Metals*) han hecho una clasificación de acuerdo a su morfología [7]:

- Clase 1 (B1): ferrita acicular con carburo de hierro laminar, es decir, cementita; que reemplaza el término bainita inferior.
- Clase 2 (B2): ferrita acicular asociada con partículas o películas de cementita y/o austenita; que reemplaza el término bainita superior.
- Clase 3 (B3): ferrita acicular asociada con un compuesto de islas discretas de austenita y/o martensita.

Cualquier tipo de bainita es el resultado de la descomposición de austenita en un rango de temperatura superior al de la transformación martensítica e inferior al de la perlítica, sin embargo, en muchos aceros al carbono es común observar un traslape entre el rango de temperatura de la perlita y de la bainita [10]. La bainita nuclea en los límites de grano de la austenita y su crecimiento está completamente contenido dentro del grano austenítico. En la figura 4.2 se observa un ejemplo de estructura bainítica.

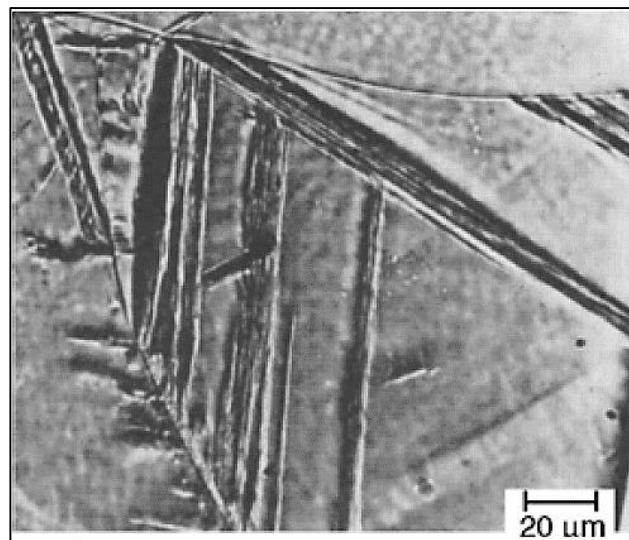


Fig. 4.2.- Microestructura de bainita superior en un acero de medio carbono [10].



Los aceros bainíticos tienen un amplio rango de propiedades mecánicas dependiendo de su morfología microestructural y composición. El esfuerzo máximo depende principalmente de la composición química, específicamente del contenido de carbono, manganeso y cromo; mientras que el límite de elasticidad se encuentra relacionado con las características morfológicas [7], como se puede observar en la ecuación 4.5, donde LE es el límite de elasticidad (MPa), d es el tamaño del listón bainítico (mm) y n es el número de carburos por mm^2 . El tamaño de listón d está relacionado con el tamaño de grano austenítico y disminuye con un decremento en la temperatura de transformación bainítica.

$$LE = -194 + 17.4(d^{-1/2}) + 15(n^{1/4}) \quad (4.5)$$

De igual manera, Pickering [8] ha reportado ecuaciones empíricas para el cálculo de esfuerzo máximo en aceros bainíticos, de la cual se observa que existe una relación lineal entre la resistencia y la composición química (ecuación 4.6).

$$EM \text{ (MPa)} = 15.4[16 + 125C + 15(Mn + Cr) + 122Mo + 6W + 8Ni + 4Cu + 25(V + Ti)] \quad (4.6)$$

Por último, es importante mencionar que uno de los tratamientos térmicos donde puede obtenerse bainita es el revenido, debido a la transformación de la austenita retenida obtenida durante el temple (como se verá en el apartado 4.1.4); en el caso de QTB este tratamiento se lleva a cabo de manera natural y es inherente al proceso.

4.1.3.- Microestructura martensítica

En la estructura martensítica la cantidad de carbono excede el límite de solubilidad de la ferrita por lo que se trata de una solución supersaturada, en la cual la estructura BCC se distorsiona con la finalidad de acomodar los átomos de carbono transformándose a una estructura BCT (Tetragonal Centrada en el Cuerpo).



Este tipo de microestructura se forma a través de enfriamientos muy rápidos desde la fase austenítica y puede ser clasificada de la siguiente manera: de placa: contenido de carbono (% en peso) es mayor a 1.0; mixta: 0.6-1.0 C y de listón: 0.1-0.6 C; esta última composición es de especial interés ya que la composición química de las varillas de acero analizadas en el presente estudio se encuentran dentro de ese rango [7].

La dureza de la martensita está determinada por su contenido de carbono, se ha observado que la dureza máxima de este microconstituyente se encuentra alrededor de 66 HRC cuando el contenido de carbono es de 0.8 – 1.0%. De igual manera el límite de elasticidad en aceros martensíticos se incrementa con el contenido de carbono; la ecuación 4.7 es una relación empírica que vincula ambas características [7].

$$LE (MPa) = 413 + 17.2 \times 10^5 (C^{1/2}) \quad (4.7)$$

Usualmente a los aceros martensíticos se les aplica un tratamiento térmico de revenido para incrementar ductilidad y tenacidad. En este caso las características del material van a depender del tiempo y temperatura de revenido y de la composición del acero [11]. La martensita revenida posee características morfológicas similares a la bainita tipo B1, la única diferencia radica en la orientación de los precipitados de carburo. En la figura 4.3 se muestra una comparación en MEB entre martensita templada y revenida para un acero de medio carbono.

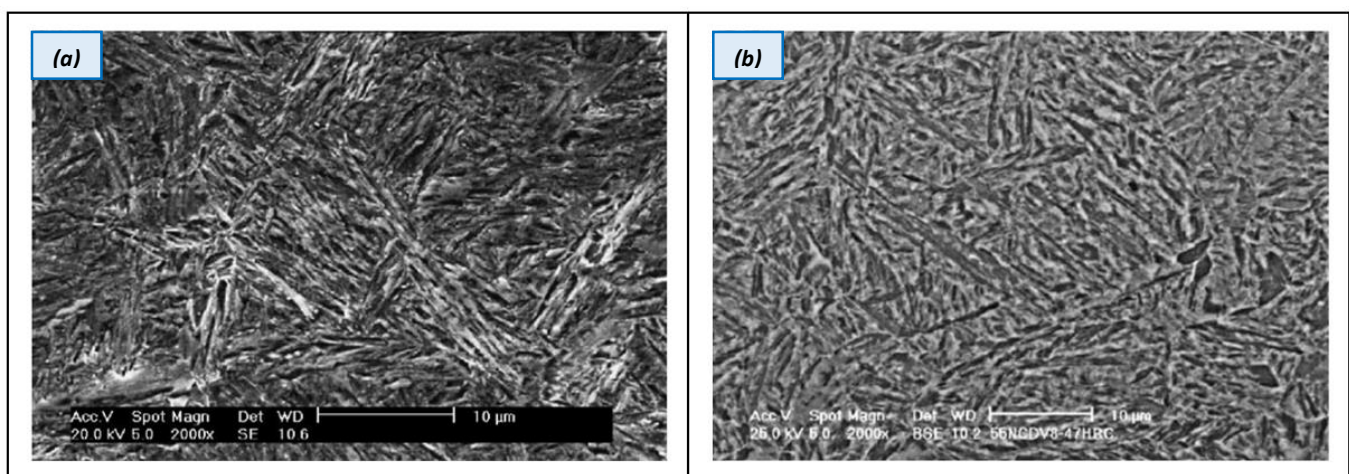


Fig. 4.3.- Microestructura en MEB de martensita (a) templada y (b) revenida. [11].



En el proceso QTB, ocurre el transporte de calor procedente del núcleo hacia la superficie que ha sido enfriada previamente (esto se verá con mayor detalle en 4.2.1), evidentemente se espera que la microestructura obtenida sea semejante a la presentada en la figura 4.3b, la cual se observa diferente como consecuencia del revenido, esto tiene un efecto sobre las propiedades mecánicas finales del material.

Hasta este punto se han descrito las características microestructurales que pueden presentarse en aceros hipoeutectoides como consecuencia de su procesamiento, composición química, etc. y su relación con la resistencia mecánica. Esto se ha hecho debido a que el resultado del proceso QTB conlleva a la formación de una combinación microestructural en la sección transversal del producto de la cual dependen las propiedades mecánicas, esto se verá en las secciones 7.1 y 7.2.

4.1.4.- Temple y revenido

En aceros hipoeutectoides (como es el caso del empleado para G42), el tratamiento térmico de temple se lleva a cabo mediante el calentamiento a una temperatura por encima de la línea A_3 (ver apéndice A1: diagrama de fases Fe – Fe₃C), por un periodo de tiempo determinado para conseguir una microestructura completamente austenítica; en seguida se realiza un enfriamiento cuya rapidez es considerablemente elevada para alcanzar temperaturas por debajo de M_s , por lo tanto, la microestructura deseada durante este tratamiento es martensita. Los principales factores a tomar en cuenta en el temple son [12]:

- Temperatura de austenización: determina el tamaño de grano austenítico el cual a su vez repercute en algunas características microestructurales; esto se revisará en el apartado 7.4.1.
- Tiempo de austenización: depende de la masa de la pieza debido a que la cantidad de calor absorbido se representa mediante la siguiente ecuación [13]:

$$Q = mC_p \frac{dT}{dt} \quad (4.8)$$



Dónde C_p es el calor específico del acero y dT/dt es el cambio de temperatura con respecto al tiempo. Suponiendo que el coeficiente de transferencia de calor por convección y radiación permanece constante durante el calentamiento, la ecuación 4.8 se puede integrar para obtener el tiempo de austenización.

- Medio de enfriamiento: influye en la forma de extracción de calor desde la pieza, por lo que para su correcta elección es necesario tomar en cuenta la temperatura M_s del acero [14].

En cualquier proceso de temple ocurren tres etapas en la transferencia de calor: formación de una capa de vapor alrededor de la pieza en donde la extracción de calor se lleva a cabo por radiación y convección, ebullición del medio de temple seguido del rompimiento de la capa de vapor y finalmente cuando la pieza alcanza el punto de ebullición del líquido; esta última etapa es la más lenta y la transferencia de calor es por convección y conducción [15]. En el proceso QTB debido a las altas presiones y flujos de agua suministrados dentro de las cámaras de enfriamiento, la formación de la capa de vapor es inestable y de poca duración, no obstante, sigue existiendo la aportación del mecanismo de radiación durante el enfriamiento, la cual debe tomarse en cuenta en un balance de calor del proceso.

La martensita obtenida en el temple suele ser muy dura y frágil, es por eso que resulta importante desarrollar una estructura de martensita revenida que proporcione resistencia y tenacidad en los aceros. Claramente factores como el contenido de carbono, temperatura y tiempo de revenido resultan también de gran importancia para las propiedades obtenidas.

El revenido se lleva a cabo mediante el calentamiento de un acero previamente templado a una temperatura menor a la de austenización con la finalidad de disminuir la dureza de la martensita. En la figura 4.4 se presenta la curva de enfriamiento típica de temple y revenido [12]. El revenido convencionalmente se lleva a cabo a una temperatura específica durante un periodo de tiempo determinado. En el caso de QTB esto no es así, ya que cuando la varilla abandona las cámaras de agua, comienza el recalentamiento del material desde el núcleo hasta alcanzar una temperatura máxima en la superficie (auto-revenido), la cual posteriormente desciende lentamente, es decir, se trata de un revenido no isotérmico ya que la temperatura del material no permanece constante en esta parte del proceso.

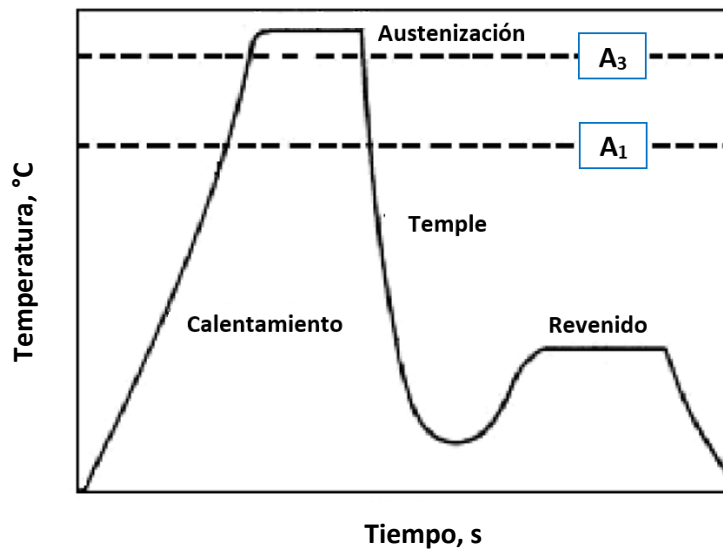


Fig. 4.4.- Respuesta de la temperatura en un tratamiento de temple y revenido [12].

En este punto cabe destacar que la temperatura máxima en la superficie obtenida durante un auto-revenido es considerada por algunos autores [16] simplemente como temperatura de revenido; en el presente trabajo se le llamará de la misma manera por fines prácticos. También es importante mencionar que el valor de este parámetro puede permanecer relativamente constante durante un periodo corto de tiempo; esto se discutirá brevemente en la sección 7.5.

Réti [17] y Mukherjee [18] han realizado algunos trabajos sobre revenido no isotérmico, partiendo del hecho de que el campo térmico es no estacionario en la mayoría de este tipo de procesos y por lo tanto existen variaciones en la temperatura a lo largo del mismo. El primero de ellos demostró que a través de funciones cinéticas de tipo isotérmico se pueden obtener funciones generalizadas para describir procesos no isotérmicos, mientras que el segundo aplicó esto en un proceso industrial tipo QTB para poder predecir la dureza de la martensita revenida formada en la superficie de las barras de acero y hacer una simulación de la respuesta de la temperatura en esta zona del material durante el auto-revenido. Para esto realizó experimentos de revenido isotérmico a diferentes temperaturas y tiempos, posteriormente obtuvo el valor de las constantes empíricas de la siguiente función cinética (ecuación 4.9) propuesta por Réti para el decremento de dureza debido a un tratamiento de revenido isotérmico.



$$H_v = H_{v0} - B(\exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)t)^n \quad (4.9)$$

De la ecuación 4.9, las constantes empíricas B , Q y n son obtenidas a través de regresiones matemáticas para ser empleadas en una ecuación generalizada que describa el proceso de revenido no isotérmico. Algunos de los resultados obtenidos por Mukherjee [18] son presentados en la sección 7.5 con la finalidad de asociarlo a los parámetros obtenidos en planta.

Por otro lado, los cambios microestructurales que ocurren durante el revenido de la martensita pueden dividirse en cuatro etapas dependiendo el rango de temperatura [19]:

- 1) Entre 20 y 250 °C: descomposición de martensita supersaturada a carburos de transición épsilon (ϵ) y eta (η) y martensita de bajo carbono (α'').
- 2) Entre 200 y 300 °C: descomposición de austenita retenida a bainita constituida de ferrita y carburo ϵ o η .
- 3) Entre 250 y 350 °C: Transformación de los productos de reacción de la primera y segunda etapa en ferrita y cementita.
- 4) Entre 350 a 600 °C: ocurre el crecimiento y esferoidización de cementita.

Los cambios estructurales mencionados tienen una influencia en las propiedades mecánicas del acero, se ha observado que en aceros de bajo carbono produce cambios muy pequeños de dureza debido a que prácticamente no ocurre precipitación de carburos, sin embargo, en los aceros de medio carbono al incrementar la temperatura de revenido se reduce la dureza y la resistencia mecánica pero existe una ganancia en alargamiento [19]. Resultados similares han sido obtenidos en las muestras de varilla corrugada de acero procesadas mediante QTB que serán presentados en la sección 7.5.1.

Adicionalmente, algunos estudios han comprobado que los elementos de aleación también juegan un papel importante durante el revenido debido a que algunos de ellos pueden estabilizar los carburos de transición o la estructura supersaturada martensítica. Algunos de estos elementos son cromo, manganeso y vanadio, los cuales incrementan la dureza de la martensita revenida [20].



4.1.5.- Dilatometría y ensayo Jominy para análisis de transformaciones de fase

El análisis dilatométrico es de utilidad para estudiar las transformaciones de fase sólido – sólido en un acero debido a que es posible variar la rapidez de enfriamiento que experimenta el material y caracterizar la microestructura resultante. A través del monitoreo de la temperatura con respecto al tiempo y de la obtención de curvas dilatométricas se determinan las temperaturas críticas de transformación y los componentes microestructurales [21]. Cuando en un material se lleva a cabo una transformación de fase, sucede un cambio de volumen en la estructura cristalina que puede ser de dilatación o contracción, durante el incremento o decremento de temperatura. Debido a que el proceso QTB inicialmente es un tratamiento de temple, es de interés obtener información únicamente del enfriamiento continuo del material [22].

Un dispositivo dilatométrico tiene la capacidad de medir el cambio dimensional de un material en función de la temperatura, la cual es controlada con alta precisión. La finalidad de llevar a cabo un estudio dilatométrico es la obtención del diagrama CCT (*Continuous Cooling Transformation*), el cual es único para una determinada composición química y muestra las zonas microestructurales formadas en un rango de temperatura con respecto al tiempo.

Por otro lado, el ensayo Jominy tiene por objeto medir la templabilidad de los aceros, es decir, la capacidad de ser endurecido hasta cierta profundidad debido a la transformación martensítica cuando es enfriado desde la temperatura de austenización bajo condiciones específicas [11]. El resultado son curvas de templabilidad, las cuales ilustran el efecto de los elementos de aleación sobre la microestructura y el grado de endurecimiento del material. Algunos de los aleantes que influyen principalmente en esta situación son: carbono, boro, cromo, manganeso, molibdeno, silicio y níquel.

Esta prueba consiste en austenizar una probeta con dimensiones específicas, mantener la temperatura por un periodo de tiempo y posteriormente enfriar con un chorro de agua la cara plana inferior hasta que se completen las reacciones de descomposición de la austenita. La información que proporciona se puede utilizar para predecir propiedades mecánicas de componentes metálicos, simular la profundidad de la martensita en aceros así como la evolución microestructural en procesos de temple [23].



4.2.- Proceso QTB (Quenched and Tempered Bar)

En Gerdau Corsá se producen varillas de acero grado 42 (G42) en siete diferentes diámetros: 3/8, 1/2, 5/8, 3/4, 1.0, 1 ¼ y 1 ½ (en pulgadas) a través del proceso QTB. Para el presente trabajo únicamente fueron analizados los cuatro primeros diámetros. En la figura 4.5 se presenta el esquema general de producción de varilla corrugada G42, resaltando la parte del **proceso QTB** que es el objeto de estudio de esta investigación.

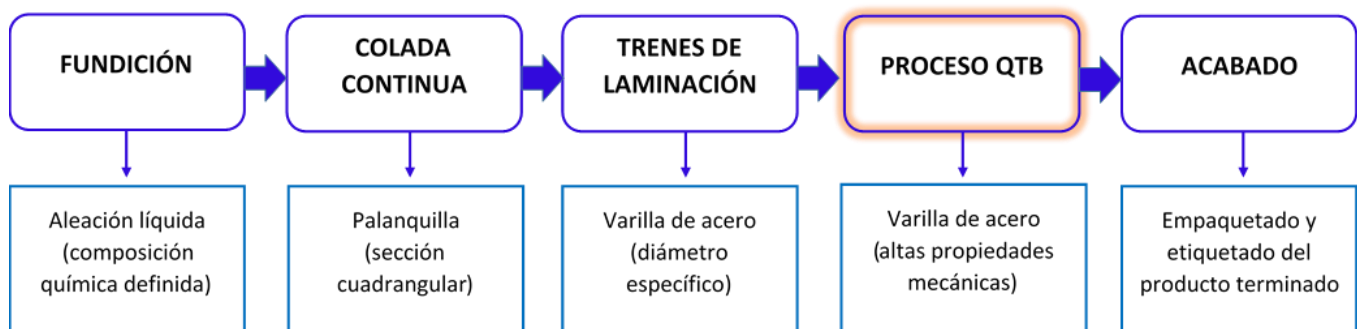


Fig. 4.5.- Esquema general del proceso de producción varilla corrugada G42.

Fundición: se lleva a cabo en un horno de arco eléctrico con capacidad para 60 toneladas partiendo de chatarra de distintas clases y agregando ferroaleaciones. El monitoreo de la composición química es esencial en esta parte del proceso.

Colada continua: el metal líquido es dirigido a los moldes metálicos que son enfriados con agua en flujo constante, el tiempo de permanencia está dado por la longitud del molde y la velocidad de desplazamiento del acero y debe ser suficiente para que la cáscara solidificada posea el espesor necesario para su posterior manejo sin problemas de resistencia estructural.

Laminación: se realiza en caliente en un rango de temperatura entre 1000 y 1200 °C y consiste en la disminución de la sección transversal en el tren devastador y posterior obtención de la varilla con dimensiones específicas en los trenes de acabado.



Proceso QTB: tratamiento térmico constituido por tres etapas: temple en la superficie del material, el cual se lleva a cabo de manera controlada dentro de cámaras cerradas (*coolers*) acondicionadas con espumas de agua; posterior recalentamiento desde el núcleo hacia la superficie al abandonar las cajas de agua (auto – revenido) y enfriamiento final hasta alcanzar la temperatura ambiente.

Acabado: doblado de varilla (aplicable solo para 3/8 y 1/2 in diámetro), empaquetado y etiquetado del producto para venta al cliente.

Las primeras aplicaciones del proceso QTB a nivel industrial datan de los años 70's y a través del tiempo ha adoptado diferentes nombres dependiendo del fabricante y de la vigencia de la patente. Algunos son: QST (*Quench and Self - Tempering*), TEMPCORE (*Tempering from the Core*) y actualmente QTB. Este proceso ha demostrado ser una excelente alternativa para la obtención de barras de acero de alta resistencia mecánica a bajos costos de producción [16]. QTB está diseñado para ser instalado en línea con el área de laminación debido a que su sistema de operación se encuentra colocado justo a la salida de los trenes de laminación donde el material ya ha adquirido la geometría y dimensiones requeridas por el cliente [8]. En la figura 4.6 se muestra el *layout* de una siderúrgica europea que incluye QTB en sus operaciones.

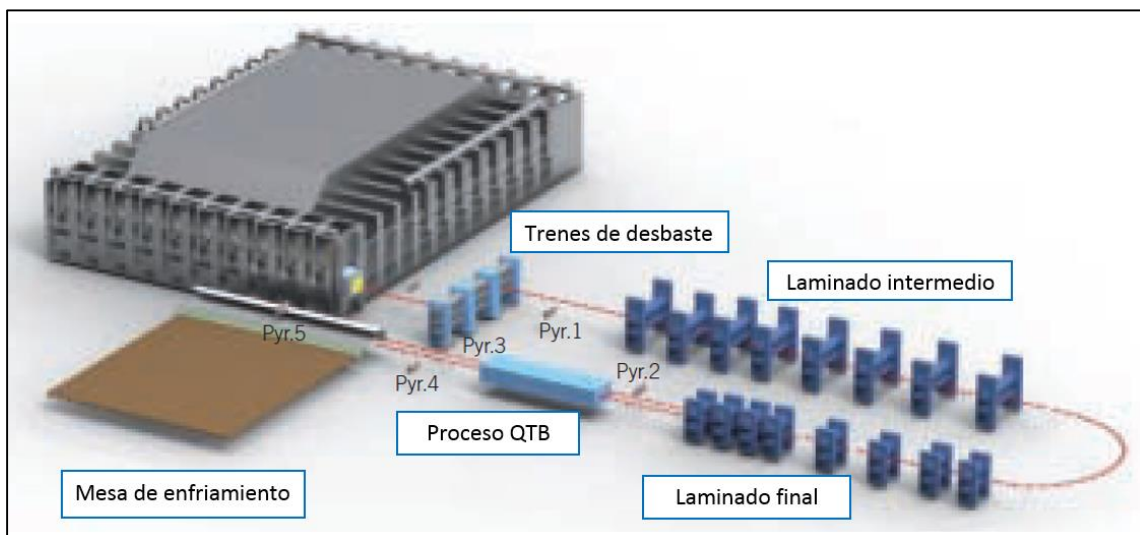


Fig. 4.6.- Layout de planta Grupo Riva, Verona, Italia [25].



De manera general el proceso QTB puede ser descrito como un tratamiento térmico de temple superficial y posterior auto – revenido que se constituye básicamente de tres etapas, las cuales serán detalladas en el apartado siguiente. Está constituido por cámaras de enfriamiento cilíndricas o *coolers* en cuyo perímetro interno están acondicionadas boquillas que tienen la función de arrojar agua a presión sobre la superficie del material que previamente ha sido laminado en caliente.

El tiempo de permanencia de las varillas de acero dentro de las cajas de enfriamiento depende de la velocidad lineal de producción. Parámetros operacionales como presión y flujo de agua son susceptibles a modificarse en función de la composición química del acero, la temperatura del fluido de enfriamiento y el diámetro del producto; esto con la finalidad de conseguir las propiedades mecánicas establecidas por norma NMX-B-506 [5] para grado 42. El propósito del proceso QTB es mejorar las propiedades mecánicas de barras de acero fabricadas a partir de una composición química baja en aleantes [24]. Algunas de las ventajas que puede ofrecer son las siguientes:

- Resistencia mecánica de acuerdo a estándares internacionales (NMX, ASTM, DIN, etc.)
- Buenos valores de alargamiento
- Mejora en soldabilidad debido al bajo contenido de elementos de aleación

4.2.1.- Etapas del proceso

De acuerdo a información en la literatura [16, 26] el proceso de temple y subsecuente auto – revenido está constituido por tres etapas durante el enfriamiento:

- Etapa 1: Temple en la superficie

La varilla de acero al abandonar el último tren de laminación posee una temperatura de fase austenítica en toda la sección e ingresa a las cajas de enfriamiento de manera lineal y consecutiva de tal manera que el flujo de agua únicamente enfría la superficie del material mientras que el núcleo aún se encuentra a alta temperatura. En esta etapa la capacidad de extracción de calor en la superficie debe ser lo suficientemente alta para alcanzar la temperatura de transformación martensítica (M_s).



- Etapa 2: Auto – revenido

Al momento de abandonar las cámaras de agua, la varilla entra en contacto con el aire quieto de la atmósfera y se produce una transferencia de calor por conducción desde el núcleo del material hacia la superficie. Esto conlleva a que ocurra un auto – revenido de la martensita formada durante la primera etapa, el cual es no isotérmico debido a que la temperatura no permanece constante con respecto al tiempo. Por otro lado, la temperatura del núcleo de la varilla aún permanece dentro del rango de fase austenítica.

- Etapa 3: Enfriamiento final

La varilla es transferida a la mesa de enfriamiento y ocurre una transformación cuasi – isotérmica de la austenita que se encuentra en el centro de la barra. El enfriamiento continúa hasta que la totalidad del material alcanza la temperatura ambiente.

En la figura 4.7 se muestran las curvas de enfriamiento esquemáticas reportadas en la literatura [18] en tres posiciones radiales de la barra. Se puede observar que tanto en la superficie como en el radio medio de la varilla después de la disminución de temperatura existe un recalentamiento durante el revenido, mientras que en el núcleo el enfriamiento es continuo.

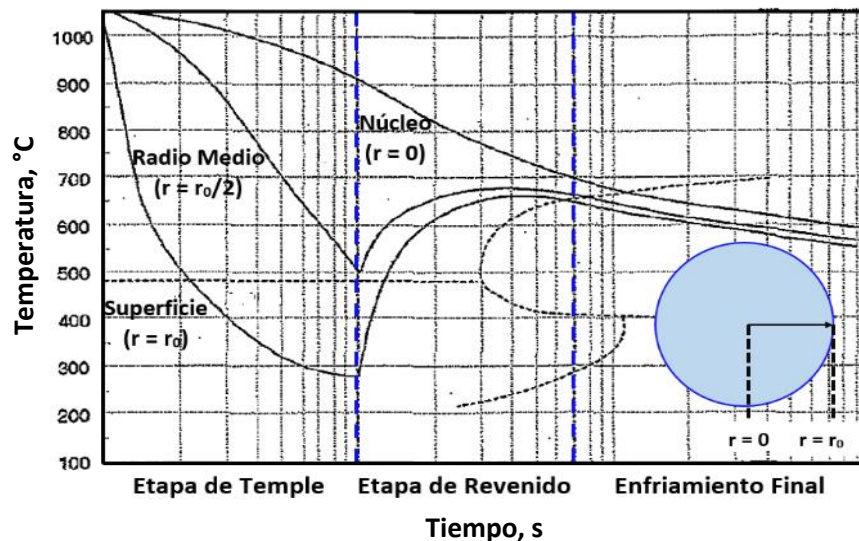


Fig. 4.7.- Curvas de enfriamiento del proceso QTB en posiciones radiales de la varilla sobrepuestas con la zona de transformación de un diagrama CCT (líneas punteadas) [18].



Cada zona de la barra posee una ruta de enfriamiento distinta, por lo cual es importante conocer la penetración del temple durante la primera etapa y la distribución de microestructuras que se pueden formar radialmente en el producto ya que estas influirán directamente en las propiedades mecánicas obtenidas al final del proceso.

4.2.2.- Transferencia de calor en el enfriamiento

El flujo de calor en una barra de acero infinitamente larga moviéndose a alta velocidad y enfriada uniformemente en todos lados, está gobernado por la ecuación de conducción de calor en coordenadas cilíndricas [26]:

$$\frac{\delta}{\delta r} \left(k \frac{\delta T}{\delta r} \right) + \frac{k}{r} \left(\frac{\delta T}{\delta r} \right) + q_{TR} = \rho C_p \frac{\delta T}{\delta r} \quad (4.10)$$

Dónde k es la conductividad térmica, ρ y C_p son la densidad y capacidad calorífica del acero, respectivamente. Esta ecuación asume que el flujo de calor en dirección axial es despreciable en comparación con el flujo de calor en dirección radial.

El término q_{TR} es el calor liberado debido a la transformación de austenita a otras fases (ferrita, perlita, bainita, martensita), puede ser escrito de la siguiente manera:

$$q_{TR} = \rho \Delta H \left(\frac{\Delta X}{\Delta t} \right) \quad (4.11)$$

Dónde ΔX es la fracción de fase formada desde la austenita y ΔH es la generación de calor debido a la transformación de fase por unidad de masa.

Las condiciones de frontera en la superficie y centro de la varilla respectivamente son:

$$t > 0, r = r_0, \quad -k \frac{\delta T}{\delta r} = h_{\sigma v} (T_0 - T_S) \quad (4.12)$$

$$t \geq 0, r = 0, \quad \frac{\delta T}{\delta r} = 0 \quad (4.13)$$



Mientras que la condición inicial es:

$$t = 0, 0 \leq r \leq r_0, T = T_{in} \quad (4.14)$$

Dónde h_{ov} representa el coeficiente de transferencia de calor total y T_{in} es la temperatura inicial del acero al entrar a las cámaras de enfriamiento del QTB. El cálculo de h_{ov} es una tarea difícil, ya que dentro de las cámaras de enfriamiento su valor puede cambiar drásticamente dependiendo de si el chorro de agua choca directamente con la superficie del material o si solo se está transportando el fluido a lo largo de la varilla. Para tener una buena estimación de este coeficiente sería necesario instrumentar en planta al menos una varilla de cada diámetro mediante termopares para monitorear la historia térmica durante todo el proceso.

4.2.3.- Características microestructurales obtenidas por QTB

Aunque en la actualidad existe poca información referente a las características microestructurales obtenidas por este proceso, algunos autores como Mukhopadhyay *et al.* [27] y Mansutti *et al.* [28], han hecho trabajos al respecto. El primero de ellos clasificó la microestructura en dos zonas: centro y orilla; y vinculó ambas con la microdureza para construir perfiles en el radio de las muestras. En la figura 4.8 se muestra un gráfico obtenido por este autor, en el que se observa que existe una variación en los valores de dureza en el radio de la muestra lo cual se debe a las características microestructurales en cada zona, sin embargo, no se proporcionan más detalles. No obstante, es evidente que en los extremos es dónde se alcanza un valor más alto de dureza en comparación con el centro, esto es congruente con la descripción del proceso QTB ya que en la superficie el material es templado y por consiguiente se desarrolla una microestructura martensítica en esta zona.

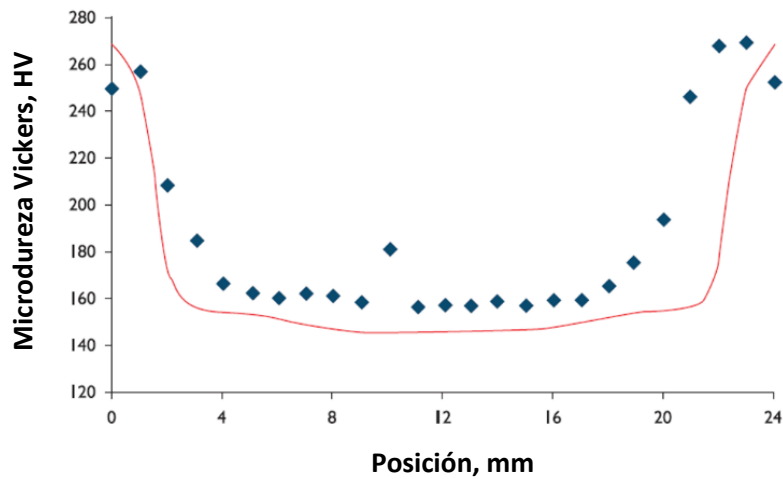


Fig. 4.8.- Perfil de microdureza radial obtenido por Mukhopadhyay et al. [27].

Mansutti *et al.* [28], de igual manera relacionan características microestructurales con la propiedad de dureza en el material, obteniendo resultados similares al presentado en la figura 4.8. Para esto construyeron un dispositivo a nivel laboratorio dónde es posible reproducir el temple y auto – revenido de muestras de varilla de acero. A través de este dispositivo determinaron que las características microestructurales pueden modificarse en la sección de la barra de acero cuando se efectúan variaciones en el tiempo de enfriamiento en la etapa de temple. En la Tabla 4.1 se muestran los resultados que obtuvieron para una barra de acero con contenido de 0.22% C y 0.98% Mn (%en peso), no obstante, no ofrecen mayor detalle de las características microestructurales resultantes. Se observa que la microestructura nuevamente es clasificada en centro y orilla.

Tabla 4.1.- Microestructuras obtenidas en función del tiempo de enfriamiento durante el temple [28].

Tiempo de enfriamiento (s)	Características microestructurales	
	Orilla	Centro
1.0	Martensita + ferrita-perlita	Bainita + ferrita-perlita
2.0	Martensita + ferrita-perlita	Bainita + ferrita
3.0	Martensita	Martensita + ferrita-perlita
4.0	Martensita + ferrita-perlita	Martensita + ferrita-perlita



Parte del trabajo realizado por Mansutti [28] está enfocado en la obtención de relaciones empíricas que correlacionan el tiempo de enfriamiento con las propiedades mecánicas, estableciendo que el esfuerzo máximo y límite de elasticidad se incrementan linealmente con la duración del temple, mientras que en el alargamiento ocurre el efecto opuesto. No obstante, en estas correlaciones no se consideran las características microestructurales obtenidas.

Por otro lado, Nikolaou *et al.* [3], estudiaron una varilla de acero hipoeutectoide de 12 mm de diámetro procesado por QTBT, cuya composición química se muestra en la Tabla 4.2 y establecieron que la microestructura en la sección transversal de la muestra está compuesta por tres zonas: centro de ferrita y perlita, una capa intermedia de bainita y ferrita y una capa externa de martensita revenida (figura 4.9).

Tabla 4.2.- Composición química de varilla de acero procesada por QTBT, Nikolaou [3].

Elemento de aleación	C	Mn	Si	S	P	Cu	Cr
% en peso	0.16	0.77	0.19	0.019	0.019	0.50	0.10

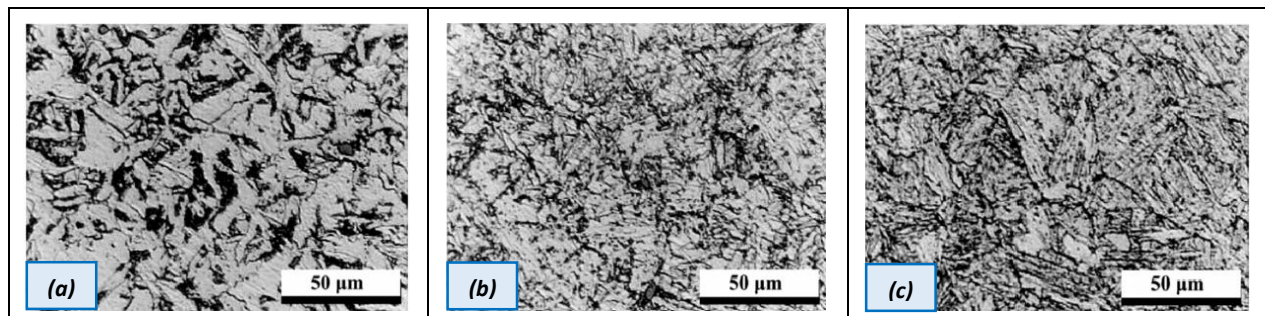


Fig. 4.9.- Características microestructurales reportadas por Nikolaou [3]. (a) Sección transversal, (a) centro, (b) capa intermedia, (c) capa externa.

Nikolaou [3] también midió la respuesta del material cuando este es recalentado, llegando a la conclusión de que los principales cambios microestructurales ocurren en la capa externa del producto, lo cual corroboró a través de mediciones de microdureza, estableciendo que el mayor ablandamiento de la estructura martensítica ocurre entre 600 y 700 °C, no obstante, esta zona siempre permanece con mayor dureza que el centro independientemente de la temperatura de recalentamiento.



5.- Técnicas de caracterización

Las técnicas empleadas para el desarrollo de este trabajo se dividen en tres rubros: análisis microestructural, pruebas mecánicas y análisis térmico. En este capítulo se describen los aspectos teóricos involucrados en cada uno de los métodos y se hace mención de las normas ASTM que estandarizan las pruebas y dispositivos de ejecución.

5.1.- Análisis microestructural

Se describen los fundamentos de *Microscopía Electrónica de Barrido*, cuya técnica se utilizó para obtener características microestructurales de las muestras analizadas; así como de *Medición de Tamaño de Grano* de acuerdo a la norma ASTM E – 112. Para la determinación de composición química se utilizó *Espectrometría de Emisión Óptica*, cuyo procedimiento está estandarizado por ASTM E-415.

5.1.1.- Microscopia Electrónica de Barrido (MEB)

El MEB convencional es un instrumento cuyo funcionamiento se basa en el barrido de la superficie de una muestra en particular a través de un haz de electrones con el cual interactúa generando distintos tipos de señales que son colectadas por detectores y enviadas a un monitor dónde es observada una imagen [29]. En la figura 5.1 se esquematiza la situación descrita anteriormente.

En términos generales, la técnica consiste en la colocación de la muestra a analizar en la cámara de vacío del MEB y retirar todo el aire que se encuentra dentro de ella. En seguida se enciende el emisor de electrones para bombardear la muestra formando un haz convergente. Las bobinas ubicadas debajo del arreglo de lentes dirigen el haz de izquierda a derecha y de arriba abajo generando un barrido en toda la superficie de la muestra, de tal manera que los electrones que golpean son difractados hacia el detector. El haz de electrones al disipar su energía cinética produce varias señales generadas a diferentes niveles de profundidad en la muestra; algunas son: electrones secundarios, electrones Auger, electrones retrodispersados y rayos-X característicos

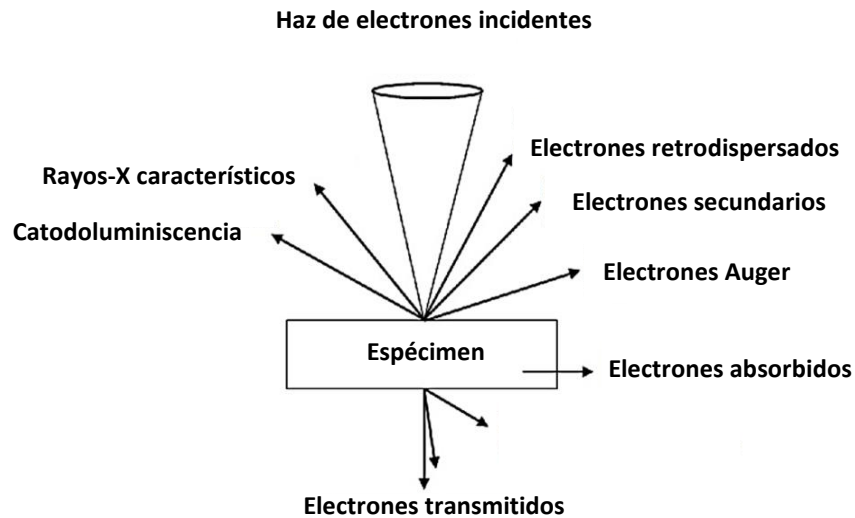


Fig. 5.1.- Interacción de electrones primarios con la superficie de la muestra [29].

5.1.2.- Determinación de tamaño de grano promedio

La norma ASTM E-112 [30] establece las características para la determinación correcta de tamaño de grano para materiales metálicos y no metálicos cuyos granos sean equiaxiales, es decir, que su crecimiento es igual en todas direcciones. Sin embargo, también establece que la estimación del tamaño de grano no es una medición precisa debido a la variación que puede haber en tamaños y formas.

De acuerdo a este estándar, para hierros, aceros al carbono e inoxidables se recomienda que la imagen sea tomada en microscopio óptico a 100x y que las estimaciones de tamaño de grano sean hechas en tres o más áreas representativas de la muestra. En la figura 5.2 se presenta un ejemplo de imagen de tamaño de grano a 100x.

El tamaño de grano ASTM, se expresa mediante el número G obtenido de la siguiente expresión:

$$n = 2^{G-1} \quad (5.1)$$

Siendo n el número de granos en una pulgada cuadrada a 100x y G el tamaño de grano ASTM. Se considera que el grano es grueso cuando $G < 5$ y grano fino cuando $G > 7$. Es evidente que un tamaño de grano ASTM pequeño indica que hay una menor cantidad de granos por unidad de área por lo tanto su diámetro es mayor, ocurre lo opuesto para tamaños de grano más grandes.

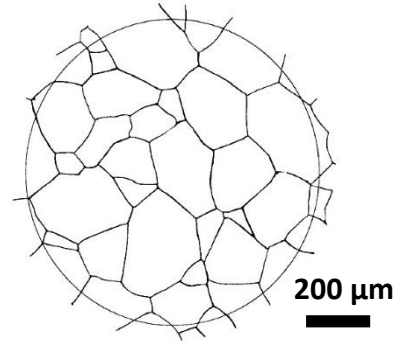


Fig. 5.2.- Ejemplo de tamaño de grano ASTM No. 3 a 100x [30].

El tamaño de grano resultante en el acero, está directamente relacionado con la composición química del material, temperatura de austenización y tipo de procesamiento; por lo tanto, esta característica influye en las propiedades mecánicas obtenidas. En este estudio la medición del tamaño de grano ferrítico y colonia perlítica se realizó mediante el *software NIS Elements* (sección 6.1.4).

5.1.3.- Espectrometría de Emisión Óptica

A través de esta técnica se analizan las longitudes de onda de los fotones emitidos por los átomos durante su transición de un estado excitado a uno de inferior energía. Cada elemento emite un conjunto característico de longitudes de onda y mediante la observación de las mismas puede determinarse la composición elemental de la muestra. De acuerdo a la norma ASTM E-415 [31], se debe determinar la composición química de metales y aleaciones por este método.

La muestra a analizar debe poseer un diámetro adecuado para cubrir la abertura del soporte de la chispa y un espesor entre 10 y 38 mm, mientras que el equipo debe tener una fuente de excitación capaz de proporcionar un potencial entre 940 y 1000 V y una corriente de 0.3 a 0.8 A. Por otro lado, la cámara de chispa debe estar acondicionada con flujo de argón para que la lectura se lleve a cabo en un medio inerte y a su vez debe estar acoplada directamente con el espectrómetro a través de un soporte que pueda contener un espécimen plano y un electrodo inferior en forma de varilla [31].



5.2.- Pruebas mecánicas

Se hace una descripción general de los métodos de aplicación de *Ensayo de Tensión en Productos de Acero*, de acuerdo a la norma ASTM A-370 y ASTM E-8; y *Ensayo de Dureza Vickers para Materiales Metálicos*, con referencia en la norma ASTM E-92. Los resultados de la aplicación de ambas pruebas sobre muestras de varilla corrugada se presentan a lo largo de la sección 7.2.

5.2.1.- Ensayo de tracción

Consiste en el estiramiento de un material hasta el punto de fractura con el objetivo de evaluar algunas propiedades mecánicas. De acuerdo a la norma ASTM E-8 [32], el ensayo de tensión proporciona información de la resistencia y ductilidad de materiales bajo la aplicación de una carga uniaxial que puede ser de utilidad para desarrollo de aleaciones, control de calidad y diseño de productos. Además establece que los resultados obtenidos no representan totalmente las propiedades de resistencia de todo el producto final o de su comportamiento en servicio en diferentes entornos.

La norma ASTM A-370 [33] establece que las máquinas de prueba pueden ser mecánicas o hidráulicas y deben contar con dispositivos de agarre o mordazas para sujetar la probeta bajo estudio, dispositivos de medición para cuantificar el estiramiento total de la muestra y extensómetro para medir la contracción del área transversal. En la figura 5.3 se presenta un esquema de la aplicación de ensayo de tensión.

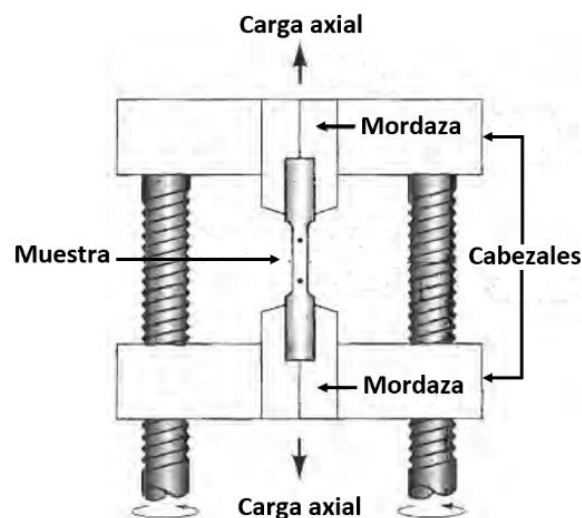


Fig. 5.3.- Carga unidireccional aplicada en ensayo de tensión [33].



