

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



**DESARROLLO DE VENTANAS DE PROCESO PARA TRATAMIENTOS
TÉRMICOS DE ACEROS ESTAMPABLES EN CALIENTE**

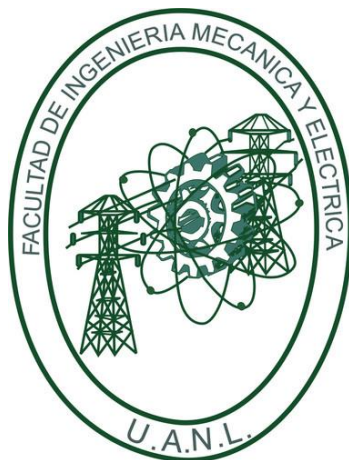
Por

MARCEL FRANCISCO CARPIO GARZA

**Como requisito para obtener el grado de MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA
INGENIERIA AUTOMOTRIZ**

Julio, 2016

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO



**DESARROLLO DE VENTANAS DE PROCESO PARA TRATAMIENTOS
TÉRMICOS DE ACEROS ESTAMPABLES EN CALIENTE**

Por

MARCEL FRANCISCO CARPIO GARZA

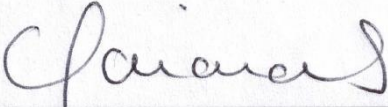
**Como requisito para obtener el grado de MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA
INGENIERÍA AUTOMOTRIZ**

Julio, 2016

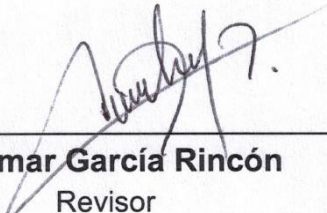
UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis **“Desarrollo de ventanas de proceso para tratamientos térmicos de aceros estampables en caliente”** realizada por la estudiante Marcel Francisco Carpio Garza, con matrícula 1468091, sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestría en Ciencias de la Ingeniería Automotriz.


COMITÉ DE TESIS




Dra. Adriana Salas Zamarripa
Asesor



Dr. Omar García Rincón
Revisor



Dr. Jesús A. Sandoval Robles
Revisor



Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Posgrado

San Nicolás de los Garza, N. L., Julio 2016

Dedicatoria

*A mis padres, por todo su amor y
apoyo incondicional.*

Agradecimientos

- Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo económico brindado durante la realización de la maestría.
- A la Universidad Autónoma de Nuevo León A la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica
- A la Dra. Adriana Salas Zamarripa por todo su apoyo, asesoría, tiempo y por sus consejos que me han impulsado a salir adelante y alcanzar mis metas.
- A la empresa Ternium S.A. de C.V. y especialmente al Dr. Omar García por todo el apoyo brindado a este proyecto y facilitar su desarrollo.
- Al Dr. Jesús Sandoval por el tiempo dedicado a la revisión y recomendaciones de este trabajo.
- A la Dra. Martha Guerrero y Dra. Tania Berber que me apoyaron de alguna u otra manera.
- Al Dr. John Speer y Dr. Kip Findley por el apoyo brindado durante la realización de este proyecto, al centro ASPPRC de Colorado School of Mines por brindar todas las facilidades para la realización de gran parte de la experimentación de este proyecto.
- A Adriana Rodríguez por todo el apoyo y consejos que me motivaron cada día a salir adelante.
- A mi amiga Gabriela Martínez por todos sus consejos y enseñarme el mundo de los tratamientos térmicos en el acero.
- A Missael Solís y Omar Armendáriz por todo el apoyo brindado durante la experimentación de este proyecto.
- A mis amigos y compañeros de laboratorio y maestría, que fueron parte de este crecimiento profesional.

Resumen

En la última década se ha manufacturado una mayor cantidad de componentes de aceros de ultra alta resistencia (UHSS, por sus siglas en inglés), ante la creciente necesidad de reducir el peso del automóvil y mejorar la seguridad de los pasajeros. Uno de los procesos para la obtención de estos aceros es el estampado en caliente. En este proceso la hoja de acero es calentada a 900°C hasta alcanzar la fase austenítica, para después entrar a una matriz donde es conformada y templada simultáneamente, obteniendo como resultado una pieza completamente martensítica. Una velocidad alta de calentamiento afecta la cinética de formación de austenita y requiere de altas temperaturas de austenizado para crear un ambiente favorable para el proceso de difusión. La microestructura inicial del acero juega un papel muy importante en la nucleación y crecimiento de la fase austenítica ya que esta se ve afectada por la velocidad de calentamiento. En este trabajo se analizaron dos tipos de aceros destinados a la industria automotriz (22MnB5 y 15B34), de los cuales se obtuvieron probetas para realizar diversos tratamientos térmicos con ayuda de un simulador termo-mecánico (Gleeble 3500), siendo austenizadas a tres temperatura hasta alcanzar 50°C arriba de su temperatura crítica A_{c3} para obtener un homogenizado completo y se seleccionaron tres velocidades de calentamiento para evaluar el efecto en las propiedades finales de cada material. Las probetas fueron templadas mediante helio para alcanzar altas velocidades de enfriamiento y así asegurar la transformación martensítica seguido a esto se evaluó la microestructura final de cada condición por medio de diferentes técnicas de caracterizado como lo es la microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Se realizó un ensayo de dureza para observar la evolución de esta al final de los tratamientos térmicos. Se encontró que con el incremento de la velocidad de calentamiento a temperaturas bajas de austenizado se puede obtener propiedades similares que a una alta temperatura de austenizado.

Tabla de contenido

Capítulo 1 INTRODUCCIÓN.....	1
1.1 Antecedentes	1
1.2 Relevancia Industrial	3
1.3 Hipótesis.....	3
1.4 Objetivo General	4
1.4.1 Objetivos específicos	4
1.4 Alcance.....	4
1.5 Justificación.....	4
1.6 Esquema de Tesis.....	5
Capítulo 2 MARCO TEÓRICO	6
2.1 Acero	6
2.1.1 Diagrama de equilibrio hierro-carbono.....	6
2.1.2 Fase.....	8
2.1.3 Alotropía	8
2.1.4 Estructuras cristalinas en el hierro.....	9
2.1.5 Temperaturas críticas del hierro	11
2.2 Difusión	14
2.3 Fases del acero.....	17
2.3.1 Austenita.....	19
2.4 Tratamiento Térmico	27
2.4.1 Austenizado	29
2.4.1.1 Elementos estabilizadores de la fase gamma	30
2.4.2 Mecanismos de endurecimiento en los metales	31
2.4.3 Temple.....	34
2.4.3.1 Medios templantes	35
2.4.3.2 Temple en gas.....	36
2.4.3.2 Templabilidad	40
2.4.3.3 Diagramas CCT.....	44
2.4.3.4 Efecto de los elementos aleantes.....	45

2.4.4 Martensita	46
2.5 Descarburizado	49
Capítulo 3 DESARROLLO EXPERIMENTAL.....	52
3.1 Introducción.....	52
3.2 Material base.....	52
3.2.1 Metalografía del material base.....	53
3.2.2 Metalografía cuantitativa.....	54
3.2.3 Espectroscopia de energía dispersa en el material base.....	54
3.2.4 Diagramas CCT	55
3.2.5 Análisis térmico diferencial en material base	56
3.3 Determinación de condiciones de austenizado	57
3.4 Simulador termo-mecánico Gleeble	57
3.4.1 Tratamientos térmicos	58
3.4.2 Pre-ensayos para la caracterización de los gradientes de temperatura	60
3.5 Caracterización después del tratamiento térmico.....	61
3.5.1 Metalografía.....	61
3.5.2 Metalografía Cuantitativa	62
3.5.3 Microscopia electrónica de barrido	63
3.5.4 Ensayo de microdureza	64
Capítulo 4 RESULTADOS	66
4.1 Introducción.....	66
4.2 Caracterización del material base	66
4.3 Acero 15B34.....	69
4.3.1 Temperaturas de equilibrio	69
4.3.2 Tratamientos térmicos	72
4.3.3 Caracterización microestructural	73
4.3.4 Dureza	77
4.4 Acero 22MnB5.....	81
4.4.1 Espectroscopia de energía dispersa.....	81
4.4.2 Temperaturas de equilibrio	82

4.4.3 Tratamientos térmicos	85
4.4.4 Caracterización microestructural	86
4.4.5 Dureza	89
Capítulo 5 DISCUSIÓN.....	93
5.1 Introducción	93
5.2 Acero 15B34.....	93
5.3 Acero 22MnB5	102
5.4 Ventanas de proceso	111
Capítulo 6 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES.....	113
6.1 Introducción.....	113
6.2 Conclusiones	113
6.3 Recomendaciones	114
Lista de referencias.....	116
Anexo A	123
15B34.....	123
22MnB5.....	126
Anexo B	129
15B34	129
22MnB5.....	132
Anexo C	135
15B34.....	135
22MnB5.....	139

Lista de tablas

Tabla 3.1 – Composición química de los aceros seleccionados en el proyecto.	53
Tabla 3.2 – Temperatura de austenizado de ambos aceros.	59
Tabla 4.1 – Resultado promedio de fracción volumétrica de fases en ambos aceros.	69
Tabla 4.2 – Microdureza promedio del material base antes de los tratamiento.	69
Tabla 4.3 – Temperaturas obtenidas con JMatPro® para el acero 15B34.	70
Tabla 4.4 – Temperaturas críticas obtenidas mediante DTA para el acero 15B34.	71
Tabla 4.5 – Fracción volumétrica del acero 15B34 a 780 °C.	76
Tabla 4.6 – Análisis estadístico realizado para el acero 15B34.	80
Tabla 4.7 – Temperaturas obtenidas con JMatPro® para el acero 22MnB5. ...	84
Tabla 4.8 – Temperaturas críticas obtenidas mediante DTA para el acero 22MnB5.	84
Tabla 4.9 Fracción volumétrica del acero 24Tibo a 805 °C.....	89
Tabla 4.10 – Análisis estadístico realizado para el acero 22MnB5.	91

Lista de figuras

Figura 1.1 – Diagrama de propiedades de aceros usados en el sector automotriz de acuerdo a [1].	2
Figura 1.2 – Materiales utilizados en la industria automotriz y su cambio a lo largo de los años de acuerdo a [2].	3
Figura 2.1 – Diagrama de equilibrio hierro carbono. Las líneas solidas indican un diagrama Fe-Fe ₃ C; líneas punteadas indican el diagrama Fe-grafito de acuerdo a [3].	7
Figura 2.2 – Diagrama de fase del hierro puro. Triple punto con una temperatura de 490 °C y 110 kbar de presión, donde α , γ y ϵ se refiere a ferrita, austenita y hierro- ϵ respectivamente. δ se refiere a α a alta temperatura de acuerdo a [7].	9
Figura 2.3 – Estructura cristalina cúbica centrada en las caras (fcc) de acuerdo a [4].	10
Figura 2.4 – Estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (bcc) de acuerdo a [4].	10
Figura 2.5 – Estructura cristalina hexagonal compacta (hcp) de acuerdo a [4].	11
Figura 2.6 – Curvas de calentamiento y enfriamiento en hierro puro de acuerdo a [9].	13
Figura 2.7 – Mecanismos de difusión de acuerdo a [12].	14
Figura 2.8 – Perfiles de concentración para estado no estacionario a lo largo de 3 diferentes tiempos de acuerdo a [5].	16
Figura 2.9 – Formación y crecimiento de ferrita a lo largo de la frontera de grano austenítico. De acuerdo a [12].	18
Figura 2.10 – Metalografía de un acero medio carbono AISI/SAE 1040. Se puede apreciar los granos de ferrita (F) en color blanco y la perlita (P) en color oscuro, Picral 4% seguido de Nital 2%, 300x de acuerdo a [14].	19
Figura 2.11 – Sitios de nucleación para la formación de austenita en microestructuras de (a) ferrita, (b) esferoidita, y (c) perlita de acuerdo a [3].	20