Un aspecto muy importante que debe ser controlado es la velocidad de deformación; la velocidad máxima para determinar el límite de elasticidad es de 13 mm/min, manteniéndose mientras el material fluye y una vez alcanzado el punto de fluencia cambia a 26 mm/min para obtener la resistencia máxima o esfuerzo de tensión [33].

El resultado obtenido del ensayo de tensión es la curva de esfuerzo – deformación $\sigma - \epsilon$ (figura 5.4) de la cual se pueden extraer las siguientes propiedades [33]:

- Punto de fluencia: es el primer valor de esfuerzo en el material, menor que el esfuerzo máximo obtenible, en el cual ocurre un incremento en la deformación, sin un aumento en el esfuerzo.
- Esfuerzo de fluencia o límite de elasticidad (LE): es el esfuerzo en que el material presenta una desviación de proporcionalidad lineal de esfuerzo – deformación. A partir de este límite cualquier deformación que presente el material será irreversible.
- Esfuerzo de tensión o resistencia máxima (EM): es la carga máxima soportada por el material dividido entre el área transversal inicial.
- Alargamiento (AI): es la distancia de alargamiento plástico de la probeta antes de la fractura con respecto a la longitud inicial calibrada. Se calcula mediante la ecuación 5.2, donde l_f es la longitud de la probeta después de la rotura y l_0 la distancia inicial calibrada.

$$\% \text{ alargamiento} = \frac{l_f - l_0}{l_0} \times 100 \quad (5.2)$$

- Reducción de área: es el adelgazamiento experimentado por el material durante la prueba. De igual manera se expresa como porcentaje y se calcula mediante la ecuación 5.3, donde A_f y A_0 , es el área transversal final e inicial respectivamente.

$$\% \text{ red. A} = \frac{A_0 - A_f}{A_0} \times 100 \quad (5.3)$$

- Módulo de elasticidad o de Young: es la pendiente de la curva esfuerzo – deformación de la parte elástica, es decir, donde el esfuerzo y la deformación son proporcionales.

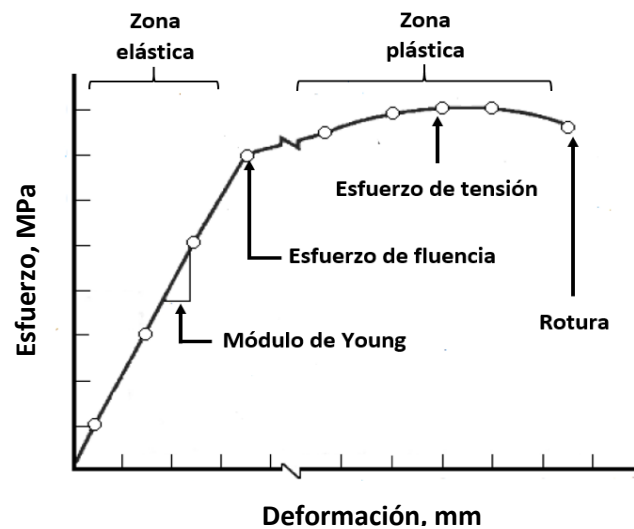


Fig. 5.4.- Propiedades mecánicas obtenidas de curva esfuerzo-deformación $\sigma - \epsilon$ [34].

En términos generales la curva esfuerzo – deformación presentada en la figura 5.4 muestra el resultado típico de esta prueba, sin embargo, puede variar dependiendo del material bajo estudio, por ejemplo, en algunos aceros estructurales ocurre el *fenómeno de discontinuidad del punto de fluencia*. Esto será descrito brevemente en la sección 7.2. Para el presente trabajo las propiedades de interés obtenidas de la curva $\sigma - \epsilon$ son: límite de elasticidad (MPa), esfuerzo máximo (MPa) y alargamiento (mm).

5.2.2.- Ensayo de dureza Vickers

La dureza es una medida de la resistencia del material a la deformación plástica localizada mediante la aplicación de una carga con un indentador que imprime una huella sobre la superficie del material y cuyo tamaño y profundidad está relacionado con la dureza [34]. De acuerdo a la norma ASTM E-384 [35], el ensayo de dureza Vickers es considerado como un tipo de micro-indentación que permite evaluar la propiedad de dureza en fases o constituyentes específicos y en zonas donde pudieran existir gradientes demasiado pequeños debido a que con esta técnica se pueden reconocer las variaciones existentes dentro del material.



La norma ASTM E-92 [36] establece que el equipo para la prueba de dureza Vickers consiste en una máquina que permite que la muestra y el indentador se pongan en contacto de manera gradual bajo la aplicación de una fuerza determinada en un periodo de tiempo fijo (ver figura 5.5).

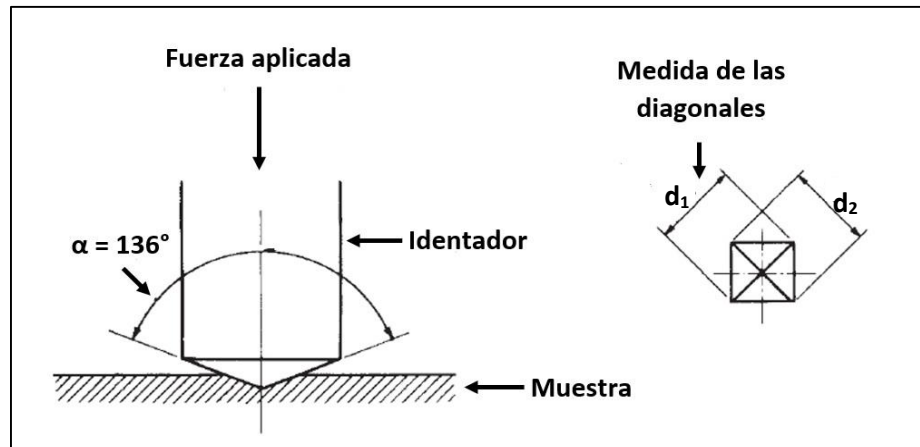


Fig. 5.5.- Esquema para prueba de dureza Vickers [36].

El indentador es de diamante con geometría piramidal cuadrada y el ángulo α presentado en la figura 5.5 se refiere a los ángulos de las cuatro caras del indentador con respecto al eje de carga aplicada. El número de dureza Vickers se determina mediante la ecuación 5.4, donde P es la fuerza aplicada en kg_f , d es la medida de las diagonales de la huella en mm y α es el ángulo de las caras de la punta de diamante (136°), por lo tanto, el valor de dureza está relacionado con la carga aplicada y el área superficial de impresión de la huella [36].

$$HV = 2P \operatorname{sen} \frac{(\alpha/2)}{d^2} = 1.8544 \frac{P}{d^2} \quad (5.4)$$

En algunos estudios de micro – indentación se ha encontrado que cuando se aplican cargas muy pequeñas durante el ensayo los resultados no son constantes, este problema es llamado *efecto del tamaño de indentación* y es atribuido fundamentalmente a las características del material [37]. Por esta razón se recomienda usar una carga de 1 kg_f como mínimo para tener mayor homogeneidad en los resultados; esta carga es la que ha sido empleada para todas las muestras del presente trabajo.



5.3.- Análisis térmico

En este trabajo se emplearon dos técnicas para medir la respuesta térmica del acero con composición química definida para G42: *dilatometría* y *ensayo Jominy*. Las normas ASTM E-228 y E-831 hacen referencia a la expansión térmica de materiales sólidos mediante dispositivos dilatométricos, mientras que la ASTM A-255 es referente a la determinación de templabilidad de aceros mediante ensayo Jominy. En este apartado ambas técnicas son descritas brevemente.

5.3.1.- Prueba de dilatometría

De acuerdo a la norma ASTM E-831 [38], el cambio de longitud durante una prueba dilatométrica tiene que ser registrado de manera electrónica en función de la temperatura. El dispositivo para llevar a cabo el análisis debe contar con las siguientes características: soporte para la muestra a analizar, micrómetro para medir la expansión de longitud, mecanismo de calentamiento, sensor y controlador de temperatura, dispositivo para registro de datos y capacidad de enfriamiento.

En la norma ASTM E-228 [39] se sugieren las características de las probetas para análisis dilatométrico cuya geometría debe ser cilíndrica con longitud de al menos 25 ± 0.1 mm y diámetro entre 5 y 10 mm; además señala que la superficie de la muestra no debe ser rugosa y es recomendable evitar extremos en forma de punta debido a que pueden deformarse durante la prueba.

El procedimiento a seguir para la ejecución de una prueba dilatométrica es el siguiente [39]:

- 1) Medición de la longitud inicial de la probeta a temperatura ambiente.
- 2) Colocar la muestra en el dispositivo dilatométrico asegurando que se encuentra en una posición estable, es decir, que no se balancee.
- 3) Posicionar el sensor de temperatura a la mitad de la longitud de la muestra, lo más cerca posible de la misma sin que interfiera con la expansión de la probeta.
- 4) Calentar la muestra a la temperatura deseada hasta alcanzar estado de equilibrio mientras se registra el cambio de longitud a través de un dispositivo digital o analógico.



- 5) Si se va a aplicar enfriamiento se debe registrar la longitud de la muestra a la temperatura alcanzada durante el calentamiento.
- 6) El enfriamiento debe ser controlado y de igual manera es necesario monitorear el cambio de longitud con respecto a la temperatura.

En un estudio dilatométrico además de obtener valores de expansión y contracción del material y temperatura, es posible tener información de rapidez de enfriamiento y de evolución de temperatura con respecto al tiempo. Comúnmente en este tipo de estudios se mide el cambio de longitud (Δl), como se ha mencionado previamente; sin embargo, para este trabajo se realizaron mediciones en el cambio de radio (Δr) entre otras modificaciones, con la finalidad de alcanzar alta rapidez de enfriamiento; esto será detallado en la sección 6.2.1.

5.3.2.- Ensayo Jominy

La norma ASTM A-255 [40] define este método para la determinación de la templabilidad de un acero y consiste en el enfriamiento con agua de uno de los extremos de una probeta cilíndrica de acero con un diámetro de 1.0 in. La templabilidad es una medida de la profundidad en la cual el acero es endurecido cuando es enfriado desde su temperatura de austenización y se obtiene de manera cuantitativa a partir de los valores de dureza medidos a lo largo de la probeta ensayada. En la Tabla 5.1 se presentan los rangos de composición química en los cuales es permitida la aplicación de este método. El contenido de aleantes para acero grado 42 en *Gerdau Corsa* se encuentra dentro de estos límites; esto se muestra en el apartado 7.1.1.

Tabla 5.1.- Rango de composición química para aplicación de ensayo Jominy [40].

Elemento de Aleación	Carbono	Manganeso	Silicio	Cromo	Níquel	Molibdeno
Rango (%w)	0.10 - 0.70	0.50 - 1.65	0.15 - 0.60	1.35 max.	1.50 max.	0.55 max.



El tiempo transcurrido entre la salida de la probeta del horno y el primer contacto con el chorro de agua no debe ser mayor a 5 segundos. Una vez que la probeta llega a temperatura ambiente, se procede a hacer mediciones de dureza a lo largo de la misma. Los resultados se presentan de manera gráfica: en el eje de las ordenadas los valores de dureza y en el de las abscisas la distancia desde el extremo enfriado; a esto se le conoce como curva de templabilidad [40].

En este estudio se realizaron dos pruebas Jominy, a partir de la información obtenida de los termopares fue posible calcular gráficas de rapidez de enfriamiento de las cuales se obtuvieron algunas temperaturas de transformación. Adicionalmente se obtuvieron las curvas de templabilidad. Los detalles del equipo e instrumentación se presentarán en la sección 6.2.2.



6.- Procedimiento experimental

En este capítulo se describe el equipo y metodología, la cual se divide en dos partes: la primera enfocada al análisis de muestras de varilla corrugada de acero G42 en diámetros de 3/8, 1/2, 5/8 y 3/4 in; y la segunda referente a la caracterización del acero con composición química definida para G42 a través de un estudio de dilatometría y ensayo Jominy. En la figura 6.1 se esquematiza el método general.

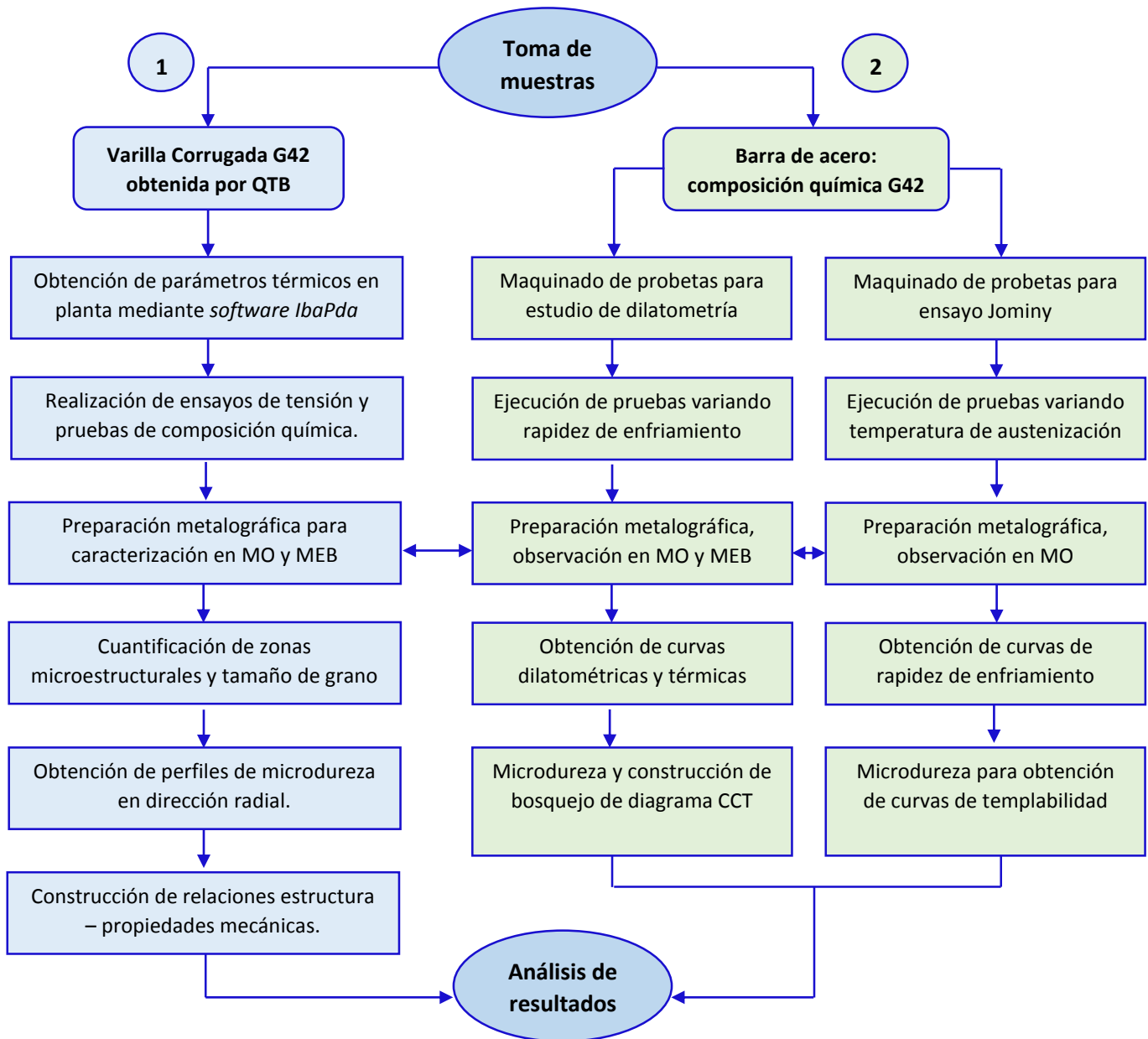


Fig. 6.1.- Diagrama de flujo del procedimiento experimental.



6.1.- Caracterización en muestras de varilla corrugada de acero G42

Inicialmente se tomó una muestra de cada diámetro (3/8, 1/2, 5/8 y 3/4 in), las cuales fueron identificadas como *muestras estándar* debido a que se conoce que cumplieron con las propiedades mecánicas establecidas por la norma NMX-B-506 [5] y además sirvieron como patrón de referencia para posteriores mediciones. En seguida, se seleccionaron ocho muestras de cada diámetro teniendo especial cuidado en que la composición química fuera similar entre sí; esto se hizo tomando en cuenta que el proceso parte de la fundición de chatarra (sección 4.1.1), lo cual puede propiciar ligeras variaciones en esta característica. En la Tabla 6.1 se muestran las dimensiones de las varillas empleadas en este estudio y el número de muestras analizadas por cada diámetro.

Tabla 6.1.- Dimensiones de las varillas corrugadas analizadas.

Nomenclatura	Diámetro nominal de varilla corrugada de acero G42			Área transversal mm ²	Cantidad de muestras
	in	cm	mm		
GC - AX	3/8"	0.953	9.53	71.26	8
GC - BX	1/2"	1.270	12.70	126.68	8
GC - CX	5/8"	1.588	15.88	197.93	8
GC - DX	3/4"	1.905	19.05	285.02	8

En la nomenclatura presentada en la Tabla 6.1, las letras A, B, C y D hacen referencia a cada uno de los diámetros estudiados: 3/8, 1/2, 5/8 y 3/4 in, respectivamente; mientras que el símbolo X se refiere al número de muestra (del 1 al 8, debido a que se analizaron ocho muestras por cada diámetro). Cada una de las probetas analizadas en este trabajo (identificadas con la nomenclatura de la Tabla 6.1) están asociadas a un número de colada en la planta (ver apéndice A2), es decir, a la cantidad de acero líquido que es vaciada del horno de arco eléctrico en un instante determinado. Cada vez que se realiza el proceso de recarga de chatarra al horno y posterior vaciado del metal líquido, el número de colada cambia.



6.1.1.- Observación en MO y MEB

A cada una de las varillas seleccionadas se les realizó un corte transversal para obtener una muestra con dos caras circulares planas de aproximadamente 1 cm de altura y que posteriormente fueron encapsuladas en resina acrílica *Extec* para preparación metalográfica (ver figura 6.2), empleando lijas de números 120, 240, 400, 600 y 1500 y pulido fino en paño con alúmina de 1 μm como abrasivo. Se utilizó nital 2% como reactivo de ataque para revelar la microestructura, el tiempo de inmersión aproximado fue 8 – 10 s.



Fig. 6.2.- Preparación de muestras para análisis metalográfico.

En la figura 6.2 se observa una diferencia de tonalidad en las muestras encapsuladas, las cuales ya están atacadas químicamente. Esto hace evidente la presencia de más de una fase en la microestructura. Por esta razón, las muestras fueron observadas en el microscopio óptico *Nikon Eclipse MA 100* del Lab. Químico de Gerdau Corsa, el cual está acoplado con el *software NIS-Elements* para realizar la toma de imágenes, medición de zonas estructurales, cuantificación de fracción ferrítica y perlítica a través de la herramienta *Analysis Controls > Pixel Classifier* y medición de tamaño de grano.



Desde las primeras observaciones hechas en MO se identificó que la microestructura del material está compuesta por tres zonas anulares dispuestas de manera radial, por esta razón, a través del *software NIS-Elements* se realizaron varias mediciones en el perímetro de cada muestra (ver figura 6.3) para obtener el espesor promedio de la zona externa y determinar el porcentaje de área que ocupa esta zona en la sección transversal total de las varillas corrugadas. En el caso de las probetas cuyo diámetro es de 9.53 y 12.70 mm, también fue posible hacer mediciones de la longitud de la zona intermedia, ya que al ser los productos de menor diámetro se puede obtener imágenes de ambas zonas en una misma toma. No obstante, la frontera entre la zona externa e intermedia se puede identificar con mayor claridad que la división entre la zona media y el núcleo; por lo que la cuantificación del porcentaje en área de la zona intermedia es menos precisa. Esto será discutido brevemente en la sección 7.1.2.

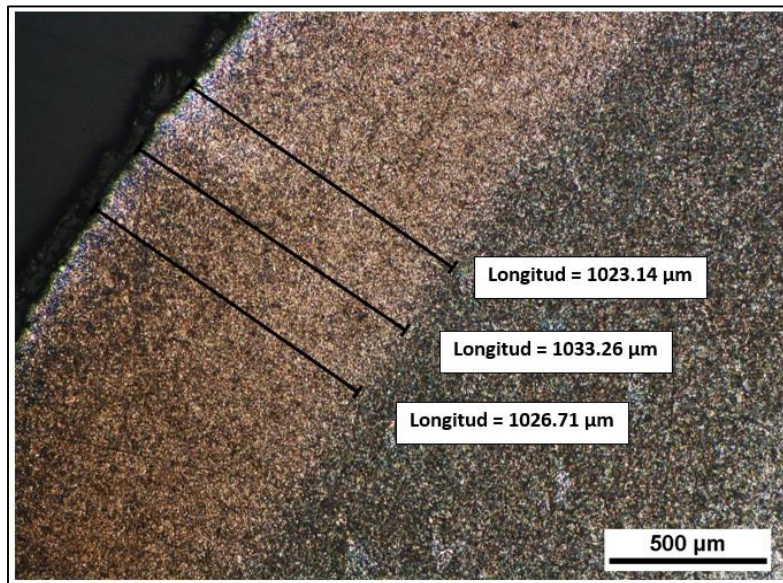


Fig. 6.3.- Medición anillo externo por NIS-Elements. Muestra 19.05 mm diámetro, GC-D5.

La figura 6.3 se presenta como ejemplo de la medición de la zona externa para una muestra cuyo diámetro es de 19.05 mm. Se realizaron 12 mediciones por cada muestra en el perímetro debido a que en algunos casos el espesor de las regiones anulares no es homogéneo en toda la circunferencia; de esta manera se obtuvo el porcentaje de área promedio para esta zona.



En el caso de las muestras de 15.88 y 19.05 mm (GC-CX y GC-DX, respectivamente), no fue posible realizar mediciones de la parte intermedia debido a que al ser varillas de mayor diámetro es difícil captar la zona externa e intermedia en la misma toma, por lo que la cuantificación de esta zona se vuelve más difícil e imprecisa en comparación con las muestras de 9.53 y 12.70 mm, en las cuales si es posible realizar la medición de ambas regiones en una misma micrografía.

Por otro lado, algunas muestras representativas también fueron observadas en el Microscopio Electrónico de Barrido *Jeol JSM – 5900LV* de la Unidad de Servicios de Apoyo a la Investigación y a la Industria (*USAII*), Facultad de Química; empleando un voltaje de 5V (bajo vacío), para obtener imágenes más detalladas de las características microestructurales mediante electrones secundarios.

6.1.2. Obtención de propiedades mecánicas

Se realizaron dos ensayos de tracción por cada muestra de varilla corrugada. La primera muestra tensionada corresponde al inicio de laminación de un número de colada, mientras que la segunda corresponde al final de la misma. La longitud de las probetas ensayadas fue de 60 cm y las propiedades reportadas en este trabajo corresponden al promedio de ambas pruebas.

Los ensayos se llevaron a cabo en el Laboratorio de Pruebas Mecánicas de Gerdau Corsa, Planta Tultitlán. Para ello se empleó una Máquina Universal de Pruebas Físicas marca *Tinus Olsen*, modelo *Super L300/602* (ver figura 6.4), acoplada con el *software NAVIGATOR*, el cual se encarga de la adquisición de datos de carga aplicada vs deformación.

Las propiedades mecánicas obtenidas del ensayo de tracción son esfuerzo de fluencia o límite de elasticidad (MPa), esfuerzo máximo o resistencia máxima (MPa) y alargamiento (mm). El Laboratorio de Pruebas Mecánicas de Gerdau Corsa, Planta Tultitlán cuenta con la certificación de la Entidad Mexicana de Acreditación *EMA* (ver apéndice A3) para especificaciones y métodos de prueba de ensayo de tensión en varilla corrugada, bajo el número de acreditación MM-0027-003/11 vigente desde junio de 2011.

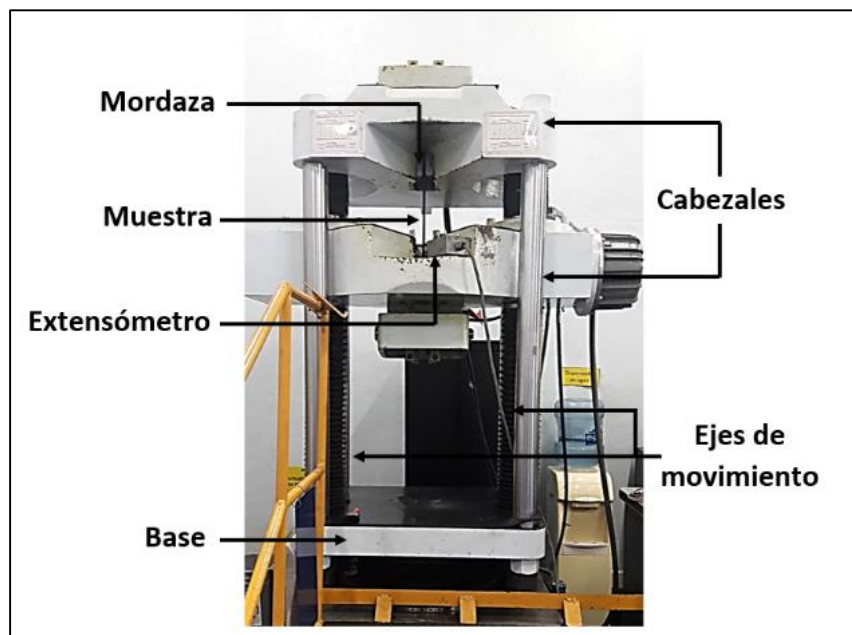


Fig. 6.4.- Máquina Universal Tinus Olsen, Lab. Pruebas Mecánicas, Gerdau Corsa.

6.1.3.- Análisis de composición química

Se obtuvo la composición química de cada una de las muestras en el Laboratorio Químico de Gerdau Corsa, Planta Tultitlán, mediante el uso de un *Espectrómetro de Emisión Óptica* marca *THERMO Scientific serie ARL 3460 Advantage*, acoplado con el *software Oxsas*, el cual brinda la lectura porcentual de cada elemento. Las muestras analizadas comprendieron un espesor mínimo de 10 mm y una superficie plana para cubrir en su totalidad el orificio de la chispa. El análisis se lleva a cabo por duplicado en cada muestra para validar los resultados. En la Tabla 6.2 se presenta la variación permitida para cada elemento en dos puntos de análisis en una misma muestra.

Si la variación de un análisis a otro excede lo establecido en la Tabla 6.2, se puede hacer un tercer análisis sobre la muestra o bien hacer un desbaste grueso sobre la superficie plana de la misma y repetir la prueba. Con esta técnica, además de cuantificar los elementos de la Tabla 6.2, se puede obtener lectura de fósforo, níquel, cromo, cobre, estaño, vanadio, molibdeno, etc.



Tabla 6.2.- Variación porcentual permitida para análisis químico.

Elemento	Variación permitida (%w)	Ejemplo	
		1er. análisis	2do. análisis
Carbono	1 centésima	0.25	0.26
Manganeso	1 centésima	0.47	0.48
Silicio	1 centésima	0.11	0.12
Azufre	5 milésimas	0.023	0.028

El método para análisis químico mediante espectrometría de emisión óptica aplicado en el Laboratorio Químico de Gerdau Corsa, Planta Tultitlán; cuenta con la certificación de la Entidad Mexicana de Acreditación *EMA* bajo el número de acreditación Q-0022-006/11 con vigencia desde junio de 2011. En la figura 6.5 se muestra el espectrómetro de emisión óptica del Laboratorio Químico.

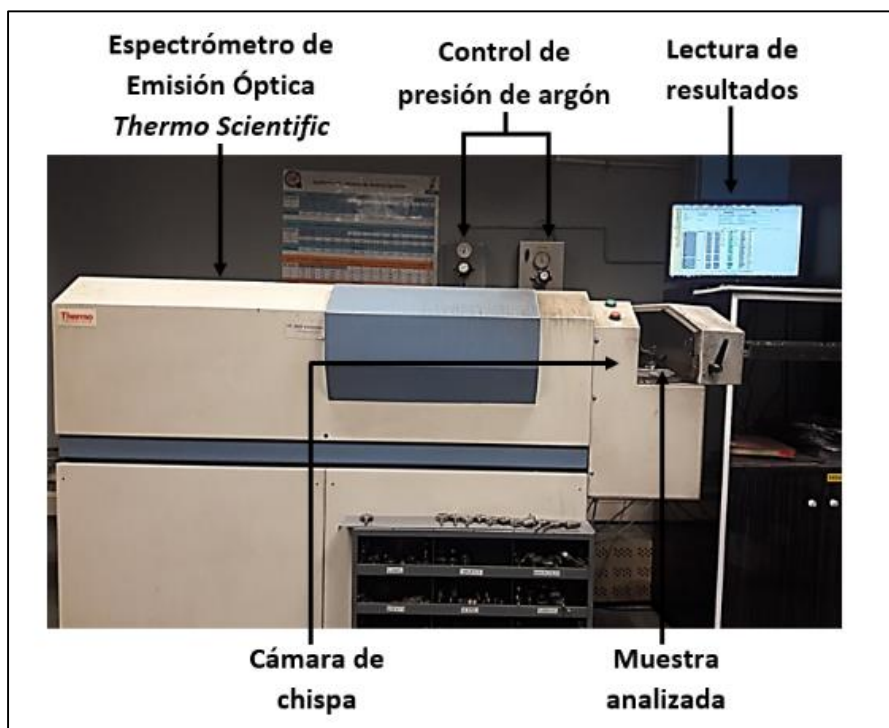


Fig. 6.5.- Espectrómetro de Emisión Óptica, Lab. Químico, Gerdau Corsa.



Una vez obtenida la composición química de cada muestra se calculó el porcentaje en peso de Carbono Equivalente (CE) mediante la ecuación 6.1 [41], la cual es ampliamente utilizada para cuantificar los efectos de diferentes elementos de aleación sobre una cantidad determinada de carbono. El valor obtenido tiene influencia sobre la resistencia mecánica y soldabilidad del material; sin embargo, este último aspecto está fuera del alcance de este proyecto.

$$CE (\% \text{ en peso}) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{(Cr + Mo + V)}{5} + \frac{(Cu + Ni)}{15} \quad (6.1)$$

6.1.4.- Perfiles de microdureza radial

Se obtuvieron perfiles de microdureza Vickers en cada muestra desde el centro ($r=0$) hacia la orilla ($r=r_0$), con la finalidad de analizar las variaciones de esta propiedad dentro de la pieza. Para esto se utilizó el microdurómetro del Instituto de Investigaciones en Materiales (IIM-UNAM) marca SHIMADZU FAL HMV-G. En la figura 6.6 se presenta una imagen del equipo empleado.

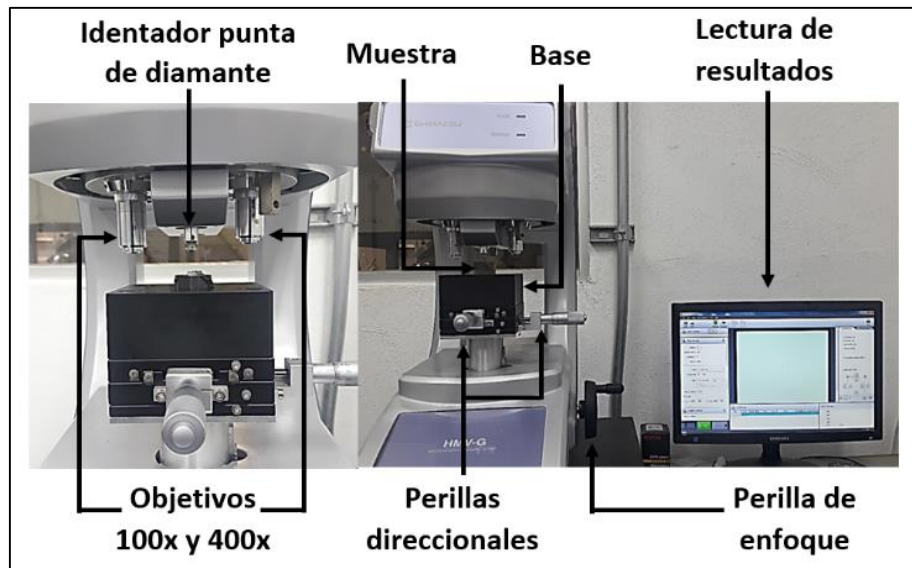


Fig. 6.6.- Microdurómetro SHIMADZU, Instituto de Investigaciones en Materiales.



Independientemente del diámetro de varilla, en cada una de las muestras se realizaron 15 puntos de micro – indentación en dirección radial. La carga aplicada fue de 1 kg_f mediante un indentador con punta de diamante y cuyas características están en cumplimiento con la norma ASTM E-92, citada en la sección 5.2.2. La medición de las diagonales de la huella aplicada sobre el material se realizó de manera digital con un monitor acoplado al equipo de microdureza mediante el *software HMV Test*, de esta manera se obtuvieron los valores de dureza en escala Vickers (HV) y su equivalente aproximado en Rockwell C (HRC). En la figura 6.7 se presenta un esquema de la pieza ensayada por microdureza.

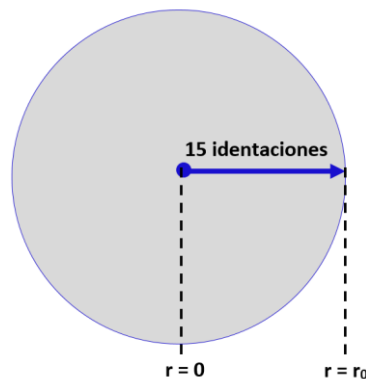


Fig. 6.7.- Esquema de corte transversal en varilla de acero con la dirección de medición en pruebas de microdureza.

Una vez obtenidas las características microestructurales de las muestras, se procedió a relacionarlas con las propiedades mecánicas resultantes del ensayo de tensión a través de regresiones matemáticas empleando el *software SigmaPlot 10.0*. Las ecuaciones proporcionadas por esta herramienta son de tipo empírico y muestran una buena correlación entre ambos aspectos; esto se muestra en la sección 7.2.

6.1.5.- Obtención de parámetros térmicos

Se realizó directamente en el área de laminación de la planta industrial a través del *software IbaPda Analyzer*, el cual se encarga de hacer un registro gráfico de los parámetros operacionales durante el proceso QTB. Algunos de los datos que pueden ser obtenidos mediante esta herramienta son: temperatura a la entrada y a la salida de las cámaras de enfriamiento (temperatura de fase austenítica



y de revenido, respectivamente), velocidad lineal a la cual pasan las varillas, presiones y flujo volumétrico de agua. Una vez que el material abandona las cajas de enfriamiento o *coolers* del proceso QTB ya no se tiene información de la disminución de temperatura al aire libre durante la tercera etapa del proceso hasta alcanzar la temperatura ambiente.

Para este trabajo, los parámetros de interés fueron la temperatura de entrada y de salida, debido a que se ha visto que tienen una influencia significativa en las características microestructurales del producto y cuya medición se lleva a cabo a través de pirómetros láser colocados a la entrada y a la salida de las cámaras de enfriamiento. Se debe recordar que la temperatura de salida es considerada como la temperatura máxima de revenido, como se mencionó en la sección 4.4.2.

La adquisición de datos térmicos se obtuvo para todas las muestras en sus diferentes diámetros, sin embargo, en este trabajo no se reportan los pertenecientes a 3/8 y 1/2 in (9.53 y 12.70 mm de diámetro), debido a que estos productos se fabrican en cuatro y dos líneas respectivamente y las lecturas de los pirómetros láser corresponden a la primer línea, por lo que no existe la certeza de que el valor obtenido pertenezca a la muestra analizada.



6.2.- Caracterización microestructural del acero G42

Gerdau Corsa Planta Tultitlán, proporcionó dos barras lisas de acero G42 de 40 cm de longitud y 5 cm de diámetro, sin ser procesadas mediante QTB, con las cuales se obtuvieron probetas maquinadas de dimensiones específicas para llevar a cabo pruebas dilatométricas y dos ensayos Jominy. Ambas pruebas se realizaron con la finalidad de identificar las temperaturas de transformación de fase para este acero en particular y para obtener información adicional de las características microestructurales a través de enfriamientos continuos.

6.2.1.- Estudio de dilatometría

Se analizó la respuesta microestructural del material al ser sometido a enfriamientos continuos desde temperatura de austenización. Para ello se hicieron 5 pruebas por duplicado variando la rapidez de enfriamiento en cada una de ellas con la finalidad de obtener las temperaturas críticas de transformación mediante la interpretación de curvas dilatométricas y de temperatura para la construcción de un bosquejo de diagrama CCT (*Continuous Cooling Transformation*).

6.2.1.1.- Maquinado y dimensiones de las probetas

A partir de la barra de acero citada en el apartado 6.2, se maquinaron 10 probetas con dimensiones específicas de geometría cilíndrica en el Instituto de Ciencias Físicas de Cuernavaca, UNAM. Aunque convencionalmente las pruebas dilatométricas se llevan a cabo con muestras sólidas (como se mencionó en la sección 5.3.1), en este caso las probetas maquinadas son tubulares; esto se hizo con la intención de tener un mejor ajuste con el dispositivo dilatométrico y con el mecanismo de enfriamiento que serán descritos en la sección 6.2.1.2. En la figura 6.8 se presenta el diseño y la imagen de los especímenes empleados.

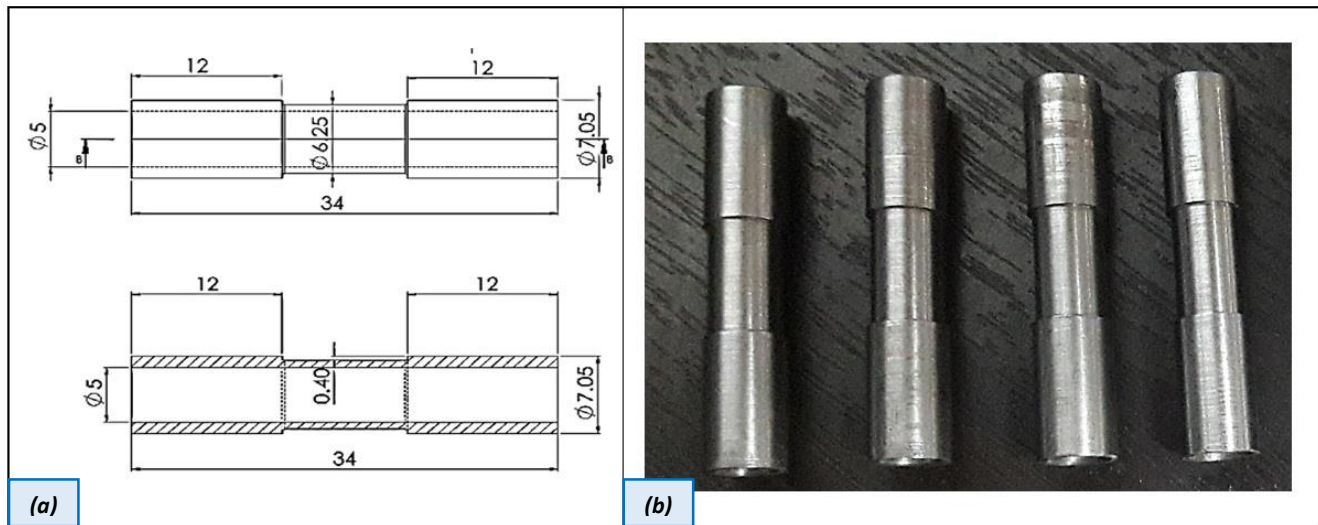


Fig. 6.8.- Probeta para dilatometría. (a) Diseño (dimensiones en mm), (b) piezas maquinadas.

De la figura 6.8 se observa que la parte central de las probetas presentan una reducción en el diámetro, esto se hizo para conseguir la mayor rapidez de enfriamiento posible debido a que el descenso de temperatura durante el proceso industrial puede alcanzar valores superiores a 300 °C/s como consecuencia de las altas presiones y elevados flujos volumétricos de agua dentro de las cámaras de enfriamiento. El dispositivo dilatométrico realiza las lecturas de temperatura y de expansión/contracción volumétrica justo en el centro de las muestras.

6.2.1.2.- Dispositivo dilatométrico y ejecución de pruebas

Las pruebas dilatométricas se llevaron a cabo en el Laboratorio de rayos X, Departamento de Ingeniería en Materiales del Instituto Tecnológico de Morelia (ITM). Cada prueba se efectuó a través de un dispositivo ensamblado por técnicos y académicos de la entidad, el cual es capaz de calentar muestras metálicas de manera controlada mediante *Efecto Joule* (ver apéndice A4). En la figura 6.9 se presenta el dispositivo y adquisidor de datos capaz de obtener datos de expansión/contracción radial, tiempo y temperatura durante el enfriamiento.

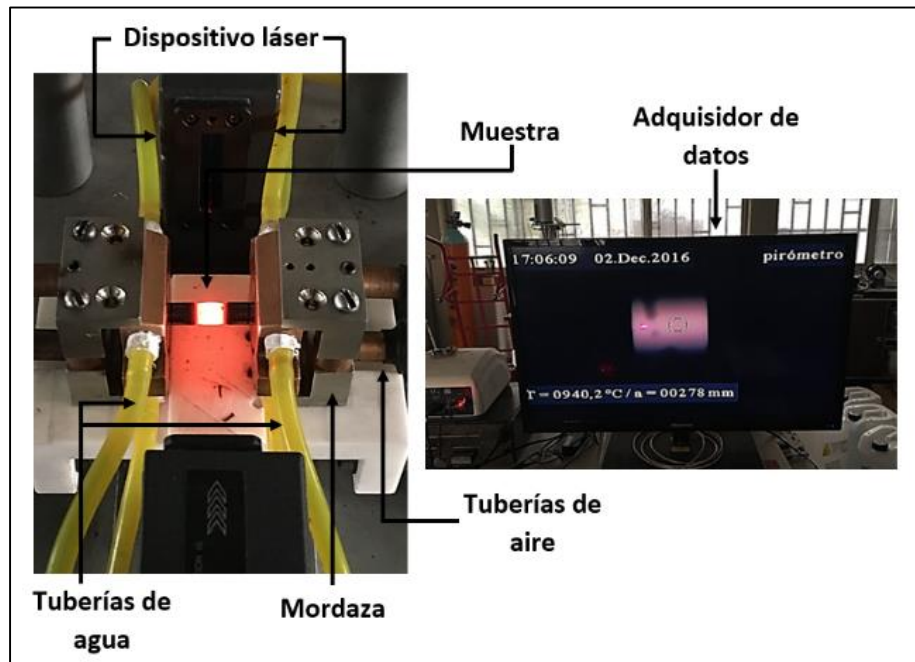


Fig. 6.9.- Dispositivo dilatométrico y adquisidor de datos del ITM.

Como se puede observar en la figura 6.9 el dispositivo dilatométrico consta de varias partes: el dispositivo láser se encarga de medir el cambio radial en la parte central probeta con una precisión de $0.01 \mu\text{m}$, las tuberías de agua y de aire conforman el mecanismo de enfriamiento del sistema; es importante indicar que la forma tubular de las muestras es para que el aire circule en el interior de la probeta analizada y de este modo el descenso de temperatura sea más rápido.

Las muestras estudiadas fueron calentadas hasta 970°C (debido a que esta temperatura es representativa de las varillas cuando ingresan al proceso QTBT), mantenidas durante 10 segundos para evitar la formación de óxidos en la superficie y posteriormente enfriadas a diferente rapidez. En la Tabla 6.3 se presenta la rapidez de enfriamiento máxima y promedio obtenida en cada prueba. Se hace hincapié nuevamente en que cada ensayo fue realizado por duplicado para tener una buena validación de los resultados. Es necesario mencionar que los valores promedio se calcularon a partir de gráficas de rapidez de enfriamiento vs temperatura, esto se detallara en la sección 7.6.1.

**Tabla 6.3.- Rapidez de enfriamiento en pruebas dilatométricas.**

Prueba	Rapidez de enfriamiento máxima	Rapidez de enfriamiento promedio
	°C/s	°C/s
1	390.2	300.6
2	325.8	230.10
3	143.5	105.5
4	22.9	15.3
5	19.5	5.6

6.2.1.3.- Caracterización de las muestras y curvas obtenidas

Cada muestra fue encapsulada y preparada para análisis metalográfico siguiendo el mismo método descrito en la sección 6.1.1. Se observaron en MO y MEB para identificar las microestructuras formadas en cada prueba y posteriormente fueron sometidas a pruebas de microdureza Vickers para analizar las variaciones de una muestra a otra.

Respecto a los resultados obtenidos, es importante mencionar que las variaciones de expansión/contracción radial vs temperatura (curvas dilatométricas) no brindaron mucha información de transformaciones de fase debido a que en algunos casos la rapidez de enfriamiento fue tan elevada que el sensor no pudo obtener la respuesta en el cambio de dimensión radial, sin embargo, en las curvas de rapidez de enfriamiento si fue posible detectar las temperaturas a las que ocurrieron las transformaciones microestructurales.

Los valores obtenidos de temperatura, tiempo y dilatación fueron analizados en el *software SigmaPlot 10.0* con la finalidad de señalar y registrar las temperaturas de transformación. Conociendo estos valores y las características microestructurales obtenidas en cada prueba fue posible construir un bosquejo de diagrama CCT en escala logarítmica.



6.2.2.- Ensayo Jominy

Se realizaron dos ensayos Jominy siguiendo los lineamientos establecidos por la norma ASTM A255 [40], para conocer la templeabilidad del material y la respuesta microestructural al variar la temperatura de austenización. Ambas pruebas fueron instrumentadas con dos termopares colocados en distintas posiciones para obtener las curvas de enfriamiento y de rapidez de enfriamiento.

6.2.2.1.- Maquinado y dimensiones de probetas

A partir de la barra de acero citada en la sección 6.2, se maquinaron 2 probetas con dimensiones específicas de geometría cilíndrica con dos caras planas paralelas entre sí, en el Instituto de Ciencias Físicas de Cuernavaca, (UNAM). En la figura 6.10 se presenta el diseño con las dimensiones y la imagen de los especímenes empleados.

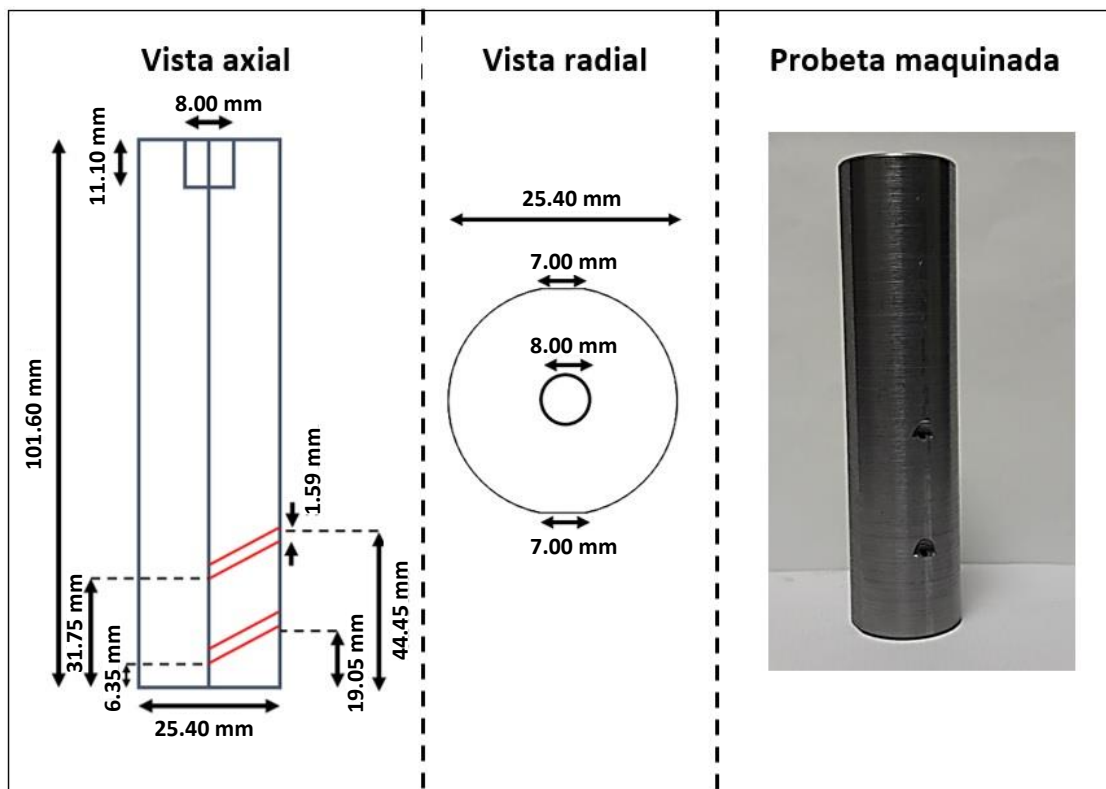


Fig. 6.10.- Dimensiones de probeta Jominy.



En la vista axial de la figura 6.10, las líneas diagonales en color rojo representan las aberturas por dónde fueron insertados los termopares para hacer el registro de la historia térmica durante el enfriamiento. La posición del primer termopar es 6.35 mm de la base y el segundo a 31.75 mm. En la vista radial se observan dos caras planas paralelas entre sí; esa zona está diseñada para hacer la preparación metalográfica y posteriormente obtener el perfil de durezas para construir las curvas de templabilidad.

6.2.2.2.- Ejecución de pruebas

Las pruebas se llevaron a cabo en el Laboratorio de Tratamientos Térmicos del Departamento de Ingeniería Metalúrgica, Facultad de Química, UNAM. Se realizaron dos pruebas a diferente temperatura de austenización: 850 y 950 °C, respectivamente. El calentamiento de las probetas se llevó a cabo en un horno de crisol con un eje móvil en dirección axial. En la figura 6.11 se presenta el dispositivo donde se efectuaron las pruebas.

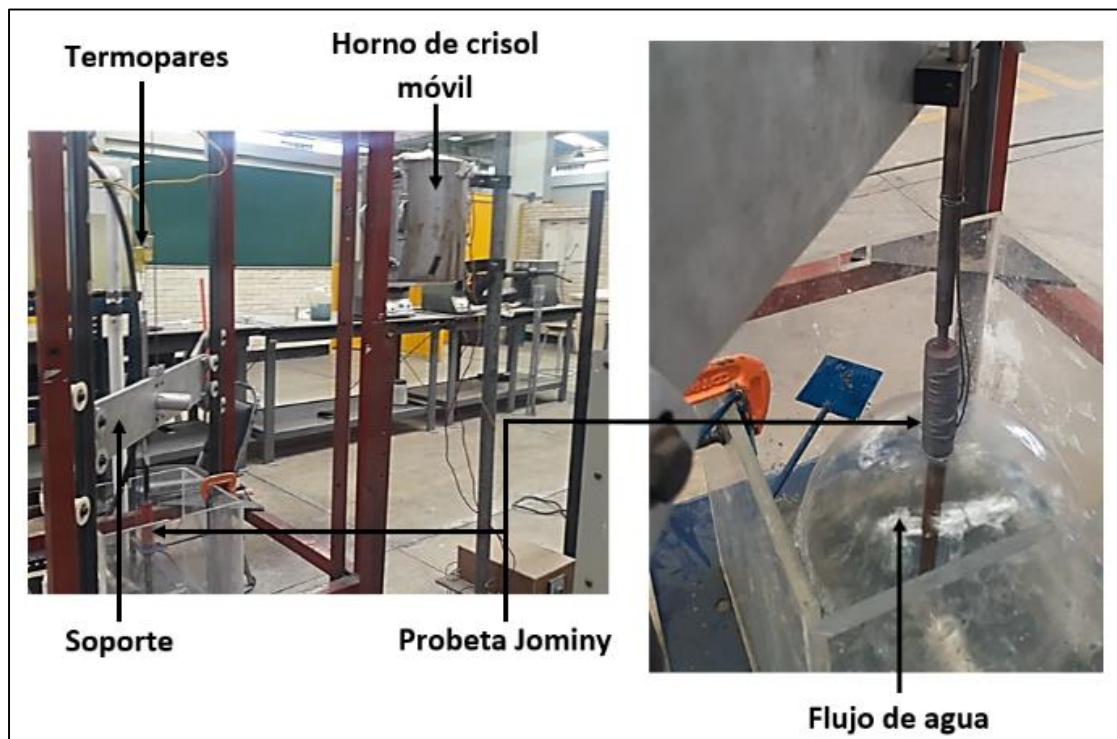


Fig. 6.11.- Dispositivo empleado para ensayos Jominy.



Una vez que las muestras alcanzaron la temperatura de austenización deseada, se mantuvieron durante 20 minutos dentro del horno para asegurar que fuera homogénea en toda la pieza. En seguida inició el enfriamiento en la base de la probeta con el flujo de agua a temperatura ambiente. Una de las ventajas de ocupar un horno móvil es que el traslado de la pieza desde que sale del horno hasta tener contacto con el líquido se lleva a cabo en menos de 5 segundos, de esta manera se minimiza la pérdida de calor por efecto del aire. La adquisición de datos de temperatura vs tiempo se llevó a cabo hasta que la lectura del termopar más cercano a la base (6.35 mm) mostrara un valor de aproximadamente 70 °C.

6.2.2.3.- Caracterización de las muestras y curvas de enfriamiento

Las muestras ensayadas se prepararon metalográficamente sobre una de las caras planas empleando nital 2% como reactivo de ataque. Se observó en MO el gradiente de microestructuras formado a lo largo de la probeta enfocándose principalmente en las zonas de colocación de los termopares y se hicieron mediciones de tamaño de grano ferrítico y de colonias perlíticas. Posteriormente se hicieron identaciones de microdureza para construir la curva de templabilidad. En la primera pulgada las mediciones se efectuaron cada 1/16 in, en la segunda cada 1/8 in y en la tercera y cuarta cada 1/4 in.

De igual manera que en el estudio de dilatometría, los datos obtenidos de temperatura fueron analizados mediante el *software SigmaPlot 10.0*. Principalmente en las curvas de rapidez de enfriamiento pertenecientes al termopar colocado a 31.75 mm de la base, fue posible encontrar el valor de algunas temperaturas de transformación, los cuales son congruentes con los obtenidos en las pruebas dilatométricas. Estos resultados se presentan en la sección 7.6.3.



7.- Resultados y discusión

En esta sección se presentan los resultados obtenidos del análisis hecho sobre las muestras de varilla corrugada de acero grado 42 procesadas mediante QTB en Gerdau Corsa Planta Tultitlán, caracterizadas a través ensayos de tensión, MEB, MO, pruebas de microdureza, etc.; así como la información recabada del acero con composición química definida para G42, el cual fue sometido a un estudio de dilatometría y ensayos Jominy para caracterización térmica y microestructural. Los temas que se revisaran en este apartado son los siguientes:

- Características microestructurales de las varillas procesadas mediante QTB.
- Relación entre características microestructurales y propiedades mecánicas.
- Breve descripción del efecto del contenido de carbono y de cromo sobre el producto.
- Temperatura de austenización.
- Auto - revenido.
- Transformaciones de fase en acero G42.

7.1.- Características microestructurales de varillas corrugadas procesadas por QTB

Las muestras estándar mencionadas en el apartado 6.1 fueron preparadas para análisis metalográfico siguiendo los lineamientos planteados en la sección 6.1.1. Estas muestras sirvieron como referencia en cuanto a características microestructurales y cada una es representativa de los cuatro diámetros estudiados en este trabajo, los cuales se presentan en la Tabla 7.1

Tabla 7.1.- Diámetros de varilla corrugada analizados.

Muestra	Diámetro nominal	
	in	mm
GC - A	3/8"	9.53
GC - B	1/2"	12.70
GC - C	5/8"	15.88
GC - D	3/4"	19.05



En general, se observó que el material está constituido por una combinación de microestructuras dispuestas de manera radial, las cuales son visualmente evidentes al atacar la superficie de las muestras con nital 2% debido a la diferencia de tonalidades que se obtienen sobre la misma (apartado 6.1.1). Se trata de tres zonas con características morfológicas distintas entre sí y que de manera simple pueden ser clasificadas como anillo externo, anillo intermedio de transición y núcleo. En la figura 7.1 se ejemplifica esto con un esquema de la varilla corrugada.

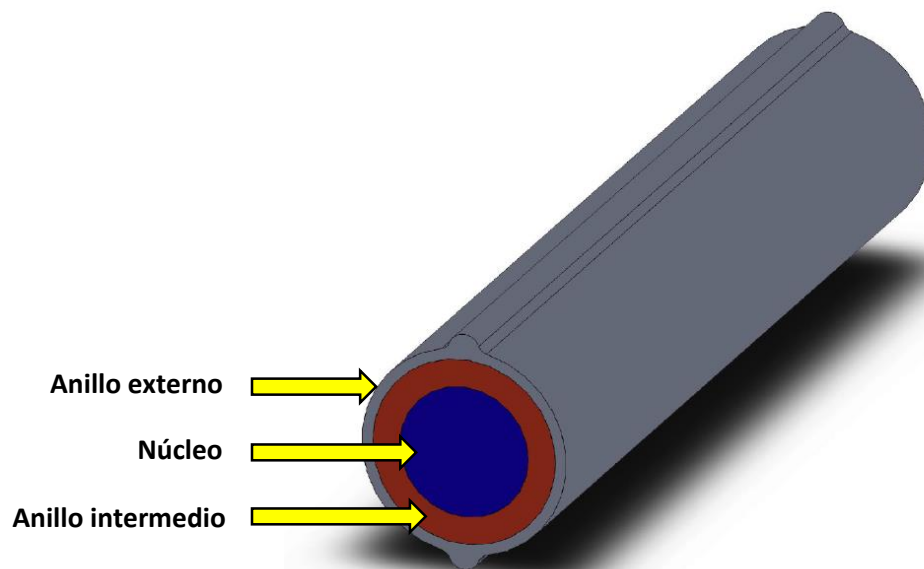


Fig. 7.1.- Esquema de zonas microestructurales en varilla corrugada. Vista trimétrica.

Aunque en la mayoría de los casos se observó la presencia de las tres zonas estructurales ejemplificadas en la figura 7.1, en otros solo se aprecian dos zonas, principalmente en las varillas cuyo diámetro es de 9.53 mm; esta característica será detallada en la sección 7.1.1. Mansutti *et al.* [28], clasifican en dos partes la microestructura formada a través de un proceso de temple y auto – revenido: superficie y centro; independientemente del diámetro de la muestra procesada. De igual manera Mukherjee *et al.* [8], hace mención de dos zonas: superficie de martensita revenida y centro ferrítico-perlítico. Sin embargo, en el caso de las varillas corrugadas G42 procesadas por QTB, en la observación microestructural es evidente la formación de tres zonas y se corrobora con los ensayos de microdureza presentados en la sección 7.2.4.



Por otro lado, en todos los especímenes analizados se ha identificado que el espesor (Δr) del anillo externo es el menor de todos, seguido por el anillo intermedio y el núcleo es el que ocupa una mayor área. En general la proporción de las zonas microestructurales es similar en los diferentes diámetros analizados (Tablas 7.3 – 7.6). En la figura 7.2 se muestran las zonas microestructurales observadas en MO para la muestra GC-D (Tabla 7.1).



Fig. 7.2.- Zonas microestructurales en muestra estándar de 19.05 mm diámetro. GC-D.

En la figura 7.2 se observa la diferente tonalidad que presenta la microestructura final del producto, la cual está constituida por tres zonas distribuidas radialmente formadas como consecuencia de la distribución de temperaturas en el diámetro de la varilla y los cambios de fase que experimenta el material debido a los ciclos térmicos a los que se encuentra sometido durante el temple y subsecuente auto – revenido. El espesor de cada zona (Δr) está determinado por la penetración del temple, es decir, la rapidez de extracción de calor de la pieza, durante la primera etapa del proceso; en el apartado 7.1.2 se propone un explicación para esta situación En la figura 7.3 se muestra la micrografía característica de cada una de las zonas para evidenciar las diferencias microestructurales que existen entre sí.

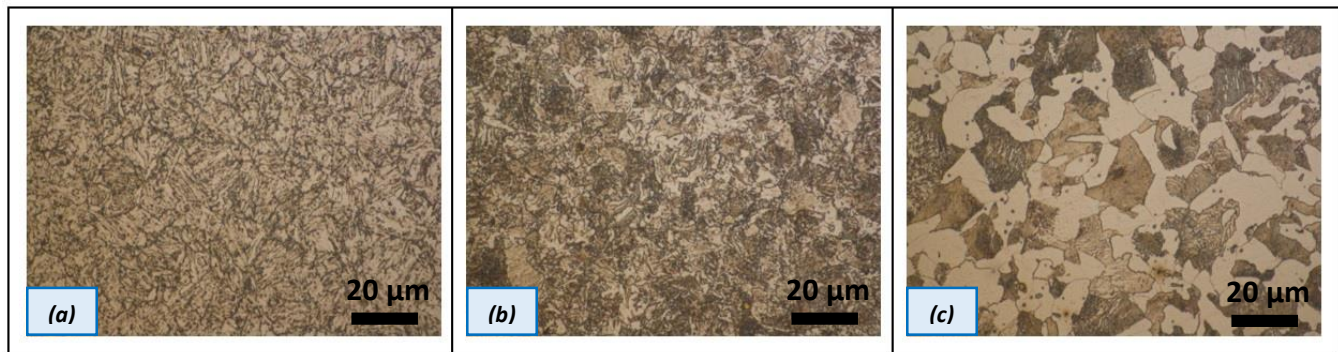


Fig. 7.3.- Acercamiento en (a) anillo externo, (b) anillo intermedio, (c) núcleo.

Cada una de las zonas microestructurales presentadas en la figura 7.3, serán analizadas con mayor detalle en los apartados siguientes de esta sección (7.1.3, 7.1.4 y 7.1.5). En primera instancia y dada la naturaleza del proceso, es posible establecer que la microestructura del anillo externo consiste exclusivamente de martensita revenida y el núcleo evidentemente es ferrítico – perlítico, sin embargo, el anillo intermedio es el más complicado de caracterizar debido a que parece estar constituido por una mezcla de fases en las que pueden coexistir ferrita, perlita y algo de bainita. Este último componente es más difícil de identificar por medio de microscopía óptica y electrónica, por lo que a través del estudio de dilatometría (presentado en la sección 7.6), se corroborará la factibilidad para la formación bainítica con la composición química del acero grado 42 empleado por la planta industrial.

7.1.1.- Composición química y cuantificación porcentual de zonas microestructurales

Como se mencionó en la sección 6.1, se analizaron ocho muestras de varilla corrugada de acero G42 para cada uno de los diámetros estudiados (Tabla 7.1): 9.53, 12.70, 15.88 y 19.05 mm; dando un total de 32 probetas examinadas. En la Tabla 7.2 se presenta el rango de composición química en el cual se encuentran estas muestras, el cual se encuentra definido por el fabricante para este tipo de acero.

Tabla 7.2.- Composición química de las varillas corrugadas de acero G42 estudiadas (% en peso).

C	Mn	Si	Cr	S	P
< 0.77 (hipoeutectoide)	< 1.0	< 0.5	< 0.5	< 0.080	< 0.087



Los elementos de aleación que pueden presentar mayor variación durante el proceso productivo son carbono, manganeso y silicio, los dos primeros tienen una gran influencia en el cálculo de carbono equivalente (CE) de acuerdo a la ecuación 6.1. El impacto del CE en las propiedades mecánicas del material se presenta en la sección 7.2.

En la figura 7.4 se presentan las imágenes de anillo externo e intermedio de algunas muestras de diámetro 9.53 mm obtenidas en microscopio óptico con magnificación de 50x (la totalidad de fotografías se encuentra en el apéndice A5). Se observa nuevamente la presencia de tres zonas microestructurales en la sección transversal de la varilla de acero.

En la Tabla 7.3 se presentan las mediciones promedio de cada parte microestructural y el porcentaje de área que ocupan en el total de la muestra. Es evidente que a medida que se incrementa el espesor del anillo externo, ocurre un decremento en la longitud de la zona intermedia. Esto indudablemente es consecuencia de la manera en que se ha extraído el calor durante la primera etapa del proceso QTB (temple en la superficie) y por la distribución de temperaturas en el interior del material. En la sección 7.1.2 se propone una explicación para lo anterior.

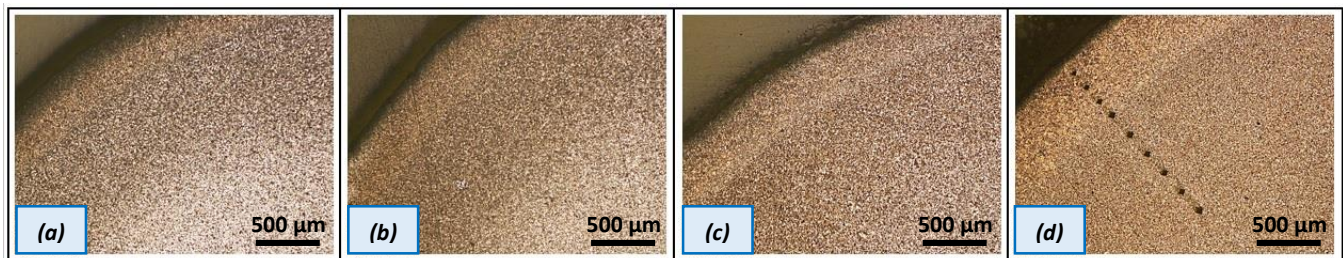


Fig. 7.4.- Anillo externo e intermedio en muestras de 9.53 mm diámetro (a) GC-A2, (b) GC-A4, (c) GC-A6, (d) GC-A8.

**Tabla 7.3.-** Cuantificación de zonas microestructurales en muestras de 9.53 mm diámetro.

Muestra		GC-A1	GC-A2	GC-A3	GC-A4	GC-A5	GC-A6	GC-A7	GC-A8
Longitud promedio AE	mm	0.403	0.407	0.419	0.421	0.460	0.501	0.523	0.587
Porcentaje área AE	%	16.23	16.39	16.85	16.91	18.41	19.92	20.76	23.16
Longitud promedio AI	mm	0.921	0.897	0.795	0.782	0.657	NP	NP	NP
Porcentaje área AI	%	31.67	30.91	27.66	27.24	23.03	NP	NP	NP
Porcentaje área núcleo	%	52.10	52.70	55.49	55.85	58.56	80.08	79.24	76.84

En las muestras GC-A6, GC-A7 y GC-A8, a diferencia del resto, no se observó la presencia de la zona intermedia y de acuerdo con los valores presentados en la Tabla 7.3, son las que exhiben una mayor longitud de anillo externo, es decir, la penetración del temple fue mayor, por lo que aparentemente están constituidas únicamente por dos zonas microestructurales: anillo externo y núcleo.

La situación descrita anteriormente se corroboró mediante la obtención de los perfiles de microdureza radial presentados en la sección 7.2.4. Este fenómeno únicamente se observó en muestras de este diámetro. Tanto el espesor del anillo externo como la presencia o ausencia de zona intermedia tienen influencia en las propiedades mecánicas del material como se revisará en la sección 7.2.

En la figura 7.5 se observan las micrografías tomadas con MO en muestras de 12.70 mm de diámetro en el borde del material para visualizar anillo externo e intermedio. En la Tabla 7.4 se presentan las mediciones promedio de cada zona y el porcentaje en área que ocupa cada una. De nueva cuenta es evidente que a medida que aumenta el espesor de anillo externo, el intermedio decrece. Para todas las probetas de varilla corrugada analizadas de este diámetro hay presencia de zona intermedia, lo cual se comprueba con los perfiles de microdureza Vickers de la sección 7.2.4. De igual manera en el apéndice A5 se muestra la totalidad de imágenes tomadas para cada muestra de la dimensión en cuestión.

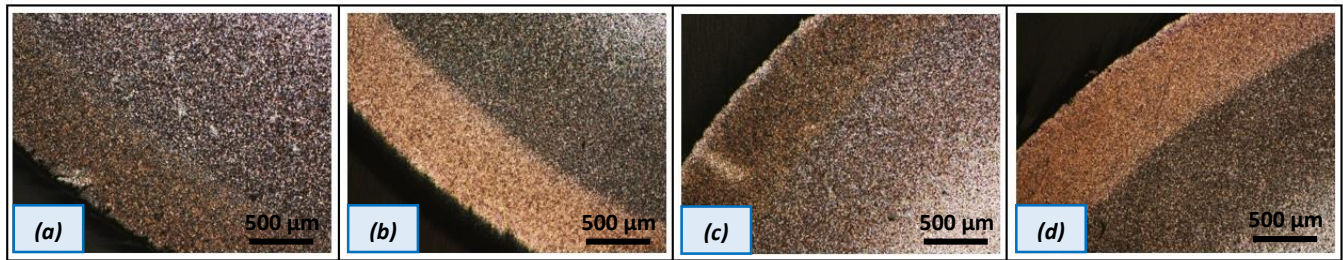


Fig. 7.5.- Anillo externo e intermedio en muestras de 12.70 mm diámetro (a) GC-B1, (b) GC-B2, (c) GC-B4, (d) GC-B6.

Tabla 7.4.- Cuantificación de zonas microestructurales en muestras de 12.70 mm diámetro.

Muestra		GC-B1	GC-B2	GC-B3	GC-B4	GC-B5	GC-B6	GC-B7	GC-B8
Longitud promedio AE	mm	0.691	0.710	0.727	0.744	0.752	0.753	0.759	0.792
Porcentaje área AE	%	20.57	21.11	21.60	22.06	22.29	22.30	22.47	23.40
Longitud promedio AI	mm	1.411	1.159	1.108	1.122	1.084	1.060	0.990	1.030
Porcentaje área AI	%	34.67	29.09	27.86	28.08	27.18	26.64	25.02	25.76
Porcentaje área núcleo	%	44.76	49.80	50.54	49.86	50.53	51.06	52.51	50.84

En las figuras 7.6 y 7.7 se observan las imágenes en el borde para las muestras con diámetro de 15.88 y 19.05 mm respectivamente, para visualizar principalmente el espesor de anillo externo. De igual manera en las Tablas 7.5 y 7.6 se muestran las mediciones promedio para ambos casos. Se recuerda nuevamente que para las varillas de estos diámetros no se cuantificó el porcentaje de área ocupado por la zona intermedia, ya que como se ha explicado anteriormente, el espesor de la misma es difícil de captar en la misma toma, como se puede apreciar en las figuras 7.6 y 7.7. No obstante, en todas las muestras se identificó la presencia de tres zonas estructurales y se comprobó mediante las pruebas de microdureza Vickers en dirección radial mostradas en el apartado 7.2.4. Por consiguiente, la región microestructural intermedia es considerada como parte del núcleo para estas muestras (Tablas 7.5 y 7.6).

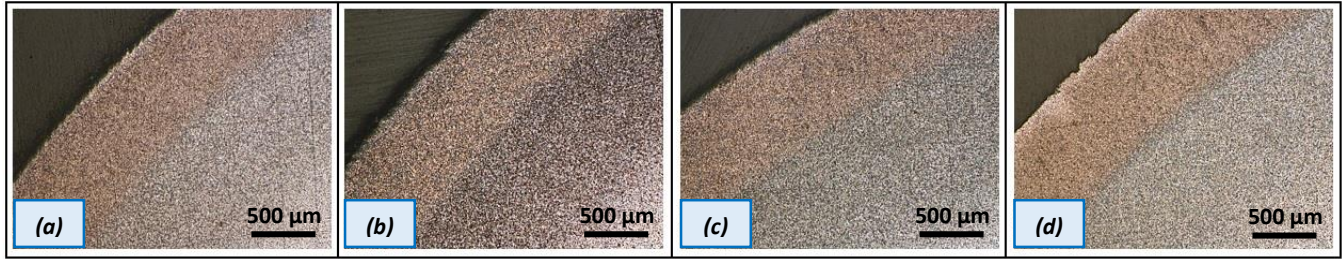


Fig. 7.6.- Anillo externo e intermedio en muestras de 15.88 mm diámetro. (a) GC-C1, (b) GC-C2, (c) GC-C5, (d) GC-C6.

Tabla 7.5.- Cuantificación de zonas microestructurales en muestras de 15.88 mm diámetro.

Muestra		GC-C1	GC-C2	GC-C3	GC-C4	GC-C5	GC-C6	GC-C7	GC-C8
Longitud promedio AE	mm	0.736	0.744	0.754	0.763	0.771	0.798	0.838	0.729
Porcentaje área AE	%	17.73	17.88	18.12	18.32	18.49	19.12	20.01	17.53
Porcentaje área núcleo	%	82.27	82.12	81.88	81.68	81.51	80.88	79.99	82.47

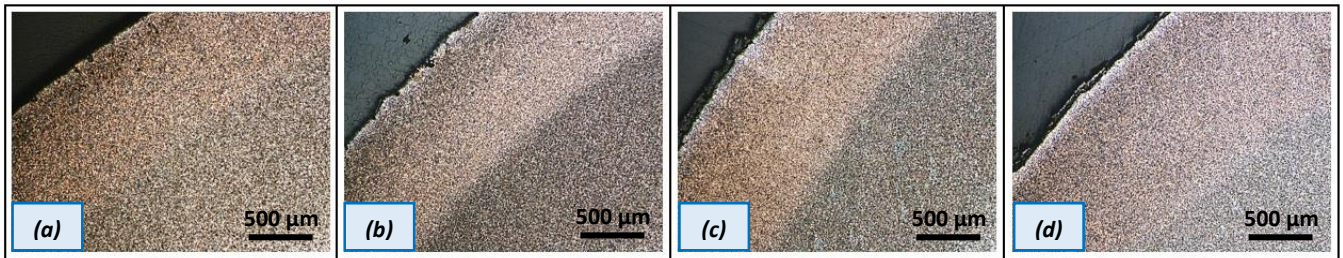


Fig. 7.7.- Anillo externo e intermedio en muestras de 19.05 mm diámetro. (a) GC-D1, (b) GC-D3, (c) GC-D5, (d) GC-D7.

**Tabla 7.6.-** Cuantificación de zonas microestructurales en muestras de 19.05 mm diámetro.

Muestra		GC-D1	GC-D2	GC-D3	GC-D4	GC-D5	GC-D6	GC-D7	GC-D8
Longitud promedio AE	mm	0.966	0.985	0.989	1.017	1.032	1.075	1.086	1.162
Porcentaje área AE	%	19.27	19.62	19.70	20.22	20.51	21.30	21.51	22.91
Porcentaje área núcleo	%	80.73	80.38	80.30	79.78	79.49	78.70	78.49	77.09

Los valores presentados de porcentaje de área de anillo externo mostrados en las Tablas 7.3 - 7.6 se encuentran ordenados de manera creciente, sin embargo, en el caso de la 7.5 se observa que la muestra GC-C8 es la que presenta un menor espesor en esta zona microestructural; esto se ha dejado intencionalmente debido a que esta probeta presenta una particularidad en su composición química la cual influye en las propiedades del material y será discutida en el apartado 7.3.1.

Es importante señalar que las mediciones hechas sobre las muestras y presentadas en las Tablas mencionadas en el párrafo anterior, se realizaron con la finalidad de establecer relaciones entre las características microestructurales y las propiedades mecánicas, principalmente esfuerzo de tensión, límite de elasticidad y alargamiento, obteniendo una buena correlación y cuyos resultados se muestran en la sección 7.2. Aspectos como el espesor de anillo externo, composición química del acero y características morfológicas del núcleo juegan un papel importante en las propiedades estudiadas.



7.1.2.- Fronteras entre zonas microestructurales

Como se mencionó brevemente en el apartado anterior, la frontera entre el anillo externo e intermedio se encuentra mucho mejor definida que la división entre la zona intermedia y el núcleo. Sin duda, esto es consecuencia de la distribución de temperaturas en el radio de la varilla de acero ya que es ampliamente conocido que la formación microestructural está controlada por la historia térmica que el material haya tenido durante su procesamiento.

La distribución de temperatura dentro del material, está relacionada con la conductividad térmica (k) del mismo, debido a que es una propiedad que mide la capacidad de transferir calor por conducción. De acuerdo con datos reportados en la literatura [42], la conductividad térmica en aceros decrece cuando la temperatura del material aumenta, sin embargo, la adición de elementos de aleación como el cromo aumentan el valor de k . Esto se menciona debido a que en la sección 7.3.2 se describe brevemente el efecto que tiene la adición de cromo sobre las características microestructurales y propiedades mecánicas de una varilla corrugada procesada mediante QT.

En la figura 7.8 se presenta una imagen de la muestra GC-D5, en la parte que delimita el anillo externo del intermedio, mientras que en la figura 7.9 se muestra la frontera entre la zona intermedia y el núcleo. Posteriormente se establece una propuesta que explica las diferencias entre una y otra mediante la distribución de temperaturas que puede existir dentro de la barra de acero.

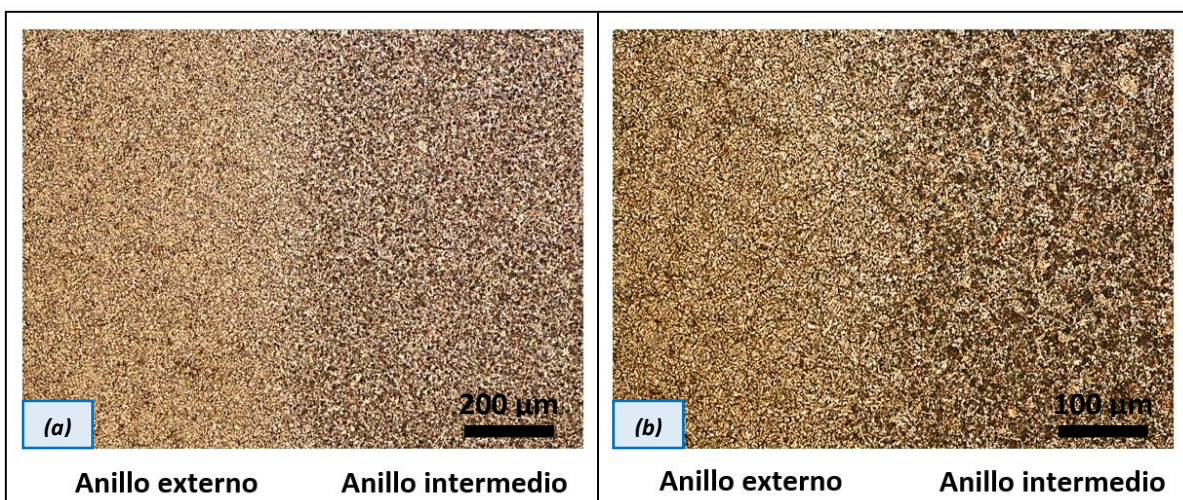


Fig. 7.8.- Frontera entre anillo externo e intermedio (a) 100x, (b) 200x.

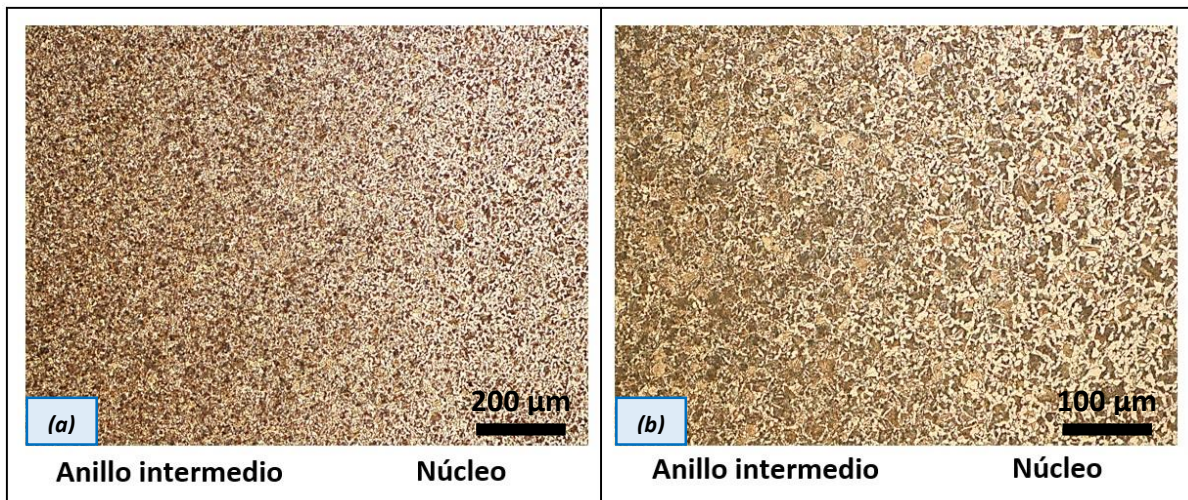


Fig. 7.9.- Frontera entre anillo intermedio y núcleo (a) 100x, (b) 200x.

La formación y espesor del anillo externo está determinada por las características del enfriamiento durante la primera etapa del proceso QTB, en otras palabras, por la penetración del temple en la varilla corrugada. De acuerdo a lo establecido en la sección 4.2.1, la capacidad de extracción de calor en la superficie debe ser lo suficientemente alta para alcanzar la transformación martensítica, partiendo de una temperatura de fase austenítica. La distribución de temperaturas en el radio de la varilla cuando se encuentra dentro de las cajas de agua en esta parte del proceso se ejemplifica en la figura 7.10.

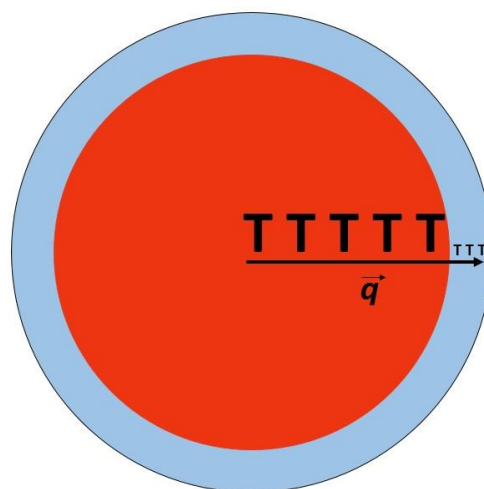


Fig. 7.10.- Esquema de distribución de temperaturas dentro de la varilla de acero G42 durante la primera etapa del proceso QTB: temple en la superficie.



En la figura 7.10 la región en azul representa el espesor templado dentro de las cámaras de enfriamiento; es evidente que en la superficie la temperatura de la varilla de acero es muy inferior en comparación con la zona central, debido a que en esta etapa del proceso es necesario alcanzar la transformación martensítica en la superficie de la barra, mientras que el centro aún permanece a temperatura de fase austenítica (ver apartado 4.2.1). Esta diferencia tan significativa en la distribución de temperaturas en el radio de la barra conlleva a que las características microestructurales entre una zona y otra sean absolutamente distintas y por lo tanto la frontera entre el anillo externo y el intermedio es perfectamente distinguible. Durante la etapa de revenido, el espesor del anillo externo ya no se modifica y lo único que ocurre es la transformación de austenita retenida y la precipitación de carburos en la estructura martensítica; ambos fenómenos están relacionados con la cantidad de calor que se haya extraído durante el temple y la energía térmica proporcionada en el auto – revenido.

Por otro lado, la formación del anillo intermedio está relacionada con la transferencia por conducción del calor que queda en el núcleo de la varilla de acero al abandonar las cámaras de enfriamiento. De igual manera la cantidad de energía térmica que permanece en el centro de la barra está relacionada con la intensidad del temple en la primera etapa, por lo que un enfriamiento más severo ocasionará que la cantidad de energía térmica sea menor. En la figura 7.11 se ejemplifica la distribución de temperaturas en el interior del material cuando sale de las cajas de agua.

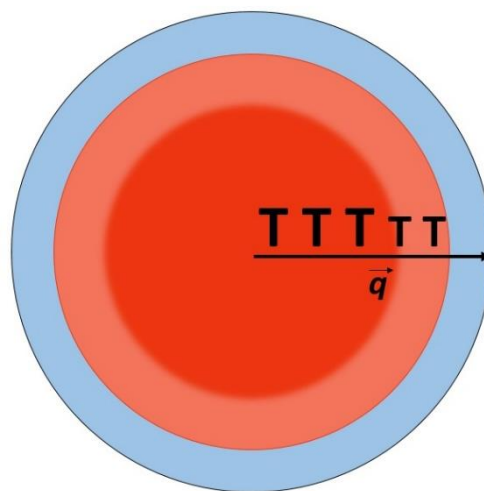


Fig. 7.11.- Esquema de distribución de temperaturas dentro de la varilla de acero G42 durante la segunda etapa del proceso QTB: auto - revenido.



En la figura 7.11 la región en azul ha sido transformada previamente durante el temple y lo único que ocurre en esta etapa es el recalentamiento de la misma (auto – revenido). Respecto a la parte señalada en rojo de la barra, se puede observar que en las zonas más cercanas a la superficie la temperatura es menor en comparación con el centro, sin embargo, esta diferencia no es tan grande como la representada en la figura 7.10. Por lo anterior, las características microestructurales entre el anillo intermedio y el núcleo son más similares entre sí y la frontera entre ambas zonas es más difusa en comparación con la observada entre el anillo externo e intermedio, debido al gradiente de temperatura que se forma en el interior de la pieza.

De acuerdo a lo planteado anteriormente en esta sección, el espesor del anillo externo tiene que ver con la severidad del temple, que es proporcional al coeficiente de transferencia de calor y cuyo valor puede variar en función de los parámetros de enfriamiento [43], es decir, a mayores presiones y/o flujos de agua la severidad del temple se incrementa. Como se mencionó en la sección 7.1.1, en las muestras de 9.53 mm: GC-A6, GC-A7 y GC-A8, no se observó la presencia de anillo intermedio y además, el espesor del anillo externo es superior a las del resto (ver Tabla 7.3); por lo que en estas varillas la cantidad de calor que se ha extraído en la etapa de temple ha sido mayor debido a la intensidad del enfriamiento. Al salir de las cámaras de agua la cantidad de energía térmica en el centro de la barra es menor en comparación con las muestras que tienen un menor espesor de anillo externo; por lo que el descenso de temperatura en la parte central se lleva a cabo de manera homogénea provocando que prácticamente no existan diferencias microestructurales entre la zona intermedia y el núcleo.

Es importante mencionar que las descripciones realizadas en el presente apartado son únicamente una propuesta del comportamiento térmico del material durante el proceso QTB, tomando como referencia las características microestructurales observadas (figuras 7.4 - 7.9). Es evidente que para obtener una explicación más confiable es necesario registrar la historia térmica del material durante todo el proceso mediante la instrumentación con termopares en al menos tres posiciones radiales de la varilla de acero: centro ($r=0$), radio medio ($r=r_0/2$) y superficie ($r=r_0$).



7.1.3.- Anillo externo

En esta sección se analizan las estructuras obtenidas en el anillo externo para diferentes muestras mediante la comparación con microestructuras reportadas en la literatura. De acuerdo a la información presentada en la sección 4.2.1, la superficie de la varilla corrugada debe alcanzar la temperatura de transformación martensítica (M_s) durante la etapa de temple. El valor de M_s está determinado principalmente por el contenido de carbono de la aleación, es decir, dependiendo si se trata de un acero hipoeutectoide o hipereutectoide.

De manera natural ocurre un recalentamiento en la segunda etapa del proceso, por lo que la martensita es revenida lo cual brinda ganancia en tenacidad pero por lo regular ocurre un decremento en la dureza de la microestructura [44]. Debido a la composición química del acero estudiado en el presente trabajo (Tabla 7.2), se trata de un acero hipoeutectoide cuya temperatura M_s se ha obtenido a través del estudio de dilatometría presentado en la sección 7.6. En la figura 7.12 se presenta la microestructura típica observada en el anillo externo de las varillas corrugadas de acero procesadas mediante QTBT para un par de muestras cuyo contenido de carbono varía tan solo 5 centésimas (% en peso) de una muestra a otra, respectivamente.

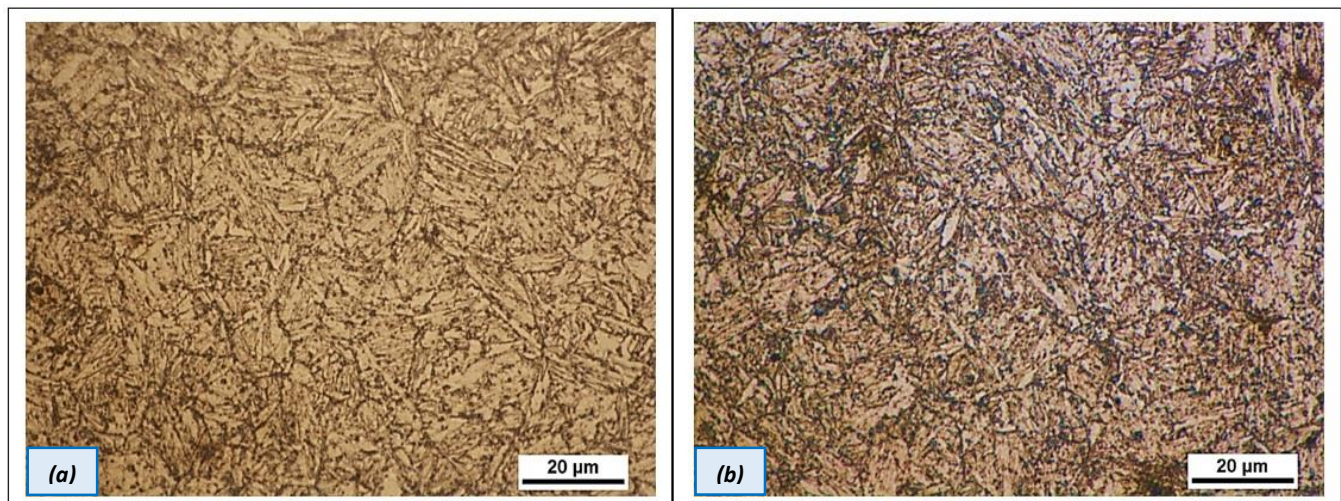


Fig. 7.12.- Microestructura del anillo externo para las muestras (a) GC-C3 y (b) GC-D7 (ésta última con 0.05 % en peso adicional de C).



En la figura 7.12 (b) se observa que la microestructura está ligeramente más gruesa en comparación con la 7.12 (a); esta situación es explicada por Grange *et al.* [20], indicando que al aumentar el contenido de carbono, las partículas de cementita pueden volverse más grandes y numerosas, sin embargo, la distancia media entre las mismas cambia muy poco, lo cual influye en que el valor de dureza no se altere significativamente (esto será revisado con mayor detalle en el apartado 7.3.1). De igual manera este autor presenta una microestructura similar a la obtenida en el anillo externo de las muestras de este estudio (ver figura 7.13).

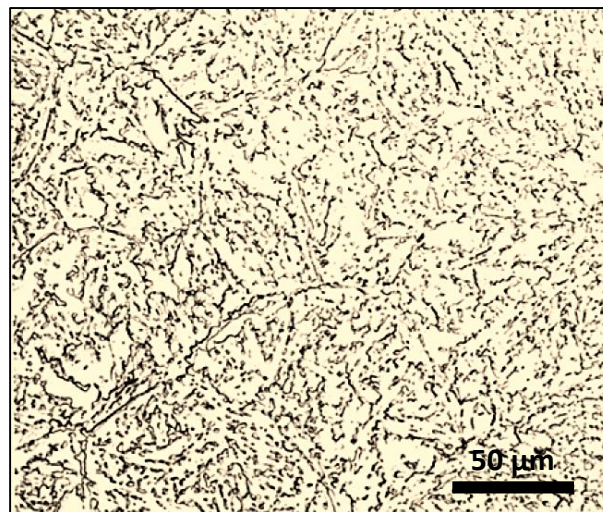


Fig. 7.13.- Microestructura de martensita revenida reportada por Grange [20].

La microestructura presentada en la figura 7.13 es clasificada por el autor como martensita de listón revenida y corresponde a un acero con 0.42% C (la cual es una composición cercana a la del acero G42) revenido a 700 °C durante 1 hora. Esta temperatura es ligeramente superior a la obtenida en planta por proceso QTB, como se verá en la sección 7.5.

En la figura 7.14 se presentan imágenes obtenidas por MEB para mostrar mayor detalle la morfología de la zona anular exterior de las varillas corrugadas de acero G42 y posteriormente, en las figuras 7.15 y 7.16 se muestran las microestructuras de martensita revenida reportadas en la literatura por Zhang *et al.* [11] y en ASM Metals Handbook vol. 9 [10]; esto con la finalidad de establecer comparaciones.