Figura 2.12 – Carburos sin disolver en austenita-original indicados por las flechas de acuerdo a [15].	24
Figura 2.13 – Representación de los mecanismos de formación de austenita que prevalecen para velocidades de calentamiento de 10 y 50 °C/s de acuerdo a [15].	26
Figura 2.14 – Efecto de elementos aleantes en la temperatura de transformación eutectoide, modificado de [26].	31
Figura 2.15 – Formación hipotética de una dislocación de borde [28].	32
Figura 2.16 – Formación de una dislocación de tornillo [28].	33
Figura 2.17 – Curvas de enfriamiento obtenidas en el centro de una barra de acero inoxidable [12].	36
Figura 2.18 – Curvas de enfriamiento obtenidas en una probeta de Inconel 600 templada en 10 bar He de acuerdo a [31].	38
Figura 2.19 – Curvas de enfriamiento para diferentes gases en una probeta de 25 mm de radio de acuerdo a [31].	40
Figura 2.20 – Influencia del contenido de carbono en aceros de la temperatura de inicio y final de formación martensítica. De acuerdo a [31].	41
Figura 2.21 – Grafica tiempo-temperatura que muestra la variación en composición química de un acero [12].	42
Figura 2.22 – Diagrama de dureza con respecto a la distancia de temple de acuerdo a [36].	43
Figura 2.23 – Diagrama CCT de un acero 22MnB5 de acuerdo a [38].	44
Figura 2.24 – Rango de martensita de acuerdo al contenido de carbono de acuerdo a [3].	48
Figura 2.25 – Acero doble fase. 12% metabisulfito de sodio, 1000x de acuerdo a [14].	49
Figura 2.26 – Metalografía óptica de una a) descarburación completa y una b) parcial. De acuerdo a [43].	50
Figura 3.1 – Curvas de DTA de un acero de baja aleación Cr-Mo: a) después de un rolado en caliente, b) después de un temple [55].	56
Figura 3.2 – Gleeble® 3500 usada para los tratamientos térmicos.	58

Figura 3.3 – Dimensiones de las probetas utilizadas para los tratamientos térmicos.	60
Figura 3.4 - Esquema del montaje usado para determinar los gradientes de temperatura.....	61
Figura 3.5 – Procedimiento de metalografía cuantitativa en material base 200x, Nital 2%.	63
Figura 3.6 – Esquema de la prueba de microdureza Vickers de acuerdo a [63].	64
Figura 4.1 – Material base de los aceros a) 15B34, b) 22MnB5, 500x, Nital 2%.	67
Figura 4.2 – Conteo de fracción volumétrica en acero 15B34, 200x, Nital 2%,	67
Figura 4.3 –Conteo de fracción volumétrica en acero 22MnB5, 500x, Nital 2%.	68
Figura 4.4 – Diagrama CCT para el acero 15B34 obtenido con JMatPro®.	70
Figura 4.5 – Curvas de DTA para el acero 15B34.	71
Figura 4.6 – Gradientes de temperatura a lo largo de la probeta 15B34.	72
Figura 4.7 – Graficas de la ruta de tratamiento térmico para el acero 15B34 para una temperatura de 830 °C, donde la velocidad de calentamiento es a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s y c) 75 °C/s.....	73
Figura 4.8 – Metalografías de acero 15B34 después de los tratamientos. 780 °C: a) 2.5 °C/s, b) 75 °C/s, 830 °C: c) 2.5 °C/s, d) 75 °C/s. 500x, Picral 4%.	74
Figura 4.9 – Metalografías obtenidas mediante SEM. 780°C: a) 2.5 °C/s, b) 75 °C/s, 830 °C: c) 2.5 °C/s y d) 75 °C/s, 2000x, Picral 4%.	75
Figura 4.10 – Conteo de volumen de fase por punto, 780 °C, 2.5 °C/s, 500x, Picral 4%......	76
Figura 4.11 – Grafica de dureza promedio para todas las condiciones del acero 15B34.	77
Figura 4.12 – Análisis EDS. a) Inclusión, b) espectro EDS con química de la inclusión.....	81
Figura 4.13 – Análisis EDS. a) inclusión, b) espectro EDS y química de la inclusión.....	82

Figura 4.14 – Análisis EDS. a) Inclusión, b) espectro EDS y química de la inclusión.....	82
Figura 4.15 – Diagrama CCT para el acero 22MnB5 obtenido con JMatPro®.	83
Figura 4.16 – Curvas de DTA para el acero 22MnB5.	84
Figura 4.17 – Gradientes de temperatura a lo largo de la probeta 22MnB5.	85
Figura 4.18 – Graficas de la ruta de tratamiento térmico para el acero 22MnB5 para una temperatura de 855 °C, donde la velocidad de calentamiento es a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s y c) 75 °C/s.....	86
Figura 4.19 – Metalografías de acero 22MnB5 después de los tratamientos. 805 °C: a) 2.5 °C/s, b) 75 °C/s, 855 °C: c) 2.5 °C/s, d) 75 °C/s. 500x, Picral 4%.	87
Figura 4.20 – Metalografías obtenidas mediante SEM. 805 °C: a) 2.5 °C/s, b) 75 °C/s, 855 °C: c) 2.5 °C/s y d) 75 °C/s, 2000x, Picral 4%.	88
Figura 4.21 – Conteo de volumen de fase por punto, 805 °C, 2.5 °C/s, 500x, Picral 4%.....	89
Figura 4.22 – Grafica de dureza promedio para todas las condiciones del acero 22MnB5.	90
Figura 5.1 – Acero 15B34, 780 °C, 25 °C/s, 500x. Picral 4%.....	94
Figura 5.2 – Microestructura 15B34, 780 °C, 75 °C/s, 500x, Picral 4% donde (F) corresponde a ferrita y (M) a martensita.	96
Figura 5.3 – Microestructura 805 °C, 75 °C/s, 500x, Picral 4%. Se observa ferrita (F) y martensita (M) en la microestructura.....	97
Figura 5.4 – 15B34, 780 °C, 2.5 °C/s, Picral 4%.	98
Figura 5.5 – 15B34, 780 °C, 75 °C/s, Picral 4%.	99
Figura 5.6 – Acero 15B34, 830 °C, 75 °C/s, Picral 4%.....	100
Figura 5.7 –Dureza material 15B34 en base a la velocidad de calentamiento.	101
Figura 5.8 – 15B34, 780 °C, 75 °C/s, Picral 4%.	102
Figura 5.9 – Acero 22MnB5, 805 °C, 2.5 °C/s, 500x, Picral 4%. Ferrita (F) y Martensita (M).....	103
Figura 5.10 – Acero 22MnB5, 805 °C, 25 °C/s, 500x, Picral 4%. Ferrita (F), Martensita (M) y partículas de carburo (C).	104

Figura 5.11 – Acero 22MnB5, 830 °C, 2.5 °C/s, 500x, Picral 4%.....	105
Figura 5.12 – Acero 22MnB5, 805 °C, 75 °C/s, 500x, Picral 4%.....	106
Figura 5.13 – 22MnB5, 805 °C, 75 °C/s, Picral 4%. Las flechas indican la austenita retenida y (C) algunos carburos dispersos.	107
Figura 5.14 – 22MnB5, 805 °C, 75 °C/s, Picral 4%.....	108
Figura 5.15 – 22MnB5, 805 °C, 2.5 °C/s, Picral 4%.....	108
Figura 5.16 – 22MnB5, 855 °C, 75 °C/s, Picral 4%.....	109
Figura 5.17 – Dureza del acero 22MnB5 respecto a su velocidad de calentamiento.....	110
Figura 5.18 – Ventana de proceso para el acero 15B34.....	112
Figura 5.19 – Ventana de proceso para el acero 22MnB5.....	112
Figura A.1 – Acero 15B34, 780 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s, 500x, Picral 4%.....	123
Figura A.2 – Acero 15B34, 805 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s, 500x, Picral 4%.....	124
Figura A.3 – Acero 15B34, 830 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s, 500x, Picral 4%.....	125
Figura A.4 – Acero 22MnB5, 805 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s, 500x, Picral 4%.....	126
Figura A.5 – Acero 22MnB5, 830 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s, 500x, Picral 4%.....	127
Figura A.6 – Acero 22MnB5, 855 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s, 500x, Picral 4%.....	128
Figura B.1 – Acero 15B34, 780 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s.....	129
Figura B.2 – Acero 15B34, 805 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s.....	130
Figura B.3 – Acero 15B34, 830 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s.....	131
Figura B.4 – Acero 22MnB5, 805 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s.....	132
Figura B.5 – Acero 22MnB5, 830 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s.....	133
Figura B.6 – Acero 22MnB5, 855 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s.....	134

Lista de abreviaturas

%RA	Porcentaje de exactitud relativa
%Vf	Fracción volumétrica de ferrita
%Vm	Fracción volumétrica de martensita
$\sum P_{\alpha}$	Sumatoria de puntos en α
$\frac{d_c}{d_x}$	Gradiente de concentración del carbono
P_{α}	Fracción volumétrica
\bar{X}	Valor promedio de dureza
€	Hierro - €
°C	Grados Celsius
°F	Grados Fahrenheit
°K	Grados Kelvin
95% de CL	Porcentaje de intervalo de confianza
A_1	Temperatura eutectoide, a la cual se puede encontrar austenita
A_3	Límite de la región austenítica
Ac_1	Temperatura a la cual comienza la formación de austenita durante el calentamiento
Ac_3	Temperatura a la cual se completa la transformación ferrita-austenita durante el calentamiento
A_{cm}	Límite de solubilidad del carbono en la austenita
b	Constante para temperatura dada
bcc	Estructura cúbica centrada en el cuerpo
bct	Estructura tetragonal centrada en el cuerpo
CCT	Diagramas de transformación bajo enfriamiento continuo
C_v	Coeficiente de variación
D	Coeficiente de difusión
DTA	Análisis térmico diferencial
EC	Estampado en caliente
EDS	Espectroscopia de energía dispersa

f	Fracción volumétrica de austenita
FA	Ferrita alotriomórfica
fcc	Estructura cúbica centrada en el cuerpo
FW	Ferrita Widmāstatten
GPa	Gigapascales
h	Constante que caracteriza la cinética
hcp	Estructura hexagonal compacta
HRC	Dureza Rockwell
H_v	Dureza Vickers
J	Difusión en estado estacionario
k	constante de Boltzmann
Kg	Kilogramo
Kgf	Kilogramos fuerza
LC	Laminado en caliente
LF	Laminado en Frío
M_f	Temperatura final de transformación martensítica
min	minutos
mm	milímetros
MO	Microscopia óptica
M_s	Temperatura de inicio de transformación martensítica
N	Número de sitios en la red
N_v	Número de vacancias
P_t	Puntos totales
Q	Energía de activación
S	Desviación estándar
s	segundos
SEM	Microscopia electrónica de barrido
T	Temperatura
t	Tiempo
TT	Tratamiento Térmico
TTT	Diagramas Tiempo-Temperatura-Transformación

y	Trayectoria de difusión
v	Velocidad de crecimiento de la austenita
α	Ferrita
γ	Austenita

Capítulo 1

INTRODUCCIÓN

1.1 Antecedentes

Desde hace varias décadas la industria automotriz está buscando mejorar el rendimiento del automóvil para disminuir las emisiones de dióxido de carbono al medio ambiente. Una de las opciones para lograr esto es reducir el peso del automóvil, esto se puede lograr utilizando aceros avanzados de alta resistencia (AHSS, por sus siglas en inglés) que ayudan a reducir el peso considerablemente y a su vez mejoran la seguridad de los pasajeros. La creciente demanda del sector automotriz para la producción de partes automotrices más ligeras ha tenido como resultado que los investigadores busquen nuevas tecnologías para la producción y desarrollo de nuevos materiales. Actualmente, se tiene una amplia gama de aceros que son destinados al sector automotriz para el desarrollo de partes con mejores propiedades, la Figura 1.1 muestra los tipos de acero que hay actualmente en el mercado automotriz para la fabricación de dichas partes, cada elipse en la gráfica marca el rango de las propiedades que tiene el material según su grado. La primera generación de aceros se divide en aceros convencionales y aceros AHSS, se puede observar que los aceros denominados IF(libre de intersticiales, por sus siglas en inglés) tienen buena elongación pero baja resistencia; mientras que en el otro extremo de la gráfica los aceros denominados MART o martensíticos tienen muy buena resistencia pero muy baja elongación, dependiendo hacia dónde va destinada la parte automotriz se puede

seleccionar entre uno de estos aceros para su elaboración. En la parte superior derecha de la gráfica se pueden observar los aceros de segunda generación, que son los aceros base austenita mientras que al centro está el área de oportunidad para el desarrollo de nuevos aceros de tercera generación con mejores propiedades, menores costos de producción y buena facilidad de soldado.

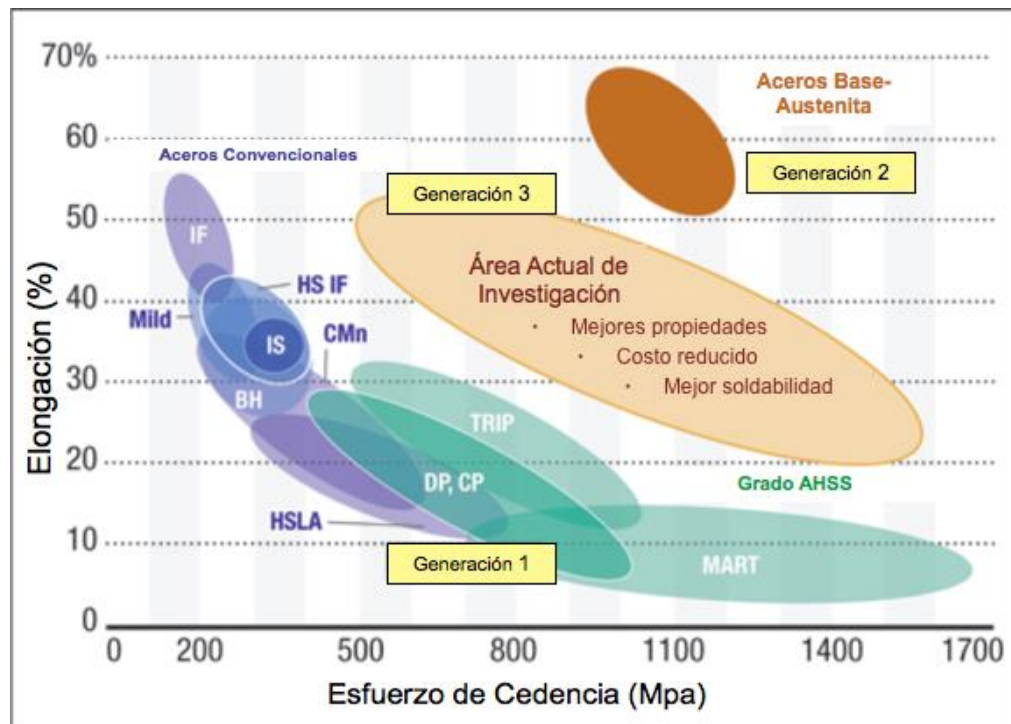


Figura 1.1 – Diagrama de propiedades de aceros usados en el sector automotriz de acuerdo a [1].

La Figura 1.2 muestra el desarrollo de los materiales usados en el cuerpo y en la partes (puertas, cajuela, capó) del automóvil para América del Norte y como se espera su evolución para las siguientes décadas. Se puede observar que en el 2012 la mayor parte de los materiales utilizados en la estructura del automóvil son aceros de media y de baja aleación, mientras que muestra un pequeño porcentaje de uso de aceros AHSS/UHSS; sin embargo, para el año 2015 se espera un considerable aumento en el porcentaje del uso de aceros AHSS/UHSS con la finalidad de reducir el peso del automóvil. Para el año 2025 se prevé que el uso de los aceros AHSS/UHSS aumente en un 40% mostrando

una reducción significativa en el peso del automóvil. Las normas *Corporate Average Fuel Economy* (CAFE, por sus siglas en inglés) más recientes dadas a conocer por *National Highway Traffic Safety Administration* (NHTSA, por sus siglas en inglés) dictan que para el 2025 el ahorro de combustible promedio debe ser de 54.5 millas por galón, los porcentajes esta en base al peso del vehículo [2].

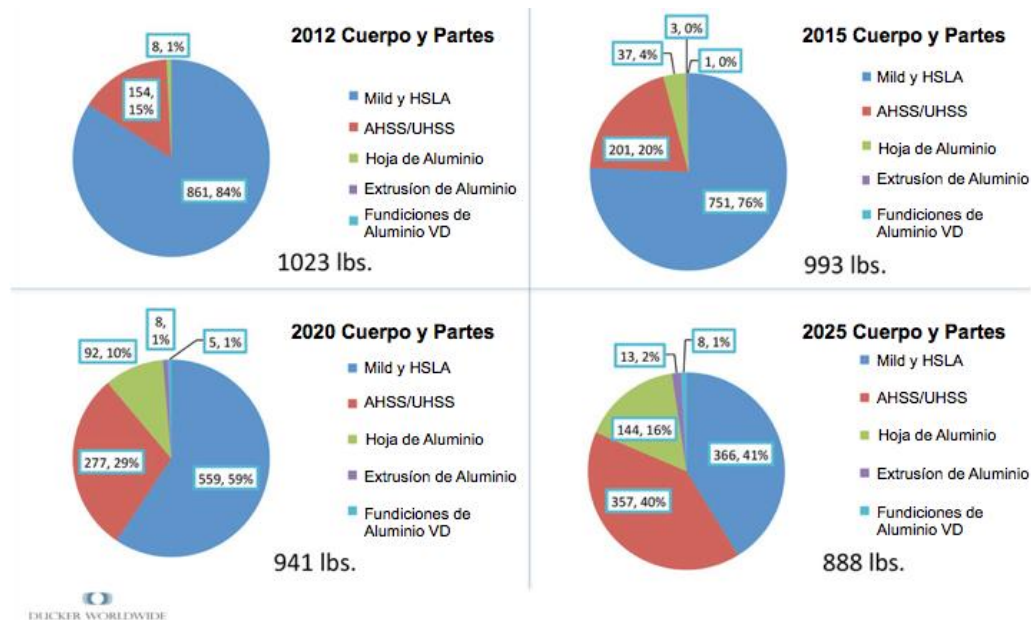


Figura 1.2 – Materiales utilizados en la industria automotriz y su cambio a lo largo de los años de acuerdo a [2].

1.2 Relevancia Industrial

El desarrollo y optimización de aceros de alta resistencia utilizados en el sector automotriz, posicionaría a la empresa Ternium, S.A. de C.V. como un proveedor confiable de aceros automotrices y aumentaría su competitividad satisfaciendo la demanda en el mercado actual.

1.3 Hipótesis

La composición química, principalmente el carbono, puede compensar un austenizado incompleto que garantice durante la transformación en

enfriamiento las características microestructurales y mecánicas finales de dos diferentes aceros automotrices avanzados.

1.4 Objetivo General

Definir los parámetros de tratamiento térmico o ventanas de proceso para la obtención de las características microestructurales que garantice las mejores propiedades mecánicas en dos diferentes tipos de aceros de relevancia industrial.

1.4.1 Objetivos específicos

- Determinar la temperatura y tiempo (ventanas de proceso) óptimos de austenizado para los dos tipos de acero.
- Evaluar microestructural y mecánicamente las muestras con diferentes tratamientos térmicos.
- Analizar y determinar la ruta de proceso óptima de los aceros.
- Evaluar el aspecto de la velocidad de calentamiento en ambos materiales.

1.4 Alcance

Para este proyecto se buscó desarrollar las ventanas de proceso para dos aceros de interés industrial destinado a la industria automotriz, los aceros fueron tratados térmicamente y se evaluaron sus propiedades antes y después de los tratamientos térmicos mediante diversas técnicas de caracterización.

1.5 Justificación

El proyecto está destinado a evaluar dos aceros con un tipo de química especial destinados al proceso de estampado en caliente, lo cual interesa a la empresa Ternium S.A. de C.V. para el desarrollo de nuevo materiales.

1.6 Esquema de Tesis

Capítulo 1 consta de los antecedentes e introducción al proyecto .

Capítulo 2 se encuentra la literatura consultada para el desarrollo del proyecto así como definiciones, ejemplos y diagramas útiles.

Capítulo 3 es el desarrollo experimental del proyecto, vienen los pasos que se siguieron para desarrollar el trabajo, selección de muestras y equipos utilizados.

Capítulo 4 son los resultados obtenidos de cada condición a la que fueron sometidos los aceros, se muestran algunas descripciones de los resultados.

Capítulo 5 aquí se encuentra la discusión sobre los resultados y se explica él porque de los resultados obtenidos comparando el trabajo con resultados obtenidos por otros investigadores.

Capítulo 6 consta de las conclusiones y recomendaciones acerca del trabajo realizado.

Capítulo 2

MARCO TEÓRICO

2.1 Acero

Los aceros se pueden definir principalmente por su composición química, es decir que son aleaciones compuestas de hierro y otros elementos. El elemento principal en este tipo de aleaciones es el carbono; los aceros al carbono pueden contener desde una cantidad insignificante hasta un 2% en peso (%peso). Una aleación con más de 2 %peso de carbono es denominado hierro vaciado (*cast iron*) debido a su alto contenido de carbono, bajo punto de fusión y buenas propiedades de vaciado [3].

2.1.1 Diagrama de equilibrio hierro-carbono

Los diagramas de fase son herramientas útiles para comprender como los compuestos químicos, las estructuras cristalinas y las soluciones sólidas son afectadas por la temperatura y la presión. En un diagrama de fase binario usualmente se muestra la temperatura en el eje de ordenadas y la composición química en el eje de abscisas. En este tipo de diagrama se indican que fases se encuentran presentes en la aleación en condiciones de equilibrio termodinámico además de ser esenciales para entender los efectos en la composición, solidificación y la físico-química del estado sólido en la microestructura de las aleaciones [4]. El uso del diagrama de hierro-carbono es limitado porque algunos tratamientos térmicos buscan específicamente producir estructuras que

no están en equilibrio, mientras que otros están cerca del equilibrio. No obstante, el conocimiento de los cambios que se generan en el acero en estado de equilibrio se acerca a una fase determinada o las transformaciones de fase que resultan; siendo la base de los tratamientos térmicos del acero. La Figura 2.1 muestra el diagrama de equilibrio hierro-carbono para contenido de hasta 7% peso de carbono. Las líneas sólidas muestran el equilibrio entre el carburo de hierro y las fases del acero. Las líneas punteadas indican el equilibrio entre el grafito y las otras fases [3].

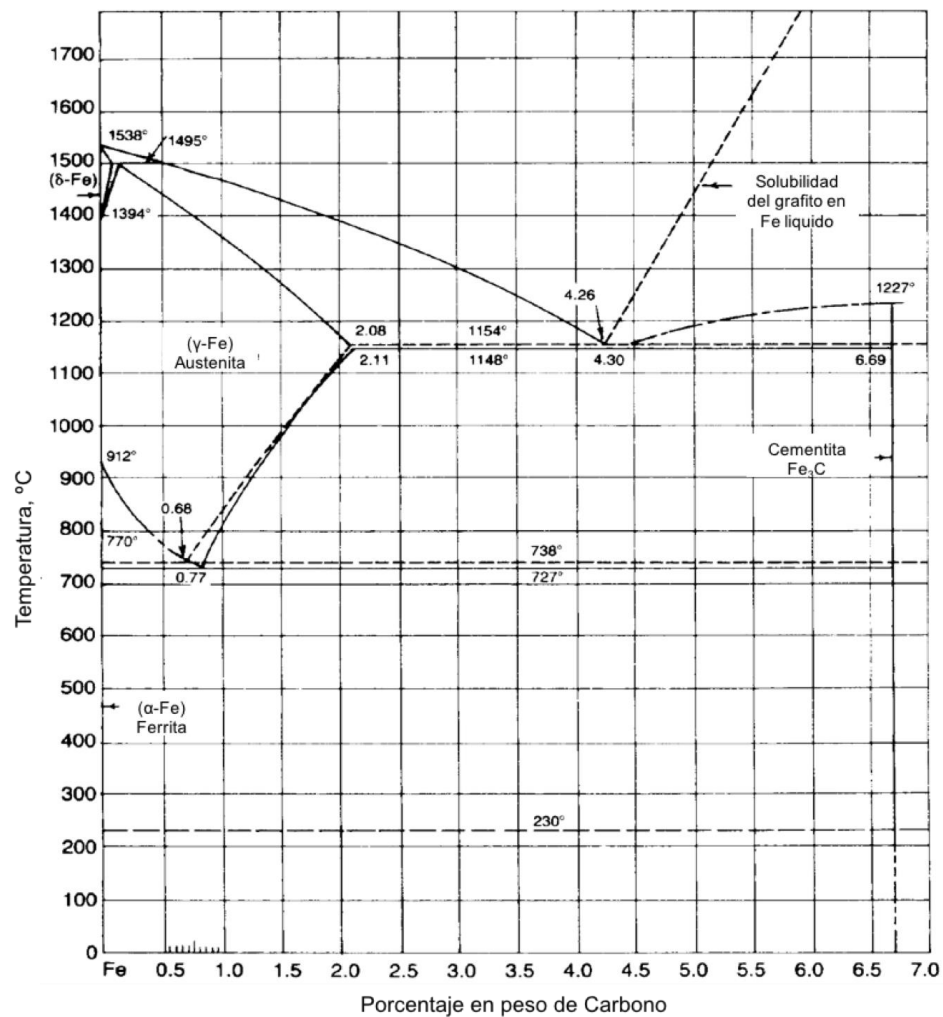


Figura 2.1 – Diagrama de equilibrio hierro carbono. Las líneas solidas indican un diagrama Fe-Fe₃C; líneas punteadas indican el diagrama Fe-grafito de acuerdo a [3].