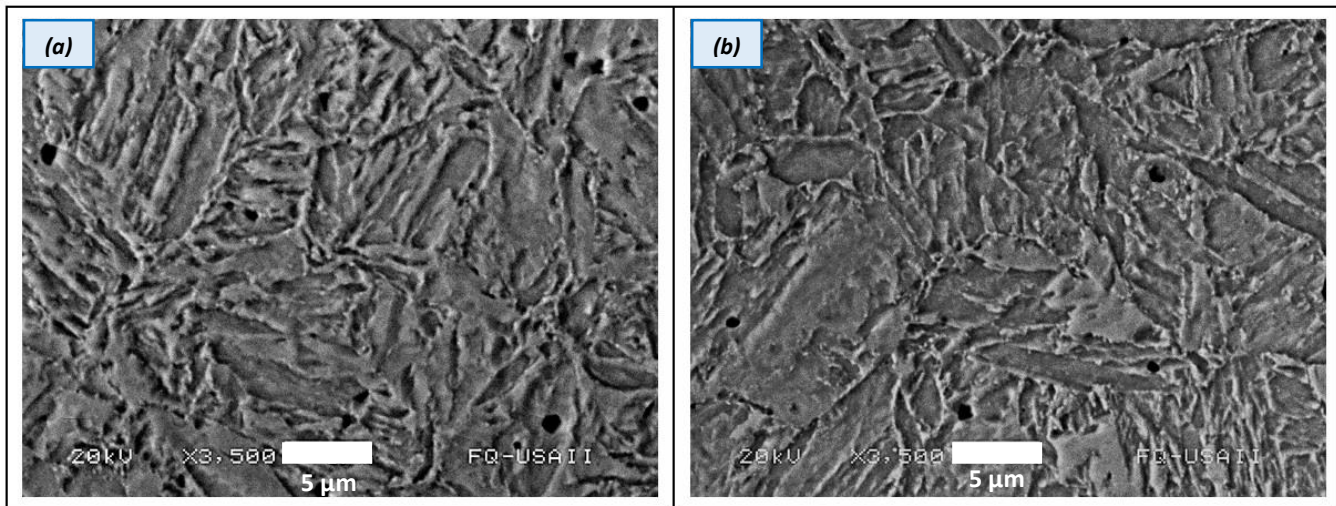


Fig. 7.14.- Microestructura en MEB de anillo externo para las muestras (a) GC-A3 y (b) GC-B5 (ésta última con 0.05 % en peso adicional de C).

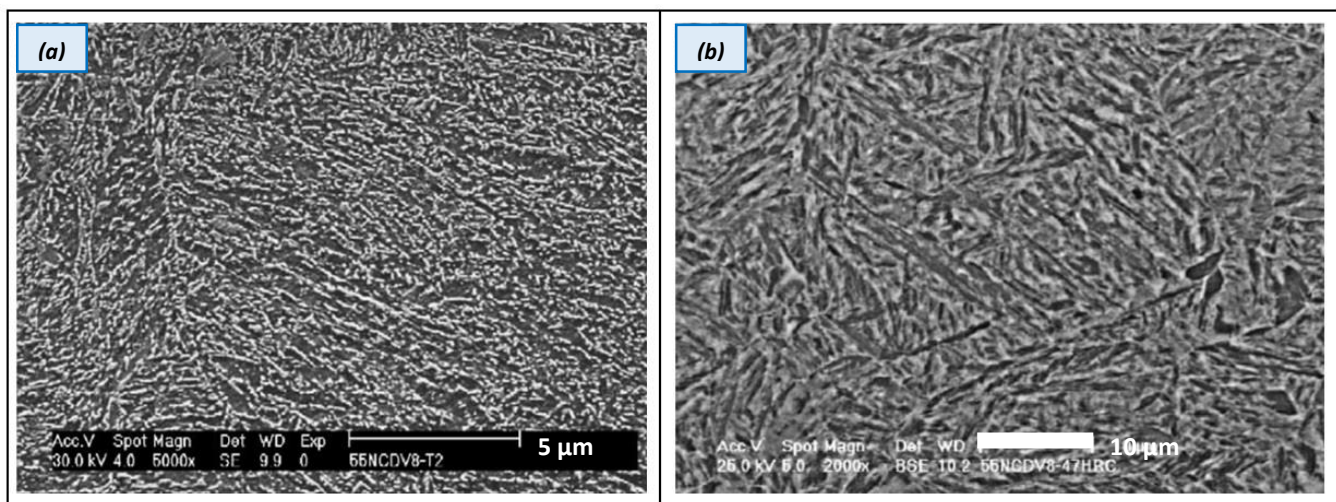


Fig. 7.15.- Microestructura de martensita revenida reportada por Zhang [11] para un acero con 0.5% C (a) precipitación de carburos secundarios, (b) estructura de listón.

En las imágenes de la figura 7.15, no se especifica las condiciones exactas del tratamiento térmico, sin embargo, las estructuras contienen ferrita y partículas de carburos cuya precipitación y crecimiento están fuertemente relacionadas con el tiempo y temperatura de revenido [11]. De nueva cuenta esta microestructura es descrita como martensita de listón revenida. Es evidente que las morfologías presentadas en la figura 7.14 pertenecientes a varillas procesadas mediante QTBT son muy similares a la mostrada en 7.15 (b), por lo que probablemente se trate de la misma microestructura.

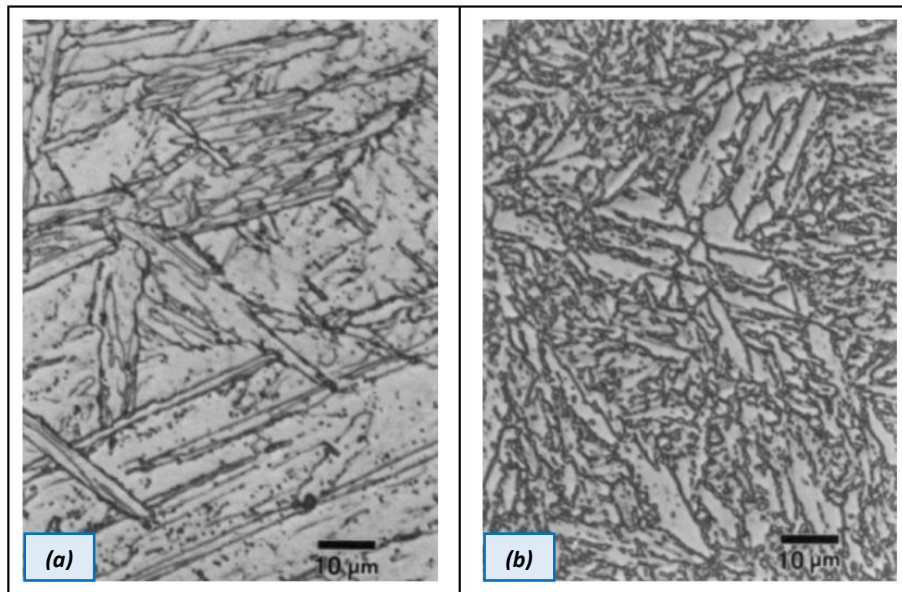


Fig. 7.16.- Microestructura de martensita revenida reportada en ASM vol. 9 [10] para un acero revenido a 690 °C por 25 min. (a) 0.2% C, (b) 1.2% C.

Aunque las composiciones químicas de la figura 7.16 no son parecidas a las del acero G42 (Tabla 7.2), se puede observar que la microestructura de la aleación con 1.2% C presenta similitudes con las presentadas en la figura 7.14. Con las comparaciones hechas hasta ahora es posible establecer que la estructura del anillo externo de las varillas de acero procesadas mediante QTB es de martensita de listón revenida.

Como se mencionó en la sección 4.2.1, el tiempo de revenido durante el proceso QTB es corto debido a que cuando el material sale de las cajas de enfriamiento, entra en contacto con aire quieto hasta alcanzar la temperatura ambiente, por lo que la temperatura no permanece constante. Sin embargo, de acuerdo a información en la literatura [19] en el recalentamiento es posible transformar la austenita retenida formada durante el temple en bainita. Por estas razones es altamente probable que la microestructura del anillo externo se encuentre conformada por un poco de bainita, no obstante, para verificar la presencia de este microconstituyente en esta zona del material es necesario emplear técnicas de microscopía electrónica de transmisión (MET).



7.1.4.- Anillo intermedio

De las tres zonas microestructurales formadas como consecuencia del proceso QTB, el anillo intermedio o de transición es probablemente el más complejo de describir debido a que en él se encuentra una mezcla de microconstituyentes, los cuales son complicados de identificar por técnicas de microscopía óptica y electrónica. De igual manera que en la sección anterior, se hace una comparación de las imágenes obtenidas por MO y MEB de la microestructura de las varillas procesadas mediante QTB con algunas reportadas en la literatura.

De acuerdo con la figura 4.5 presentada en la sección 4.2.1; el radio medio de la varilla de acero experimenta una rapidez de enfriamiento inferior a la de la superficie pero mayor a la del núcleo. Por esta razón, es altamente factible que en la zona intermedia de las muestras no se alcance la temperatura de transformación martensítica lo que da lugar a la formación de otros componentes microestructurales. En la figura 7.17 se presenta la microestructura obtenida por MO en el anillo intermedio de las varillas corrugadas en los diferentes diámetros estudiados.

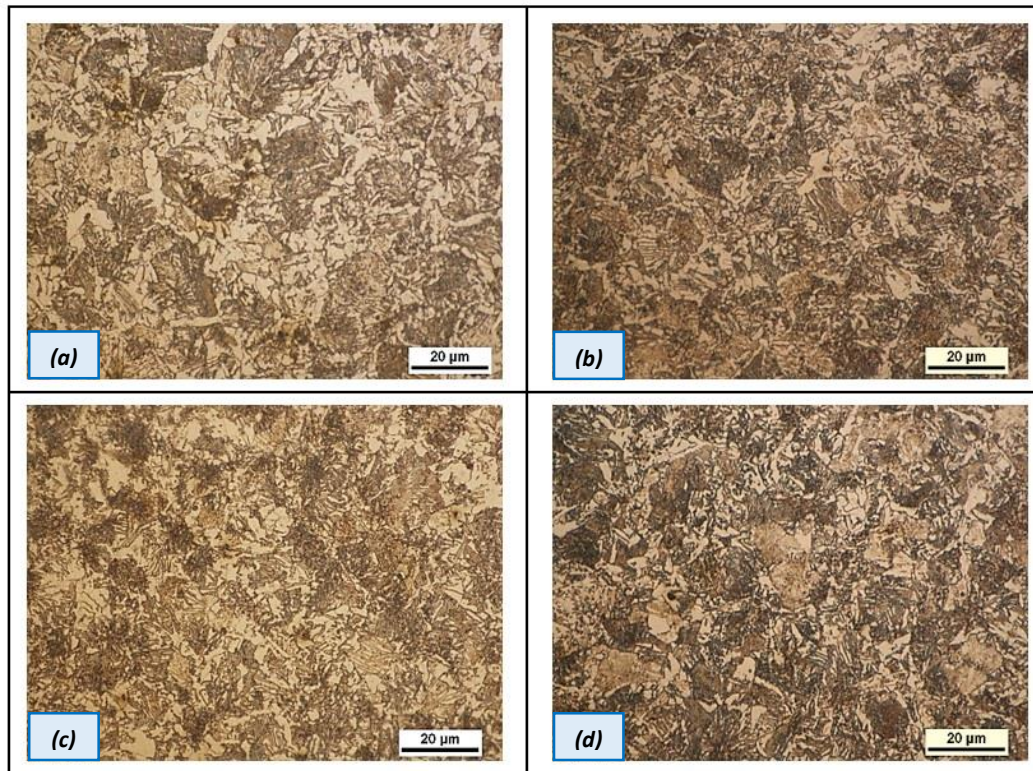


Fig. 7.17.- Microestructura del anillo intermedio para las muestras (a) GC-A2, (b) GC-B5, (c) GC-C7, (d) GC-D4.



En la figura 7.17 se observa claramente que la microestructura de la zona intermedia es distinta a la obtenida en el anillo externo (figura 7.13). En principio, la microestructura del anillo intermedio parece estar constituida por ferrita (zonas claras) y perlita (zonas oscuras), sin embargo, no es la morfología típica de un acero ferrítico-perlítico como se presentó en la figura 4.1 del apartado 4.1.1. Adicionalmente, en MO se observó lo que aparentemente son estructuras bainíticas debido a su morfología acicular; en la figura 7.18 se muestra este aspecto para las varillas corrugadas estudiadas (señaladas con flechas amarillas) y en la figura 7.19 se presenta un ejemplo de bainita reportada en la literatura [10].

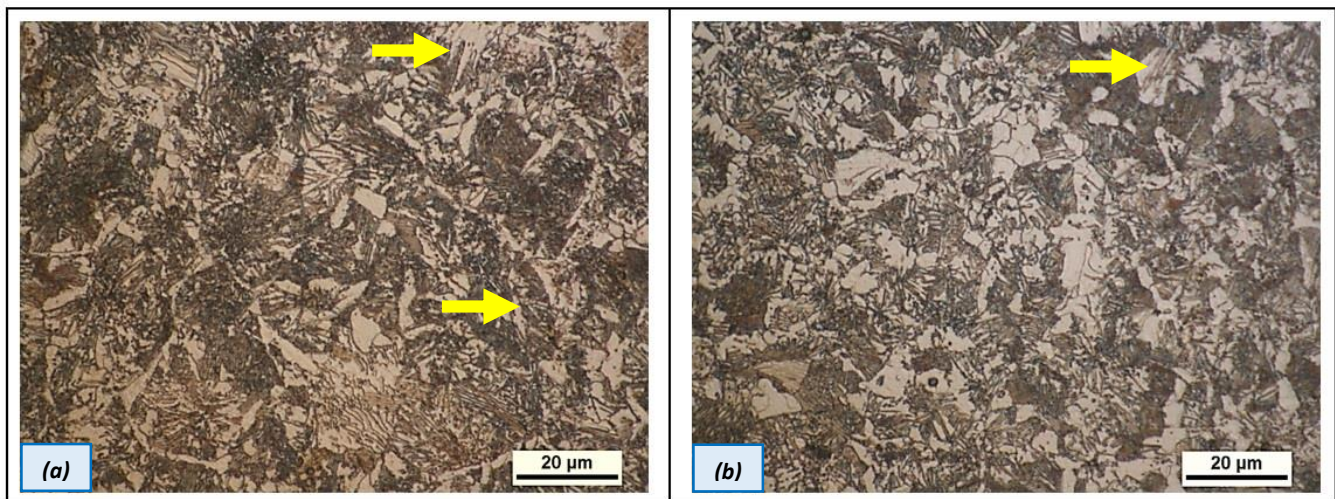


Fig. 7.18.- Posible estructura bainítica dentro del anillo intermedio (a) GC-B1, (b) GC-C8.

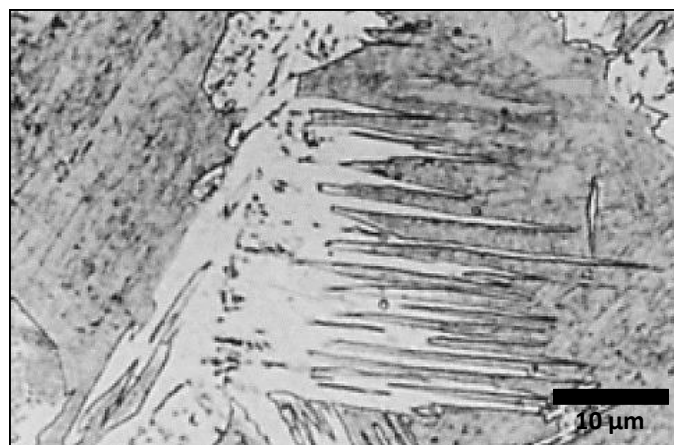


Fig. 7.19.- Estructura de bainita superior para un acero 0.41% C. [10].



En la figura 7.18 y 7.19 se observan ciertas similitudes en las estructuras ya que en ambos casos aparentemente se trata de una morfología acicular. De acuerdo a información reportada en la literatura [10], la formación de bainita se produce en un rango de temperaturas superior al de la transformación martensítica e inferior al de la ferrítico-perlítica. Con lo establecido en la sección anterior (7.1.3), conocemos que en la superficie se alcanza la temperatura para formación de martensita (la cual es identificada a través del estudio de dilatometría para el acero G42 en la sección 7.6), no obstante, no es posible saber el rango de temperaturas que experimenta el material en la zona intermedia.

Debido a la naturaleza del proceso QTB, en el radio medio de la varilla el material puede experimentar un descenso de temperatura durante la etapa de temple y posteriormente un recalentamiento desde el núcleo, o bien, simplemente se enfría de manera continua hasta alcanzar la temperatura ambiente. La única forma de conocer lo anterior sería mediante la instrumentación con termopares en el material, sin embargo, esto se encuentra fuera del alcance de este estudio. En la figura 7.20, se presenta una imagen obtenida en MEB para identificar con mayor claridad las estructuras que conforman en anillo intermedio.

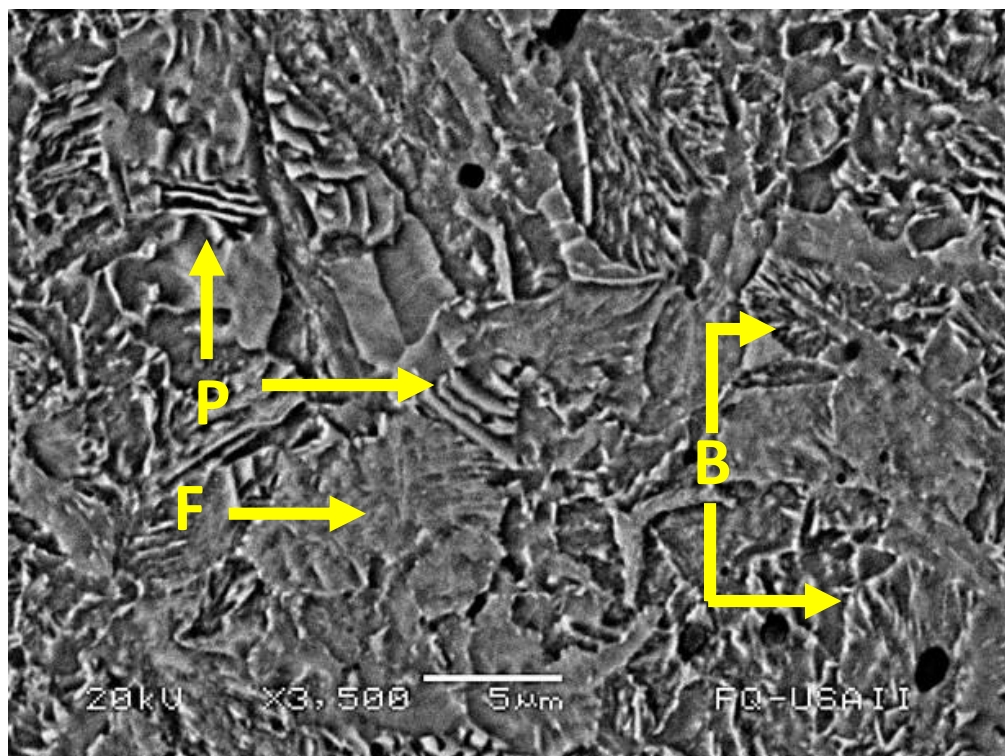


Fig. 7.20.- Anillo intermedio en MEB. (F) Ferrita, (P) perlita, (B) bainita. Muestra GC-D5.



En la figura 7.20 se observa que el anillo intermedio efectivamente se encuentra constituido de varios componentes: ferrita, la cual posee una topología plana al ser visualizada en MEB, la estructura laminar típica de la perlita y adicionalmente existe la presencia de una estructura que debido a su morfología parece ser bainita, sin embargo, su identificación no es del todo clara, incluso algunas zonas del anillo intermedio parecen tener una estructura laminar típica de la perlita pero que no terminó de completar su transformación. En la figura 7.21 se presentan imágenes de MEB a mayores aumentos en lo que parecen ser estructuras bainíticas.

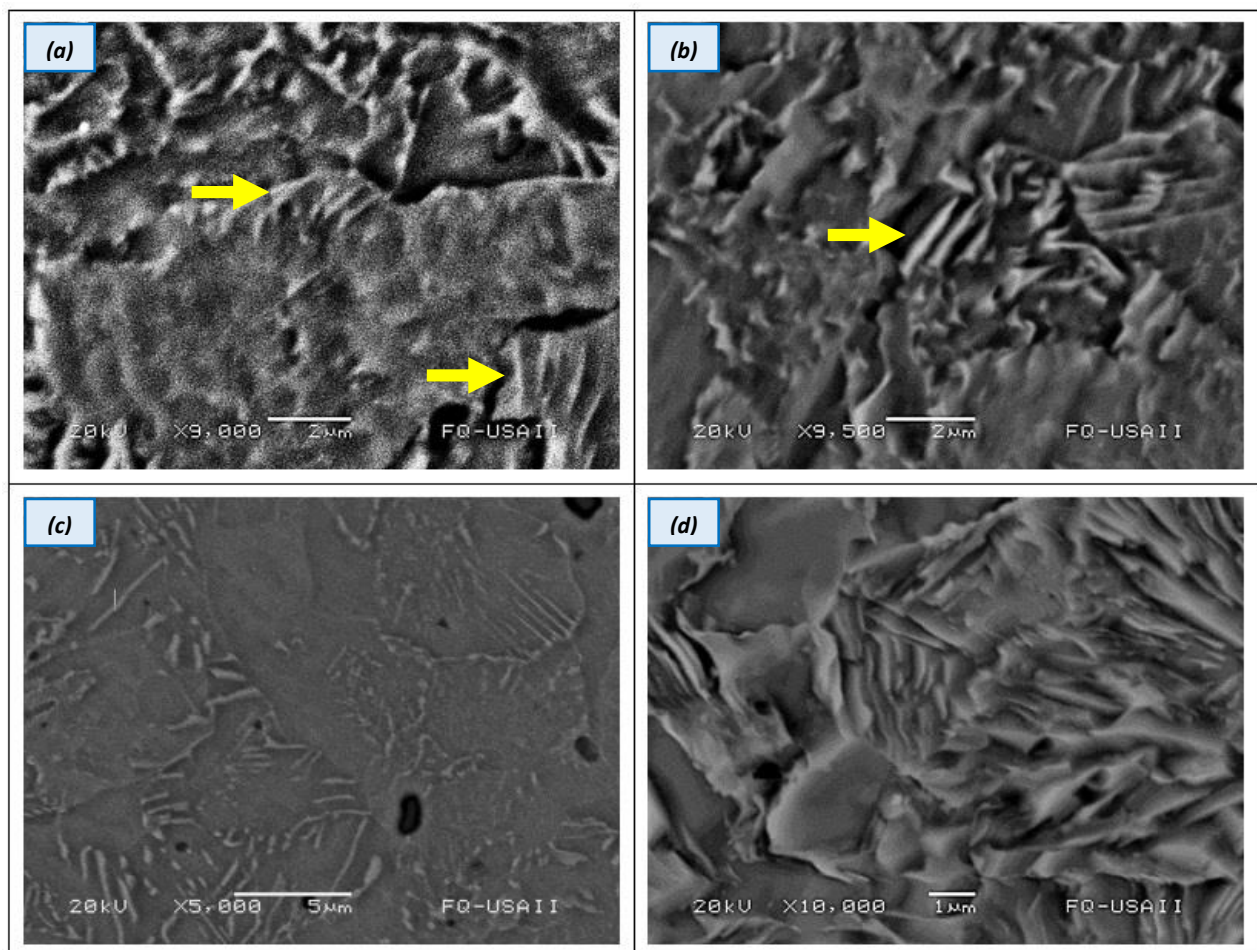


Fig. 7.21.- Estructuras bainíticas en anillo intermedio. (a) GC-B1, (b) GC-A5, (c) GC-C7, (d) GC-D5



En algunas zonas de las imágenes 7.21(a) y 7.21(b) se observa la morfología acicular típica de las estructuras bainíticas (flechas amarillas), sin embargo, en la 7.21(d) la estructura parece ser laminar aunque no logra definirse completamente como perlita. En la figura 7.22 se presenta una microestructura bainítica obtenida isotérmicamente y otra de bainita revenida, reportadas por Bhadeshia *et al.* [45] y Johnson *et al.* [46], respectivamente.

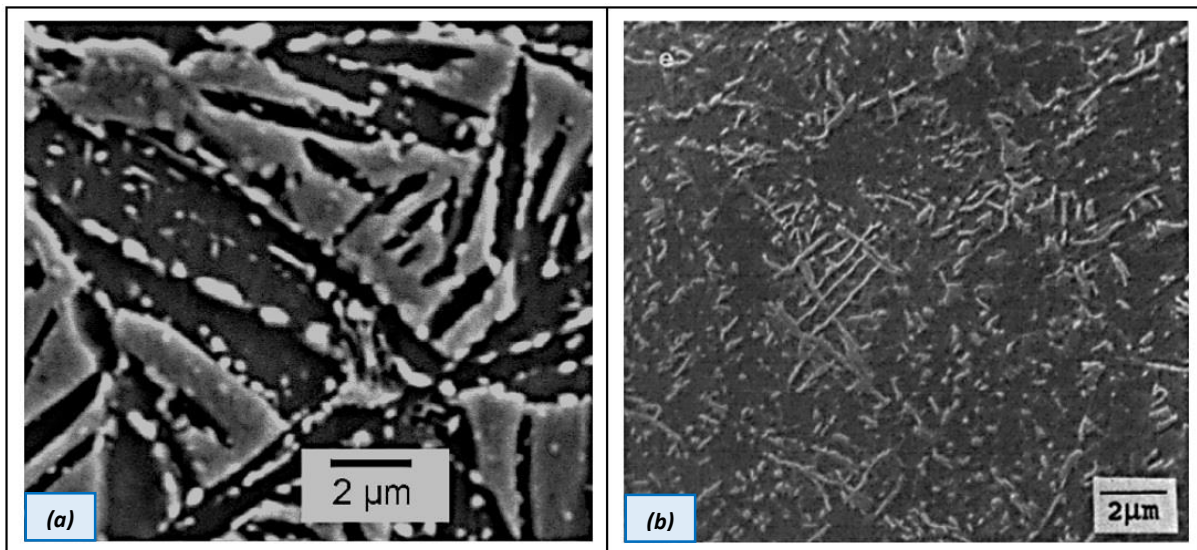


Fig. 7.22.- Estructuras bainíticas. (a) obtenida isotérmicamente a 450 °C [45], (b) revenida a 600 °C [46].

En general, las microestructuras mostradas en la figura 7.21 tienen cierta similitud con la reportada por Bhadeshia (7.22a), quien describe la estructura como placas de ferrita bainítica separadas por películas enriquecidas de carbono. En el caso de la figura 7.21(c), se observa que es más parecida a la bainita revenida reportada por Johnson (7.22b); por lo que la bainita obtenida en el anillo intermedio de las varillas procesadas mediante QTB, es posible que se formen mediante un proceso de enfriamiento continuo pero en algunos casos también es probable que influya el recalentamiento proveniente del núcleo.



En aceros al carbono, como es el empleado en planta para G42, las curvas de transformación de la perlita y la bainita suelen traslaparse en el diagrama CCT, lo que indica el crecimiento competitivo de ambas estructuras; esta situación comúnmente ocurre a temperaturas cercanas a 500 °C [47]. En el presente trabajo no se tiene un registro de la temperatura experimentada en el radio medio de las varillas procesadas por QTB, sin embargo, se conoce que al salir de las cámaras de enfriamiento la superficie se encuentra alrededor de 600 °C (sección 7.5); por estas razones no es incongruente establecer que en la zona del anillo intermedio pueda ocurrir la formación de bainita y perlita de manera simultánea. No obstante, para identificar de manera más clara la presencia de estructuras bainíticas en esta región del material sería necesario hacer un análisis a través de MET.

En este apartado se ha establecido que la microestructura del anillo intermedio está conformada por ferrita, perlita y algunas estructuras bainíticas, las cuales son las más difíciles de identificar. Sin embargo, a través del estudio dilatométrico del apartado 7.6.4 se verificará factibilidad de la transformación bainítica para el acero con composición química definida para grado 42.

7.1.5.- Núcleo

El núcleo o centro de la varilla corrugada tratada mediante QTB es la zona que tiene una rapidez de enfriamiento más baja, por lo que es la última parte en que ocurre una transformación de fase y lo hace en la tercera etapa del proceso. De acuerdo a la figura 4.7 de la sección 4.2.1, el núcleo se enfría de manera continua hasta alcanzar la temperatura ambiente. En la figura 7.23 se observa la microestructura resultante en esta zona de la barra para diferentes diámetros, la cual es ferrítico – perlítica. Es evidente que el porcentaje de ferrita y perlita puede variar de una muestra a otra, esto desde luego tiene cierta influencia en el comportamiento mecánico del material como se verá en la sección 7.2.3.

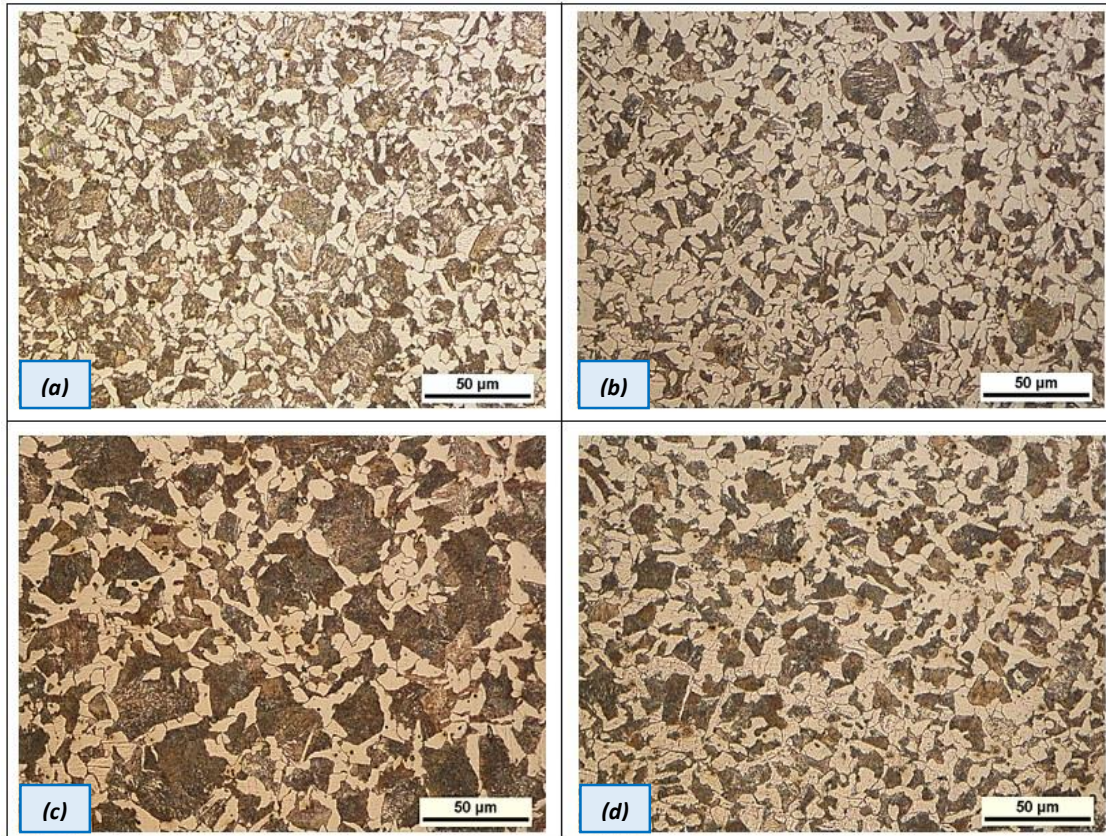


Fig. 7.23.- Microestructura del núcleo de las varillas procesadas por QTBT. (a) GC-A3, (b) GC-B2, (c) GC- C8, (d) GC- D5.

Debido a las variaciones en la cantidad de ferrita y perlita, es de importancia cuantificar la cantidad de ferrita y perlita en el núcleo del material. Esto se realizó a través de una herramienta clasificadora de pixeles del *software NIS-Elements*; en la figura 7.24 se presenta un ejemplo de esta medición. Algunos de los factores más importantes que influyen en el incremento o decremento de perlita en el núcleo son la composición química de la aleación y la temperatura de austenización a la que entra al proceso QTBT; este último aspecto será descrito con mayor detalle en la sección 7.4. La cuantificación de ferrita y perlita, ejemplificada en la figura 7.24, se realizó en todas las muestras analizadas; los resultados se encuentran en la sección 7.2.3.

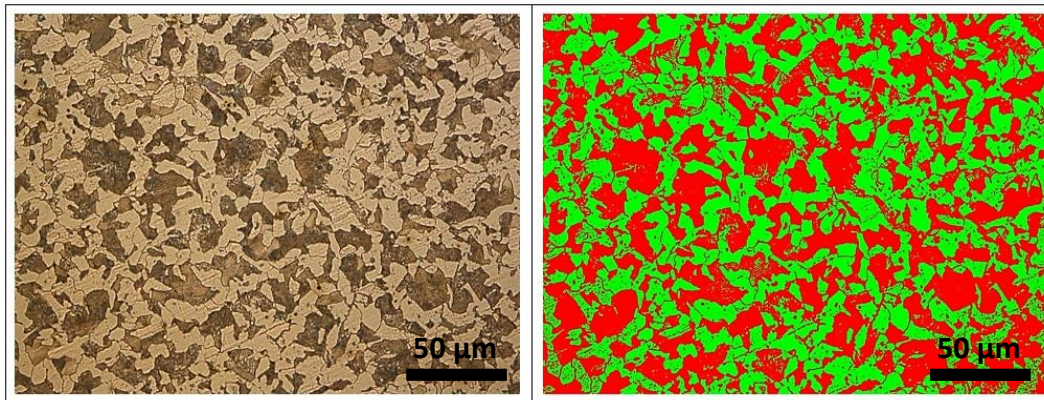


Fig. 7.24.- Cuantificación de ferrita y perlita en el núcleo mediante NIS-Elements. Muestra GC- D3.

Para aceros hipoeutectoides, como es el caso de la aleación estudiada en el presente trabajo (Tabla 7.2); el primer componente que precipita durante el enfriamiento es la ferrita proeutectoide. Durante la precipitación de este constituyente, el carbono difunde hacia la austenita no transformada de tal manera que aumenta su concentración dentro de esta fase [48]. La austenita comienza a descomponerse en perlita cuando el contenido promedio de carbono alcanza la extrapolación de la línea A_{cm} (ver diagrama de fases Fe- Fe_3C en apéndice A1). Por lo tanto la microestructura resultante en el centro de las varillas procesadas mediante QTB está compuesta de perlita y ferrita proeutectoide. En la figura 7.25 se presenta una imagen obtenida con MEB de la microestructura ferrítico –perlítica en el centro de las muestra

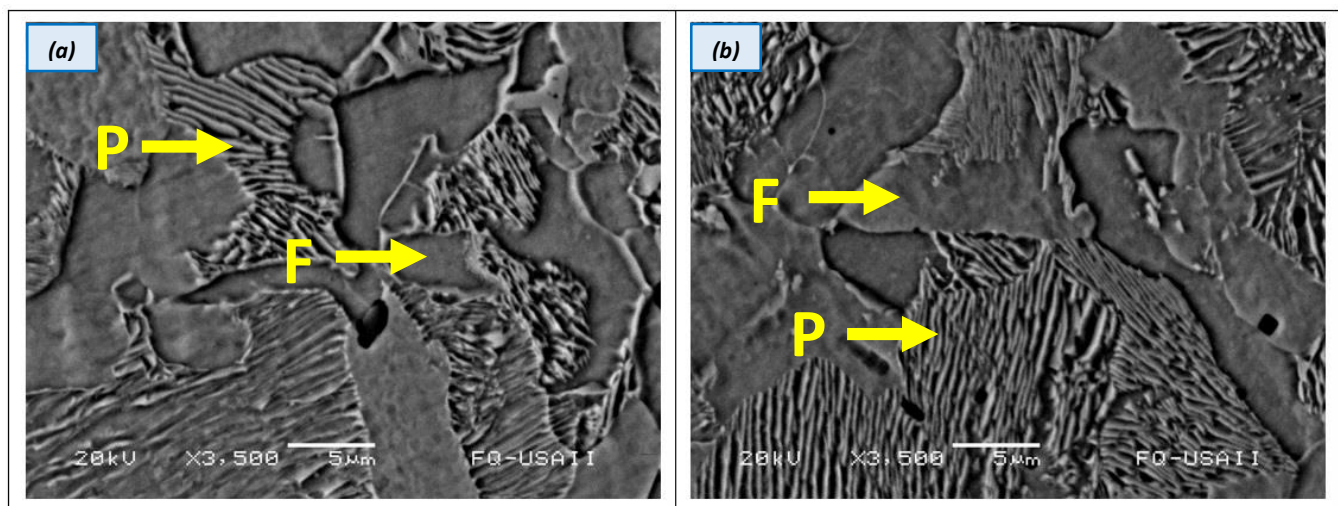


Fig. 7.25.- Microestructura ferrítico – perlítica en el núcleo. (a) GC-B5, (b) GC-D5.



La característica más importante de la perlita por excelencia, es que está constituida por placas paralelas llamadas láminas, separadas por una distancia conocida como espacio interlaminar. Este microconstituyente está formado por una fase dura alta en carbono llamada cementita y otra dúctil que es ferrita [7]. De acuerdo a M. Aranda *et al.* [49], el principal factor que afecta en el espaciamiento interlaminar perlítico es la rapidez de enfriamiento que experimenta el material. En la figura 7.26 se visualiza el espaciamiento entre láminas de una colonia perlítica para una muestra de varilla corrugada G42.

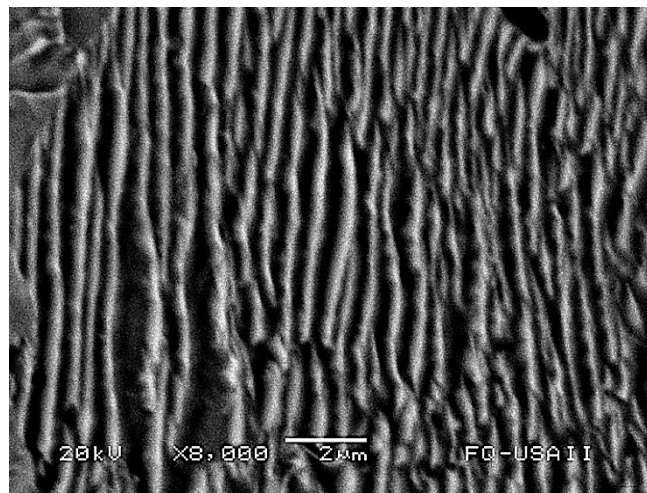


Fig. 7.26.- Espacio interlaminar perlítico de la muestra GC-D5.

Hasta el momento se ha establecido que la microestructura resultante de la aplicación del proceso QTB está conformada por tres zonas: un anillo externo de martensita revenida, un anillo intermedio o de transición constituido por ferrita, perlita y bainita; y un núcleo de ferrita proeutectoide y perlita. Tomando en cuenta esto y las etapas de enfriamiento descritas en la sección 4.2.1, es posible establecer una propuesta de evolución microestructural, la cual se presenta en la figura 7.27.

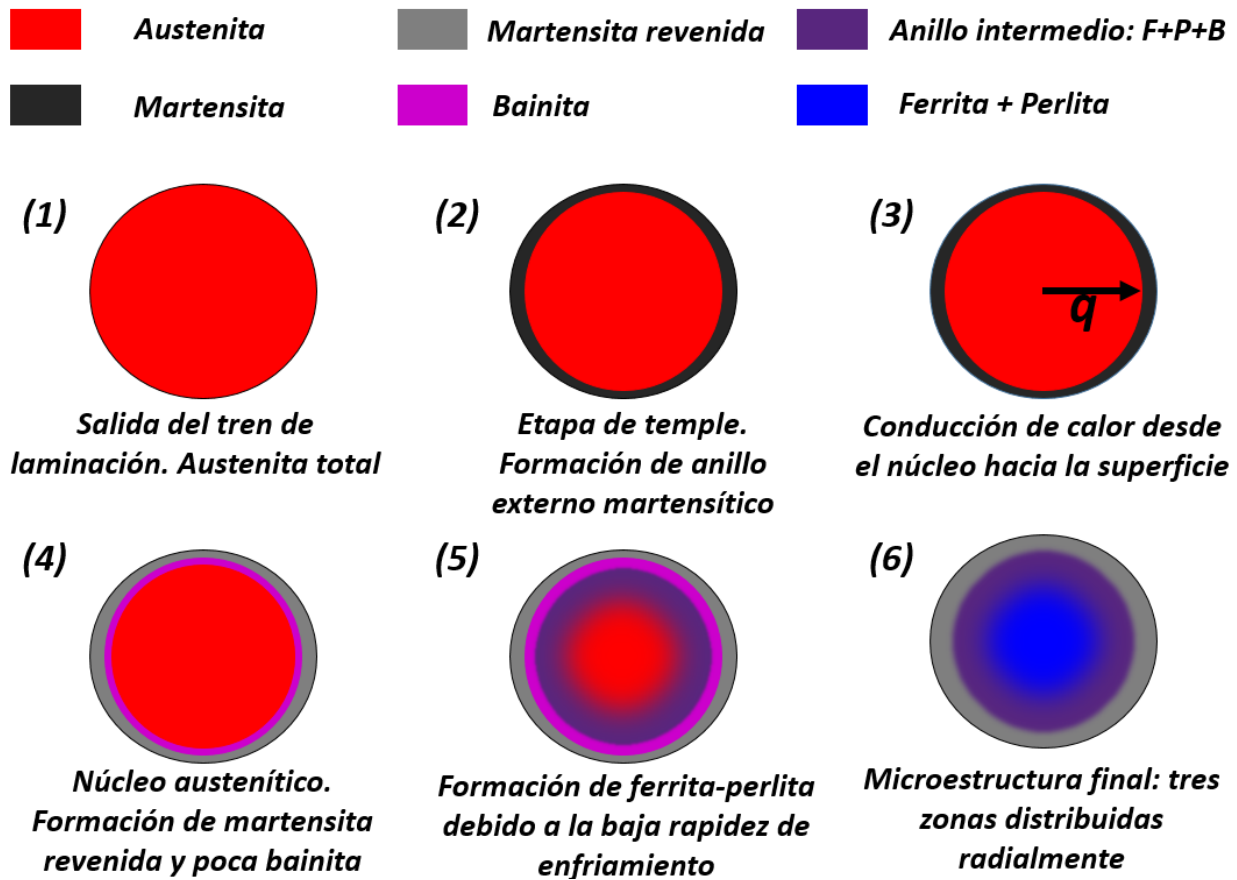


Fig. 7.27.- Propuesta de evolución microestructural durante proceso QTB.

Evidentemente, las características microestructurales obtenidas del proceso QTB tienen influencia en las propiedades mecánicas finales del material. En la siguiente sección se establecen relaciones empíricas entre ambos aspectos, tomando en cuenta principalmente la proporción de las zonas microestructurales y el contenido de ferrita y perlita.



7.2.- Estructura y propiedades mecánicas

En esta sección se presentan las relaciones de tipo empíricas obtenidas entre las características microestructurales y las propiedades mecánicas del material: esfuerzo máximo, límite de elasticidad y alargamiento. En la figura 7.28 se muestra un ejemplo representativo del comportamiento típico de la curva esfuerzo – deformación para las varillas corrugadas de acero G42.

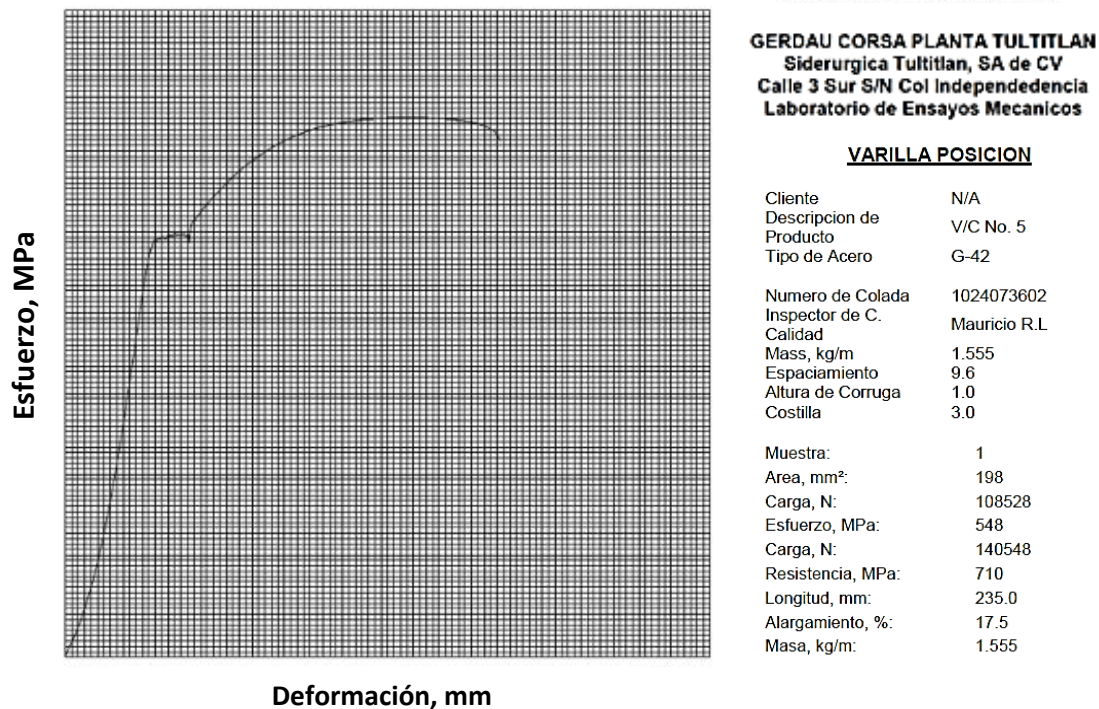


Fig. 7.28.- Curva esfuerzo – deformación para varilla corrugada G42. Muestra GC-C7.

En la figura 7.28 se observa que la transición entre la zona elástica y plástica se encuentra muy bien definida debido a que ocurre el fenómeno de discontinuidad del punto de fluencia [34], en el cual la deformación ocurre alrededor de un valor aproximadamente constante de esfuerzo. En esta zona de la curva esfuerzo – deformación existe un punto de fluencia superior y uno inferior de tal manera que el límite de elasticidad se toma como el promedio de ambas y por consiguiente no es necesario utilizar el método de 0.2% de deformación. Este tipo de comportamiento es común en los aceros estructurales, los cuales a diferencia de los de alto carbono tienen una mayor área bajo la curva por lo que tienen mayor tenacidad [50]; sin embargo, esto se encuentra fuera del alcance de este trabajo.