2.1.2 Fase

Una fase es una porción homogénea de un sistema con propiedades físicas y químicas uniformes [5, 6]. Los componentes son las diferentes sustancias químicas de las cuales se forma una fase. Los grados de libertad son el número de variables independientes del sistema. Si en un sistema existe más de una fase, cada una de ella tiene sus propiedades y un límite que las separa de las otras fases. Como se ha mencionado anteriormente, los diagramas de equilibrio aportan información de las condiciones de equilibrio pero no muestran el tiempo necesario para llegar a este, en diversos casos el estado de equilibrio no se alcanza completamente porque la velocidad para llegar a este es muy lenta, cuando un estado no se encuentra en equilibrio se denomina metaestable, esto quiere decir que puede persistir indefinidamente sin cambios imperceptibles a lo largo del tiempo [5]. Algunas estructuras metaestables son más de interés práctico, hablando de acero; la martensita es un claro ejemplo de una microestructura metaestable, esta microestructura será más detallada en una sección posterior.

2.1.3 Alotropía

Es la posibilidad de que existan dos o más diferentes estructuras cristalinas en una sustancia [5]. Al menos tres alotropías de hierro se encuentran en forma de empaquetamiento: cúbica centrada en el cuerpo (bcc por sus siglas en inglés), cúbica centrada en la cara (fcc por sus siglas en inglés) y hexagonal compacta (hcp por sus siglas en inglés). En la Figura 2.2, los puntos en cada límite entre las fases del hierro puro muestran un estado de equilibrio en el que dos fases pueden coexistir, también se observa un punto donde las tres fases se intersectan llamado punto triple donde coexisten las tres fases de equilibrio. La estructura hcp en el hierro puro solo es estable a muy altas presiones congruente con su alta densidad [7].

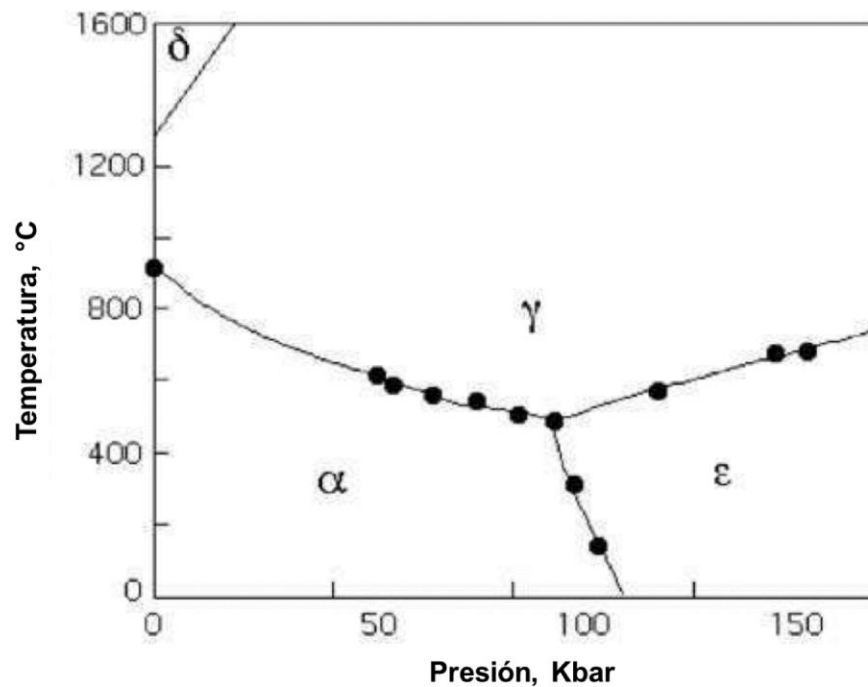


Figura 2.2 – Diagrama de fase del hierro puro. Triple punto con una temperatura de 490 °C y 110 kbar de presión, donde α , γ y ϵ se refiere a ferrita, austenita y hierro- ϵ respectivamente. δ se refiere a α a alta temperatura de acuerdo a [7].

2.1.4 Estructuras cristalinas en el hierro

Muchos de los materiales son policristalinos, esto quiere decir que consisten en pequeños cristales llamados granos. Los granos cristalinos se forman durante la solidificación de la mayoría de los metales y aleaciones. Los límites de grano establecen la separación de las redes cristalinas de los granos individuales, también son el resultado de un proceso de solidificación y se producen como resultado de la orientación ya que éstos quedan congelados en su posición. Los átomos dentro de los límites de grano son altamente forzados y distorsionados; también son sitios de alta energía [4]. A continuación, se explican las tres estructuras cristalinas que tienden a tener los granos metálicos:

- a) Cúbica centrada en las caras (fcc): Como su nombre lo indica además de tener átomos en sus esquinas, tiene un átomo central en cada cara. Las estructuras cristalinas de algunos metales pueden ser alteradas o

transformadas en otra estructura por cambio de temperatura o adiciones de elementos a la aleación. En el caso del hierro la estructura cristalina bcc puede cambiar en fcc cambiando la temperatura del acero. Estos sistemas se caracterizan por tener buena ductilidad a bajas temperaturas. La Figura 2.3 muestra una estructura fcc [4].

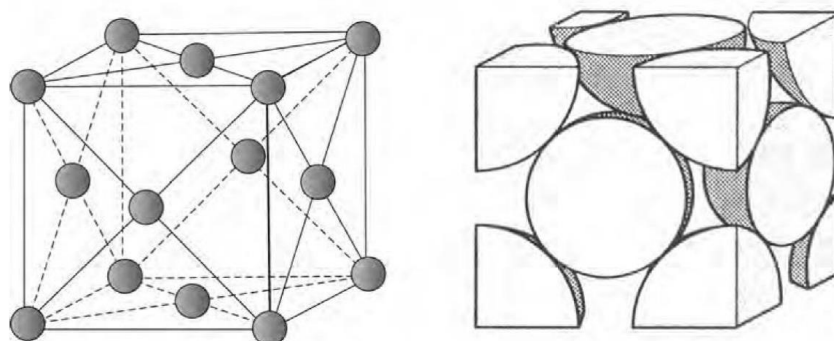


Figura 2.3 – Estructura cristalina cúbica centrada en las caras (fcc) de acuerdo a [4].

- b) Cúbica centrada en el cuerpo: El sistema bcc es igual al sistema cúbico simple solo que éste tiene un átomo adicional en el centro de la estructura. A pesar de que la estructura no es densamente compacta, es una estructura en equilibrio y se puede encontrar en varios elementos metálicos a temperatura ambiente y en algunos elementos de transición, esto se debe a dos factores: los átomos vecinos en la estructura están más cerca que en la estructura fcc lo que mejora la energía de unión de los metales bcc; también la entropía de la red da una buena estabilidad a altas temperaturas. La Figura 2.4 muestra una estructura bcc [4].

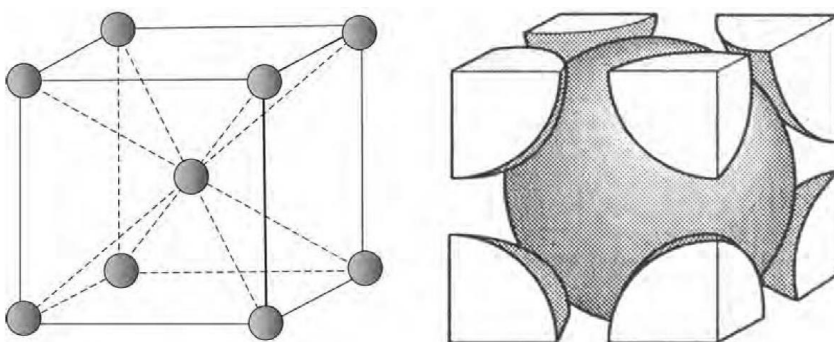


Figura 2.4 – Estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (bcc) de acuerdo a [4].

- c) Sistema hexagonal compacto: Los átomos en la estructura cristalina hcp tienen el mismo arreglo de planos compactos (planos basales) como en la fcc. En esta estructura sus planos se repiten en cada capa para dar una secuencia de apilamiento además cada átomo en la red está en contacto con doce átomos vecinos [4]. En el hierro puro este tipo de estructura cristalina se puede formar a muy altas presiones (arriba de 13 GPa) y es conocido como hierro épsilon [3], no tiene efecto sobre la metalurgia del hierro y es de gran interés para los geofísicos porque es uno de los constituyentes del núcleo interno de la tierra [8]. La Figura 2.5 muestra una estructura cristalina hcp [4].

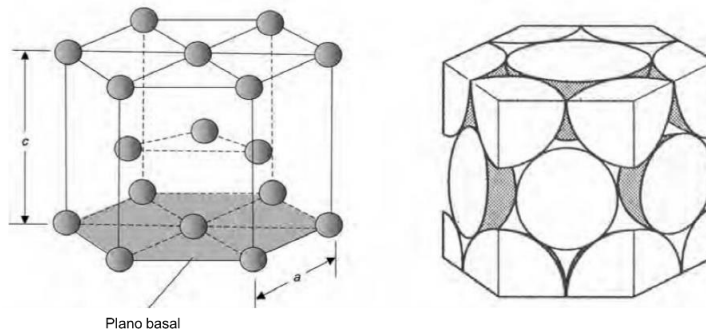


Figura 2.5 – Estructura cristalina hexagonal compacta (hcp) de acuerdo a [4].

2.1.5 Temperaturas críticas del hierro

Como se mencionaba en los puntos anteriores, el hierro es un elemento alotrópico, esto quiere decir que cambia su estructura cristalina a diferentes temperaturas, las cuales se conocen como temperaturas críticas [4]. Estas temperaturas se pueden analizar midiendo los cambios en la transferencia de calor o volumen cuando las muestras son calentadas o enfriadas. En el calentamiento, el calor es absorbido y ocurre una contracción en la muestra por lo que la ferrita y la cementita son reemplazadas por la fase austenita. En el enfriamiento se desprende calor de la muestra y esta se expande transformando la austenita en ferrita y cementita. La absorción o liberación de calor durante la transformación de fase produce una pendiente o “detención” en una gráfica tiempo contra temperatura, para estos arrestos térmicos se usa la

letra “A” que identifica las temperaturas críticas. Hay tres temperaturas de interés en los tratamientos térmicos del acero:

- a) A_1 : corresponde al límite entre el campo de ferrita-cementita y el campo austenita ferrita o austenita cementita;
- b) A_3 : corresponde al límite entre el campo ferrita-austenita y los campos de austenita;
- c) A_{cm} : corresponde al límite entre cementita-austenita y los campos de austenita [3].

La letra “A” viene del francés *arrêt* que significa “detención” esta letra viene acompañada de las letras “c” o “r” para indicar la transformación por calentamiento o enfriamiento, respectivamente. El uso de la letra “c” es para *chauffant*, que viene del francés y que significa calentamiento, si es una transformación por enfriamiento se usa la letra “r” que se deriva de la palabra francesa *refroidissant* que significa enfriamiento [4]. Algunas veces se puede referir a A_1 , A_3 y A_{cm} como Ae_1 , Ae_3 y Ae_{cm} , respectivamente donde la letra “e” indica que está en condiciones de equilibrio. Las transformaciones de fase ocurren (A_1 , A_3 y A_{cm}) por difusión controlada. Estas temperaturas son muy sensibles a la composición química y a la velocidad de calentamiento y enfriamiento, un calentamiento muy rápido deja menos tiempo para la difusión y tiende a incrementar las temperaturas críticas por arriba de las temperaturas asociadas con el equilibrio mientras que un enfriamiento rápido tiende a reducir las temperaturas críticas [3].