Con la finalidad de verificar el aumento en la resistencia mecánica de las barras de acero procesadas por QTB, en la Tabla 7.7 se muestran las propiedades: esfuerzo máximo, límite de elasticidad y alargamiento de una varilla corrugada de 12.70 mm de diámetro, fabricada por laminación en caliente (ver capítulo 1), y cuya composición química se encuentra dentro del rango establecido en la Tabla 7.2, con la particularidad de que posee un contenido de Mn ligeramente superior al resto de las muestras presentadas en esta sección. La microestructura de esta muestra es totalmente ferrítico - perlítica (38.30% y 61.70%, respectivamente). Las propiedades mecánicas presentadas en la Tabla 7.7 se encuentran en cumplimiento con lo establecido por la norma NMX-B-506 [5] para varillas corrugadas de acero G42.

Tabla 7.7.- Propiedades mecánicas de varilla corrugada 12.70 mm diámetro sin QTB.

Muestra	Límite de Elasticidad	Esfuerzo Máximo	Alargamiento
	MPa	MPa	mm
Varilla corrugada sin QTB	453.37	653.63	240.00



7.2.1.- Esfuerzo máximo

En aceros estructurales fabricados por métodos convencionales, se ha visto que la resistencia mecánica está relacionada con la adición de elementos de aleación [51], sin embargo, en el caso de las varillas corrugadas procesadas mediante QTB resulta de interés conocer las características microestructurales que influyen en el comportamiento mecánico. En las Tablas 7.8 – 7.11 se muestran los valores de esfuerzo máximo (MPa) obtenidos para cada muestra.

Tabla 7.8.- Esfuerzo máximo en muestras de 9.53 mm diámetro.

Muestra		GC-A1	GC-A2	GC-A3	GC-A4	GC-A5	GC-A6	GC-A7	GC-A8
Esfuerzo Máximo	MPa	655.74	653.78	659.66	657.80	666.40	684.15	694.15	747.39

Tabla 7.9.- Esfuerzo máximo en muestras de 12.70 mm diámetro.

Muestra		GC-B1	GC-B2	GC-B3	GC-B4	GC-B5	GC-B6	GC-B7	GC-B8
Esfuerzo Máximo	MPa	673.11	682.36	695.15	704.52	708.22	710.50	713.41	719.79

Tabla 7.10.- Esfuerzo máximo en muestras de 15.88 mm diámetro.

Muestra		GC-C1	GC-C2	GC-C3	GC-C4	GC-C5	GC-C6	GC-C7	GC-C8
Esfuerzo Máximo	MPa	659.79	669.57	679.56	679.93	682.69	703.72	710.08	727.68

Tabla 7.11.- Esfuerzo máximo en muestras de 19.05 mm diámetro.

Muestra		GC-D1	GC-D2	GC-D3	GC-D4	GC-D5	GC-D6	GC-D7	GC-D8
Esfuerzo Máximo	MPa	651.42	666.63	672.55	683.62	691.04	697.49	702.68	724.26



En algunos textos de procesos de temple y auto – revenido [11, 14] la resistencia mecánica es atribuible al espesor del anillo de martensita revenida formado en la superficie, el cual está ligado con la intensidad del enfriamiento dentro de las cajas de agua. Por otro lado, en la planta industrial se conoce que la composición química, de manera específica el carbono equivalente (CE), también es importante en el esfuerzo de tensión y de fluencia del producto. Las relaciones gráficas que correlacionaran los aspectos mencionados anteriormente se presentan en las figuras 7.29 – 7.32.

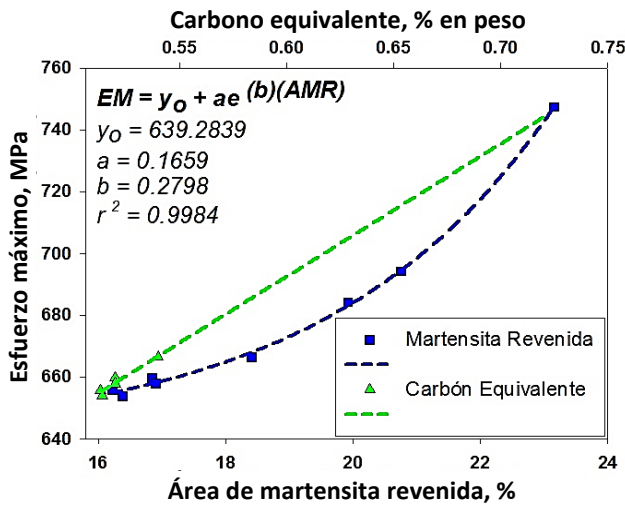


Fig. 7.29.- Correlación de esfuerzo máximo en muestras de 9.53 mm diámetro.

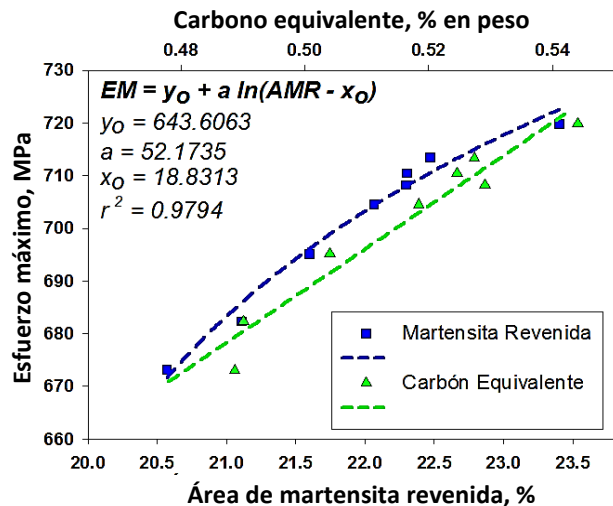


Fig. 7.30.- Correlación de esfuerzo máximo en muestras de 12.70 mm diámetro.

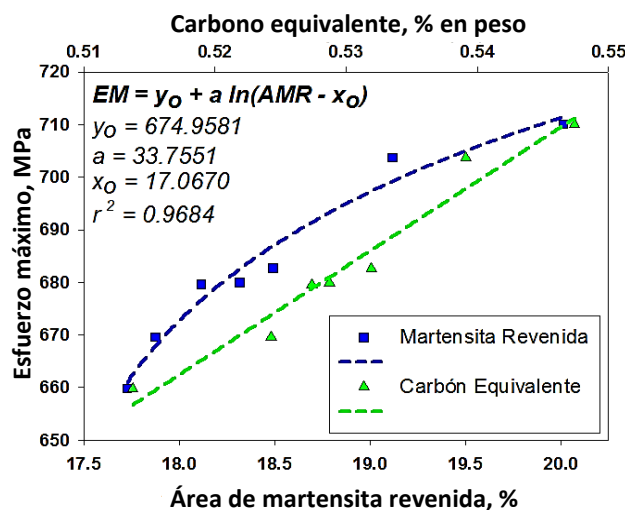


Fig. 7.31.- Correlación de esfuerzo máximo en muestras de 15.88 mm diámetro.

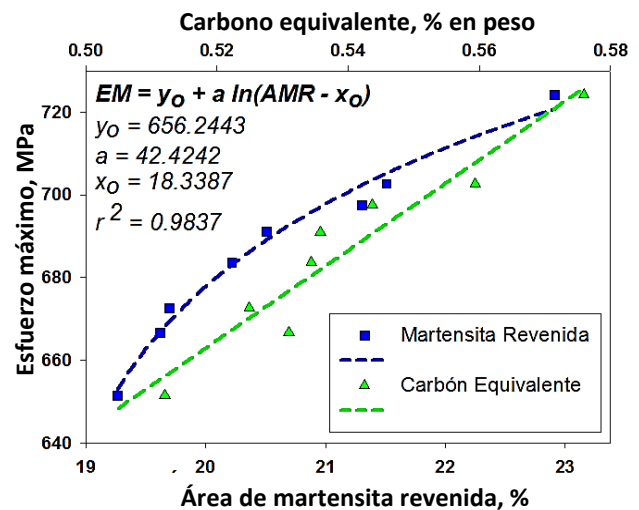


Fig. 7.32.- Correlación de esfuerzo máximo en muestras de 19.05 mm diámetro.



En las correlaciones mostradas en las figuras 7.29 a 7.32, es evidente que tanto el porcentaje en área de martensita revenida (AMR) como los elementos de aleación influyen directamente en el incremento de esfuerzo máximo del material, ya que se ha obtenido una buena correlación. Se observa que en la mayor parte de los diámetros analizados (12.70, 15.88 y 19.05 mm) las ecuaciones empíricas obtenidas corresponden a crecimientos logarítmicos, sin embargo, en el caso de 9.53 mm (fig. 7.29) el comportamiento es de tipo exponencial. Como se mencionó en la sección 7.1.1, las muestras GC-A6, GC-A7 y GC-A8, pertenecientes a este último diámetro, no presentaron formación de anillo intermedio en su estructura, por lo que se aplicó una regresión descartando estas probetas; en la figura 7.33 se muestra el resultado.

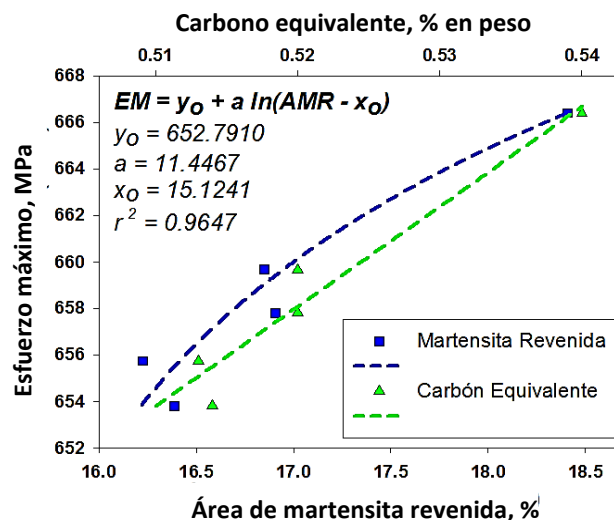


Fig. 7.33- Correlación de esfuerzo máximo en muestras de 9.53 mm diámetro con formación de tres zonas microestructurales.

En la figura 7.33 se observa que al aplicar la regresión matemática únicamente sobre las muestras que presentaron tres zonas estructurales, la tendencia de los datos se vuelve similar al obtenido en los demás diámetros, por lo que se puede aseverar que la características microestructurales de las varillas corrugadas son las que determinan dicho comportamiento.



El hecho de que no exista zona intermedia en algunas muestras de 9.53 mm (GC-A6, GC-A7 y GC-A8) no es necesariamente una característica perjudicial para el material, simplemente este aspecto está determinado por la penetración del temple durante el enfriamiento en las cámaras de agua (como se ha descrito en el apartado 7.1.2), el cual suele ser más determinante en las varillas de este diámetro. No obstante, se ha observado en planta que algunas de las varillas que no presentan anillo intermedio son rechazadas ya que no cumplen con lo establecido en la norma NMX-B-506 [5] referente que el cociente entre el esfuerzo máximo y el límite de elasticidad debe ser mayor o igual a 1.25 ($EM/LE \geq 1.25$). Esto será retomado brevemente en la parte final del siguiente apartado.

7.2.2.- Límite de elasticidad

Considerando que el límite de elasticidad o esfuerzo de fluencia está involucrado con la resistencia mecánica debido a que es el punto en el cual el material experimenta una transición de comportamiento elástico a plástico, se construyeron relaciones empíricas que relacionen el AMR con esta propiedad. En las Tablas 7.12 – 7.15 se presentan los valores de esfuerzo de fluencia obtenidos del ensayo de tensión para cada una de las muestras y posteriormente en las figuras 7.34 – 7.37 se muestran las correlaciones con el AMR, en las que se observa que esta zona microestructural también tiene influencia en el valor del límite de elasticidad e incluso sigue la misma tendencia que en el esfuerzo máximo (figuras 7.30 – 7.33).

Tabla 7.12.- Límite de elasticidad en muestras de 9.53 mm diámetro.

Muestra		GC-A1	GC-A2	GC-A3	GC-A4	GC-A5	GC-A6	GC-A7	GC-A8
Límite de Elasticidad	MPa	504.11	503.27	510.92	511.41	531.39	525.99	551.35	613.17



Tabla 7.13.- Límite de elasticidad en muestras de 12.70 mm diámetro.

Muestra		GC-B1	GC-B2	GC-B3	GC-B4	GC-B5	GC-B6	GC-B7	GC-B8
Límite de Elasticidad	MPa	515.69	541.17	547.64	550.55	553.19	548.19	551.38	558.96

Tabla 7.14.- Límite de elasticidad en muestras de 15.88 mm diámetro.

Muestra		GC-C1	GC-C2	GC-C3	GC-C4	GC-C5	GC-C6	GC-C7	GC-C8
Límite de Elasticidad	MPa	513.03	515.49	527.71	525.93	531.10	534.61	548.31	535.17

Tabla 7.15.- Límite de elasticidad en muestras de 19.05 mm diámetro.

Muestra		GC-D1	GC-D2	GC-D3	GC-D4	GC-D5	GC-D6	GC-D7	GC-D8
Límite de Elasticidad	MPa	504.62	510.69	519.79	531.56	530.93	532.92	531.12	555.54

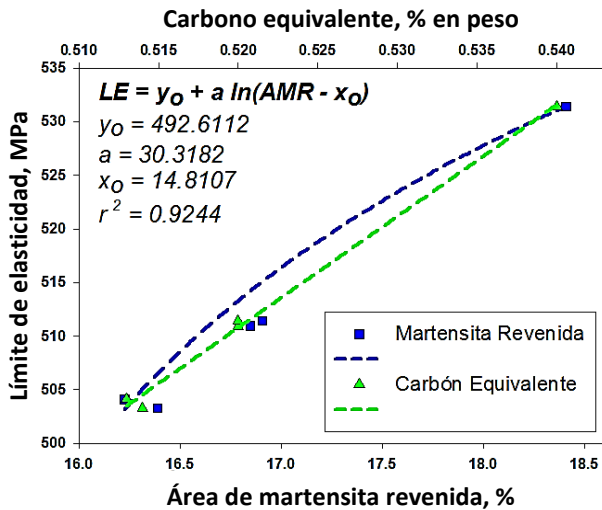


Fig. 7.34.- Correlación de límite de elasticidad en muestras de 9.53 mm diámetro.

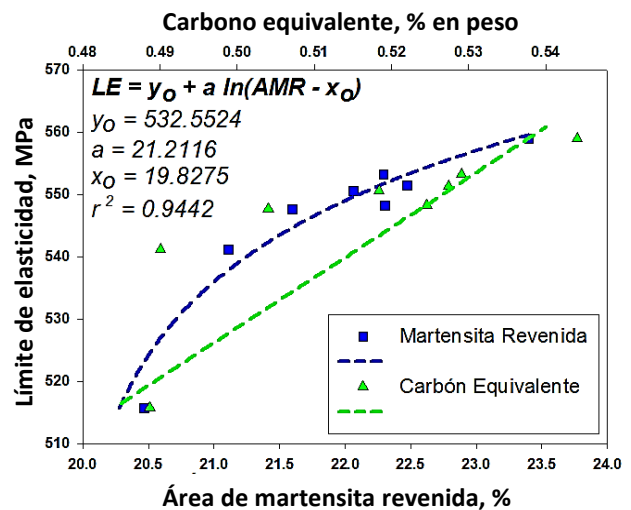


Fig. 7.35.- Correlación de límite de elasticidad en muestras de 12.70 mm diámetro.

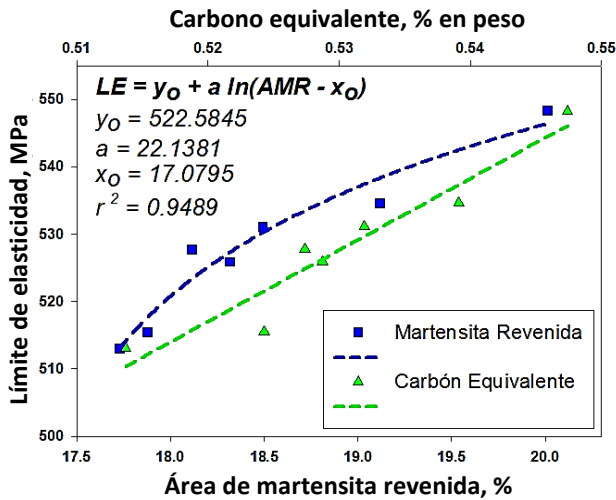


Fig. 7.36.- Correlación de límite de elasticidad en muestras de 15.88 mm diámetro.

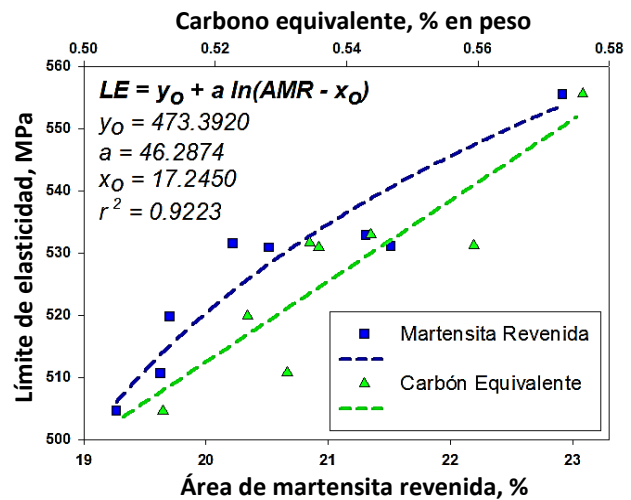


Fig. 7.37.- Correlación de límite de elasticidad en muestras de 19.05 mm diámetro.

Es destacable el hecho de que los valores de r^2 son inferiores en los gráficos de esfuerzo de fluencia en comparación con los de esfuerzo máximo, es decir, las correlaciones no son tan buenas en comparación con las obtenidas en esta última propiedad. En cierta manera, esto es indicativo de que la cantidad de martensita revenida obtenida en las varillas corrugadas no es totalmente responsable del esfuerzo de fluencia, por lo que es altamente probable que las características microestructurales del núcleo y anillo intermedio afecten el valor de esta propiedad, no obstante, es una tarea difícil cuantificar los componentes en esta última zona como se ha venido mencionando.

En la sección 7.1.4 se indicó que la bainita es uno de los componentes de la zona intermedia de las varillas y de acuerdo con información en la literatura [15] este constituyente al poseer características intermedias entre la martensita y la perlita, repercute en el esfuerzo de fluencia del acero ya que otorga alta resistencia mecánica y buenos niveles de tenacidad, de hecho en los aceros bainíticos se puede obtener un amplio rango de valores en límite de elasticidad. Por estas razones el anillo externo de martensita revenida no es el único que incide en la fluencia del material.



Es importante mencionar que los valores reportados en la figura 7.34, pertenecientes a las muestras con un diámetro de 9.53 mm, corresponden únicamente a las probetas donde se observó la presencia de las tres zonas microestructurales, debido a que si se incluyen en la regresión las probetas que presentaron solamente dos zonas, la tendencia se vuelve similar a la mostrada en la figura 7.29 para esfuerzo máximo, la cual es diferente a los demás diámetros.

En las Tablas 7.8 y 7.12, se observa que en las muestras GC-A7 y GC-A8, se obtuvieron los valores más altos de límite de elasticidad y esfuerzo máximo que en el resto de las varillas del mismo diámetro (9.53 mm). En este punto cabe recordar que ambas muestras no presentaron formación de zona intermedia y además poseen el mayor espesor de anillo externo. Adicionalmente, la varilla GC-A8 no cumplió con los requisitos de calidad, ya que el cociente entre el esfuerzo máximo y el límite de elasticidad (EM/LE) es igual a 1.22. Este valor es inferior al mínimo establecido por la norma NMX-B-506 [5], la cual establece que el valor de este cociente debe ser igual o mayor a 1.25. Esta varilla representa un desvío para la planta y es enviada a chatarra. Por otro lado la muestra GC-A7 estuvo cerca de ser rechazada debido a que la relación obtenida fue $EM/LE = 1.26$.

Lo anterior puede atribuirse al alto contenido de martensita revenida en la microestructura del material, ya que al encontrarse en exceso este constituyente aumenta significativamente tanto el límite de elasticidad como el esfuerzo máximo, de tal manera que ambos valores se vuelven más próximos entre sí, disminuyendo la relación EM/LE. Por esta razón es de importancia tener un buen control de la intensidad de enfriamiento durante la primera etapa del proceso QTB para evitar esta situación.

Por otro lado, se ha encontrado que la composición química también influye en el valor del cociente EM/LE, debido a que este parámetro aumenta con el porcentaje de carbono equivalente de la varilla corrugada. En la figura 7.38 se presenta la correlación para ambas características empleando una desviación estándar de $\pm 1\%$ sobre la regresión lineal.

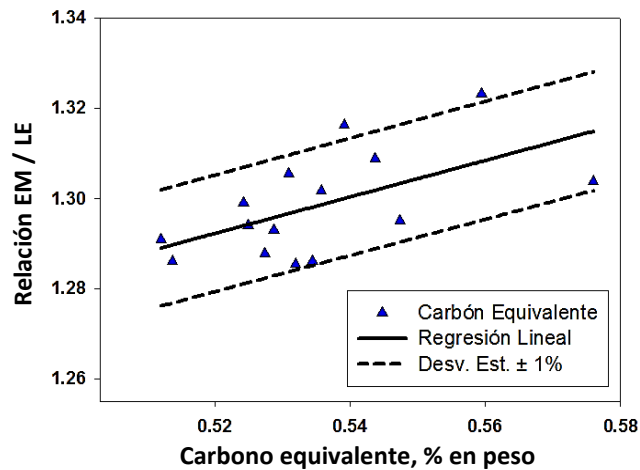


Fig. 7.38.- Correlación del cociente EM/LE con el porcentaje de carbono equivalente.

De la figura 7.38 es evidente que al aumentar el porcentaje de elementos de aleación se incrementa la relación EM/LE. De acuerdo a la ecuación 6.1 (apartado 6.1.3) el carbono es el aleante que tiene mayor influencia en el cálculo de CE, por lo que es posible que este elemento contribuya principalmente al aumento del esfuerzo máximo, de tal manera que el rango de separación entre esta propiedad y el límite de elasticidad se hace más grande, consecuentemente se obtienen valores superiores para el cociente EM/LE. En el apartado 7.3.1 se verifica esta situación.

7.2.3.- Alargamiento

De la escasa información reportada en la literatura acerca del proceso QT B, el principal interés está enfocado en el efecto que tiene el espesor del anillo de martensita revenida sobre la resistencia mecánica y en las variaciones de la dureza en dirección radial de la barra de acero [16, 18, 28]; prácticamente no existe información acerca de las características estructurales del producto que influyen en el alargamiento del mismo durante el ensayo de tracción. Para este trabajo es de importancia identificar cuál de las zonas microestructurales es la que tiene mayor incidencia en esta propiedad mecánica debido a que las varillas corrugadas G42 deben cumplir con un valor mínimo de alargamiento establecido por normas nacionales.



En la figura 7.39 se muestra a manera de ejemplo el efecto que tiene el porcentaje en área de martensita revenida sobre el alargamiento en muestras de 9.53 mm de diámetro. Se observa que a medida que aumenta el AMR en la muestra hay un decremento en el alargamiento, esto es congruente ya que la martensita es una estructura dura que aporta resistencia mecánica y difícilmente puede deformarse plásticamente. No obstante, también es evidente que la correlación entre ambas características es muy baja ($r^2 = 0.7154$), por lo que el porcentaje de anillo externo no es el principal factor que influye en el alargamiento del producto. Por esta razón se procedió al análisis de las características del núcleo (tamaño de grano y porcentaje de ferrita y perlita), debido a que teóricamente esta zona es la que posee una menor dureza al ser enfriada de manera más lenta.

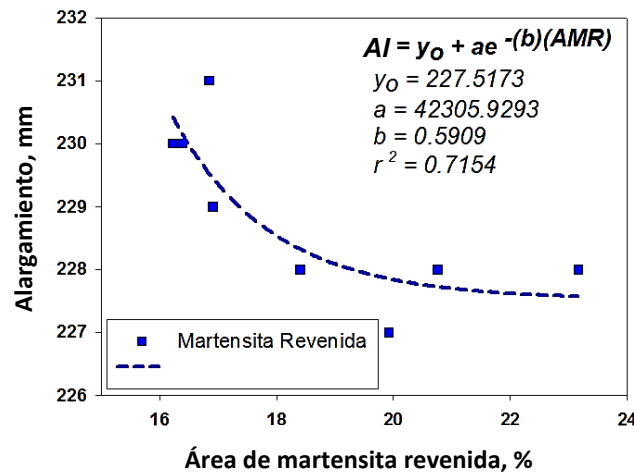


Fig. 7.39.- Efecto de la martensita revenida sobre el alargamiento en muestras de 9.53 mm diámetro.

En las Tablas 7.16 – 7.19 se presentan los resultados de la cuantificación de ferrita y perlita para las muestras estudiadas y cuyo ejemplo de medición se mostró en la figura 7.24, así como los valores de alargamiento obtenidos del ensayo de tensión. Con estos valores se construyeron representaciones gráficas con respecto al alargamiento obteniendo una buena correlación (valores de $r^2 > 0.96$), por lo que se puede establecer que esta propiedad mecánica está influenciada principalmente por las características del núcleo. En las figuras 7.40 a 7.43 se muestran estas relaciones empíricas.

**Tabla 7.16.- Alargamiento y porcentaje de ferrita y perlita en muestras de 9.53 mm diámetro.**

Muestra		GC-A1	GC-A2	GC-A3	GC-A4	GC-A5	GC-A6	GC-A7	GC-A8
Cantidad de Perlita	%	55.03	51.95	49.38	59.30	64.05	73.05	64.04	63.45
Cantidad de Ferrita	%	44.97	48.05	50.62	40.70	35.95	26.95	35.96	36.55
Alargamiento	mm	230.00	230.00	231.00	229.00	228.00	227.00	228.00	228.00

Tabla 7.17.- Alargamiento y porcentaje de ferrita y perlita en muestras de 12.70 mm diámetro.

Muestra		GC-B1	GC-B2	GC-B3	GC-B4	GC-B5	GC-B6	GC-B7	GC-B8
Cantidad de Perlita	%	44.56	49.59	58.92	51.53	49.34	58.97	48.26	64.68
Cantidad de Ferrita	%	55.44	50.41	41.08	48.47	50.66	41.03	51.74	35.32
Alargamiento	mm	235.00	233.00	231.00	233.00	233.00	231.00	234.00	230.00

Tabla 7.18.- Alargamiento y porcentaje de ferrita y perlita en muestras de 15.88 mm diámetro.

Muestra		GC-C1	GC-C2	GC-C3	GC-C4	GC-C5	GC-C6	GC-C7	GC-C8
Cantidad de Perlita	%	46.07	52.90	53.53	48.10	50.09	51.19	49.09	65.67
Cantidad de Ferrita	%	53.93	47.10	46.47	51.90	49.91	48.81	50.91	34.33
Alargamiento	mm	237.00	233.00	232.00	235.00	233.00	233.00	235.00	228.00

Tabla 7.19.- Alargamiento y porcentaje de ferrita y perlita en muestras de 19.05 mm diámetro.

Muestra		GC-D1	GC-D2	GC-D3	GC-D4	GC-D5	GC-D6	GC-D7	GC-D8
Cantidad de Perlita	%	56.17	57.23	53.35	67.14	51.38	62.92	65.89	61.34
Cantidad de Ferrita	%	43.83	42.77	46.65	32.86	48.62	37.08	34.11	38.66
Alargamiento	mm	233.00	233.00	234.00	230.00	235.00	231.00	230.00	231.00

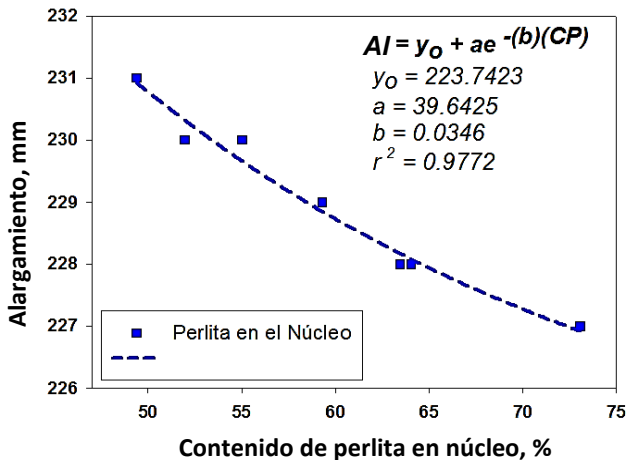


Fig. 7.40.- Correlación de alargamiento en muestras de 9.53 mm diámetro.

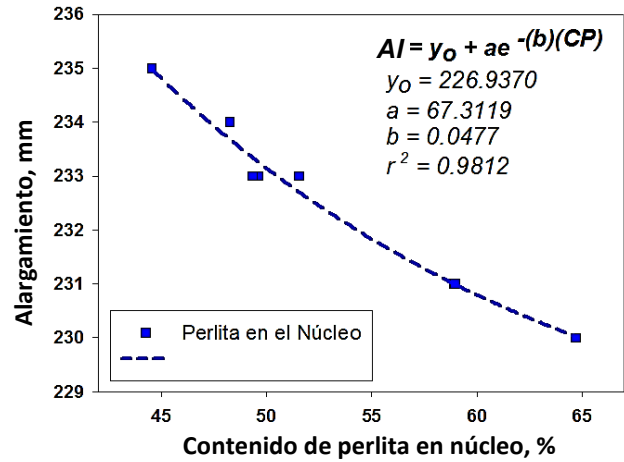


Fig. 7.41.- Correlación de alargamiento en muestras de 12.70 mm diámetro.

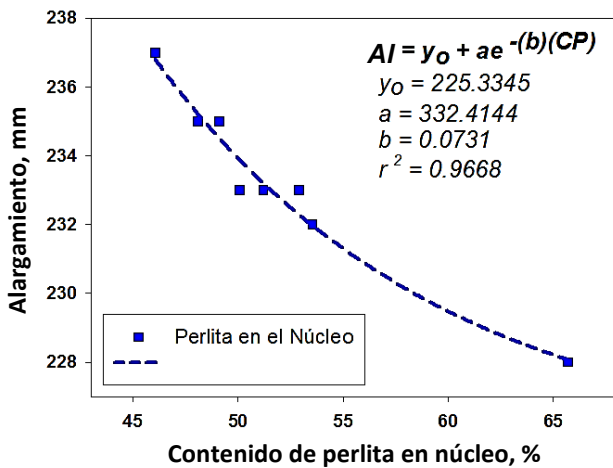


Fig. 7.42.- Correlación de alargamiento en muestras de 15.88 mm diámetro.

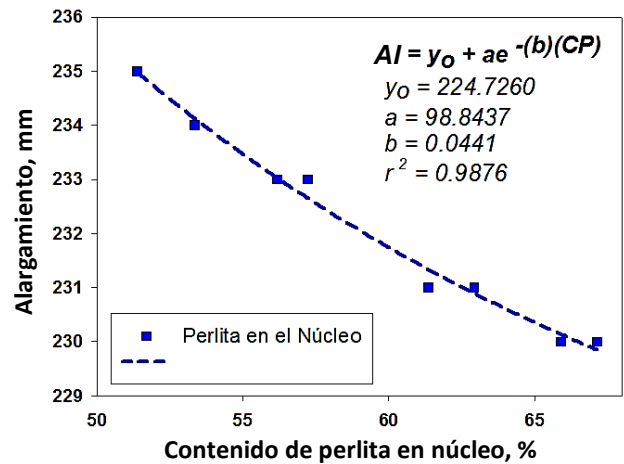


Fig. 7.43.- Correlación de alargamiento en muestras de 19.05 mm diámetro.

En las figuras 7.40 – 7.43, es evidente que el alargamiento disminuye a medida que aumenta el contenido de perlita en el núcleo (CP), debido a que este microconstituyente posee carburos con alta dureza [7]. Algunos autores [48, 50] señalan que los principales factores que aumentan el contenido de perlita en una matriz ferrítico perlítica son los elementos promotores de carburos como lo son el cromo y el manganeso, la rapidez de enfriamiento de la aleación [52] y la temperatura de austenización; este último aspecto será analizado brevemente en la sección 7.4.



Comparando las propiedades mecánicas de las varillas corrugadas de acero procesadas mediante QTB mostradas en los apartados 7.2.1, 7.2.2 y 7.2.3 con las obtenidas por método convencional (Tabla 7.7), claramente el EM y LE aumentan considerablemente con la aplicación de QTB, lo cual indudablemente se debe a la presencia de la estructura de martensita revenida en la superficie del producto, ya que este constituyente al poseer una alta dureza aporta mayor resistencia mecánica. No obstante, se obtiene un mayor alargamiento por el método convencional debido a que la totalidad microestructural es ferrítico – perlítica, es decir, se trata de una microestructura con menor dureza que la martensita y que por lo tanto admite una mayor deformación.

7.2.4.- Microdureza

Existe información en la literatura que indica que a mayor rapidez de enfriamiento y contenido de elementos de aleación (principalmente carbono) se incrementa la dureza en los aceros debido a los cambios microestructurales que pueden ocurrir [52]. Dado que las varillas corrugadas procesadas por QTB experimentan diferentes valores de rapidez de enfriamiento en el radio (de acuerdo a figura 4.7), es de interés conocer el comportamiento de esta propiedad en cada una de las zonas formadas. En las figuras 7.44 a 7.47 se muestran los perfiles de microdureza radial para las muestras estudiadas. En el apéndice A6 se presentan las Tablas con los valores de dureza graficados en este apartado.

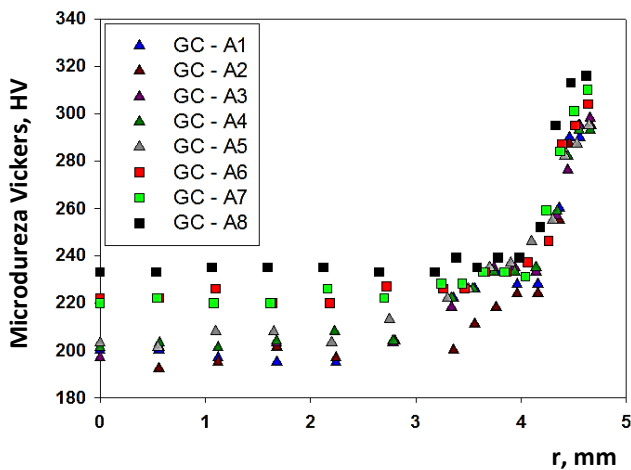


Fig. 7.44.- Perfiles de microdureza en muestras de 9.53 mm diámetro.

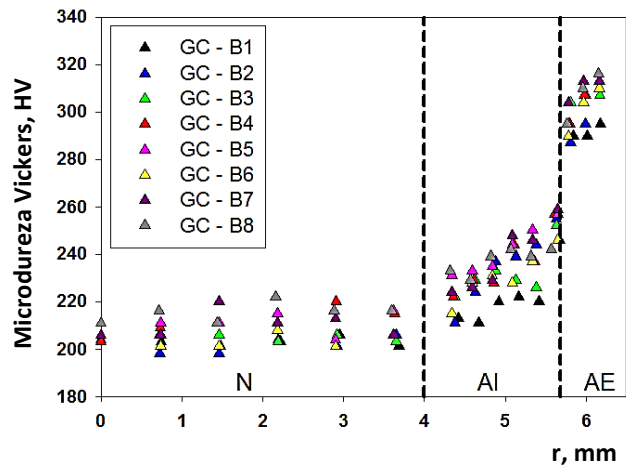


Fig. 7.45.- Perfiles de microdureza en muestras de 12.70 mm diámetro.

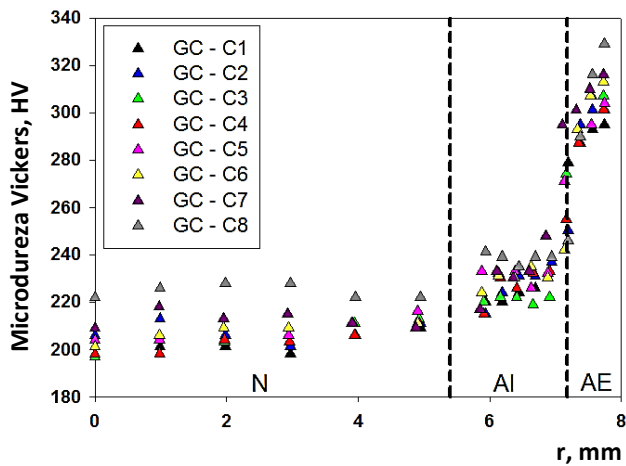


Fig. 7.46.- Perfiles de microdureza en muestras de 19.05 mm diámetro.

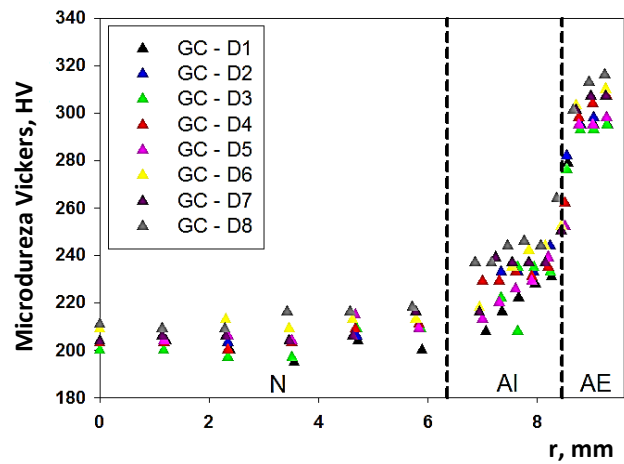


Fig. 7.47.- Perfiles de microdureza en muestras de 19.05 mm diámetro.

En las figuras 7.45 – 7.47 se observa claramente la presencia de las tres zonas microestructurales descritas en la sección 7.1. La dureza del anillo externo (AE) de martensita revenida se encuentra entre 290 – 315 HV (HRC = 28.5 – 31.5), la zona intermedia en el rango de 220 – 260 HV (HRC = 15.5 – 24.0) y el núcleo entre 195 – 220 HV (HRC = 9.7 – 15.5). De acuerdo a algunos diagramas CCT reportados en la literatura para aceros de medio carbono [53], la dureza presentada en la zona externa e intermedia se encuentra en el intervalo de estructuras bainíticas.

En la figura 7.44 se observa que las muestras GC-A6, GC-A7 y GC-A8 presentan únicamente dos comportamientos: valores en la zona externa típicos de martensita revenida y en el núcleo la dureza es ligeramente superior a las demás muestras del mismo diámetro, esto debido al alto contenido de perlita que poseen en comparación con el resto (Tabla 7.16). Con esto se confirma que en estas probetas solo ocurrió la formación de dos zonas microestructurales, como consecuencia de la alta rapidez de enfriamiento durante la etapa de temple del proceso QTB, tal como se explicó en la sección 7.1.2.

Es importante agregar que los perfiles de microdureza mostrados en las figuras 7.44 – 7.47 sirvieron únicamente para validar la presencia de las tres zonas estructurales en la sección transversal de las varillas de acero mas no para identificar la presencia de un microconstituyente en específico. Esto debido a que las huellas de indentación abarcan más de una fase en la microestructura, por lo tanto, la dureza



obtenida es global de cada zona. Por ejemplo, los valores obtenidos en el anillo intermedio (220-260 HV) son resultado de la contribución de la perlita, ferrita y bainita en esta zona. Para obtener el valor de esta propiedad para un componente en particular sería necesario emplear nano-indentaciones sobre un microconstituyente en particular.

Partiendo del hecho de que la dureza describe las características microestructurales de los aceros, Pavlina *et al.* [54] establece que existe una relación lineal entre los valores de microdureza y la resistencia mecánica: límite de elasticidad y esfuerzo máximo, del tal modo que obtuvo ecuaciones empíricas que correlacionaran estas características. Dado que en las varillas analizadas en este estudio se ha encontrado una buena correlación entre el esfuerzo máximo y el espesor de anillo externo, es de interés conocer si la dureza de las muestras se puede relacionar con el límite de elasticidad, debido a que la correlación de esta propiedad con el porcentaje de martensita revenida no es tan buena.

Por lo anterior, que se calculó un valor global mediante la suma de la microdureza promedio en cada zona microestructural multiplicada por la fracción área que ocupan respectivamente. En las figuras 7.48 y 7.49 se presentan las relaciones obtenidas únicamente para las varillas de 9.53 y 12.70 mm de diámetro, debido a que solo en estas muestras fue posible estimar el porcentaje de área que ocupa el anillo intermedio.

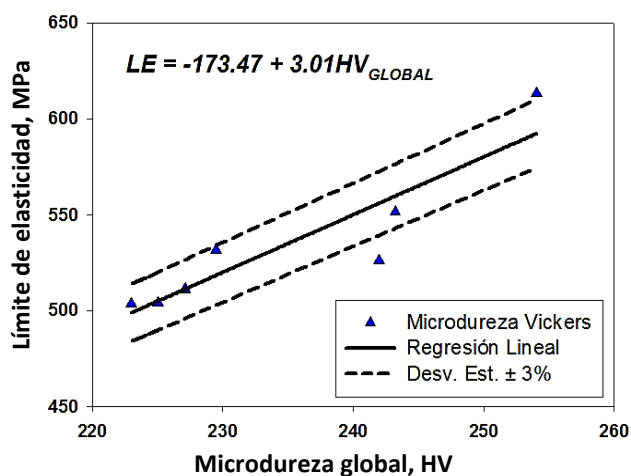


Fig. 7.48.- Efecto de dureza global en el límite de elasticidad. Muestras de 9.53 mm diámetro.

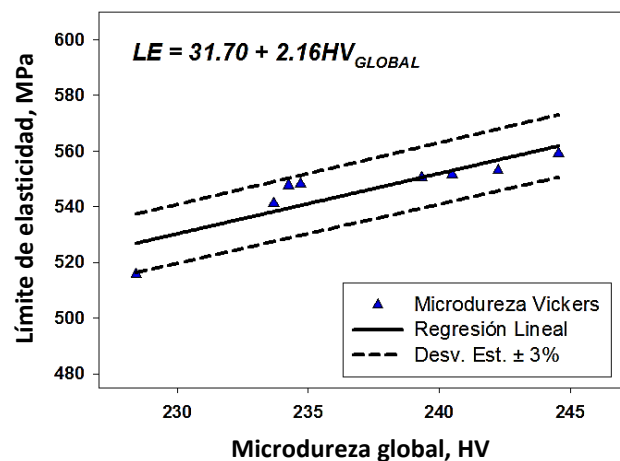


Fig. 7.49.- Efecto de dureza global en el límite de elasticidad. Muestras de 12.70 mm diámetro.



Las figuras 7.48 y 7.49 son relaciones empíricas similares a las obtenidas por Pavlina [54]. Se observa que la mayor parte de los valores de límite de elasticidad están dentro del rango de la desviación estándar de 3% con respecto a la regresión lineal. Por lo que es evidente que todas las zonas microestructurales contribuyen en el esfuerzo de fluencia alcanzado por el material, sin embargo, es necesario profundizar en el estudio cuantitativo de los componentes del anillo intermedio para analizar con mayor detalle el impacto que tiene esta zona sobre las propiedades mecánicas.

7.3.- Efecto del carbono y cromo

El efecto que tienen los elementos de aleación sobre las varillas procesadas por QTB es de especial interés en la planta industrial para el desarrollo e innovación de nuevos productos. En este apartado se revisa brevemente la influencia que tiene el incremento de carbono sobre la microestructura (formación de zonas anulares) y las propiedades mecánicas en una muestra de varilla corrugada de 15.88 mm de diámetro (GC-C8) y la adición de cromo en una de 19.05 mm (GC-D9).

7.3.1.- Adición de carbono

En las Tablas 7.5, 7.10 y 7.14, se observa que la muestra GC-C8 cuyo diámetro es de 15.88 mm, es la que presenta un menor porcentaje de martensita revenida en su estructura (17.53 %), sin embargo, es la que posee un valor más grande de esfuerzo máximo (727.68 MPa). Esto es contradictorio con lo que se ha venido estableciendo en secciones anteriores, no obstante, esta varilla tiene la particularidad de ser distinta al resto en su composición química, ya que el contenido de carbono es 0.12 % más alto que el promedio de las demás muestras analizadas en este estudio y el de manganeso casi 0.20 %. En la figura 7.50 se muestra una comparación del espesor del anillo externo para la muestra GC-C7 y GC-C8.

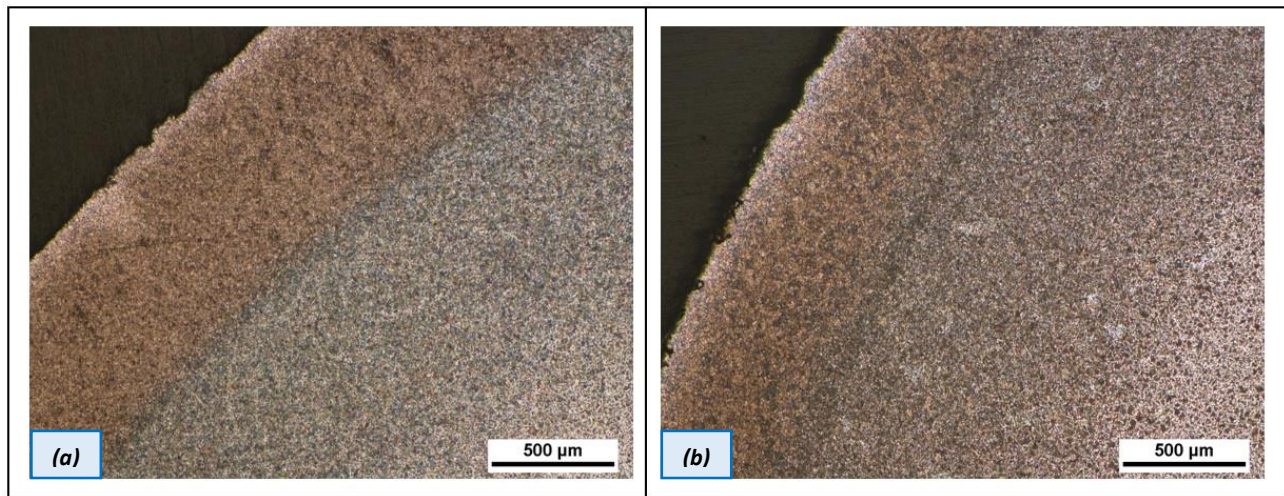


Fig. 7.50.- Anillo externo en muestras. (a) GC-C7, (b) GC-C8.

Evidentemente el espesor de anillo externo es mayor en la muestra GC-C7 y por lo tanto también lo es el porcentaje de martensita revenida. Aunque es ampliamente conocido que la adición de carbono y manganeso aumentan la templabilidad de los aceros [55], la razón por la cual la penetración del temple es menor en la varilla GC-C8 es debido a que se redujeron considerablemente algunos parámetros operaciones de enfriamiento en planta, como presión y flujo volumétrico de agua durante la primera etapa del proceso QTB. En la figura 7.51 se presenta una imagen obtenida en MEB de la microestructura de martensita revenida en las muestras GC-C8 y GC-C5; esta última con la composición química promedio empleada en planta para G42.

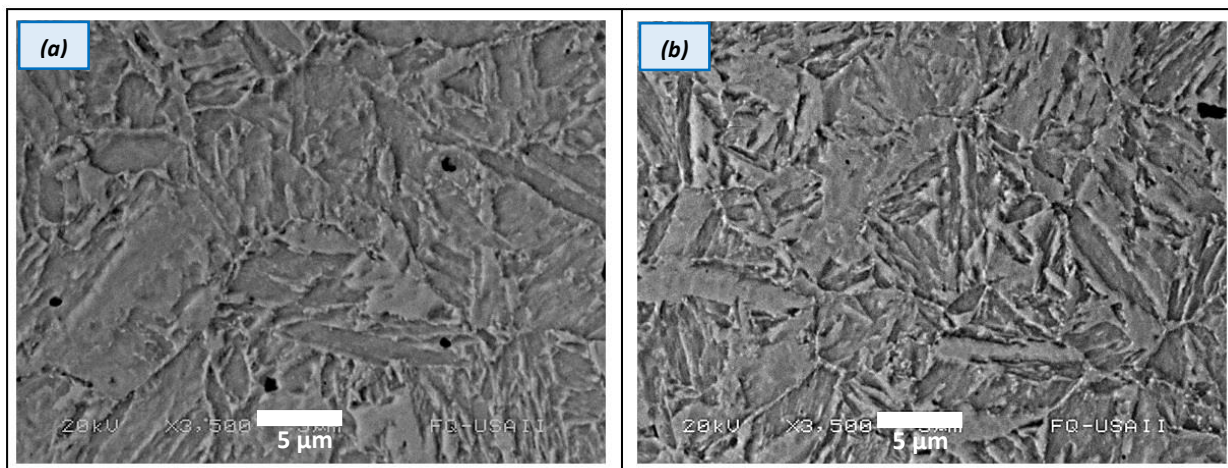


Fig. 7.51.- Microestructura en MEB de martensita revenida. Muestras (a) GC-B5, (b) GC-C8.



En la figura 7.51 se observa ligeramente más gruesa la microestructura correspondiente a la muestra GC-C8, sin embargo, en términos generales no hay diferencias muy significativas entre sí. Incluso los valores de dureza obtenidos sobre la martensita revenida para esta muestra no difieren mucho del resto (ver figura 7.46), alrededor de 15 unidades en escala Vickers (2 en HRC) por encima de las demás. Este fenómeno es explicado por Grange *et al.* [20], estableciendo que cuando la martensita es revenida a temperaturas alrededor de 700 °C (valor cercano al alcanzado durante el auto – revenido en QTB), la adición de carbono no afecta la distancia media entre partículas de cementita, la cuales son responsables de las variaciones de dureza; por esta razón la propiedad no tiene cambios considerables.

Aunque en la zona del anillo externo, la muestra GC-C8 no presentó cambios significativos con respecto a las demás, en el anillo intermedio y el núcleo es evidente la formación de microestructura perlítica en cantidades superiores al resto, la cual indudablemente, es atribuible la mayor cantidad de carbono y manganeso, ambos elementos promotores de carburos [52]. En la figura 7.52 se presenta un comparativo de la microestructura del núcleo para la varillas GC-C8 y GC-C3; esta última con la composición química promedio utilizada en planta para varilla corrugada G42.

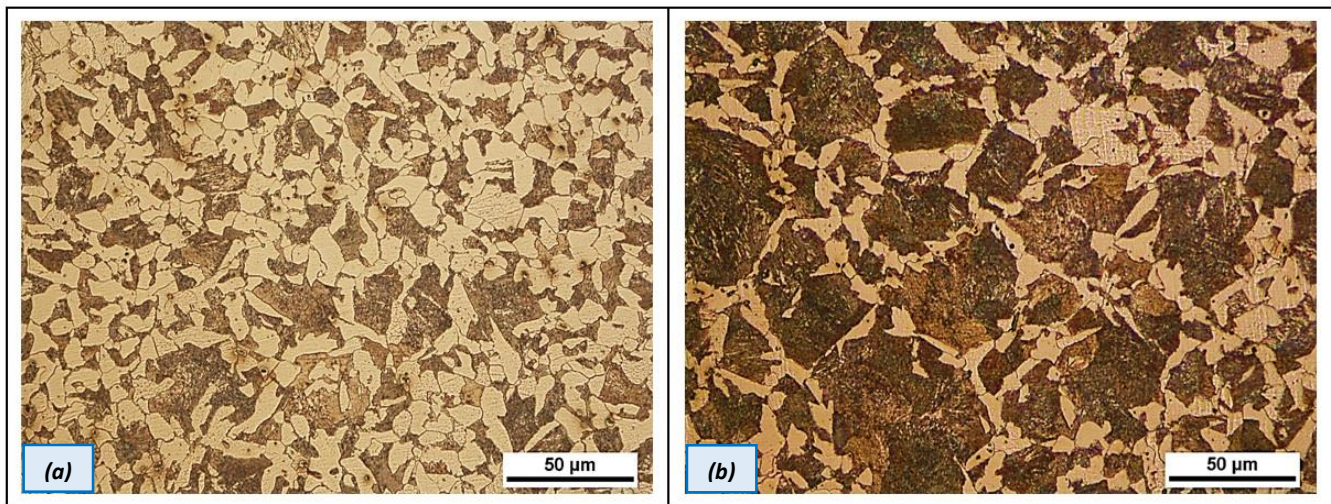


Fig. 7.52.- Microestructura en MO del núcleo ferrítico-perlítico. Muestras (a) GC-C3, (b) GC-C8.



Es muy clara la diferencia entre el contenido de perlita de una muestra a otra en la figura 7.52, es por esta razón que la dureza del núcleo en la muestra GC-C8 es ligeramente superior a las demás (figura 7.46) y el alargamiento es menor (Tabla 7.18). La adición de elementos de aleación (en este caso carbono y manganeso) influye notablemente en las propiedades del material; esto se ha establecido también en las relaciones empíricas presentadas en las secciones 7.2.1 y 7.2.2; de hecho, aparentemente este aspecto es más relevante en el aumento de resistencia mecánica que el espesor de anillo externo de martensita revenida o la proporción que exista entre las tres zonas microestructurales. Por lo que la eficiencia del proceso QTB depende de la composición química de la aleación.

De la Tabla 7.10 (apartado 7.2.1) se observa que la muestra GC-C8 presenta un valor de esfuerzo máximo notoriamente superior al resto de las varillas analizadas del mismo diámetro, sin embargo, no ocurre lo mismo con el límite de elasticidad (Tabla 7.14), el cual se mantiene similar en comparación con las muestras cuya composición química es típica de G42 (GC-C1 a GC-C7). Esto contribuye a aumentar el cociente EM/LE debido a que se incrementa el rango de separación entre ambas propiedades mecánicas. Para la muestra GC-C8 el valor $EM/LE = 1.36$, mientras que para las demás está alrededor de 1.30. Con esto se corrobora lo planteado en el apartado 7.2.2; la adición de elementos que incrementan el porcentaje de carbono equivalente es de utilidad para aumentar la relación EM/LE.

7.3.2.- Adición de cromo

Una muestra adicional cuyo diámetro es 19.05 mm (GC-D9) es presentada en esta sección, la cual también presenta diferencias en composición química respecto al resto de las varillas estudiadas. En este caso la cantidad de cromo es casi tres veces mayor en comparación al contenido promedio empleado para G42. A diferencia de la muestra presentada en la sección anterior, para esta varilla los parámetros de enfriamiento no fueron modificados. En la figura 7.53 se comparan las zonas anulares de la muestra GC-D5 y GC-D9, en las cuales se observan diferencias microestructurales entre sí. La primera de ellas es que el espesor promedio de anillo externo de la varilla GC-D5 es de 1.030 mm, el cual es prácticamente la media para las varillas de este diámetro cuya composición es típica de G42; mientras que para la



GC-D9 es de casi 1.080 mm, es decir, existe un ligero aumento en la templabilidad con la adición de cromo, lo cual es congruente con lo reportado en algunos textos [55]. No obstante, la diferencia más notoria es que en la probeta con mayor contenido de Cr (GC-D9), la formación del anillo intermedio no es tan clara como en el caso de la GC-D5, por lo que aparentemente su estructura únicamente se encuentra conformada por el anillo externo y el núcleo.

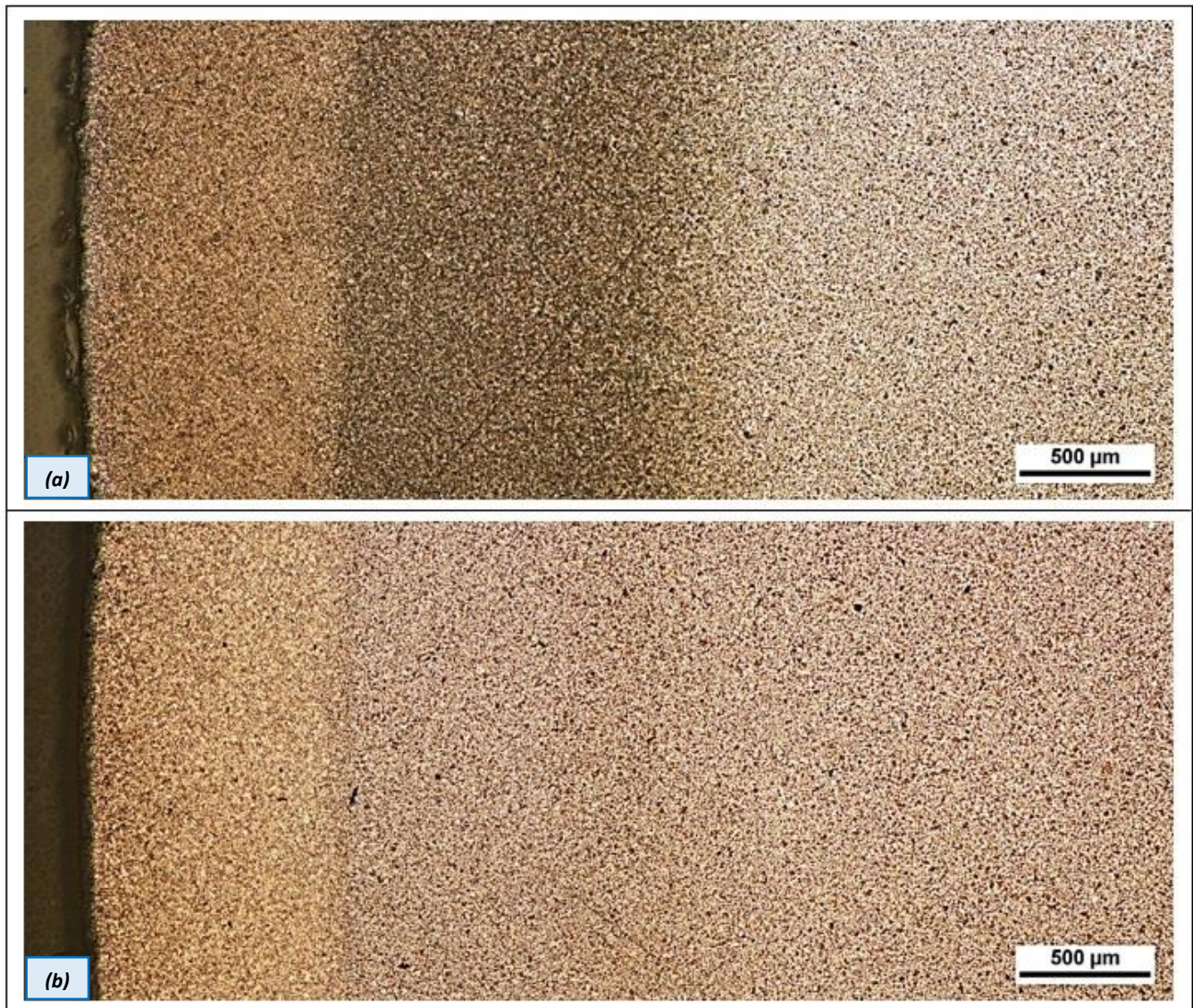


Fig. 7.53.- Zonas microestructurales en muestras de 19.05 mm diámetro. (a) GC-D5, (b) GC-D9.



Algunos datos de propiedades térmicas de aceros reportados en la literatura [42] señalan que la adición de cromo aumenta la conductividad térmica (k) del material. El aumento de esta propiedad puede influir directamente en la distribución de temperaturas dentro de la barra ocasionando que únicamente se formen dos zonas microestructurales. En la figura 7.54 se presentan los perfiles de microdureza comparativos entre GC-D5 y GC-D9.

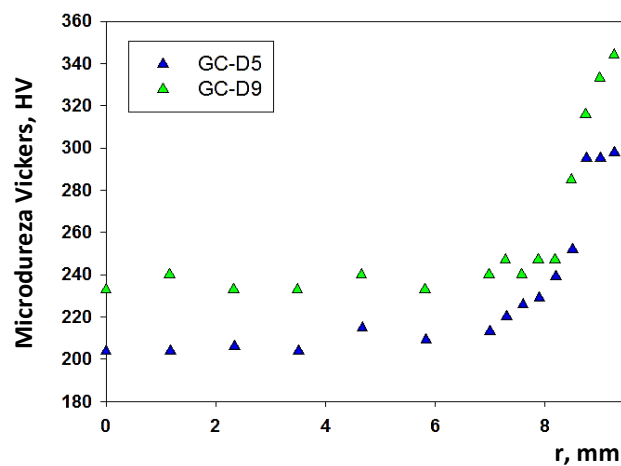


Fig. 7.54.- Perfiles de microdureza comparativos en muestras (a) GC-D5, (b) GC-D9.

El perfil de microdureza radial de la muestra GC-D9 corrobora que la microestructura únicamente está conformada por dos zonas (anillo externo y núcleo). Adicionalmente la dureza máxima alcanzada dentro de la martensita revenida es notoriamente superior en comparación con GC-D5, alrededor de 345 HV (HRC = 35) en la primera contra 300 HV (HRC = 30) en la segunda. Este cambio es más significativo que el presentado por la adición de carbono en la sección anterior (7.3.1). Este hecho también es explicado por Grange *et al.* [20], quién obtuvo resultados experimentales en los que la adición de elementos como cromo, manganeso, vanadio y molibdeno incrementan la dureza de la martensita revenida. Esto se debe a que estos aleantes retardan la precipitación de carburos durante el revenido en varios intervalos de temperatura.



En la figura 7.55 se comparan la martensita revenida de la varilla con mayor contenido de Cr (GC-D9) con otra de composición típica de G42 (GC-D5). Claramente se observa que la martensita revenida de la figura 7.55b, correspondiente a la muestra con mayor contenido de cromo, es diferente en comparación con aquellas con composición química promedio para G42.

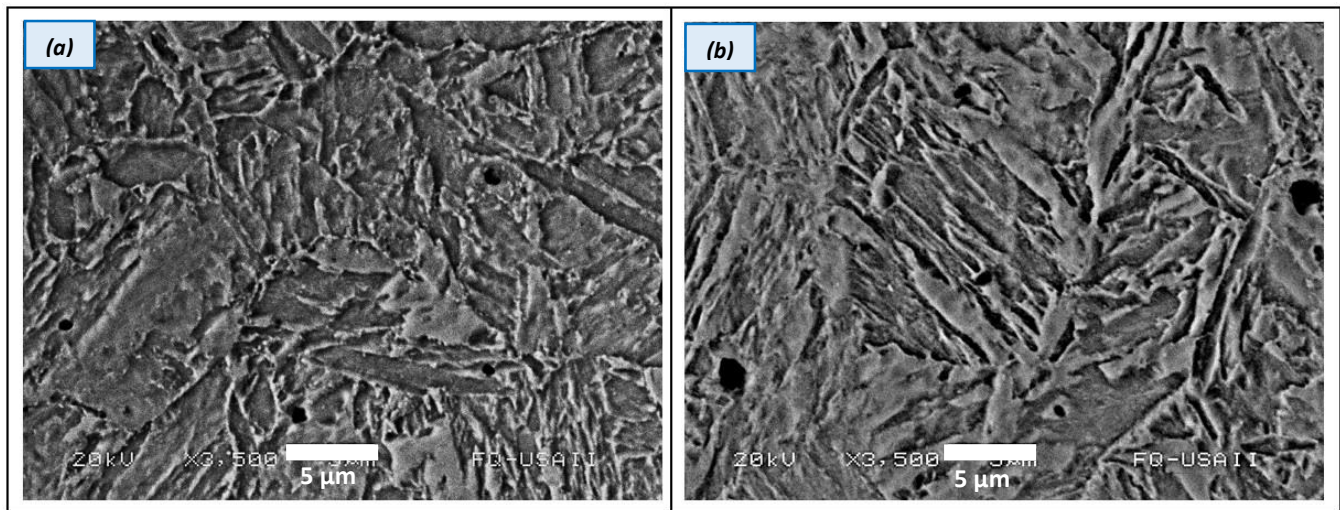


Fig. 7.55.- Microestructura en MEB de martensita revenida. Muestras (a) GC-D5, (b) GC-D9.

De igual manera, en la figura 7.54 se observa que la dureza en el núcleo es superior en esta última muestra con respecto a la varilla corrugada GC-D5. La comparación de la microestructura del núcleo para ambas probetas se presenta en la figura 7.56. El porcentaje promedio de perlita en la muestra GC-D9 se encuentra alrededor de 71.0 %. Este valor está por encima del promedio de las de las muestras analizadas del mismo diámetro (19.05 mm), el cual es aproximadamente de 60.0 %. Esto es un claro efecto de la adición de cromo.

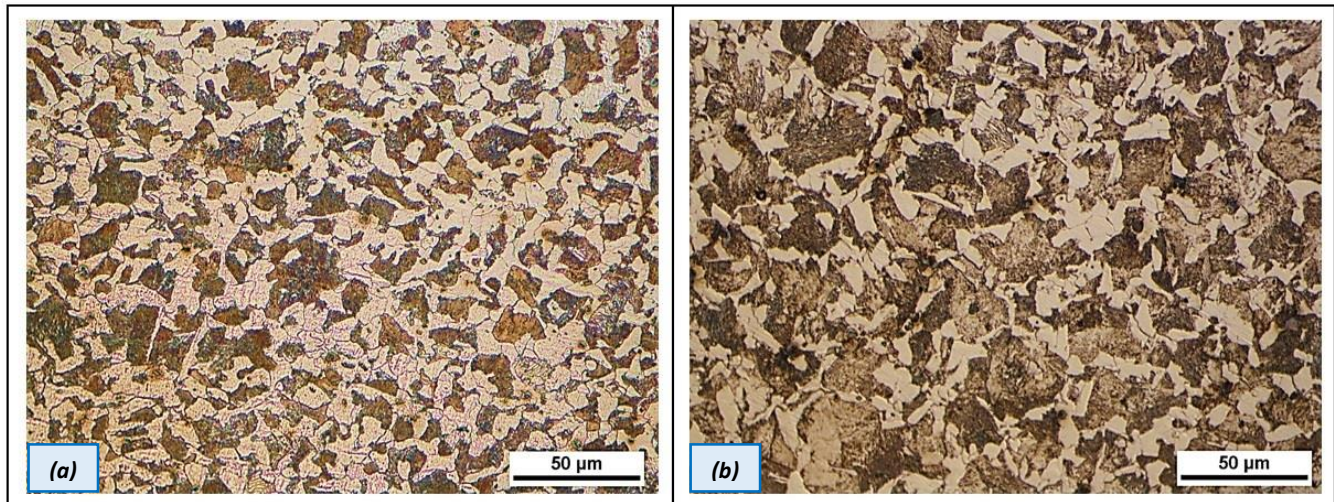


Fig. 7.56.- Microestructura en MO del núcleo ferrítico-perlítico. Muestra (a) GC-D5, (b) GC-D9.

En la figura 7.57 se presenta el espacio interlaminar perlítico de las varillas GC-D5 y GC-D9, el cual aparentemente es menor para esta última muestra. Un espaciado más pequeño está relacionado con una mayor rapidez de enfriamiento [49]. Esto se correlaciona bastante bien con la mayor templabilidad y aumento de conductividad térmica en GC-D9, ya que ambas características tienen influencia en la extracción de calor de la pieza.

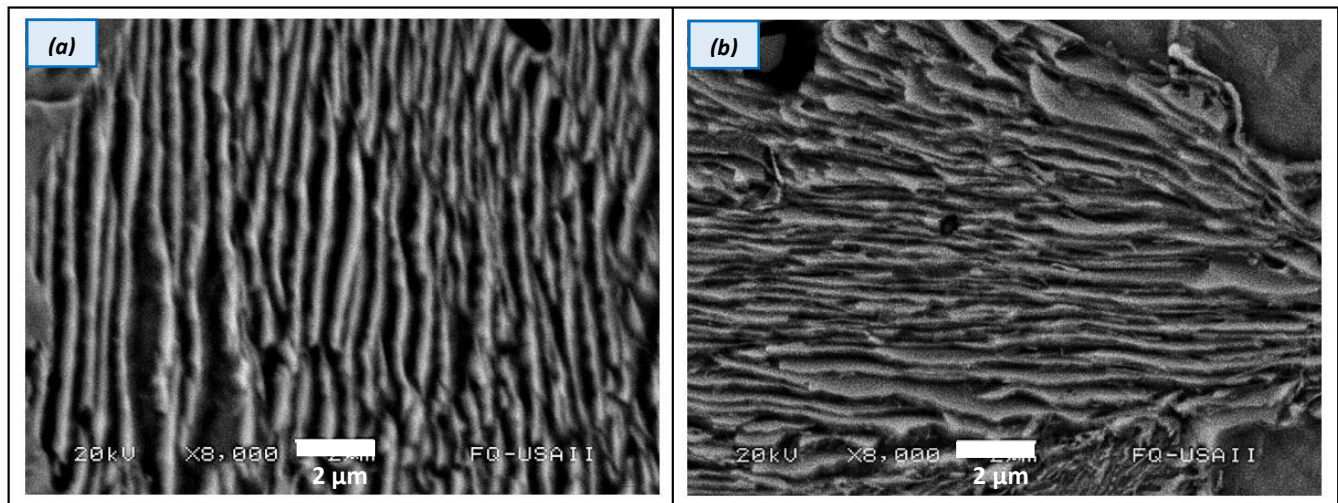


Fig. 7.57.- Espaciamento interlaminar perlítico. Muestra (a) GC-D5, (b) GC-D9.



Todas las características descritas hasta ahora tienen repercusión en el comportamiento mecánico del material. En la Tabla 7.20 se muestran las propiedades mecánicas promedio de las muestras de 19.05 mm de diámetro (GC-D1 – GC-D8), cuya composición es típica del acero G42; en comparación con las obtenidas en la varilla corrugada GC-D9. Evidentemente el aumento en el contenido de cromo incrementa considerablemente la resistencia mecánica de las varillas corrugadas tanto en límite de elasticidad como en esfuerzo máximo. Por otro lado, existe una ligera disminución del alargamiento. Estas propiedades son congruentes con las características microestructurales descritas del anillo externo y el núcleo.

Tabla 7.20.- Propiedades mecánicas muestras de 19.05 mm diámetro, GC-D1 – GC-D8 y GC-D9 (Cr 1:3).

Muestras	Partes de cromo	Esfuerzo Máximo	Límite de Elasticidad	Elongación
		MPa	MPa	mm
GC-D1 - GC-D8	1	686.21	527.14	232.12
GC - D9	3	704.53	557.35	229.00

7.4.- Temperatura de austenización

Como se mencionó en el capítulo 1, las varillas corrugadas son laminadas a partir de palanquilla de acero, la cual se encuentra a temperatura de fase austenítica mientras es deformada y a la entrada del proceso QTB. En la planta industrial pueden presentarse dos situaciones: la palanquilla laminada proviene directamente de colada continua (carga caliente), o bien, es tomada de paquetes almacenados y recalentada en un horno de atmósfera controlada (carga fría). Se ha visto que la temperatura del material a la entrada de las cajas de enfriamiento del QTB puede presentar variaciones (dentro del rango austenítico), dependiendo si el metal proviene de carga caliente o fría. Esta situación tiene influencia en las características microestructurales de la varilla, principalmente en el núcleo y ligeros cambios en la templabilidad, como se verá más adelante en este apartado.



7.4.1.- Efecto en la microestructura

En la zona ferrítico – perlítica del núcleo de las varillas corrugadas es en la que se ha observado de manera más clara diferencias debido a las variaciones en la temperatura austenítica de entrada del proceso QTB. El tamaño de grano austenítico se incrementa a mayores temperaturas debido a que el movimiento térmico de los átomos es lo suficientemente rápido para permitir que ocurra esta situación [49, 56]. Este aspecto repercute principalmente en las características morfológicas de la perlita, como se verá más adelante. En la figura 7.58 se presenta una comparación de la microestructura ferrítico perlítica (núcleo) en tres muestras de 15.88 mm de diámetro cuyas temperatura de fase austenítica a la entrada del proceso QTB son diferentes (Tabla 7.21).

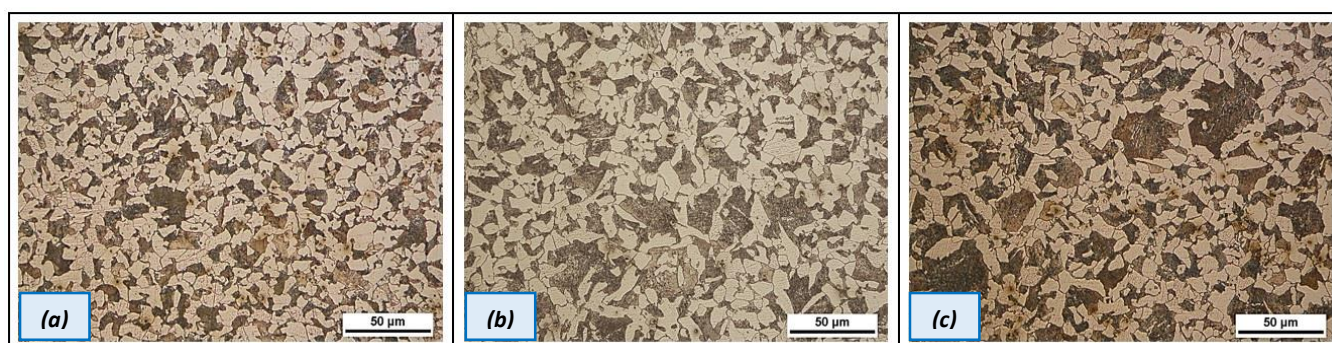


Fig. 7.58.- Microestructura ferrítico-perlítica. Muestras (a) GC-C1, (b) GC-C3, (c) GC-C5.

Tabla 7.21.- Temperaturas de austenización y características del núcleo. Muestras 15.88 mm diámetro.

Muestras	Tipo de carga	Temperatura de austenización (entrada a QTB)	Tamaño promedio de colonia perlítica	Tamaño de grano ferrítico	
		MPa	μm^2	μm^2	ASTM
GC - C1	Fría	830°C	190.53	150.76	8.57
GC - C3	Caliente	900°C	307.00	125.53	8.84
GC - C5	Caliente	970°C	465.10	164.89	8.44



Las muestras presentadas en la figura 7.58 y Tabla 7.21, poseen un contenido de carbono similar entre sí (variaciones de 1 centésima), para asegurar que las diferencias en la estructura ferrítico perlítica se encuentran más asociadas a la variación de la temperatura de austenización y no a su composición química. Por lo general, la temperatura de las varillas a la entrada del QTB es superior cuando provienen de palanquilla de carga caliente (Tabla 7.21); se observa que esto afecta principalmente el tamaño de colonia perlítica, el cual se incrementa también. El tamaño de grano ferrítico también tiene variaciones pero menos considerables.

A través de los ensayos Jominy llevados a cabo a temperaturas de austenización de 850 °C y 950 °C se verificó la situación descrita anteriormente. En la figura 7.59 se presentan las imágenes obtenidas a 30 mm de la base de la probeta para cada una de las pruebas; en esta posición la microestructura es mayormente ferrítico – perlítica.

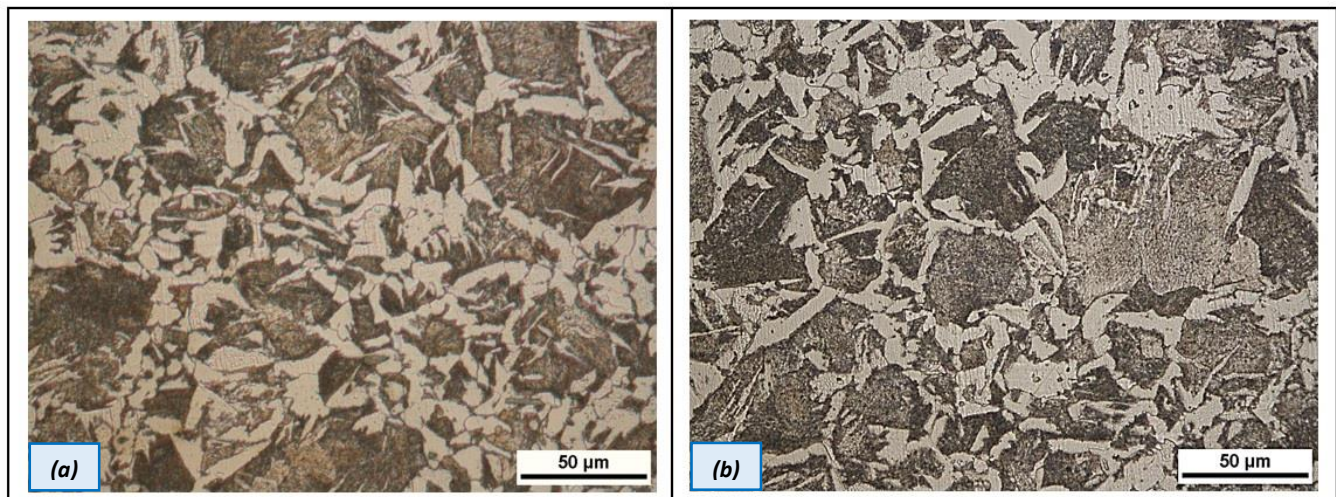


Fig. 7.59.- Microestructura en probetas Jominy a 30 mm de la base. Temperatura de austenización (a) 850 °C (b) 950 °C.

En la probeta austenizada a 850 °C se cuantificó que el tamaño promedio de colonia perlítica es de 277.25 μm^2 y el porcentaje de este microconstituyente es de 53.94 %; mientras que en la de 950 °C los valores son 485.66 μm^2 y 58.02 %, respectivamente. Por lo tanto, el aumento en la temperatura de austenización incrementa el tamaño de colonias perlíticas y disminuye la fracción de ferrita proeutectoide en la microestructura.



La situación descrita anteriormente puede explicarse de la siguiente manera: se sabe que en aceros hipoeutectoides, como es el caso del empleado en la planta industrial para G42; la ferrita proeutectoide es quien precipita primero, de tal manera que la perlita, o bien, la cementita de la perlita, nuclea en la interfase ferrita/austenita (α/γ) [48]. Al aumentar la temperatura de austenización se incrementa el tamaño de grano austenítico (como se mencionó al inicio de este apartado), por lo que es mayor la interfase de contacto α/γ , con esto se favorecen los sitios de nucleación para la perlita y la ferrita proeutectoide [49].

Conocer los aspectos que influyen en la transformación perlítica es importante, debido a que en las varillas corrugadas procesadas por QTB, las características del núcleo microestructural inciden en el alargamiento y en el límite de elasticidad. Hasta ahora se ha establecido que los principales factores que aumentan la cantidad de perlita son la composición química y la temperatura de austenización. La rapidez de enfriamiento es otro aspecto que afecta en la formación de este componente, sin embargo, en el presente estudio no es posible comprobar esta situación ya que se ha llevado a cabo sin la instrumentación con termopares en las varillas corrugadas, de tal manera que no es posible monitorear la respuesta de la temperatura a lo largo del proceso. Llevar a cabo este equipamiento no es una tarea sencilla.

7.4.2.- Efecto en la templabilidad

La templabilidad es un aspecto importante en el proceso QTB ya que se encuentra ligada con el espesor de anillo externo de martensita revenida. La adición de elementos de aleación aumenta la templabilidad ya que retarda el tiempo requerido para la descomposición de la austenita en ferrita y perlita [45]. Esta situación vista desde un diagrama CCT (Enfriamiento Continuo) o TTT (Transformación Isotérmica), mostraría que las curvas de transformación se desplazan hacia la derecha a medida que aumentan los aleantes (ver apéndice A7). La razón por la cual este fenómeno ocurre es debido a que en la fase austenítica todos los elementos se encuentran distribuidos homogéneamente pero a medida que comienza la transformación ferrítica y perlítica, los elementos sustitucionales difunden a través de las interfases γ/α y γ /cementita repartiéndose en ambos componentes (ferrita y perlita), la concentración



de un elemento en una determinada fase al equilibrio dependerá en gran medida si se trata o no de un promotor de carburos. No obstante, este proceso de partición es mucho más lento que la difusión intersticial de carbono y por consiguiente se retardan las transformaciones difusionales [47]. La templabilidad es una propiedad que determina la profundidad y distribución de la dureza producida por un proceso de temple; en otras palabras, es la facilidad para formar martensita a una determinada distancia de la pieza. Algunos resultados obtenidos por Asahi *et al.* [56], sugieren que la temperatura de austenización también influye en la templabilidad.

Por la razón descrita anteriormente, en este apartado se presentan las curvas de templabilidad (dureza HV vs posición mm), obtenidas de los ensayos Jominy a 850 y 950 °C. En la figura 7.60 se presenta un ejemplo de estructura martensítica obtenida a 6 mm de distancia con respecto a la base de la probeta Jominy, posición de termopar 1 (sección 6.2.2.1). En la figura 7.61 se muestran las curvas de templabilidad de ambas pruebas, dónde la posición cero es justo en la base de la probeta Jominy en contacto con el chorro de agua y en 100 mm es el extremo más alejado del mismo. Las líneas verticales se trazaron en dónde se observa un decremento considerable de dureza. La curva de templabilidad a 950 °C se encuentra ligeramente más desplazada hacia la derecha que la de 850 °C. Esto indica que a mayor temperatura de austenización aumenta la templabilidad del acero.

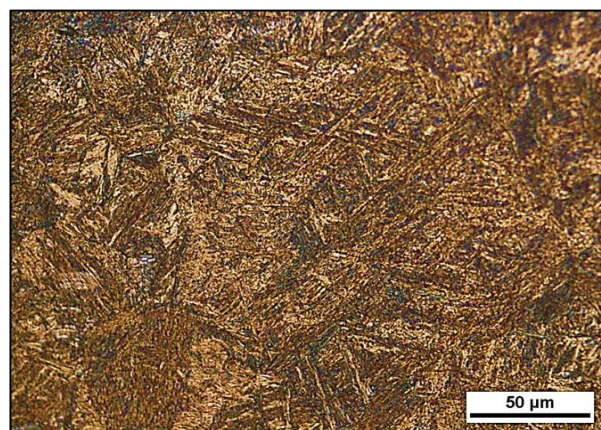


Fig. 7.60.- Martensita templada a 6 mm de la base en probeta Jominy.
Temp. Austen. 950 °C.

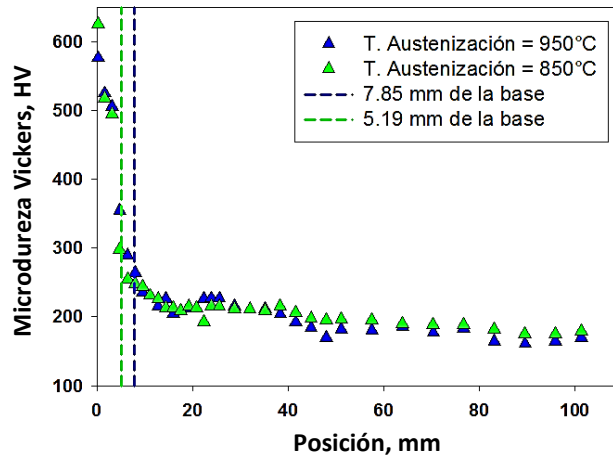


Fig. 7.61.- Curvas de templabilidad en acero G42. Ensayos Jominy.

En secciones anteriores se ha mencionado que a menores temperaturas de fase austenítica, el tamaño de grano de este constituyente es más fino y en valores más altos ocurre el crecimiento del mismo. Es precisamente esta característica la que influye en la templabilidad [55], de tal manera que un tamaño pequeño tiene mucha área de límite de grano, lo cual facilita la nucleación de ferrita y perlita disminuyendo la templabilidad. Es por esto que si se requiere aumentar la templabilidad del acero es recomendable utilizar temperaturas de austenización elevadas, aunque en algunos casos se ha visto que esto puede provocar agrietamientos o distorsión en el material.



7.5.- Auto - revenido

Dentro de las cámaras de enfriamiento del proceso QTB, la superficie del material debe alcanzar la temperatura de inicio de transformación martensítica M_s (cuyo valor se ha obtenido de manera experimental y se presenta en la sección 7.6.4, específicamente para el acero G42). Al salir, inmediatamente ocurre el recalentamiento desde el centro hacia la superficie (auto – revenido), obteniendo un valor máximo de temperatura en esta zona (temperatura de revenido). Como se mencionó en el apartado 4.1.4, el revenido es no isotérmico ya que la temperatura no permanece constante por un periodo largo de tiempo debido a que el material entra en contacto con aire quieto y comienza a enfriarse de manera continua hasta alcanzar la temperatura ambiente.

Al final de este apartado se presentan algunos aspectos obtenidos por Mukherjee *et al.* [18], en los que a través de una simulación demuestra la condición no isotérmica durante el de auto – revenido en la superficie de la barra de acero para este tipo de procesos y la estimación del tiempo en el cual se alcanza la máxima temperatura de revenido; esto con la finalidad de asociarlo con los parámetros registrados en planta para las varillas corrugadas G42.

7.5.1.- Efecto en las propiedades mecánicas

En los aceros cuya microestructura está compuesta en su totalidad por martensita revenida, el tiempo y temperatura de revenido son los principales factores que ocasionan cambios en las propiedades mecánicas [57, 58], debido a que ambos influyen en la precipitación de carburos durante la primera etapa del tratamiento térmico (sección 4.4.2).

En el caso de las varillas corrugadas procesadas por QTB, a pesar de que poseen más de un constituyente, es de interés conocer si el auto – revenido tiene alguna influencia sobre las propiedades del material: esfuerzo máximo, límite de elasticidad y dureza de la martensita. En las figuras 7.62 – 7.64, se muestra el efecto de la temperatura de auto – revenido sobre estas características, únicamente en las muestras de 18.88 y 19.05 mm por las razones mencionadas en la sección 6.1.5.

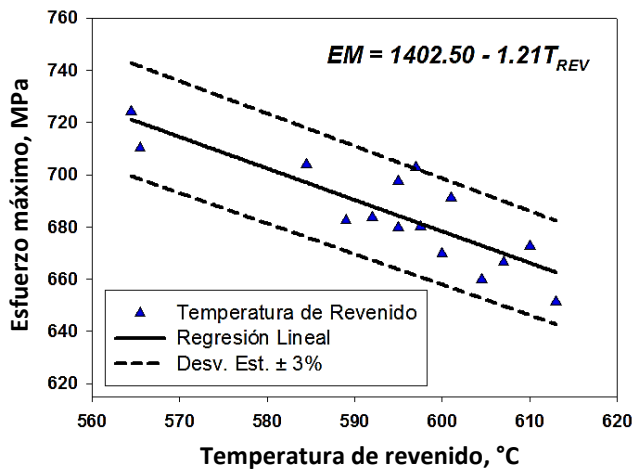


Fig. 7.62.- Efecto de la temperatura de revenido en el esfuerzo máximo.

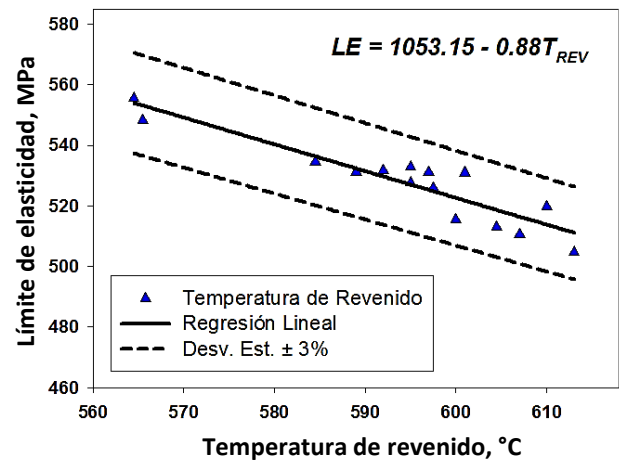


Fig. 7.63.- Efecto de la temperatura de revenido en el límite de elasticidad.

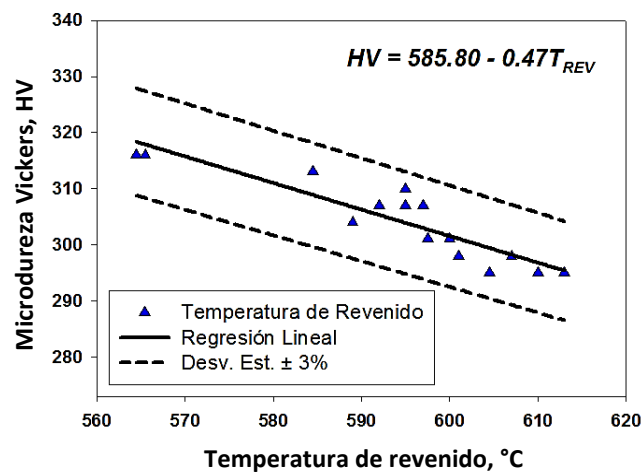


Fig. 7.64.- Efecto de la temperatura de revenido en la dureza de la martensita.

De las figuras 7.62 – 7.64 se observa que el aumento en la temperatura de revenido provoca un decremento en la resistencia mecánica y en la dureza. Esta tendencia es similar a la obtenida por Shyan Lee *et al.* [57] y Zhen *et al.* [59] en aceros hipoeutectoides. El primero de ellos adjudica la dureza de la martensita templada al atrapamiento de carburos en la estructura cristalina y al porcentaje de austenita retenida en la misma; por lo que el aumento en el tiempo y temperatura de revenido (siendo este último el más determinante), favorecen a la cinética de precipitación de carburos y descomposición de austenita retenida en otros microconstituyentes, lo que conlleva a que la dureza y resistencia mecánica disminuyan.



Las muestras de varilla corrugada que poseen menor temperatura de revenido (figuras 7.62 – 7.64), son las que tienen un mayor espesor de anillo externo de martensita revenida. Esto resulta congruente con lo establecido en la sección 7.1.2, ya que el aumento en el porcentaje de esta microestructura está ligado con un incremento en la intensidad de enfriamiento durante el temple; por lo que una muestra con mayor espesor de anillo externo, al salir de las cámaras de enfriamiento del proceso QTB, en teoría posee menor energía térmica en el núcleo en comparación con otra cuyo enfriamiento ha sido menos severo, por esta razón la temperatura máxima que alcanza en la superficie es más baja. Con esto se establece que la temperatura obtenida en el auto-revenido en una muestra de varilla corrugada depende de la extracción de calor y penetración del temple durante la primera etapa del proceso QTB.

De igual manera, los autores mencionados anteriormente [57, 58] y en algunos textos de transformaciones de fase [19], señalan que al aumento en la temperatura y tiempo de revenido brinda ganancia en ductilidad y alargamiento en aceros martensíticos. En la figura 7.65 se presenta la relación entre temperatura de revenido y el alargamiento para las muestras de varilla corrugada de 15.88 y 19.05 mm de diámetro.

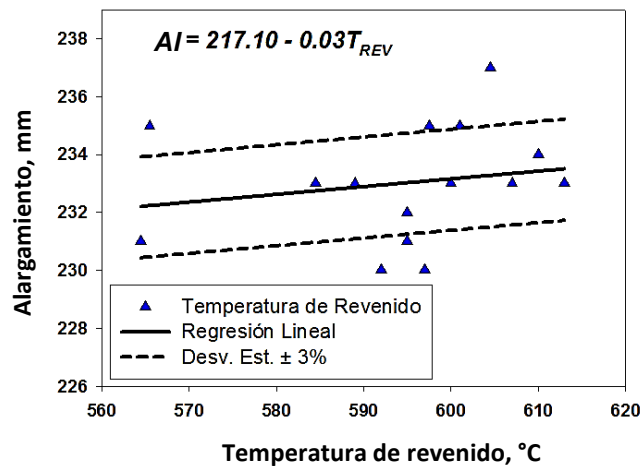


Fig. 7.65.- Efecto de la temperatura de revenido en el alargamiento.



Aunque en la figura 7.65 se observa tenuemente un aumento en el alargamiento a medida que se incrementa la temperatura de revenido, claramente la tendencia no es tan marcada como las presentadas en las figuras 7.62 – 7.64, incluso hay una mayor dispersión de puntos. Esto puede deberse a que el alargamiento en las varillas procesadas por QTB está definida mayormente por las características del núcleo (como se mencionó en la sección 7.2.3) y no por la microestructura martensítica.

Evidentemente en el centro del producto no ocurre ningún tipo recalentamiento o auto - revenido debido a que esta zona se enfría de manera continua hasta temperatura ambiente (ver figura 4.7); a diferencia del anillo externo en el cual si existe un recalentamiento y además esta zona repercute directamente en la resistencia mecánica.

Partiendo del hecho de que en un proceso tipo QTB, la temperatura máxima de revenido no se mantiene constante por un periodo largo de tiempo como en un tratamiento de revenido convencional, Mukherjee *et al.* [18] obtuvieron isotermas experimentales para un acero hipoeutectoide (figura 7.66), empleando tiempos de revenido cortos (5.0 s – 3.0 h) y temperaturas entre 450 y 700 °C, para correlacionar estos dos parámetros con la dureza de la martensita revenida (HV).