La Figura 2.6 muestra las curvas de calentamiento y enfriamiento del hierro puro, se pueden observar las temperaturas críticas del hierro a diferente temperatura con sus respectivas fases [4]. El punto de Curie es la temperatura donde las aleaciones ferromagnéticas al ser calentada por arriba de esta pierden sus propiedades magnéticas [9].

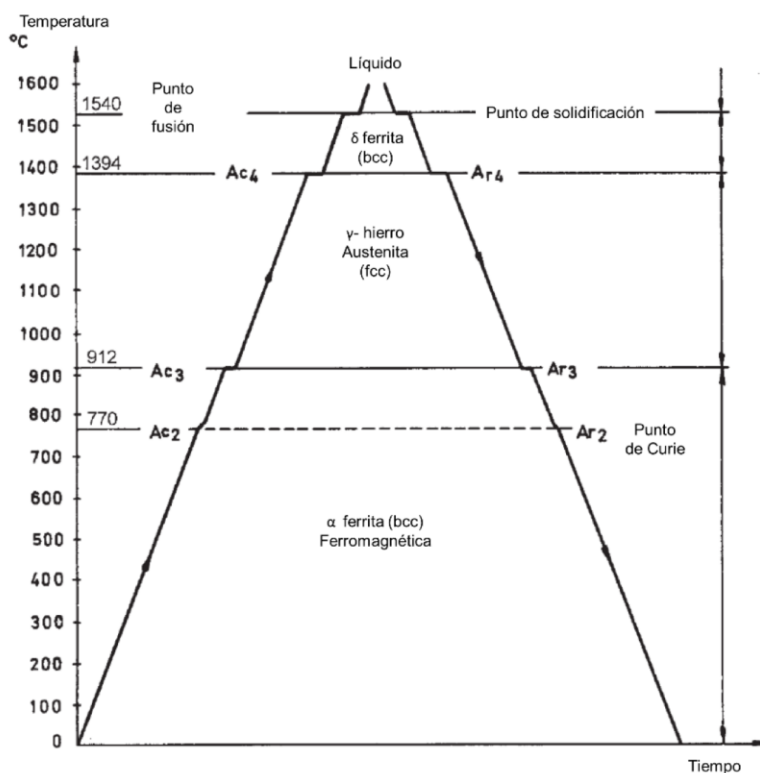


Figura 2.6 – Curvas de calentamiento y enfriamiento en hierro puro de acuerdo a [9].

Las temperaturas críticas para el acero son determinadas experimentalmente, pero también pueden ser calculadas mediante fórmulas empíricas que muestran los efectos de los elementos de aleación en dichas temperaturas, estas fórmulas han sido desarrolladas por análisis de regresión de grandes cantidades de datos experimentales [3]. Las ecuaciones de Andrews 2.1 y 2.2 muestran las temperaturas de formación de austenita, estas fórmulas son válidas para un contenido menor a 0.6% peso de carbono; el contenido de aleación está dado en % peso [10].

$$Ae_1 = 723 - 16.9 Ni + 29.1 Si + 6.38 W - 10.7 Mn + 16.9 Cr + 290 As \quad (\text{Ec. 2.1})$$

$$Ae_3 = 910 - 203\sqrt{C} + 44.7 Si - 15.2 Ni + 31.5 Mo + 104 V + 13.1 W \\ - 30.0 Mn + 11.0 Cr + 20.0 Cu - 700 P - 400 Al \quad (\text{Ec. 2.2}) \\ - 120 As - 400 Ti$$

2.2 Difusión

La difusión es un mecanismo de transporte de masa por movimiento atómico, en un sólido los átomos están vibrando constantemente debido a su movimiento térmico [4]. La difusión de átomos es uno de los procesos más importantes que controlan la velocidad en las transformaciones de fase; se produce con el fin de reducir la energía libre de Gibbs por el cual una disminución de ésta produce que los átomos difundan de regiones de alta concentración a regiones de baja concentración [11]. La difusión en soluciones sólidas sustitucionales puede producirse mediante tres métodos: mecanismo de vacancia, sustitucional e intercambio de átomos. La Figura 2.7 muestra estos tres métodos donde, (a) muestra como un átomo se mueve por salto de vacancia, (b) el átomo en posición normal se mueve a un espacio intersticial, (c) y (d) muestran un movimiento de intercambio directo de átomos; esto se da en condiciones especiales [12].

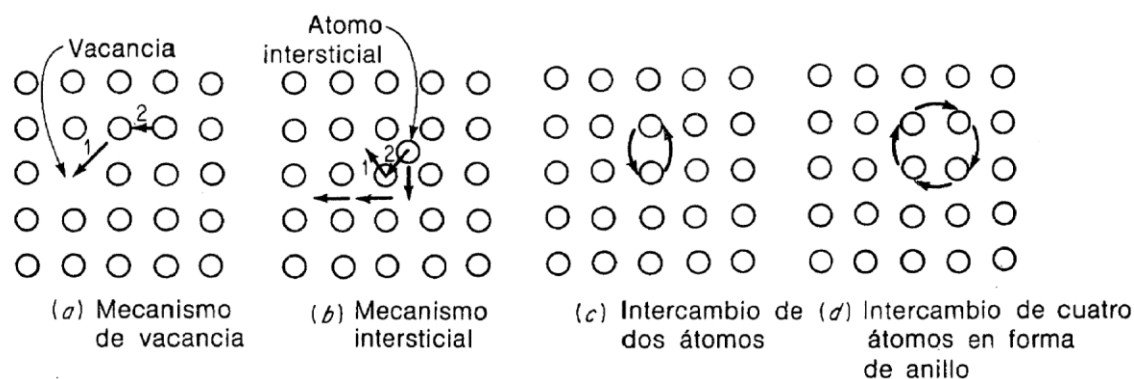


Figura 2.7 – Mecanismos de difusión de acuerdo a [12].

El mecanismo de difusión por vacantes implica un cambio de un átomo de una posición reticular a una vacante o lugar vacío. El proceso necesita varias vacantes puesto que los átomos y las vacantes intercambian posiciones; la autodifusión y la interdifusión ocurren por medio de este mecanismo [5]. Los metales a cualquier temperatura arriba del cero absoluto contienen vacancias,

el número de vacancias en un metal sólido aumenta con la temperatura y está dado por la fórmula:

$$N_v = Ne^{-Q/kT} \quad (\text{Ec. 2.3})$$

donde, N_v es el número de vacancias, N es el número de sitios en la red, Q es la energía de activación para formar vacancias, k es la constante de Boltzmann y T es la temperatura absoluta en grados Kelvin [4].

La difusión intersticial es un mecanismo de difusión que se presenta cuando existe un movimiento de átomos que van desde una posición intersticial hasta otra vecina, ocurre por interdifusión de solutos como el hidrógeno, carbono, nitrógeno y oxígeno. Este tipo de difusión ocurre más rápido que el de vacancia porque los átomos son más pequeños y tienen mayor movilidad [5].

A continuación se describen las dos condiciones en las que se produce la difusión. La primera es la difusión en estado estacionario el cual es el tipo más simple de difusión que existe, sucede cuando la concentración en cada punto no cambia con el tiempo. Un estado estacionario se refiere cuando la concentración en todas partes alcance un valor constante [5, 11] La expresión matemática para este tipo de difusión en una dirección está dado por la ecuación:

$$J = -D \frac{dC}{dX} \quad (\text{Ec. 2.4})$$

El flujo es proporcional al gradiente de concentración, donde D es la constante de proporcionalidad denominada coeficiente de difusión la cual se expresa en metros cuadrados por segundo. El signo negativo indica que la dirección de difusión es contraria al gradiente de concentración, esto quiere decir que va desde la región de alta concentración a la de baja. La ecuación 2.4 es conocida como la *primera ley de Fick* [5].

Por otro lado, puede producirse la difusión en estado no estacionario, este tipo de difusión se lleva a cabo cuando en una zona del sólido, el flujo y el

gradiente de difusión varían con el tiempo, generando una reducción o acumulación de las sustancias que difunden [5]. En este tipo de difusión no es apropiado el uso de la ecuación 2.4, en este caso se utiliza una ecuación de derivadas parciales:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D \frac{\partial C}{\partial x} \right) \quad (\text{Ec. 2.5})$$

La ecuación 2.5 es conocida como la *segunda ley de Fick*, si el coeficiente de difusión es independiente a la composición se simplifica como se muestra en la Figura 2.8:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} \quad (\text{Ec. 2.6})$$

La Figura 2.8 muestra perfiles de concentraciones a tres tiempos de difusión diferente, t_1 , t_2 y t_3 [5].

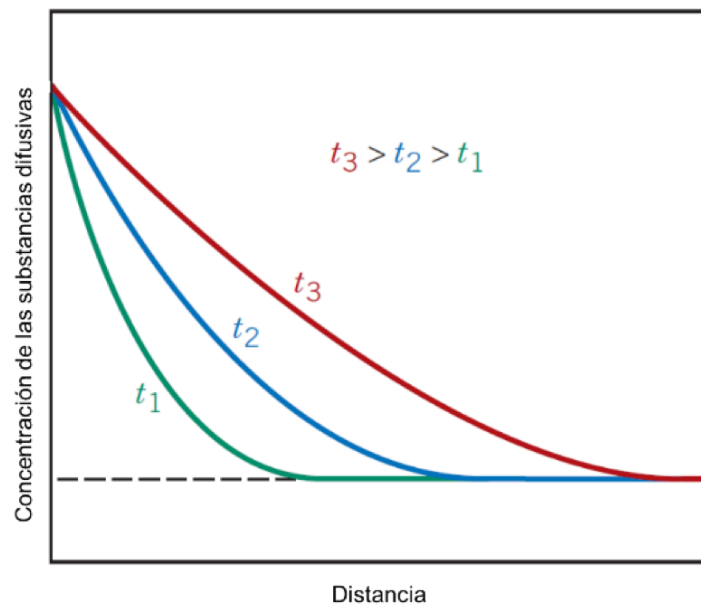


Figura 2.8 – Perfiles de concentración para estado no estacionario a lo largo de 3 diferentes tiempos de acuerdo a [5].

2.3 Fases del acero

En esta sección se mencionan las fases del acero que se pueden encontrar en el diagrama de equilibrio, para el interés de este proyecto se hace énfasis en una sección posterior a la fase austenítica que es la precursora de varias fases y microestructuras. Hay tres diferentes tipos de acero dependiendo del contenido de carbono en la aleación [4]:

- Acero eutectoide con un contenido de carbono cerca del punto eutectoide de 0.77%.
- Acero hipoeutectoide con un contenido de carbono por debajo de la composición eutectoide.
- Acero hipereutectoide con un contenido de carbono arriba de la composición eutectoide.

El punto eutectoide en el diagrama de fases es donde una fase sólida se transforma completamente en dos o más fases sólidas a una sola temperatura y composición. En el caso de una aleación de hierro carbono, la concentración de 0.77% de carbono (ver Figura 2.1), cuando la solución sólida de 0.77% de carbono en austenita se enfría lentamente hasta la temperatura de 727 °C (1,340 °F) comienza descomposición eutectoide; si la temperatura se mantiene arriba de 727 °C el carbono permanece en solución sólida en el hierro gamma, mientras que baja de dicha temperatura la austenita comienza a transformarse en ferrita o cementita [4]. Las fases de acero son las siguientes:

- Ferrita: es el hierro alfa, hierro casi puro; puede contener impurezas de algunos elementos en solución. Su estructura cristalina como ya se ha mencionado es cubica centrada en el cuerpo, tiene aproximadamente una resistencia de 28 kg/mm², 35% de alargamiento y una dureza de 90 unidades Brinell, es la fase más blanda del acero por lo tanto es muy dúctil y maleable [13].
- Cementita: es el carburo de hierro (Fe₃C), contiene un 6.67% de carbono y 93.33% de hierro. Esta es la fase más dura y frágil de los aceros al

carbono, su dureza es aproximadamente 68 HRC y su estructura cristalina es un paralelepipedo ortorrómbico [13].