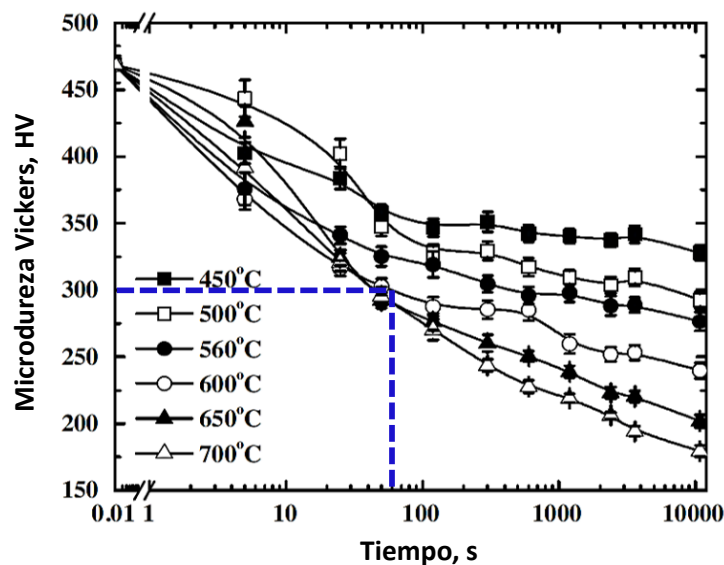


Fig. 7.66.- Isotermas experimentales de Mukherjee para diferentes tiempos y temperaturas de revenido [18].



De las muestras de varilla corrugada analizadas en este estudio, conocemos que la dureza promedio de la martensita revenida del anillo externo es de 300 HV (apartado 7.2.4), mientras que la temperatura de revenido se encuentra alrededor de 600 °C. En la figura 7.66, las líneas azules punteadas correlacionan estas dos características con el tiempo de revenido, el cual está cercano a 80 s, no obstante, este valor se obtuvo bajo condiciones isotérmicas como se ha mencionado previamente.

Tomando en cuenta que el auto – revenido en un proceso tipo QTB es no isotérmico, Mukherjee obtuvo la variación de la temperatura en la superficie para barras de acero de diferente diámetro empleando un modelo propuesto por Kundu *et al.* [26] y mostrada en la figura 7.67; de la cual el punto inicial corresponde al primer incremento de temperatura en la superficie de la varilla al dejar las cámaras de enfriamiento en la etapa de temple.

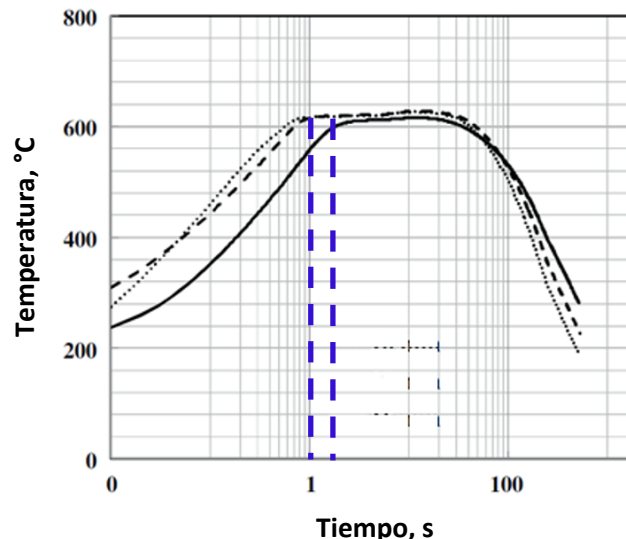


Fig. 7.67.- Variación de la temperatura en la superficie para barras de acero durante auto – revenido no isotérmico [18].

En la figura 7.67 se observa que la temperatura máxima durante el auto - revenido se alcanza aproximadamente 1 s después de que la barra de acero abandona las cajas de agua. Por otro lado, en el apartado 6.1.1 se mencionó que la medición de la temperatura de revenido se lleva a cabo a través de pirómetros láser; estos se encuentran situados aproximadamente a 20 cm de distancia de la salida de



las cámaras de enfriamiento, de tal manera que cuando el dispositivo hace el registro de este parámetro es altamente probable de que se trate de la temperatura máxima de revenido alcanzada en la superficie, ya que ha transcurrido más de 1 s. Adicionalmente se observa que la temperatura máxima estimada por Mukherjee (figura 7.67) y la obtenida en planta (figuras 7.62 – 7.64) son muy similares y se encuentran alrededor de 600 °C.

En la figura 7.67 se observa que el tiempo de auto – revenido se encuentra cercano a 80 s (en este punto la temperatura vuelve a disminuir), el cual es congruente con el señalado en las isotermas mostradas de la figura 7.66 que correlacionan la dureza y temperatura de revenido de las varillas corrugadas procesadas por QTB. Este valor de tiempo es relativamente corto y debido a las características del enfriamiento en aire quiero al abandonar las cajas de agua, es posible que sea similar al obtenido en la planta industrial; aunque desde luego, su valor también depende del diámetro del producto en cuestión ya que como en cualquier proceso de enfriamiento la masa es una variable importante. Indudablemente, para obtener una buena estimación del tiempo de revenido sería necesaria la instrumentación de al menos una muestra de cada diámetro de varilla corrugada para conocer la historia térmica en esta parte del proceso.



7.6.- Transformaciones de fase en acero G42

En este apartado se presentan las microestructuras y la identificación de las temperaturas de transformación en el acero G42 empleado por Gerdau Corsa para la producción de varillas corrugadas cuando es sometido a enfriamientos continuos a diferentes valores de rapidez. Del estudio de dilatometría y las pruebas Jominy se obtuvo la información para este efecto. Es importante destacar que las microestructuras obtenidas en esta sección son diferentes a las obtenidas en las varillas procesadas por QTB debido a que los ciclos térmicos son distintos, es decir, en este caso no existen recalentamientos o auto – revenido; por lo que la finalidad es establecer los componentes microestructurales que pueden formarse en el acero con composición química definida para G42.

7.6.1.- Rapidez de enfriamiento promedio en pruebas dilatómetricas

En la sección 6.2.1.2 se mencionó que para analizar la respuesta microestructural del acero G42 durante las pruebas de dilatometría se emplearon cinco diferentes valores de rapidez de enfriamiento. No obstante, debido a que este parámetro no permanece constante a lo largo de la experimentación, se calculó el valor promedio a partir de las gráficas de rapidez de enfriamiento vs temperatura. En la figura 7.68 se muestra un ejemplo de esta estimación.

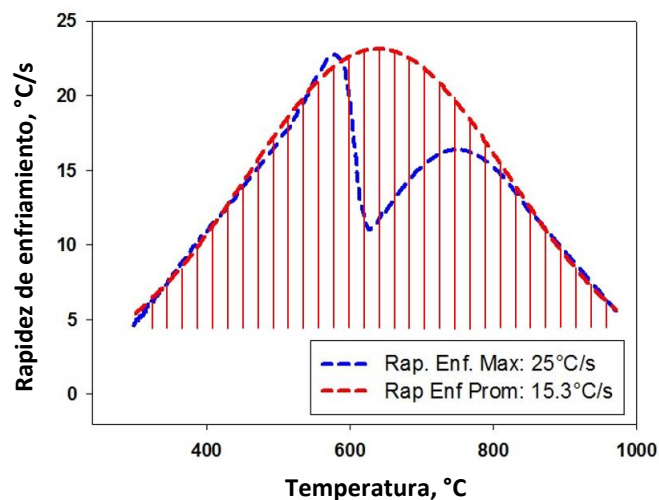


Fig. 7.68.- Cálculo de rapidez de enfriamiento promedio en pruebas dilatómetricas.



De la figura 7.68, la línea punteada azul es la curva de rapidez de enfriamiento obtenida directamente de la prueba dilatométrica; cada uno de los cambios que presenta (incrementos y decrementos) es debido a una transformación de fase como se verá en el apartado 7.6.3. La curva en color rojo es el comportamiento idealizado que tendría el material si no presentará transformación de fase. La rapidez de enfriamiento promedio se calcula obteniendo el área bajo esta última curva a través de la integral definida en los límites de temperatura máxima y mínima (970 y 290 °C, respectivamente). Finalmente, el resultado se divide entre el ΔT del proceso (680 °C). Los valores promedio calculados para cada prueba en orden decreciente son: 300.6, 230.1, 105.5, 15.3 y 5.6 °C/s (Tabla 6.3).

7.6.2.- Microestructuras obtenidas en dilatometría

En este apartado se presenta la microestructura resultante del enfriamiento continuo para cada prueba dilatométrica y se comparan con algunas reportadas en la literatura. En la figura 7.69 se muestran las metalografías obtenidas en MO de las muestras cuya rapidez promedio es de 300.6 y 230.1 °C/s, ambas comparten características similares. En la figura 7.70 se observa una comparación en MEB con la estructura reportada por Zhang [11] para acero hipoeutectoide.

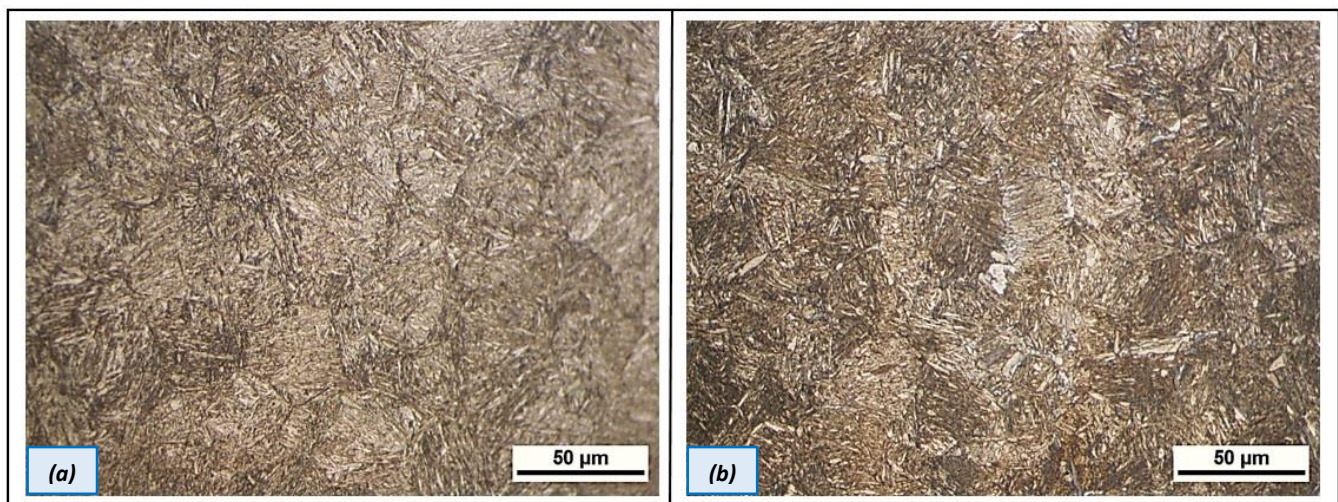


Fig. 7.69.- Microestructura obtenida en dilatometría. (a) 300.6 °C/s, (b) 230.1 °C/s.

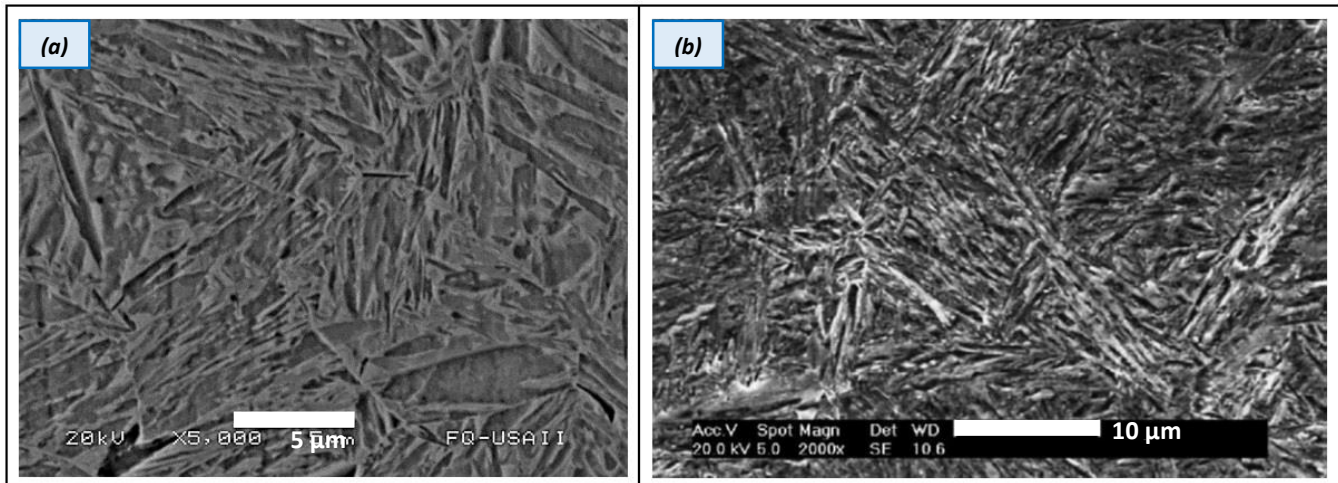


Fig. 7.70.- Microestructura en MEB (a) dilatometría 300.6 °C/s, (b) martensita templada Zhang [11].

Claramente la microestructura obtenida en dilatometría a 300.6 y 230.1 °C/s (figuras 7.69 y 7.70a) son muy similares a la que reporta Zhang [11] (figura 7.70b) como martensita de listón (típica de los aceros con contenido de carbono entre 0.2 y 0.6 % en peso) con pequeñas cantidades de carburos debido al efecto de la austenita retenida después de un tratamiento de temple. Esta estructura es consistente con la alta rapidez de enfriamiento empleada en ambas pruebas dilatómetricas. En la figura 7.71 se presentan las micrografías de las muestras enfriadas a 105.5 y 15.3 °C/s.

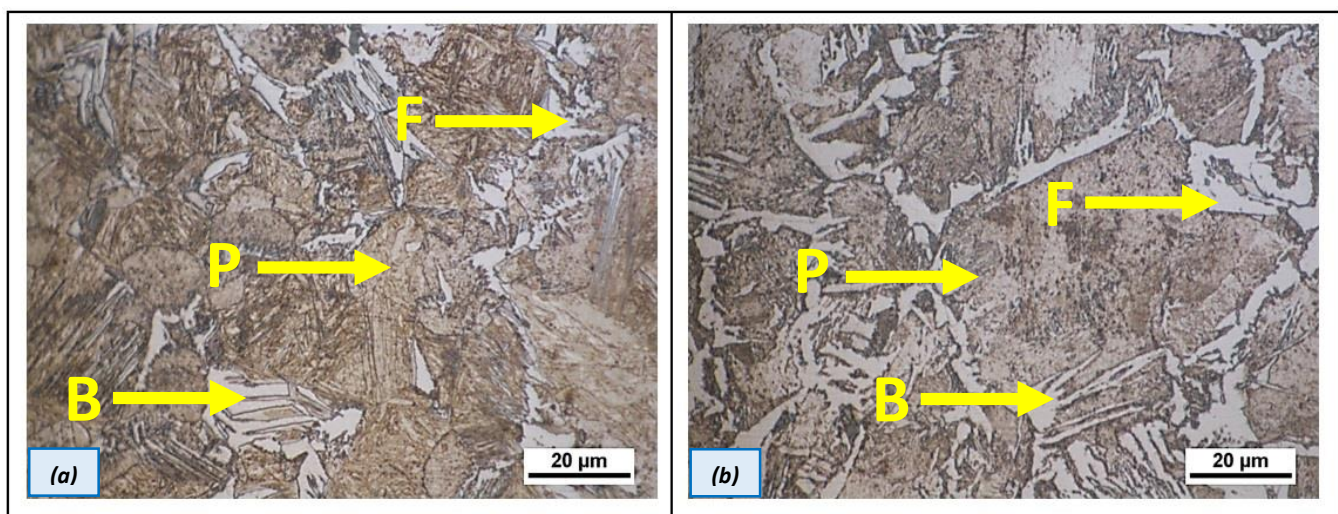


Fig. 7.71.- Microestructura obtenida en dilatometría. (a) 105.5 °C/s, (b) 15.3 °C/s. (F) Ferrita, (P) perlita, (B) bainita.



En la figura 7.71, aparentemente la microestructura de ambas muestras está constituida por ferrita, perlita y lo que parecen ser estructuras bainíticas, o bien, de ferrita acicular. Aunque, como se mencionó en la sección 4.1.2 algunos autores [7] clasifican a la bainita como acicular debido a su morfología en punta. En la figura 7.72 se presenta una imagen obtenida en MEB a las estructuras aciculares de la muestra a 15.3 °C/s y en la 7.73 una estructura bainítica obtenida por enfriamiento continuo de un acero hipoeutectoide reportada en ASM Metals Handbook Vol. 9 [10].

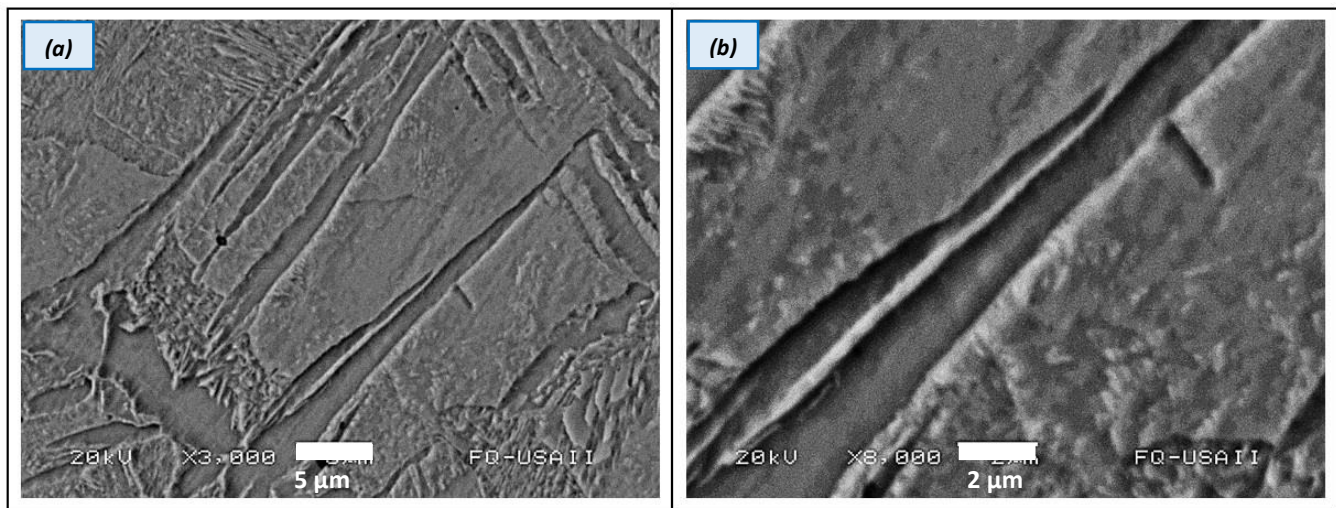


Fig. 7.72.- Estructura acicular obtenida en dilatometría (15.3 °C/s). (a) 3000x, (b) 8000x.

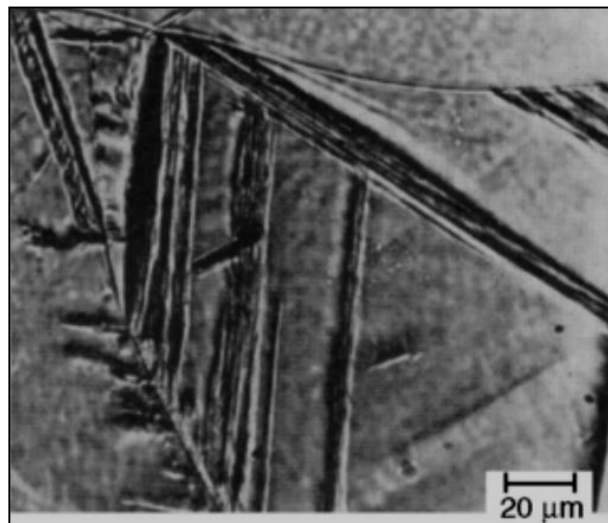


Fig. 7.73.- Estructura de bainita superior en acero hipoeutectoide [10].



Comparando las figuras 7.72 y 7.73, es evidente la morfología acicular obtenida en las pruebas dilatométricas. Adicionalmente en la figura 7.72b se observan partículas discretas en zonas adyacentes a la estructura acicular que pudieran ser carburos. Por esta razón, es probable que la estructura formada bajo estas condiciones en el acero G42 sea de tipo bainítica clase 2 (ver sección 4.1.2), la cual está constituida por ferrita acicular asociada con partículas de cementita.

Por último, en la figura 7.74 se presenta la microestructura obtenida en la muestra enfriada a 5.6 °C/s, la cual, claramente es ferrítico – perlítica debido a la baja rapidez de enfriamiento con que fue tratada. La formación de los componentes microestructurales mostrados hasta ahora en la presente sección, serán corroboradas mediante la identificación de las temperaturas de transformación en el siguiente apartado.

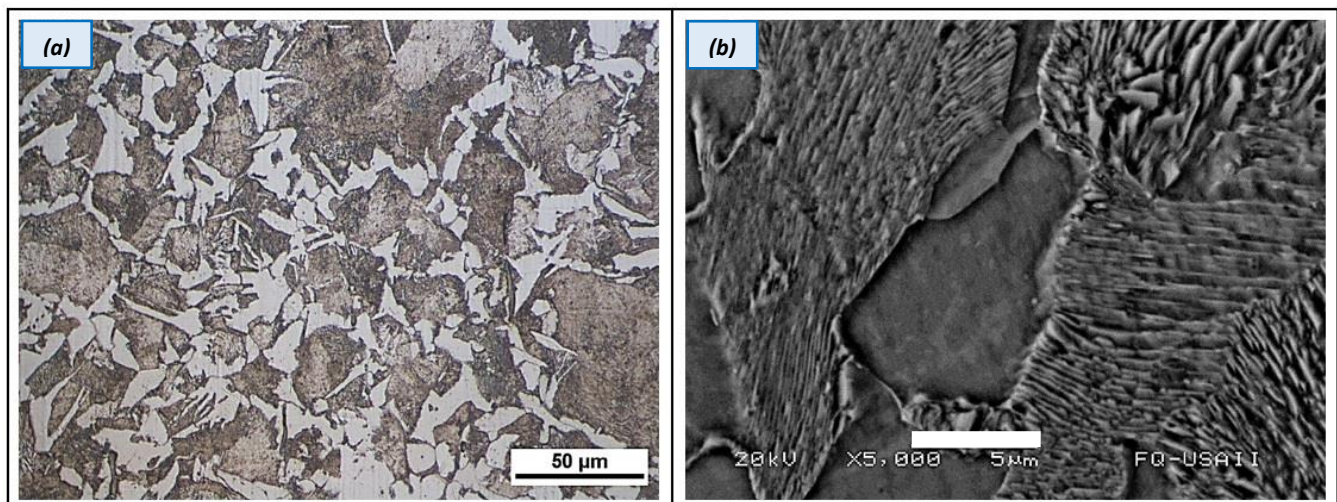


Fig. 7.74.- Microestructura obtenida en dilatometría (5.6 °C/s). (a) MO, (b) MEB.

7.6.3.- Temperaturas de transformación

Se presentan las curvas de rapidez de enfriamiento de las cinco pruebas dilatométricas y de las dos pruebas Jominy en la posición del termopar 2 (31.75 mm de la base). Cada uno de los puntos indicados dentro de las gráficas corresponden a una transformación de fase. La finalidad es validar las microestructuras descritas en el apartado anterior identificando sus respectivas temperaturas críticas de transformación.



En las figuras 7.75 y 7.76 se muestran las temperaturas de transformación de las muestras enfriadas a 300.6 y 230.1 °C/s, respectivamente. De acuerdo a la figura 7.69 ambas tienen características microestructurales similares.

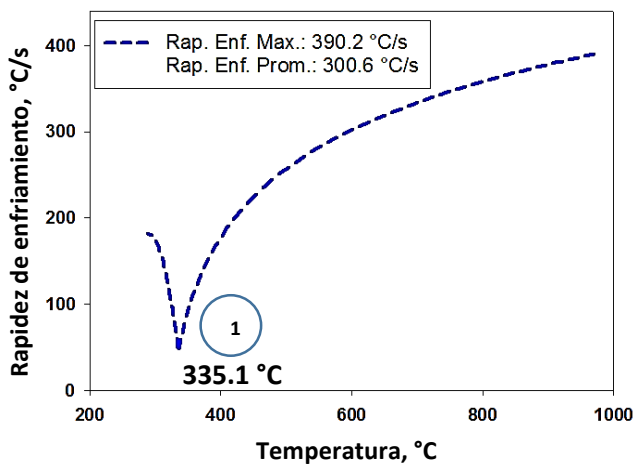


Fig. 7.75.- Curva de rapidez de enfriamiento (300.6 °C/s).

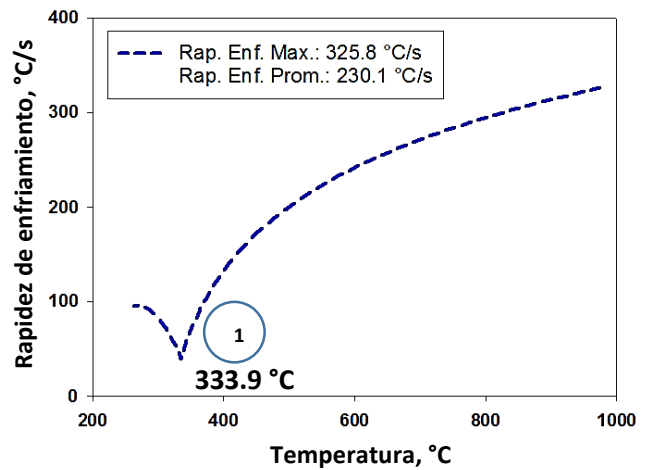


Fig. 7.76.- Curva de rapidez de enfriamiento (230.1 °C/s).

Se observa que la tendencia en ambas pruebas (figs. 7.75 y 7.76) es muy similar. De acuerdo con lo reportado C. García *et al.* [21], este tipo de comportamiento es típico de la transformación martensítica, por lo que las temperaturas encontradas en ambos gráficos corresponde al inicio de esta transformación (M_s). Nótese que ambos valores son prácticamente constantes (335.1 y 333.9 °C), esto es porque la rapidez de enfriamiento no afecta la temperatura M_s , el cual para aceros hipoeutectoides se encuentra entre 250 y 380 °C [52]. Las microestructuras mostradas en las figuras 7.69 y 7.70 son consistentes con las curvas de esta transformación.

En las figuras 7.77 y 7.78 se identifican las temperaturas de transformación de las muestras cuya rapidez de enfriamiento promedio es 105.5 y 15.3 °C/s. Debido a que su microestructura posee más de un componente (como se observó en la figura 7.71), el comportamiento de las curvas de rapidez de enfriamiento es distinto y existe más de un punto de transformación.

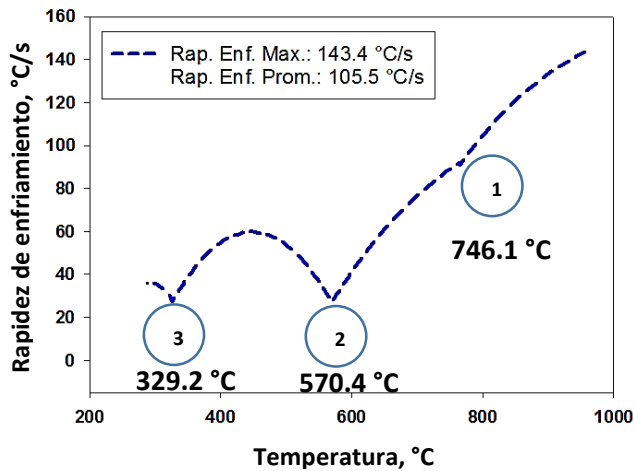


Fig. 7.77.- Curva de rapidez de enfriamiento (105.5 °C/s).

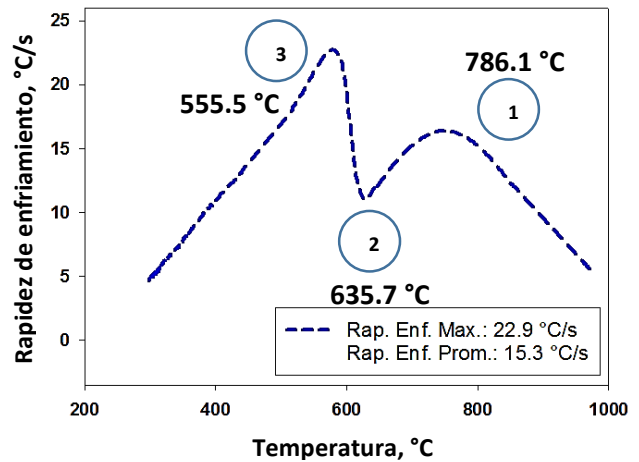


Fig. 7.78.- Curva de rapidez de enfriamiento (15.3 °C/s).

En la figura 7.77, el punto 3 corresponde a la temperatura M_s (329.2 °C), ya que su valor es similar a los obtenidos en 7.75 y 7.76. El rango de temperaturas para la transformación ferrítico-perlítica puede variar dependiendo del contenido de carbono y la rapidez de enfriamiento. Por lo regular para aceros hipoeutectoides, este intervalo puede estar entre 500 y 800 °C [53]. Por otro lado, la transformación bainítica en ocasiones puede traslaparse con la perlítica, pero en general es aceptado que la bainita inferior puede formarse entre 250 y 400 °C y la superior de 400 a 550 °C [7]. Con esto se puede establecer que el punto 1 de la figura 7.77 corresponde a la temperatura de inicio de la transformación ferrítico – perlítica (746.1 °C); el punto 2 representa el fin de esta transformación e inicio de la bainítica (570.4 °C), la cual finaliza hasta alcanzar el punto 3 para la formación martensítica.

Respecto a la figura 7.78, el punto 1 es el inicio de la transformación ferrítico – perlítica (786.1 °C), la cual termina en el punto 2 (635.7 °C) y empieza la formación de bainita que concluye en el punto 3 (555.5 °C). En este caso no existe la formación de martensita. Las temperaturas obtenidas en las figuras 7.76 y 7.77 son consistentes con las microestructuras resultantes de cada prueba y presentadas en las imágenes 7.71 y 7.72.



Adicionalmente, en la prueba cuya rapidez de enfriamiento promedio fue de 15.3 °C/s (figura 7.78), se obtuvo la curva dilatométrica (Δr vs T), en la cual se observa un cambio en la dimensión radial en el intervalo de temperatura de 635.7 a 555.5 °C; con lo establecido anteriormente este rango corresponde a la transformación bainítica. La determinación de temperaturas se realizó siguiendo el método empleado por B. Hernández *et al.* [60] y se muestra en la figura 7.79.

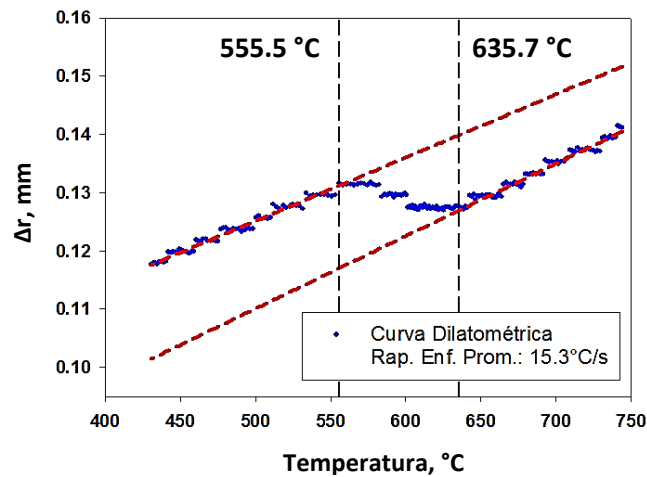


Fig. 7.79.- Curva dilatométrica. Rapidez de enfriamiento promedio 15.3 °C/s

En la figura 7.80 se muestran las temperaturas de transformación de la última prueba dilatométrica con rapidez de enfriamiento promedio de 5.6 °C/s. El punto 1 corresponde a la temperatura de inicio de la transformación ferrítico – perlítica (795.6 °C) y el punto 2 al final de la misma (644.9 °C). Ambas temperaturas son congruentes con el intervalo establecido para esta transformación y con la microestructura obtenida en la muestra, presentada en la figura 7.74.

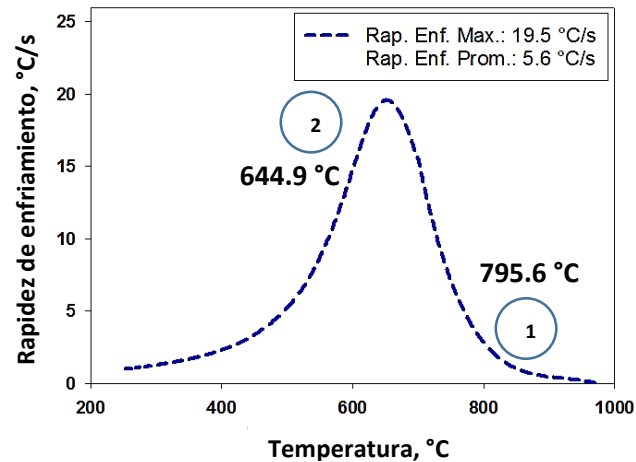


Fig. 7.80.- Curva de rapidez de enfriamiento (5.6 °C/s).

En las figuras 7.77, 7.78 y 7.80, se ha establecido que la transformación ferrítica y perlítica comparten el mismo rango de temperaturas; esto realmente no es así ya que como se ha mencionado anteriormente la ferrita proeutectoide es el primer componente en formarse. La primera reacción que ocurre es la descomposición de la austenita en ferrita y austenita retenida ($\gamma \rightarrow \alpha + \gamma'$), y la segunda es la transformación perlítica ($\gamma' \rightarrow P$). Sin embargo, en los estudios dilatométricos a menudo ocurre que el inicio de la transformación perlítica no es tan fácil de identificar, lo cual no es debido a la falta de resolución de los dispositivos sino a un enmascaramiento de las reacciones individuales por el crecimiento continuo de la otra fase [21]. Para poder detectar el inicio de la transformación perlítica es necesario hacer experimentos de enfriamientos interrumpidos seguido de una examinación metalográfica.

Por último, en las figuras 7.81 y 7.82 se presentan las curvas de rapidez de enfriamiento de las dos pruebas Jominy en la posición del termopar 2 y cuyas microestructuras se mostraron en la figura 7.59, las cuales aparentemente están constituidas principalmente por ferrita, perlita y algunas estructuras de bainita acicular. Mediante las temperaturas de transformación se corrobora la formación de estos componentes.

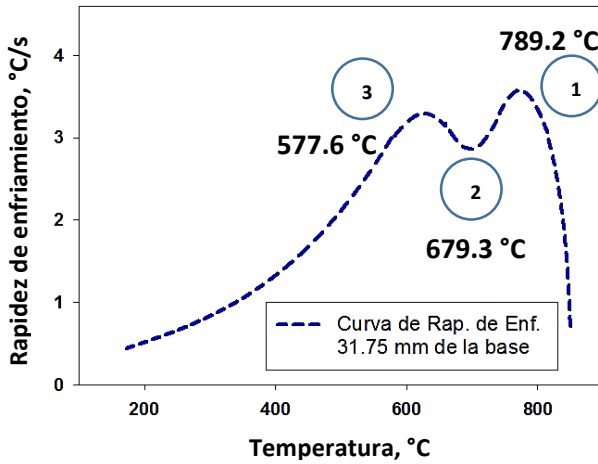


Fig. 7.81.- Curva de rapidez de enfriamiento probeta Jominy (TA = 850 °C).

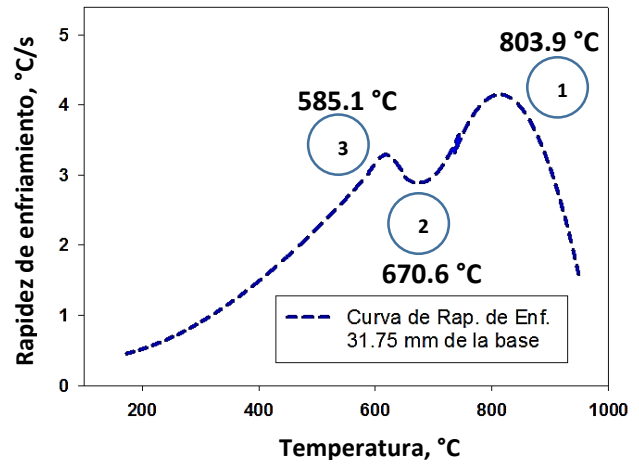


Fig. 7.82.- Curva de rapidez de enfriamiento probeta Jominy (TA = 950 °C).

En las figuras 7.81 y 7.82, los puntos 1 representan el inicio de la transformación ferrítico perlítica, los puntos 2 son el final de la misma e inicio de la bainítica, la cual finaliza hasta alcanzar el punto 3. Estas temperaturas son consistentes con las características microestructurales de cada muestra (figura 7.59) y además son parecidas a las obtenidas en las pruebas dilatométricas. Con la identificación de las temperaturas de transformación presentadas en este apartado se construyó un bosquejo de diagrama de enfriamiento continuo para el acero G42.

7.6.4.- Bosquejo de diagrama CCT para acero G42

Las temperaturas de transformación presentadas en el apartado anterior se indicaron sobre las curvas de enfriamiento (T vs t) de cada una de las pruebas dilatométricas con la finalidad de obtener un bosquejo de diagrama CCT (*Continuous Cooling Transformation*) en escala logarítmica; en el que se muestran las zonas en las que ocurren transformaciones de fase en el acero G42 (figura 7.83). En la parte inferior de cada curva se observan los valores de dureza en escala Vickers (HV) y Rockwell C (HRC), que corresponden con las durezas promedio obtenidas en las muestras sometidas a enfriamiento continuo en el estudio de dilatometría.

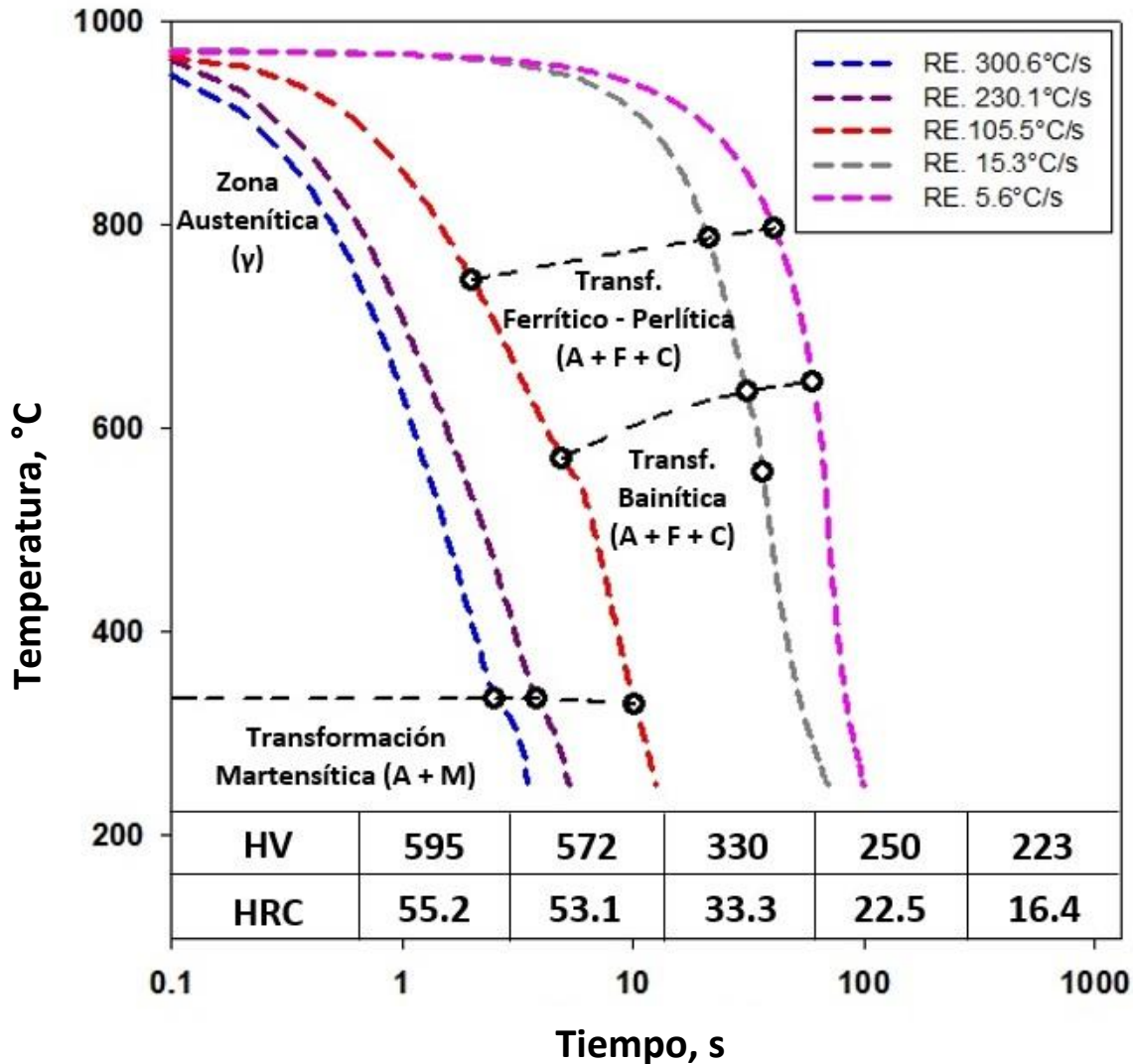


Fig. 7.83.- Diagrama de enfriamiento continuo (CCT) acero G42.

En el diagrama mostrado en la figura 7.83 se identifica la temperatura de inicio para la transformación martensítica (M_s), la cual se encuentra alrededor de 330 °C. Esta es la temperatura (o inferiores) que debe ser alcanzada en la superficie de la varilla corrugada dentro de las cámaras de agua del proceso QTB durante el enfriamiento para la formación del anillo externo de martensita. Al terminar el proceso de temple, inmediatamente ocurre el recalentamiento desde la temperatura M_s hasta la máxima de revenido; esta se encuentra alrededor de 600 °C (sección 7.5).



También se observa que con la composición química del acero G42 es factible que ocurra la transformación bainítica, ya que ocupa una zona relativamente amplia dentro del diagrama CCT, entre la región martensítica y la ferrítico – perlítica. Por esta razón, es altamente probable que dentro de la combinación microestructural de las varillas corrugadas procesadas por QTB existan estructuras bainíticas, específicamente en el anillo intermedio debido a que esta zona experimenta una rapidez de enfriamiento menor a la del externo pero superior a la del núcleo.

Existe un hueco importante entre la curva de enfriamiento de 105.5 °C/s y 15.3 °C/s, por esta razón la zona de transformación bainítica no se encuentra completamente definida. Para poder delimitar esta parte del diagrama sería necesario realizar más pruebas entre esos valores de rapidez de enfriamiento. No obstante, con este estudio queda comprobada la formación de las microestructuras descritas en la sección 7.1 para las varillas corrugadas procesadas mediante QTB.



8.- Resumen de resultados

- La microestructura de las varillas corrugadas de acero G42 procesadas mediante QTB está conformada por tres zonas anulares dispuestas radialmente: anillo externo de martensita de listón revenida, anillo intermedio o de transición compuesto de ferrita, perlita y algunas estructuras bainíticas; y el núcleo constituido de ferrita proeutectoide y perlita.
- Las propiedades mecánicas finales del material están vinculadas con las características de las zonas microestructurales. El espesor de anillo externo influye en la resistencia mecánica: esfuerzo máximo y límite de elasticidad; mientras que las características del núcleo, principalmente el porcentaje de ferrita y perlita, inciden en el alargamiento. De igual manera, la dureza global de la varilla (apartado 7.2.4) se correlaciona bien con la resistencia mecánica.
- La adición de elementos que incrementan el porcentaje de carbono equivalente (e.g. carbono y cromo), aumentan el valor del cociente EM/LE.
- La adición de elementos como carbono y cromo (sección 7.3), ocasionan cambios microestructurales en la varilla corrugada, principalmente aumentan en contenido de perlita en el núcleo y modifican la proporción de las zonas anulares. En el caso específico del cromo se ha visto que aparentemente impide la formación del anillo intermedio.
- Los principales factores que determinan el porcentaje de perlita en el núcleo de las varillas corrugadas son la composición química de la aleación (presencia de elementos promotores de carburos e.g. cromo), la temperatura de austenización y la rapidez de enfriamiento; de este último no se obtuvo evidencia comprobable en este trabajo.
- La temperatura máxima de revenido también se correlaciona bien con la resistencia mecánica ya que tiene influencia sobre la estructura martensítica formada en el anillo externo de las varillas corrugadas. Por el contrario, este parámetro parece no repercutir significativamente en el alargamiento del producto.
- A través del bosquejo de diagrama CCT para el acero G42, se ha encontrado que la temperatura de transformación martensítica M_s se encuentra alrededor de 330 °C. Adicionalmente, se comprobó que con la composición química típica de este acero es factible que ocurra la transformación bainítica durante el enfriamiento continuo.



9.- Conclusiones

- En este estudio se ha conseguido caracterizar parcialmente las microestructuras resultantes de la aplicación del proceso QTB en varillas corrugadas de acero con composición química definida en planta para G42 mediante técnicas de MO, MEB y microdureza. A través del estudio de dilatometría se validó la formación de los componentes microestructurales y se obtuvieron las temperaturas de transformación de los mismos.
- A partir de la obtención de las correlaciones empíricas que vinculan las características microestructurales de las varillas corrugadas G42 con las propiedades mecánicas: esfuerzo máximo, límite de elasticidad y alargamiento, principalmente; se han definido los aspectos microestructurales que influyen en las propiedades resultantes del producto.
- Se ha determinado que las temperaturas de entrada y de salida en las cámaras de enfriamiento del proceso QTB (temperatura de austenización y de revenido, respectivamente) tienen influencia en las características microestructurales del producto y por lo tanto es importante controlarlas adecuadamente. Sin embargo, para obtener información más confiable que relacione la historia térmica con las características microestructurales es necesario instrumentar al menos una varilla de cada diámetro en planta a lo largo del proceso.
- Adicionalmente se ha establecido que las propiedades mecánicas resultantes en varilla corrugada al aplicar el proceso QTB pueden modificarse significativamente cuando existen variaciones en la composición química de la aleación. Por ello es importante profundizar en el estudio microestructural del acero variando la cantidad de aleantes, ya que esto puede permitir el desarrollo de nuevos productos.
- El método desarrollado en este trabajo para la medición y cuantificación de zonas microestructurales puede ser incorporado en planta para el estudio y mejora de productos, desarrollo de nuevos grados de acero, así como parámetro de inspección de calidad.