- **Perlita:** es una microestructura que se forma por capas alternadas de carburo de hierro y ferrita, tiene una resistencia de 80 Kg/ mm² y una elongación de 15%; esta microestructura aparece cuando se somete la austenita a un enfriamiento lento o por una transformación isotérmica [13]. La formación de ferrita comienza con la precipitación de los átomos de carbono para formar la cementita, en el área adyacente a la cementita el hierro carente de carbono empieza a reagruparse para formar la estructura cristalina del hierro alfa, el proceso continúa alternando capas de ferrita y cementita. La Figura 2.9 muestra el proceso de formación de perlita, ésta comienza a lo largo de la frontera de grano de la austenita y dentro del grano [12].

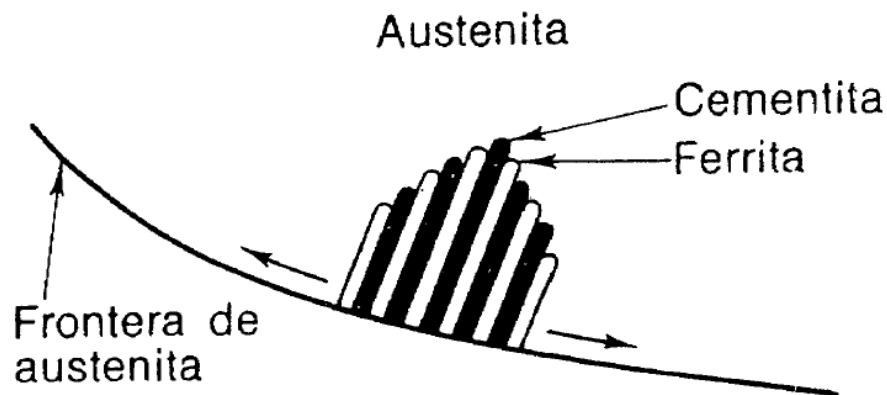


Figura 2.9 – Formación y crecimiento de ferrita a lo largo de la frontera de grano austenítico. De acuerdo a [12].

La Figura 2.10 muestra una metalografía donde se puede observar un claro ejemplo de una microestructura ferrítica-perlítica, se utilizaron ataques químicos especiales para poder diferenciar entre las dos fases, la parte clara corresponde a los granos de ferrita mientras que la parte oscura pertenece a la perlita.

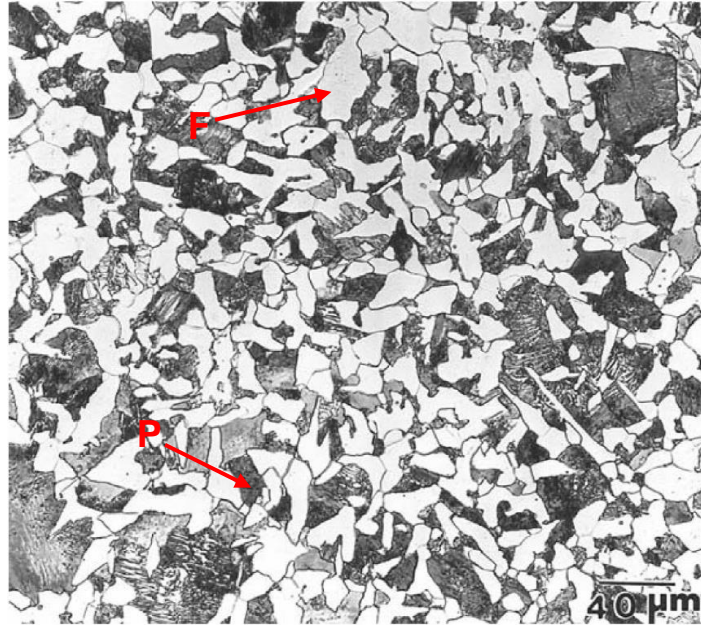


Figura 2.10 – Metalografía de un acero medio carbono AISI/SAE 1040. Se puede apreciar los granos de ferrita (F) en color blanco y la perlita (P) en color obscuro, Picral 4% seguido de Nital 2%, 300x de acuerdo a [14].

2.3.1 Austenita

Para la finalidad de esta investigación en este punto se hará hincapié en la fase austenítica que es una de las fases más importantes en el área de los tratamientos térmicos del acero debido que da origen a otras fases y microestructuras. Como ya se ha mencionado antes, la austenita es una de las fases que se puede encontrar en el diagrama de equilibrio, dicho diagrama muestra que es una estructura estable a altas temperaturas con una estructura cristalina fcc, tiene muy buena ductilidad en caliente y es fácilmente trabajada por laminación y forja para producir pequeñas secciones o formas complejas. La microestructura ferrita-cementita mantiene una estabilidad a temperatura ambiente que al ser calentada da lugar a una transformación dando como resultado la fase austenítica. La alta solubilidad del carbono en esta fase provoca la disolución de la cementita y el carbono concentrado en el carburo de hierro entra en solución a la austenita. La fase austenítica puede contener otras inclusiones y precipitados dependiendo de los aleantes que contiene [3].

Al someter al acero a un calentamiento por arriba de su temperatura crítica de transformación Ac_3 se activa un crecimiento de difusión controlado que involucra variaciones y una redistribución de carbono en la fase alfa, dependiendo de su microestructura inicial da comienzo a la nucleación de la austenita. Para la formación de esta fase se requiere una incubación o tiempo para el crecimiento del primer núcleo, a altas temperaturas la velocidad de difusión de carbono se incrementa dando como resultado una rápida formación de austenita. De acuerdo al mecanismo de difusión, el núcleo de austenita crecerá en los sitios donde la variación de concentración de carbono es elevada. La cementita es la fuente de carbono de la austenita de esta manera la reacción comienza en las interfaces ferrita/cementita ricas en carbono. En ferrita/perlita o en microestructuras esferoidizadas también llamadas globulares, la austenita comienza a nuclear en la perlita o en las partículas de la cementita. Como ya se ha mencionado anteriormente, la formación de austenita es difusional pero en algunos casos puede tener lugar una transformación adifusional como en un calentamiento muy rápido donde se interrumpe la difusión [3, 15, 16]. La Figura 2.11 muestra varios tipos de sitios de nucleación para la formación de la fase austenítica [3].

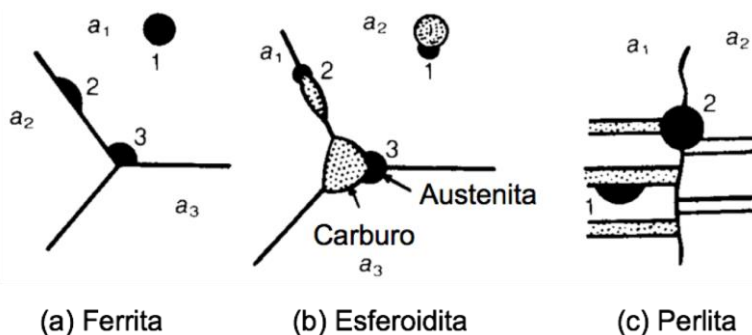


Figura 2.11 – Sitios de nucleación para la formación de austenita en microestructuras de (a) ferrita, (b) esferoidita, y (c) perlita de acuerdo a [3].

Uno de los puntos principales de la experimentación del presente trabajo fue evaluar el efecto de la velocidad de calentamiento en los aceros seleccionados y cómo repercute ésta en su microestructura final. El efecto de la

microestructura inicial en la nucleación de la austenita depende directamente de la velocidad del calentamiento, diversos autores como Garcia y DeArdo (1981) encontraron que la cementita globular en una microestructura ferrítica laminada en frío no actúa como sitios de nucleación para la austenita mientras; que Shirasawa y Thomson (1987) concluyeron que con un calentamiento más rápido la austenita empezaba a nuclear en la interface de dichas microestructuras como consecuencia observaron presencia de austenita dentro de los granos ferrita [15].

La clave del efecto de la velocidad de calentamiento en la cinética de transformación de los aceros laminados en caliente es que a una velocidad de calentamiento lenta la austenita usa como sitio de nucleación a la perlita; mientras que una velocidad de calentamiento rápida fomenta la nucleación en los granos de ferrita, por otro lado en los aceros laminados en frío hay factores adicionales que se deben tomar en cuenta como la distribución de la microestructura inicial. La distribución de la perlita en este tipo de acero es modificada por la deformación en frío; en un calentamiento lento, la recristalización se completa antes de la nucleación de la fase austenítica, en este caso aplica el mismo razonamiento para el laminado en caliente solo que la austenita tendrá diferente morfología debido a la forma de la perlita deformada durante el laminado, la recristalización se alcanza a altas temperaturas cuando se aplica una velocidad de calentamiento mayor de modo que se puede producir simultáneamente con la formación de austenita [15].

En el caso del crecimiento de la austenita varios factores como la velocidad de calentamiento, la microestructura inicial y la química entre otros pueden variar el crecimiento de esta fase. El proceso de austenizado se han reportado que ocurre en dos etapas, durante la primera el aumento de la cantidad de austenita se debe a la transformación de la perlita sin haber ningún cambio en la cantidad de ferrita, mientras que en la segunda una cantidad de perlita puede encontrarse en esta etapa; mientras que la nucleación de los nuevos granos de austenita se da preferentemente en los límites de la interface ferrita-perlita y el crecimiento de los granos de austenita que anteriormente

nuclearon en la ferrita ocurre simultáneamente [15]. En un estudio detallado en aceros de medio carbono (0.36-0.47 %C), la transformación de perlita a austenita puede proceder en uno o dos pasos dependiendo de la velocidad de calentamiento a muy bajas velocidades (0.05 °C/s), la ferrita y la cementita transforman simultáneamente. A una alta velocidad de calentamiento (20 °C/s) un proceso de dos pasos ha sido reportado [15]: los granos de ferrita dentro de la perlita transforman primero en austenita después las láminas de cementita comienzan a disolverse.

La composición química juega un papel muy importante en la nucleación y crecimiento de la austenita, el efecto de cada elemento aleante contenido en el acero puede tener varios efectos sobre estos pasos, por mencionar un ejemplo, el aumento en el contenido de manganeso aumenta la energía de activación para la transformación ferrita-austenita debido a la segregación de manganeso en la superficie de las partículas de carburo, reduciendo así la velocidad de disolución de estos y modificando la nucleación de la austenita. Algunos elementos pueden afectar el crecimiento de la austenita indirectamente, en especial lo referente a una demora en la recristalización o alterando la microestructura inicial, otro ejemplo es la adición de niobio que refina la microestructura inicial de los aceros laminados en caliente antes del rolado en frío creando más interfaces y otros defectos que favorecen la nucleación de la austenita. Maalekian (2012) reportó que este elemento retarda la recristalización y por lo tanto acelera el crecimiento de la austenita, en si la composición del acero afecta el rango de temperaturas críticas Ac_1 - Ac_3 .

Otras de las variables que afecta el crecimiento es la temperatura de calentamiento, factor clave que controla la fracción volumétrica de la fase austenítica y por tanto su contenido de carbono, que a su vez tiene un efecto sobre la estabilidad de esta fase y en la microestructura final formada posteriormente durante el enfriamiento. La velocidad de crecimiento de la austenita está dada por la siguiente ecuación 2.7. [15]

$$v = D \frac{dC}{dx} \left(\frac{1}{\Delta C^{\gamma \leftrightarrow \alpha}} + \frac{1}{\Delta C^{C \leftrightarrow \alpha}} \right) \quad (\text{Ec. 2.7})$$

donde, el valor v es proporcional a la difusividad de carbono en la austenita (D) y al gradiente de concentración de carbono dC/dx dentro del grano de la austenita, también v es inversamente proporcional a la trayectoria de difusión x así como las diferencias entre las concentraciones en la austenita-ferrita $\Delta C^{\gamma \leftrightarrow \alpha}$ y en las interfases carburo-austenita $\Delta C^{C \leftrightarrow \alpha}$ por lo tanto con un incremento en la temperatura los cambios de los parámetros mencionados anteriormente contribuyen a un aumento brusco en v . La velocidad de difusión de carbono aumenta, mientras que los gradientes de concentración a través de los límites de austenita-ferrita y austenita carburo disminuyen. La disminución del gradiente de concentración es más fuerte en austenita-ferrita que en los límites de carburo-austenita, lo que lleva a una velocidad de crecimiento más alta en austenita-ferrita. Los aceros que contiene mayor cantidad de carburos o con buena estabilidad al aumentar su temperatura de calentamiento tendrán como resultado una mayor cantidad de carburos sin disolver en la austenita después de un enfriamiento, obteniendo una microestructura con presencia de carburos como se muestra en la Figura 2.12 [15].