10.- Trabajo a futuro

El presente trabajo se ha enfocado al estudio microestructural de las varillas corrugadas procesadas mediante QTB para una composición química determinada para grado 42. Sin embargo, se ha comprobado que las modificaciones en la cantidad de aleantes producen variaciones en las características microestructurales y mecánicas del producto. Por esto, sería de interés analizar el efecto que tiene la aplicación de QTB sobre distintas composiciones de varilla corrugada.

También es importante desarrollar un análisis del efecto de los parámetros térmicos operacionales en planta sobre las características microestructurales del producto; por ejemplo, en el espesor del anillo externo de martensita revenida. En la ecuación 4.12 (ahora 10.1) de la sección 4.2.2 se mostró la condición de frontera en la superficie para una barra cilíndrica enfriada en dirección radial.

$$t > 0, r = r_0, \quad -k \frac{\delta T}{\delta r} = h_{\sigma v}(T_0 - T_S) \quad (4.3), (10.1)$$

$$h_{\sigma v} = h_c + h_r \quad (10.2)$$

En la ecuación 10.1, $h_{\sigma v}$ es un coeficiente global que toma en cuenta la transferencia de calor por convección y radiación (ecuación 10.2). De acuerdo a R. Morales *et al.* [61], los valores de h_r y h_c en un sistema de enfriamiento rápido (como es el caso de la etapa de temple del proceso QTB) pueden calcularse mediante las siguientes expresiones:

$$h_r = \left(\left(\frac{T_s + 273}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_o + 273}{100} \right)^4 \right) / (T_s - T_o) \quad (10.3)$$

$$h_c = \left(\frac{H_V \rho g (\rho_1 - \rho) k^3}{\mu (T_s - T_{sat}) D} \right)^{1/4} \quad (10.4)$$

Dónde:

T_s – temperatura en la superficie de la barra (a la entrada de las cámaras de agua de QTB) (°C),

T_o - temperatura del fluido de enfriamiento (°C),

D – diámetro de la barra de acero (m),



T_{sat} – temperatura de ebullición del agua (°C),

k – conductividad térmica del acero (W/m°C),

ρ_1 – densidad del acero (kg/m³),

ρ – densidad del vapor de agua* (kg/m³),

H_v – calor de vaporización del agua* (J/kg),

μ – viscosidad dinámica del vapor de agua* (kg/ms).

Los parámetros marcados con (*) son calculados a partir de funciones dependientes de la temperatura reportadas por Morales *et al.* [62] y mostradas en el apéndice A8. Respecto a la conductividad térmica del acero, existen valores de esta propiedad en función de la temperatura [63] para aceros con diferente contenido de carbono (0.10, 0.50, 1.0 y 1.5% en peso). Con esto es posible hacer una aproximación gráfica del valor de conductividad térmica para un acero con 0.38% C, que es la composición promedio de este elemento en las varillas corrugadas G42 (ver figura 10.1).

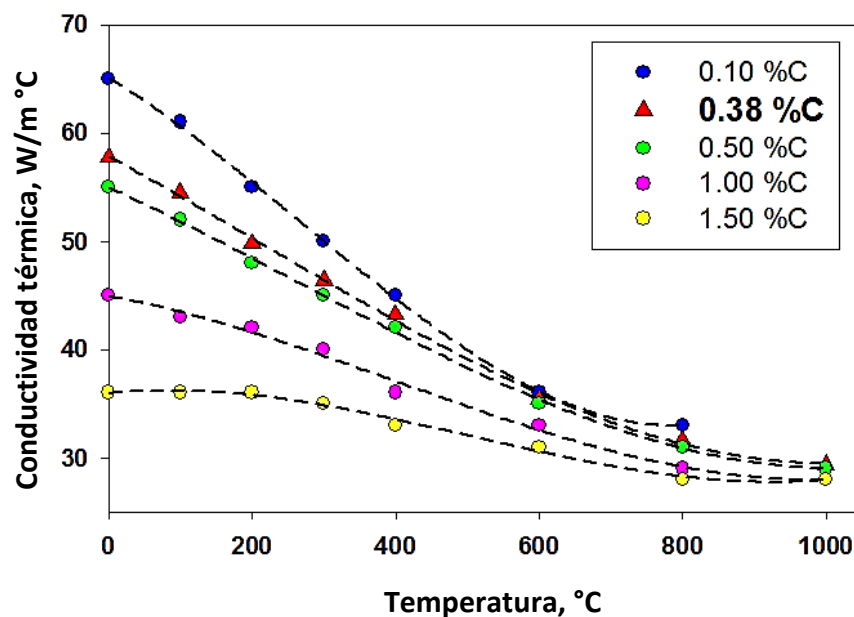


Fig. 10.1.- Conductividad térmica en aceros al carbono.



Por otro lado, en la resolución de la ecuación de conducción de calor para un cilindro infinitamente largo en el que ocurre transferencia de calor en dirección radial y se puede despreciar la existente en dirección axial (como es el caso de una varilla), se obtiene la siguiente expresión:

$$q_k = -2\pi kl \frac{(T_s - T_f)}{\ln\left(\frac{r}{r_i}\right)} \quad (10.5)$$

Dónde:

T_s – temperatura en la superficie de la barra (a la entrada de las cámaras de agua de QTB) (°C),

T_f – temperatura final alcanzada durante el temple (°C),

r – radio de la barra de acero (m),

r_i – radio interno de la barra sin considerar el espesor templado ($r - \Delta r_{\text{temple}}$).

En el caso del proceso QTB, T_f puede ser considerada en 330 °C, ya que es la que se obtuvo del estudio de dilatometría para alcanzar la transformación martensítica en el acero G42. Sustituyendo la ecuación 10.5 en la condición de frontera de la superficie (ecuación 10.1) y despejando r_i , resulta la siguiente expresión:

$$r_i = r * \exp\left(-\frac{k(T_s - T_f)}{h_{ov}r(T_s - T_o)}\right) \quad (10.6)$$

Por lo que el espesor templado (Δr_{temple}) puede calcularse como:

$$\Delta r_{\text{temple}} = r - r_i \quad (10.7)$$

En la Tabla 10.1 se muestra el valor de espesor templado o de anillo externo calculado mediante la ecuación 10.7 para cada diámetro de varilla corrugada, haciendo las consideraciones descritas en la presente sección y variando el coeficiente de transferencia de calor $h_{ov} \pm 10\%$ ($h_{ov} * 1.1$ y $h_{ov} * 0.9$). También se muestra el rango de espesores obtenidos en planta para comparación.

**Tabla 10.1.-** Espesores templados o de anillo externo obtenidos en planta y calculados.

Diámetro de varilla corrugada	Muestras	Espesor templado anillo externo obtenido en planta	Espesor templado anillo externo calculado ($h_{ov} * 1.1$)	Espesor templado anillo externo calculado ($h_{ov} * 1.0$)	Espesor templado anillo externo calculado ($h_{ov} * 0.9$)
mm		mm	mm	mm	mm
9.53	GC-AX	0.403 - 0.587	0.656	0.717	0.789
12.70	GC-BX	0.691 - 0.792	0.741	0.810	0.893
15.88	GC-CX	0.729 - 0.838	0.818	0.895	0.989
19.05	GC-DX	0.966 - 1.162	0.921	1.008	1.113

En la Tabla 10.1 se observa que los espesores calculados son relativamente similares a los obtenidos en planta únicamente para las varillas de 19.05 mm de diámetro. Para el resto la desviación es bastante notoria. De hecho, a medida que el diámetro de las muestras es menor, el espesor calculado se aleja más del valor real. Esto hace evidente la necesidad de obtener parámetros térmicos más fiables realizando mediciones directamente en el proceso productivo a través de la instrumentación con termopares en al menos una varilla de cada diámetro para capturar la historia térmica durante el enfriamiento, de lo contrario es difícil obtener una buena estimación. No obstante, la presente sección se establece únicamente con la finalidad de definir el posible rumbo a seguir para el estudio de las varillas corrugadas de acero procesadas por QTB.



11.- Referencias

- [1] CANACERO, *Infografía de la Industria del Acero en México*, Cámara Nacional de la Industria del Hierro y del Acero, (2017).
- [2] ALACERO, *América Latina en Cifras 2017*, Asociación Latinoamericana del Acero, (2017).
- [3] J. Nikolau, G. Papadimitrou, *Microstructures and mechanical properties after heating of reinforcing 500 MPa class weldable steels produced by various processes (Tempcore, microalloyed with vanadium and work-hardened)*, Construction and Building Materials 18, 243-254 (2004).
- [4] Canacero.org.mx - GERDAU CORSA, <http://www.canacero.org.mx/Es/gerdau-corsa.html>, consultada 17 - septiembre - 2017.
- [5] Norma Mexicana, *NMX-B506-CANACERO-2011*, Industria Siderúrgica - Varilla Corrugada de Acero para Refuerzo de Concreto - Especificaciones y Métodos de Prueba, CANACERO, (2011).
- [6] Norma Mexicana, *NMX-B457-CANACERO-2013*, Industria Siderúrgica - Varilla Corrugada de Acero de Baja Aleación para Refuerzo de Concreto - Especificaciones y Métodos de Prueba, CANACERO, (2013).
- [7] Metals Handbook Desk Edition, J.R. Davis, Editor. *Structure/Property Relationships in Iron and Steels*. ASM International, p 153-173. (1998).
- [8] F. B. Pickering, *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, Applied Science Publishers LTD, Great Britain, p 89 – 107. (1978).
- [9] G. E. Totten, *Steel Heat Treatment Handbook*. Taylor & Francis Group. Second edition. (2006).
- [10] ASM Handbook, vol. 9. *Metallography and Microstructures*. ASM International. p 165 - 178, 180 - 193 (2004).
- [11] Zhang, Zhanping & Delagnes, Denis & Bernhart, Gerard. *Microstructure evolution of hot-work tool steels during tempering and definition of a kinetic law based on hardness measurements*. Materials Science and Engineering A-structural Materials Properties Microstructure and Processing - MATER SCI ENG A-STRUCT MATER. 380. 222-230. (2004).
- [12] K.E. Thelning. *Steel and its heat treatment*. Butterworth - Heinemann, second edition, India, (1984).
- [13] D. Grinberg, *Tratamientos Térmicos de Aceros y sus Prácticas de Laboratorio*, Editorial Limusa, México, p 77 – 78. (1986).
- [14] Bodin, J & Segerberg, S. *Measurement and evaluation of the power of quenching media for hardening*. 20. 15-23. (1993).
- [15] Totten, George & E. Dakins, M & W. Heins, R. *Cooling curve analysis of synthetic quenchants—A historical perspective*. Journal of Heat Treating. 6. 87-95. (1988).



- [16] J.F. Noville, *TEMPCORE, the most convenient process to produce low cost high strength rebars from 8 to 75 mm*, Centre for Research in Metallurgy, Liege, Belgium, (2015).
- [17] Réti, Tamás & Gergely, M & Tardy, P. *Mathematical treatment of non-isothermal transformations*. Materials Science and Technology. 3. 365-371. (1987).
- [18] Mukherjee, Monideepa & Dutta, Chaitali & Haldar, Arunansu. *Prediction of hardness of the tempered martensitic rim of TMT rebars*. Materials Science and Engineering: A. 543. 35–43. (2012).
- [19] Sinha, A.K. *Ferrous Physical Metallurgy*. Chapter 12 Tempering, p 523 - 545. United States (1989).
- [20] A. Grange, R & R. Hribal, C & F. Porter, L. *Hardness of tempered martensite in C and low-alloy steels*. Metallurgical and Materials Transactions A. 8. 1775-1785. (1977).
- [21] C. García de Andrés, F.G. Caballero, C. Capdevila, L.F. Álvarez, *Application of dilatometric analysis to the study of solid–solid phase transformations in steels*, In Materials Characterization, Volume 48, Issue 1. Pages 101-111. (2002)
- [22] D. San Martín, P.E.J. Rivera-Díaz-del-Castillo, C. García-de-Andrés, *In situ study of austenite formation by dilatometry in a low carbon microalloyed steel*, In Scripta Materialia, Volume 58. Pages 926-929. (2008).
- [23] López Martínez, Edgar & Hernández-Morales, B & Solorio-Díaz, Gildardo & Hernández, Hector Javier & Vázquez-Gómez, Octavio & Garnica, Pedro. *Prediction of hardness profiles in medium and low carbon steel Jominy probes*. Revista mexicana de ingeniería química. 12. 609-619. (2013).
- [24] M. Cimolino, E. Mansutti & F. Toschi, *Sistema de Control Estructural para QT B Manual Funcional y Operacional*, Documento Siderúrgica Tultitlán (2010).
- [25] Mukhopadhyay, A & Galasso, L.M. & Ena, M & Buzzi, G. *QT B plus: Better control for mechanical properties of quenched and tempered bars*. 2. 699-712, (2009).
- [26] Kundu, Saurabh & Mukhopadhyay, Ananya & Chatterjee, Sudin & Chandra, Sanjay. *Modelling of Microstructure and Heat Transfer during Controlled Cooling of Low Carbon Wire Rod*. Isij International - ISIJ INT. 44. 1217-1223 (2004)
- [27] A. Mukhopadhyay & L. Galasso. *New technology for production of high quality long products: implementation experience*. Tecnol. Metal. Mater. Miner. Sao Paulo, v.8, 230-236 (2011).
- [28] E. Mansutti, G. Luvara, C. Fabbro & N. Redolfi. *Microstructural characterization and production of high yield strength rebar*. Danielli & C. Off Meccaniche, Butrio. n.4. (2015).
- [29] G. Mancera & M. Noguez, *Principios de Microscopía Electrónica de Barrido y Microanálisis por Rayos-X Característicos*. UNAM, Facultad de Química, México, p 97, (2009).



- [30] ASTM E112, *Standard Test Methods for Determining Average Grain Size*, ASTM International, Book of Standards Volume 03.01. (2004).
- [31] ASTM E415, *Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry*, ASTM International, Book of Standards Volume 03.05. (2004).
- [32] ASTM E-8, *Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials*, ASTM International, Book of Standards Volume 03.01. (2004).
- [33] ASTM A370, *Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products*, ASTM International, Book of Standards Volume 01.03. (2004).
- [34] W. Callister. *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales*. Reverté. México, P 126, 127, 788 (2007).
- [35] ASTM E384, *Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials*, ASTM International, Book of Standards Volume 03.01. (2004).
- [36] ASTM E92, *Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials*, ASTM International, Book of Standards Volume 03.01. (2004).
- [37] A. L. Brito, *Microindentation Hardness Testing*. UFF/EEIMVR, Brazil.
- [38] ASTM E831, *Standard Test Method for Linear Thermal Expansion of Solid Materials by Thermomechanical Analysis*, ASTM International, Book of Standards Volume 14.05. (2004).
- [39] ASTM E228, *Standard Test Method for Linear Thermal Expansion of Solid Materials with a Push-Rod Dilatometer*, ASTM International, Book of Standards Volume 14.05. (2004).
- [40] ASTM A255, *Standard Test Methods for Determining Hardenability of Steel*, ASTM International, Book of Standards Volume 01.05. (2004).
- [41] Yurioka, Nobutaka. *Advances in Physical Metallurgy and Processing of Steels. Physical Metallurgy of Steel Weldability*. Isij International - ISIJ INT. 41. 566-570. (2001).
- [42] D. R. Gaskell, *An Introduction to Transport Phenomena in Materials Engineering*. Momentum Press, second edition, United States, P 620 – 622, (2012).
- [43] Kuyucak, Selcuk & Newcombe, P & Bruno, P & Grozdanich, R & Looney, G. *Quench time measurement as a process control tool, part II*. Heat Treating Progress. 5. 42-44 (2005).
- [44] S. Kang & S. Lee, *Prediction of tempered martensite incorporating the composition-dependent tempering parameter in low alloy steels*. Materials Transactions, Vol. 55, No. 7, p 1069 - 1072. (2014).
- [45] H.S. Hasan, M.J. Peet & H.K. Bhadeshia, *Severe tempering of bainite generated at low transformation temperatures*, International Journal of Materials Research 103 (2012).



- [46] D.R. Johnson & W.T Becker, *Toughness of tempered upper and lower bainitic microstructures in a 4150 steel*, Journal of Materials Engineering and Performance, p 55 - 264. (1993).
- [47] D.A. Porter, K. E. Easterling, *Phase Transformations in Metals and Alloys*, Van Nostrand Reinhold Company, Great Britain, p 337 – 346. (1981).
- [48] Z.Q. Liu, G. Miyamoto, Z.G. Yang & T. Furuhashi, *Volume fractions of proeutectoid ferrite/pearlite and their dependence on prior austenite grain size in hypoeutectoid Fe-Mn-C Alloys*. The minerals, metals & materials society, (2013).
- [49] M. Aranda, María & Kim, Bij-Na & Rementeria, Rosalia & Capdevila, Carlos & García de Andrés, Carlos. *Effect of Prior Austenite Grain Size on Pearlite Transformation in a Hypoeutectoid Fe-C-Mn Steel*. Metallurgical and Materials Transactions A. 45A. 522-. 10.1007 (2013).
- [50] G. E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*. McGraw - Hill Book Company, United Kingdom, 1986. P 283 - 286.
- [51] J.Selzer, *Quenched and Tempered Bar*, CMC Steel Arizona, Mesa, Ariz. (2012).
- [52] A. Calik, *Effect of cooling rate on hardness and microstructure of AISI 1020, AISI 1040 and AISI 1060 steels*. International Journal of Physical Sciences. 4 (2009).
- [53] PLAN DE L'ATLAS, *Courbes de Transformation des Aciers*, Institute de Recherches de la Siderurgie Francaise, p 43, 65, XC 38, (1974).
- [54] E.J. Pavlina & C.J. Tyne, *Correlation of Yield Strength and Tensile Strength with Hardness for Steels*, Journal of Materials Engineering and Performance, Vol. 17, 888-893, (2008).
- [55] R. E. Reed-Hill, *Physical Metallurgy Principles*, D. van Nostrand Company, second edition, United States, p 711-725 (1973).
- [56] H. Asahi, *Effects of Mo addition and austenitizing temperature on hardenability of low alloy B-added steels*, ISIJ International, vol. 42, 1150-1155, (2002).
- [57] Lee, Woei-Shyan & Su, Tzay-Tian. *Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high-strength alloy steel under quenched and tempered conditions*. Journal of Materials Processing Technology. 87. 198-206, (1999).
- [58] P.G. Shewmon, *Transformations in metals*, McGraw-Hill Book Company, United States, p 347-355, (1979).
- [59] S. Zhen, *Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of steel*, Journal of Iron and Steel, 509-516, (2014).



- [60] B. Hernández-Morales, O. Vázquez-Gómez, E. López-Martínez, H. Vergara-Hernández & L. Olmos, *Effect of heating rate and silicon content on kinetics of austenite formation during continuous heating*, Materials Science Forum, Vols. 783-786, p 771-776, (2014).
- [61] R.D. Morales, A.G. López & I.M. Olivares, *Heat transfer analysis during water spray of cooling steel rods*, ISIJ International, Vol. 30, p 48-57, (1990).
- [62] Morales, Rodolfo, *Mathematical model of stelmor process*. Ironmaking & Steelmaking;18(2):128-138. (1991).
- [63] J.H. Lienhard, *A heat transfer textbook*, Department of Mechanical Engineering, Massachusetts Institute of Technology, United States, p 640. (2001).
- [64] ASM Handbook, vol. 4. *Heat Treating*. ASM International. p 17 (2004).
- [65] ema.org.mx - www.ema.org.mx/portal_v3/, consultada 21 - septiembre - 2017.
- [66] H.C. Ohanian, J. T. Markert, *Physics for Engineers and Scientists Vol. 2*, Norton Company, United States, p 902 –905. (2007).



12.- Apéndices

A1 – Diagrama de fases al equilibrio Fe – Fe₃C

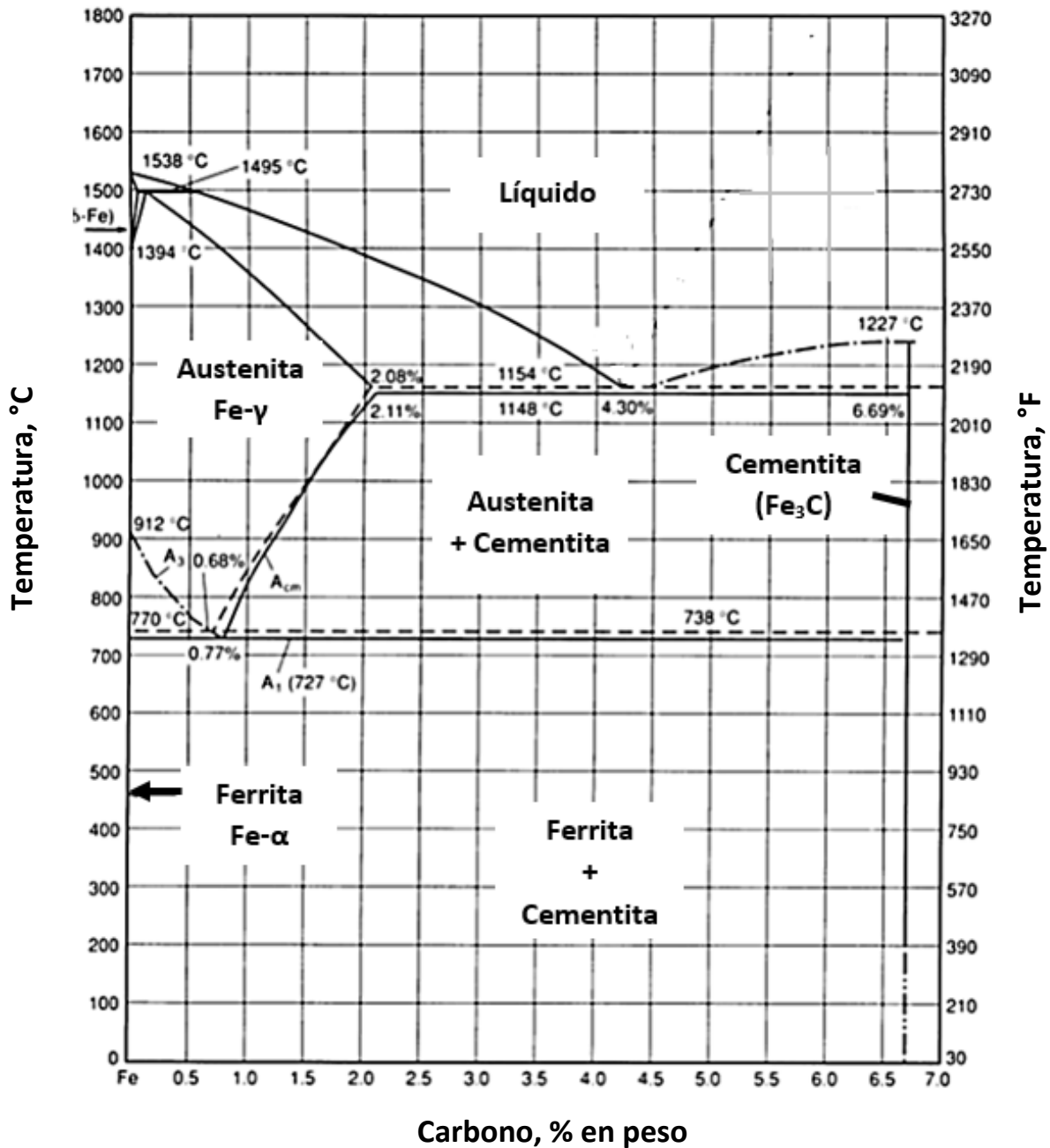


Fig. 12.1.- Diagrama de fases Fe – Fe₃C en estado de equilibrio [64].

**A2 – Relación nomenclatura de muestras – número de colada en planta industrial****Tabla. 12.1.-** Muestras de varilla corrugada de 9.53 mm diámetro, (3/8 in).

Nomenclatura	Número de Colada
GC - A1	10239516
GC - A2	10241206
GC - A3	10239807
GC - A4	10239509
GC - A5	10240141
GC - A6	10239527
GC - A7	10239793 - P3
GC - A8	10239793 - P1

Tabla. 12.2.- Muestras de varilla corrugada de 12.70 mm diámetro, (1/2 in).

Nomenclatura	Número de Colada
GC - B1	10242051
GC - B2	10239914
GC - B3	10240859
GC - B4	10240920
GC - B5	10240919
GC - B6	10241020
GC - B7	10241019
GC - B8	10240921

Tabla. 12.3.- Muestras de varilla corrugada de 15.88 mm diámetro, (5/8 in).

Nomenclatura	Número de Colada
GC - C1	10242823
GC - C2	10241089
GC - C3	10243218
GC - C4	10241836
GC - C5	10241862
GC - C6	10241106
GC - C7	10240736
GC - C8	10241830

Tabla. 12.4.- Muestras de varilla corrugada de 19.05 mm diámetro, (3/4 in).

Nomenclatura	Número de Colada
GC - D1	10241529
GC - D2	10241531
GC - D3	10241114
GC - D4	10240235
GC - D5	10241120
GC - D6	10240776
GC - D7	10240777
GC - D8	10240039



A3 – Entidad Mexicana de Acreditación (EMA)

La Entidad Mexicana de Acreditación A.C. es una organización de gestión privada en la República Mexicana cuyo objetivo es acreditar a los laboratorios de ensayo, laboratorios de calibración, laboratorios clínicos, etc., así como autorizar las buenas prácticas de laboratorio. Su creación surgió para dotar a la industria de una competencia equitativa y contribuir a la inserción en el comercio internacional. Desde enero de 2006, la EMA está apegada a la Norma NMX-EC-17011-IMNC-2005 la cual es referente para los organismos de acreditación en el ámbito mundial.

Cuando un laboratorio o practica de laboratorio es acreditado por la EMA (como es el caso del Laboratorio Químico y de Pruebas Mecánicas de Gerdau Corsa, Planta Tultitlán), se reconoce la competencia técnica y confiabilidad de los resultados en pruebas de calibración, ejecución de ensayos y análisis [65].

La estructura organizacional de EMA se encuentra establecida de tal manera que tanto en los Órganos Gubernamentales como Colegiados sea mantenida la imparcialidad, objetividad, transparencia y confianza en las acreditaciones y autorizaciones. Se considera la participación de todos los sectores involucrados en el desarrollo de políticas y principios relativos al contenido y funcionamiento del Sistema Nacional de Acreditación, sin que predomine ningún tipo de interés particular. Cualquier tipo de acreditación o autorización por parte de EMA es debidamente documentada [65].



A4 – Efecto Joule

En la sección 6.2.1.2 se mencionó que durante el estudio dilatométrico las muestras analizadas fueron austenizadas a 970 °C a través de un calentamiento controlado mediante efecto Joule. Este fenómeno ocurre cuando circula corriente eléctrica por un material conductor, de tal manera que parte de la energía cinética de los electrones se transforma en calor debido al choque que experimentan los electrones con las moléculas de material por el cual transitan elevando la temperatura del mismo [66].

Cuando un sólido cristalino es sometido a una diferencia de potencial, los electrones son impulsados por el campo eléctrico de tal manera que atraviesan la red de átomos que conforman al sólido. En el recorrido los electrones pierden energía cinética, o bien, velocidad; la cual es cedida en forma de calor. De manera matemática este efecto define que la cantidad de energía calorífica producida por una corriente eléctrica es directamente proporcional al cuadrado de la intensidad de corriente, a la resistencia que opone el material al paso de corriente y al tiempo que circulan los electrones (ver ecuación 12.1) [66].

$$Q = I^2 * R * t \quad (12.1)$$

Dónde:

Q – Energía calorífica producida por la corriente (J),

I - intensidad de la corriente que circula (A),

R – resistencia eléctrica del conductor (Ω),

t - tiempo (s).

En este efecto se basa el funcionamiento de diferentes electrodomésticos como hornos, tostadoras, calefacciones eléctricas y algunos aparados empleados en la industria como soldadoras, etc., en los que el efecto útil buscado es precisamente el calor que desprende el conductor por el paso de la corriente.



A5 – Metalografías de zonas anulares en muestras de varilla corrugada G42

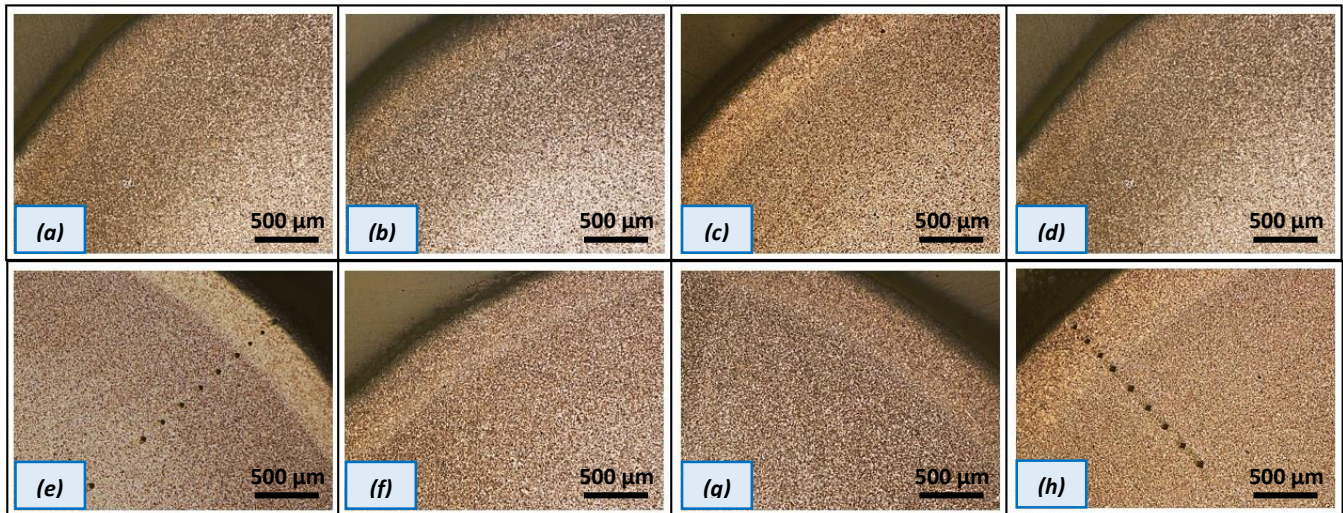


Fig. 12.2.-Zonas anulares en muestras de varilla corrugada de 9.53 mm diámetro, (3/8 in).
(a) GC-A1, (b) GC-A2, (c) GC-A3, (d) GC-A4, (e) GC-A5, (f) GC-A6, (g) GC-A7, (h) GC-A8.

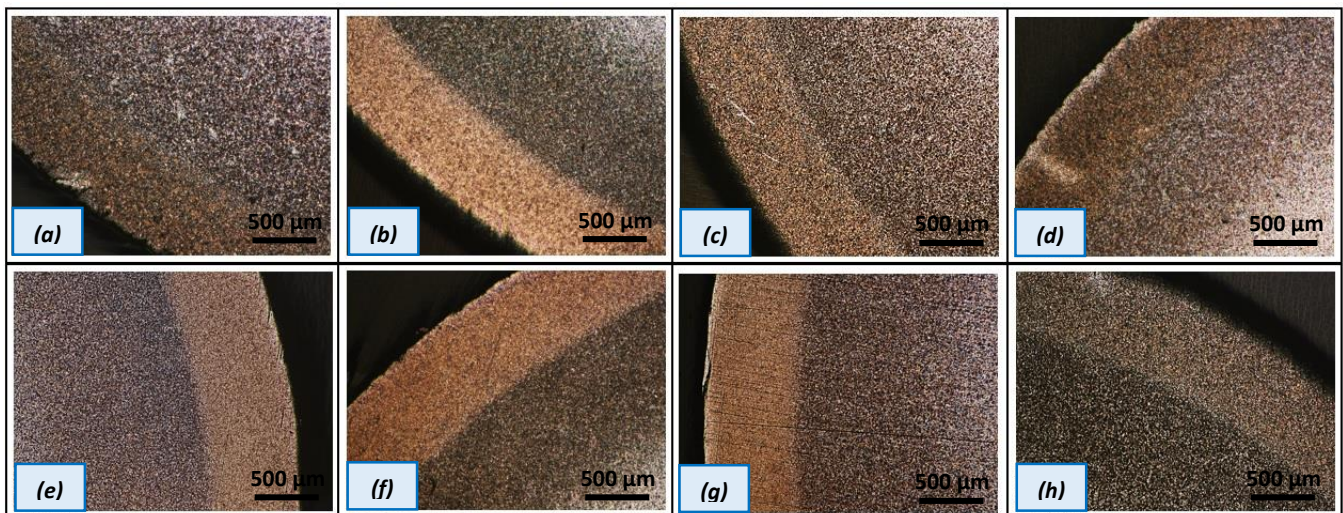


Fig. 12.3.-Zonas anulares en muestras de varilla corrugada de 12.70 mm diámetro, (1/2 in). (a) GC-B1, (b) GC-B2, (c) GC-B3, (d) GC-B4, (e) GC-B5, (f) GC-B6, (g) GC-B7, (h) GC-B8.

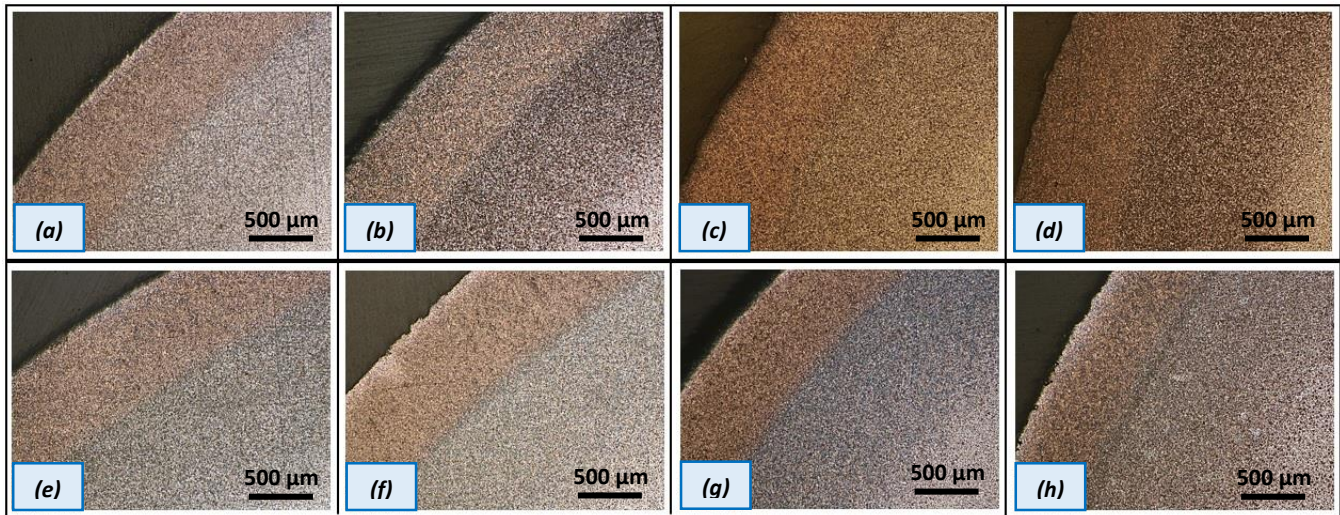


Fig. 12.4.-Zonas anulares en muestras de varilla corrugada de 15.88 mm diámetro, (5/8 in). (a) GC.C1, (b) GC-C2, (c) GC-C3, (d) GC-C4, (e) GC-C5, (f) GC-C6, (g) GC-C7, (h) GC-C8.

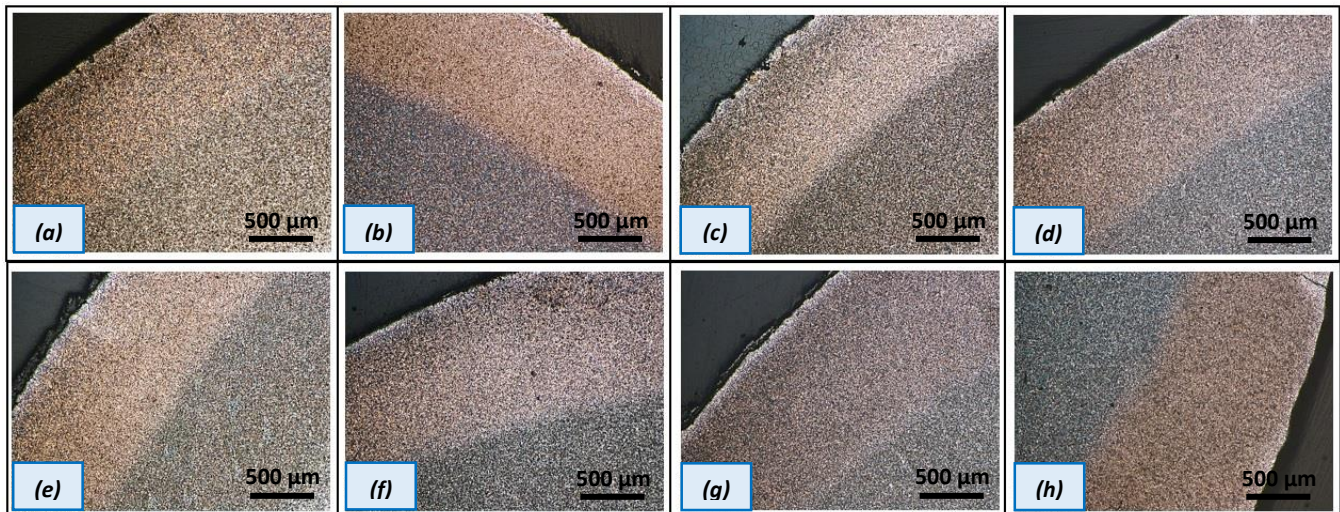


Fig. 12.5.-Zonas anulares en muestras de varilla corrugada de 19.05 mm diámetro, (3/4 in). (a) GC.D1, (b) GC-D2, (c) GC-D3, (d) GC-D4, (e) GC-D5, (f) GC-D6, (g) GC-D7, (h) GC-D8.

**A6 – Microdureza Vickers en muestras de varilla corrugada G42****Tabla 12.5.- Valores de microdureza en muestras de 9.53 mm diámetro (3/8 in).**

Posición	Muestra							
	GC-A1	GC-A2	GC-A3	GC-A4	GC-A5	GC-A6	GC-A7	GC-A8
Centro	200	201	197	201	203	222	220	233
	200	192	201	203	201	222	222	233
	197	195	201	201	208	226	220	235
	195	201	203	204	208	220	220	235
	195	197	208	208	203	220	226	235
	204	204	203	204	213	227	222	233
	222	200	218	222	222	226	228	233
	222	200	218	222	222	226	228	233
Radio medio	226	211	226	226	226	226	228	239
	233	218	235	233	235	233	233	235
	228	224	235	233	237	233	233	239
	228	224	233	235	246	237	231	239
	260	255	257	259	255	246	259	252
	290	287	276	282	282	287	284	295
	290	295	295	293	287	295	301	313
	290	295	295	293	287	295	301	313
Superficie	295	295	298	293	295	304	310	316

Tabla 12.6.- Valores de microdureza en muestras de 12.70 mm diámetro (1/2 in).

Posición	Muestra							
	GC-B1	GC-B2	GC-B3	GC-B4	GC-B5	GC-B6	GC-B7	GC-B8
Centro	203	204	203	203	211	206	206	211
	203	198	206	209	211	201	206	216
	201	198	206	201	211	201	220	211
	203	204	203	211	215	208	211	222
	206	201	206	220	204	201	213	216
	201	206	203	215	216	206	206	216
	213	211	222	222	231	215	224	233
	213	211	222	222	231	215	224	233
Radio medio	211	224	229	229	233	228	226	229
	220	237	233	228	235	231	229	239
	222	239	229	244	244	228	248	242
	220	244	226	237	250	237	246	239
	246	255	252	257	257	246	259	242
	290	287	304	295	295	290	304	295
	290	295	307	307	313	304	313	310
	290	295	307	307	313	304	313	310
Superficie	295	307	307	310	313	310	313	316

**Tabla 12.7.- Valores de microdureza en muestras de 15.88 mm diámetro (5/8 in).**

Posición	Muestra							
	GC-C1	GC-C2	GC-C3	GC-C4	GC-C5	GC-C6	GC-C7	GC-C8
Centro	201	206	197	198	204	201	209	222
	201	213	198	198	204	206	218	226
	201	206	203	204	209	209	213	228
	198	201	203	203	206	209	215	228
	206	206	211	206	211	211	211	222
	209	211	213	211	216	211	209	222
	220	215	220	215	233	224	217	241
	220	224	222	230	232	231	233	239
Radio medio	224	231	222	226	233	230	230	235
	226	231	219	232	226	235	233	239
	237	237	222	233	232	230	248	239
	279	250	274	255	271	242	295	246
	287	295	287	287	293	293	301	290
	293	301	307	295	295	307	310	316
	295	301	307	301	304	313	316	329
	295	301	307	301	304	313	316	329

Tabla 12.8.- Valores de microdureza en muestras de 19.05 mm diámetro (3/4 in).

Posición	Muestra							
	GC-D1	GC-D2	GC-D3	GC-D4	GC-D5	GC-D6	GC-D7	GC-D8
Centro	204	200	200	203	204	209	204	211
	204	203	200	203	204	209	206	209
	200	203	197	200	206	213	206	209
	195	197	197	203	204	209	204	216
	204	206	209	209	215	213	206	216
	200	209	209	211	209	213	216	218
	208	233	208	229	213	218	216	237
	216	233	222	229	220	239	239	237
Radio medio	222	235	235	233	226	235	237	244
	228	233	235	231	229	242	237	246
	231	244	233	235	239	244	237	244
	279	282	276	262	252	252	250	264
	295	295	293	298	295	303	301	301
	295	298	293	304	295	307	307	313
	295	298	295	307	298	310	307	316
	295	298	295	307	298	310	307	316



A7 – Efecto de los elementos de aleación en las curvas de transformación TTT

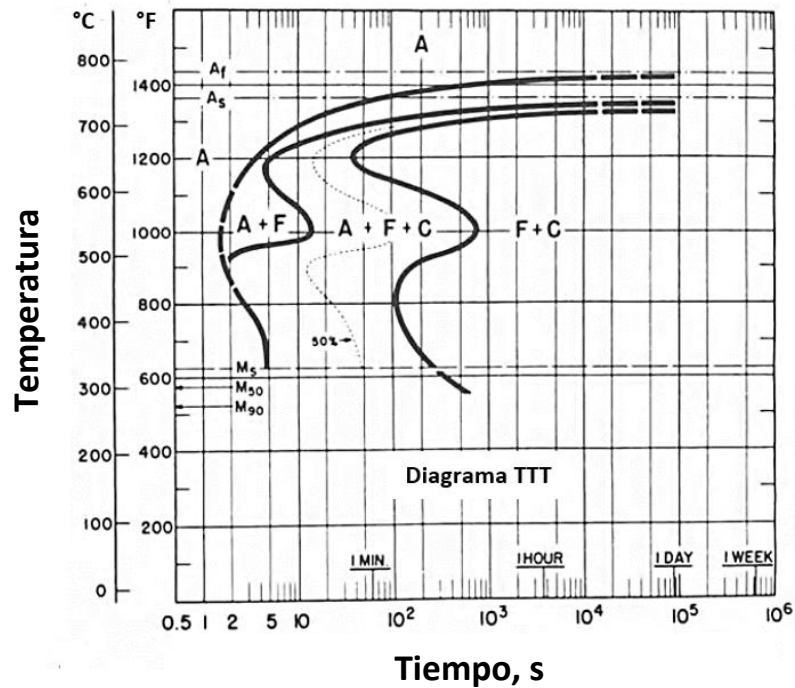


Fig. 12.6.-Diagrama TTT acero de baja aleación: 0.4 C, 1.0 Mn, 0.9 Cr (% en peso) [53].

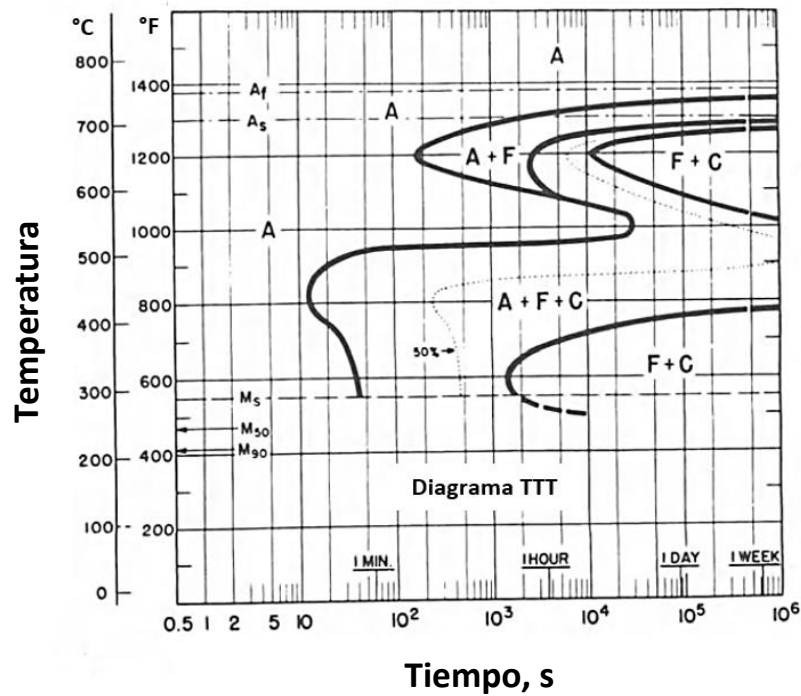


Fig. 12.7.-Diagrama TTT acero de baja aleación: 0.4 C, 1.0 Mn, 0.8 Cr, 0.3 Mo, 1.8 Ni (% en peso) [53].

**A8 – Funciones dependientes de la temperatura para cálculo de h_c**

- Densidad del vapor de agua ρ (kg/m³) [61]

$$\rho = 244.7538T^{-1.01645} \quad (12.2)$$

- Calor de vaporización del agua H_v (J/kg) [61]

$$H_v = -2576.57T + 32.11 \times 10^5 \quad (12.3)$$

- Viscosidad dinámica del vapor de agua μ (kg/ms) [61]

$$\mu = 3.5068 \times 10^{-8}T - 6.022 \times 10^{-7} \quad (12.4)$$

- Calor específico de vapor de agua C_p (J/kg°C) [61]

$$C_p = 4607 - 102.92 \times 10^3 T^{-1/2} + 966.50 \times 10^3 T^{-1} \quad (12.5)$$

- Conductividad térmica del vapor de agua k (W/m°C) [61]

$$k = C_p \mu \quad (12.6)$$