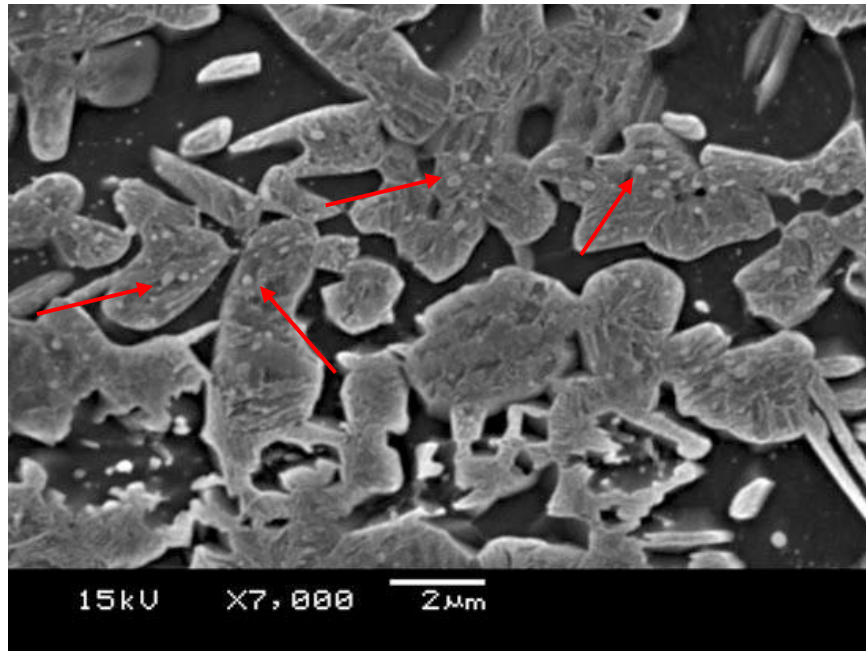


Figura 2.12 – Carburos sin disolver en austenita-original indicados por las flechas de acuerdo a [15].

Como ya se ha mencionado anteriormente, el efecto de la microestructura inicial es de gran importancia debido a que controla la cinética de austenización y la morfología de la mezcla austenita-ferrita, que cambia después de un enfriamiento formando una microestructura final. En términos de austenizado, el efecto de la microestructura inicial se expresa como un cambio en las temperaturas críticas de transformación; y en la velocidad de crecimiento de la austenita en el aumento de la temperatura o tiempo de austenizado. Dyachenko (1982) organizó las estructuras iniciales en: ferrita con carburos globulares, ferrita con láminas de perlita, temple y microestructuras deformadas en frío [15]. La microestructura que contiene carburos globulares tiene un mayor cambio en sus temperaturas Ac_1 y Ac_3 a valores más altos, así como una velocidad de austenizado lenta. La microestructura con bandas de ferrita-perlita después de una alta temperatura de enrollado, se caracterizan por la segregación de manganeso en las bandas de perlita esto da como resultado que la temperatura Ac_1 , en regiones de alto manganeso (perlita), puede ser menor que en los alrededores de los volúmenes de ferrita que promueve la transformación perlita-austenita. Como ya se ha mencionado anteriormente el resultado de la deformación en frío incrementa el número de núcleos de

austenita, por lo cual las etapas iniciales de la austenización se aceleran, el efecto del trabajado en frío en la cinética de austenización no solo depende de la microestructura inicial antes de la deformación en frío, sino también el tiempo de austenizado, contenido de carbono y de la velocidad de calentamiento [15], esta relación se detallará más a fondo en la siguiente sección.

A continuación se describirá el efecto de la velocidad de calentamiento durante el crecimiento de la austenita. El proceso de nucleación y crecimiento bajo condiciones isotérmicas esta descrita por la ecuación 2.8, mejor conocida como la ecuación de Avrami.

$$f = 1 - \exp(-bt^n) \quad (\text{Ec. 2.8})$$

donde, f representa la fracción volumétrica de austenita formada, b es una constante para una temperatura dada, t es el tiempo y n es una constante que caracteriza la cinética [17].

Se ha reportado una aceleración del crecimiento de la austenita aumentando la velocidad de calentamiento [15]. En el estudio de Azizi-Alizamini (2011) reportó que una alta velocidad de calentamiento afecta a la transformación de la austenita durante un calentamiento continuo en una estructura inicial de un acero laminado en caliente (LC) mientras que en los aceros laminados en frío (LF), las fracciones de austenita fueron independientes a las velocidades de calentamiento. En un acero LF, el incremento en la velocidad de calentamiento retrasa el cambio de recristalización de una estructura ferrítica completamente recristalizada a una parcialmente recristalizada mientras; que en la ferrita se retrasa la globulación de las partículas de cementita. En la Figura 2.13, se muestran los mecanismos básicos del efecto de la velocidad de calentamiento en la formación de austenita que dan lugar a las diferencia en la morfología de la mezcla ferrita-perlita y en microestructuras después de su enfriamiento [15].

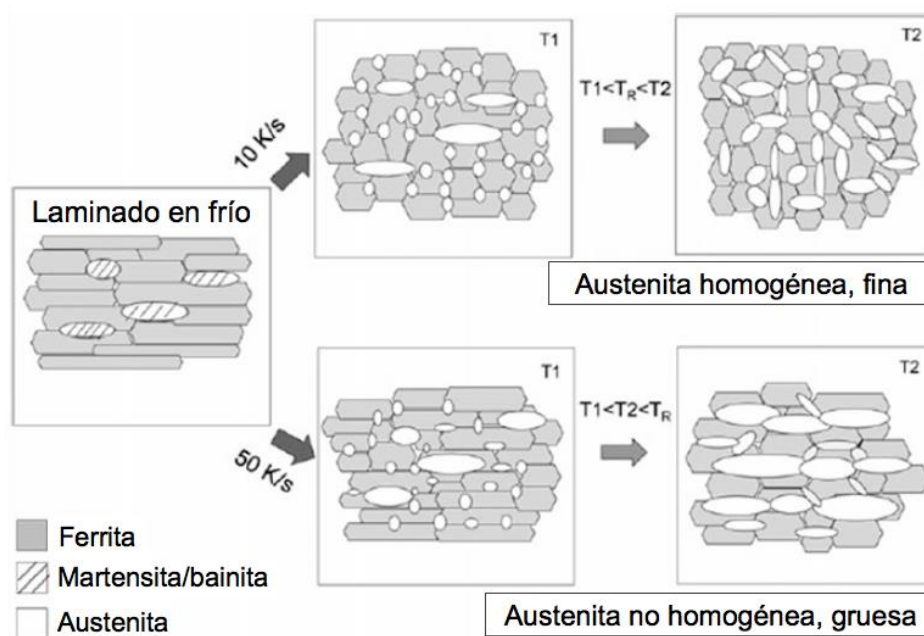


Figura 2.13 – Representación de los mecanismos de formación de austenita que prevalecen para velocidades de calentamiento de 10 y 50 °C/s de acuerdo a [15].

Para altas velocidades de calentamiento, el tiempo disponible para la difusión del carbono es muy corto y el número de granos de ferrita es menor mientras que, a una velocidad de calentamiento alto, menos núcleos de austenita se forman en los límites de grano de la ferrita, que si el acero estuviera sometido a una velocidad de calentamiento más baja y la nucleación de austenita se da en zonas ricas en carbono. La velocidad de calentamiento tiene un efecto insignificante en la fracción volumétrica de la austenita cuando la temperatura aplicada es cercana a la austenización completa esto se debe a la alta difusividad del carbono y a una corta distancia de difusión debido a la gran cantidad de austenita [15].

Respecto a las temperaturas de transformación, el efecto de la velocidad de calentamiento que tiene sobre estas, es que con un incremento en la velocidad se afecta la cinética de formación de la austenita, por lo cual las temperaturas cambian porque hay menos tiempo, para que se lleve a cabo la difusión requiriendo así altas temperaturas de austenizado para crear condiciones favorables para el proceso de difusión. En el caso de los aceros LF las temperaturas críticas Ac_1 y Ac_3 se reducen por efecto de la laminación, la recristalización es controlada por grado de trabajado en frío, velocidad de

calentamiento y contenido de la aleación. Las velocidades de calentamiento también influyen en la precipitación y engrosamiento de precipitados como lo son AlN y NbC. Con un aumento de la velocidad de calentamiento las temperaturas críticas Ac_1 y Ac_3 aumentaran continuamente, conforme el aumento de la velocidad, el tamaño de grano austenítico es menor lo que puede resultar en una estructura martensítica más fina después de un enfriamiento [18, 19, 20].

2.4 Tratamiento Térmico

La definición aceptada para tratamiento térmico (TT) es calentar y enfriar un metal sólido o una aleación con el fin de obtener condiciones o propiedades específicas en estos [21]. Los tratamientos térmicos son muy importantes debido a que las microestructuras y propiedades de los aceros son obtenidos de esta manera, hay varios tipos de tratamientos térmicos en los que se busca darles propiedades específicas al acero dependiendo de su aplicación. A continuación, se mencionará la clasificación de estos, así como una breve descripción acerca de cada proceso.

- a) Normalizado: Es un proceso que tiene por objetivo obtener una microestructura uniforme y un tamaño de grano fino de ferrita-perlita en el acero. Se lleva a cabo al calentar por arriba de la temperatura Ac_3 (A_{cm} para el caso de los aceros hipereutectoides) seguido por un enfriamiento en aire estático hasta temperatura ambiente, la transformación $\alpha/\gamma/\alpha$ que se produce aumenta el número de granos debido a la nucleación y crecimiento de nuevos granos. El normalizado es básicamente un tratamiento de homogenizado o refinamiento de granos. El material usualmente es calentado 55 °C (100 °F) por arriba de la temperatura crítica, la temperatura del proceso depende de la composición química de cada acero pero normalmente se usa una temperatura aproximadamente de 870 °C (1600 °F) [3, 12, 21, 22].
- b) Recocido: El recocido consiste en calentar y mantener la temperatura seguido de un enfriamiento, es usado para suavizar metales y para

producir cambios en las propiedades o en la microestructura. Este proceso se lleva a cabo calentando el acero por arriba de la temperatura A_{c3} , seguido de un enfriamiento lento en horno. El recocido implica la formación de austenita que al aplicarle un enfriamiento lento formará ferrita-perlita, cuando es un recocido completo se debe de cuidar el enfriamiento para evitar la formación de perlita gruesa para asegurar buenas propiedades mecánicas. Este proceso facilita el maquinado del acero y el trabajado en frío entre otros. El recocido es usado también para eliminar esfuerzos residuales debido a un maquinado excesivo o a un tratamiento térmico [3, 12, 21, 22].

c) Endurecimiento superficial: Este tratamiento térmico busca mejorar la resistencia de la superficie de una pieza manteniendo el interior “suave”. Los cuatro tratamientos más usados para mejorar la dureza de la superficie son [21]:

- Carburizado que consiste en la absorción y difusión de carbono en una aleación ferrosa por medio de un calentamiento en un ambiente rico en carbono.
- Carbonitrurado es un proceso en el que un material ferroso es calentado por arriba de la temperatura de transformación en una atmosfera gaseosa para la absorción simultánea de carbono y nitrógeno por medio de difusión.
- Nitrurado es el proceso de introducir de nitrógeno en la superficie de aleaciones ferrosas manteniendo una temperatura por debajo de la temperatura A_{c1} .
- Nitrocarburizado es el proceso por el cual el nitrógeno y el carbono es absorbido en las capas de la superficie de varias aleaciones de acero a temperaturas por debajo de su temperatura A_{c1} .

d) Temple: Es un enfriamiento rápido partiendo del austenizado o tratamiento de solución, su objetivo es obtener una microestructura, dureza y resistencia requerida, minimizando los esfuerzos residuales, la

distorsión y la presencia de grietas. La capacidad del temple para endurecer el acero depende de las características de enfriamiento del medio templante. Los aceros de alta aleación y los inoxidable pueden templarse para reducir los carburos en el límite de grano y para mejorar la distribución de la ferrita; sin embargo, la mayoría de los aceros es utilizado para obtener martensita en la microestructura final [21]. Este proceso será descrito a profundidad en la sección 2.4.3.

- e) Revenido: Este tratamiento es aplicado después de un endurecido o un normalizado, el acero se calienta por debajo de su temperatura crítica inferior seguido de un enfriamiento, esto para incrementar la ductilidad, la tenacidad y aumentar el tamaño de grano en la matriz. Después de un endurecimiento el acero es recalentado para obtener propiedades mecánicas deseadas y liberar esfuerzos que se producen durante el temple [21].
- f) Tratamiento en frío y criogénico del acero: Se utiliza para mejorar la transformación de austenita en martensita en el caso de endurecimiento, también es aplicado para liberar esfuerzos en fundiciones y piezas maquinadas [21].

2.4.1 Austenizado

Como ya se ha explicado anteriormente la mayoría de los tratamientos térmicos parten de un calentamiento, este es aplicado durante un tiempo específico dependiendo del proceso que se va a realizar. Este calentamiento aplicado se llama austenizado y es uno de los pasos importantes para la obtención de microestructuras en los aceros. El austenizado es básicamente calentar el acero a una temperatura de entre 30-50 °C por encima de A_{c3} , para asegurar una transformación austenítica y tener una microestructura homogénea. Una de las variables importantes en este proceso es el tiempo de permanencia, como regla general el tiempo de austenizado es 1 hora por cada 25 mm de espesor, formando una microestructura de austenita homogénea. Una baja temperatura de austenizado puede producir una transformación

incompleta, lo cual disminuye la dureza; después del endurecimiento, una alta temperatura de austenizado puede resultar en una baja dureza debido a una microestructura final más gruesa, alta cantidad de austenita retenida después del temple o descarburizado y oxidación en la superficie. Un austenizado alto puede incrementar la distorsión y la formación de grietas en el espécimen [23, 24].

2.4.1.1 Elementos estabilizadores de la fase gamma

El acero al ser una aleación contiene otros elementos químicos que influyen en las temperaturas críticas de transformación. Con la adición de estos elementos al sistema hierro-carbono, el punto de fusión o recristalización experimenta un descenso, pero las temperaturas de equilibrio A_3 y A_4 pueden variar incrementando o disminuyendo según cada elemento aleante. El grupo de elementos que eleva la temperatura A_4 y disminuye la temperatura A_3 son denominados elementos gammágenos o estabilizadores de la austenita, este grupo de elementos los podemos encontrar en la tabla periódica a la derecha del hierro; adicionalmente se tiene al manganeso. Así como hay elementos que favorecen a la fase gamma, hay un grupo de elementos que favorecen a la fase alfa, estos disminuyen la temperatura A_4 y aumentan la temperatura A_3 incrementando el campo de ferrita en el diagrama de equilibrio, por lo cual son denominados alfégenos, estos son encontrados a la izquierda del hierro [25]. Algunos elementos gammágenos más característicos son níquel, manganeso, cobalto, cobre y carbono. La Figura 2.14 muestra la concentración de algunos elementos aleantes con respecto a la temperatura eutectoide, se puede observar como el manganeso y el níquel bajan dicha temperatura por lo cual actúan como elementos gammágenos o estabilizadores de austenita [26].

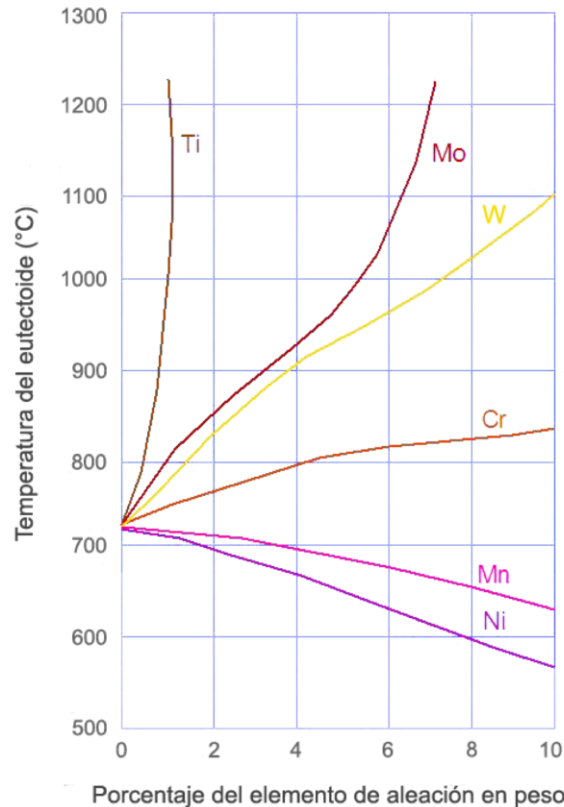


Figura 2.14 – Efecto de elementos aleantes en la temperatura de transformación eutéctica, modificado de [26].

En el caso de los elementos alógenos se encuentran el cromo, tungsteno, molibdeno, vanadio, aluminio y silicio, algunos de esos elementos también son formadores de carburos y aumentan la temperatura A_3 .

2.4.2 Mecanismos de endurecimiento en los metales

En la siguiente sección se describirán brevemente algunos mecanismos de endurecimiento en los metales. Todos estos mecanismos ayudan a mejorar las propiedades mecánicas de los metales, en su mayoría se basan en el principio de restricción o dificultando el movimiento de las dislocaciones. Antes de describir los mecanismos es importante entender que es una dislocación.

Una dislocación es un defecto lineal en la red cristalina y es responsable del fenómeno de deslizamiento por el cual los metales se deforman plásticamente. La ausencia de obstáculos promueve el movimiento libre de dislocaciones a lo largo de la estructura cristalina con solo aplicar una pequeña

fuerza. Existen dos tipos de dislocaciones: de borde y de tornillo, en las dislocaciones de borde hay un plano parcial de átomos adicionales por encima o debajo de la línea de dislocación, y dependiendo de la orientación de la fila adicional de átomos esta puede ser negativa o positiva. En el caso de las dislocaciones de tornillo, un eje en espiral une dos planos paralelos. Algunas veces se pueden tener los dos tipos de dislocaciones en la red que son conocidas como dislocaciones mixtas [4, 27].

La Figura 2.15 muestra un ejemplo de dislocación de borde en una estructura cubica simple. En esta se observa la formación hipotética de la dislocación, un corte ocurre en el plano a lo largo de ABCD de la parte “floja” del cristal a la derecha, resultando en el escalón del lado izquierdo del plano AD [28]. Un ejemplo de la formación de una dislocación de tornillo es mostrada en la Figura 2.16, se observa un desplazamiento en la parte de arriba del cristal en la mitad derecha e izquierda del plano EBCF sobre un espacio de la red paralelo a BC [28].

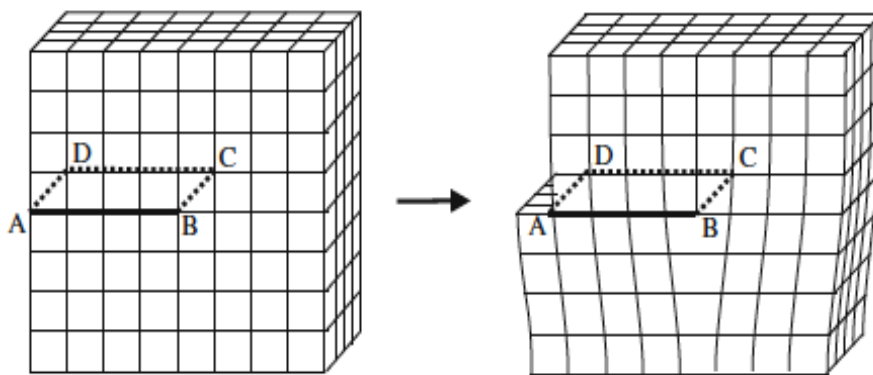


Figura 2.15 – Formación hipotética de una dislocación de borde [28].

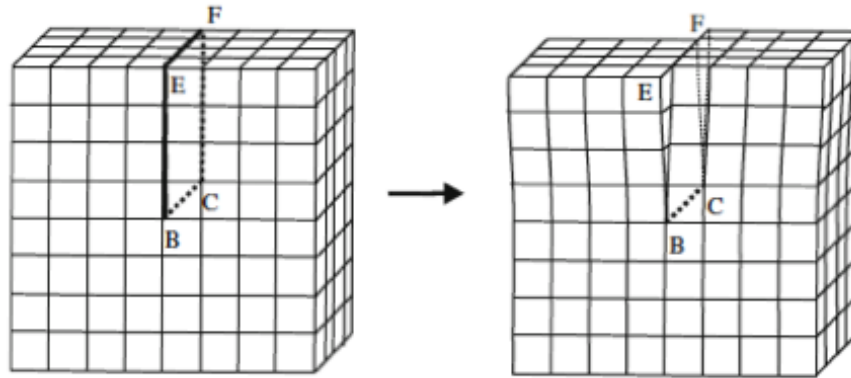


Figura 2.16 – Formación de una dislocación de tornillo [28].

Hay varios procesos para endurecer un metal, estos son: solución sólida, refinamiento de grano, por deformación, precipitación y transformación martensítica.

- Solución Solida: Es un fenómeno que ocurre cuando el número de átomos de impurezas (soluta) en la red cristalina del elemento básico (solvente) es muy pequeña y no son capaces de formar fases de precipitación estables o metaestables bajo cualquier condición de tratamiento térmico. Hay dos tipos de solución solida: sustitucional e intersticial, y depende directamente de los átomos de soluto presentes. Los átomos de impurezas mejoran las propiedades mecánicas y la dureza se incrementa directamente con la diferencia de tamaño de los átomos de soluto y solvente [16, 27].
- Refinamiento de grano: Los granos de acero se pueden refinar por medio de un proceso de recristalización bajo un calentamiento arriba de su temperatura A_{c3} . Esto tiene un efecto de reducción en el tamaño de grano, siendo esta una de las características más importantes del acero debido a que después de un enfriamiento se pueden obtener microestructuras más finas. El tamaño de grano tiene un efecto considerable en la resistencia de los aceros [16].
- Por deformación: Con la deformación plástica resultado del trabajado en frío se incrementa el número de dislocaciones, la interacción de estas produce un alto estado de esfuerzos internos. El aumento de la

resistencia se da por la interacción de las dislocaciones evitando el movimiento [27].

- **Precipitación:** también llamado endurecimiento por envejecido es producido por un tratamiento de solución seguido de un temple en una aleación en el que la segunda fase se encuentra en solución sólida a altas temperaturas, pero precipita al temple y envejece a bajas temperaturas. La resistencia de la aleación aumenta por la precipitación de partículas de la segunda fase que están dispersas enriqueciendo los átomos de los componentes de aleación, el incremento está en base a la dispersión y fracción volumétrica de las partículas. El aumento en la resistencia se debe al incremento de obstáculos restringiendo el movimiento de las dislocaciones en la red [16, 27].
- **Transformación martensítica:** Se refiere a un enfriamiento desde un rango de temperatura de solución sólida a una velocidad de transformación muy alta para la formación de martensita, esta se caracteriza por el aumento de dureza. En el siguiente punto se describirá el proceso de temple y sus características [16].

2.4.3 Temple

Una de las características más importantes en los aceros es su microestructura, para obtener las propiedades deseadas se deben de tomar en cuenta varios parámetros durante el tratamiento térmico como lo son, geometría, composición química y las condiciones en las que se encuentra el material. El temple, como ya se mencionaba en el punto anterior, es un enfriamiento aplicado al acero a una velocidad elevada desde una temperatura de austenizado o de solución. El objetivo principal de este proceso es alcanzar la microestructura, dureza y resistencia deseadas mientras se minimiza los esfuerzos residuales y la distorsión [16, 21, 23, 29].

El proceso del temple consiste en sumergir el acero en un medio templante a muy baja temperatura después de haberlo mantenido a una temperatura de austenizado generándose velocidades de enfriamiento muy

rápidas para así obtener, en la mayoría de los casos, la microestructura martensítica; la efectividad del temple depende de la composición química, medio templante y las condiciones de uso del temple [21, 23, 30]

2.4.3.1 Medios templantes

La selección de los medios templantes para obtener las microestructuras deseadas depende de varios factores como es la templabilidad del acero, espesor, forma y velocidad de enfriamiento. La intensidad del temple varía con el tipo de medio templante, concentración, temperatura y velocidad de agitación. La rapidez de enfriamiento durante este proceso depende del medio templante, hay varios líquidos utilizados como el aceite que puede contener una variedad de aditivos, el agua, soluciones poliméricas y la mezcla de agua con sales o aditivos cáusticos, cada uno de estos con diferente velocidad de extracción de calor. En la Figura 2.17 se puede observar las curvas de enfriamiento obtenidas para diferentes medios en el centro de una barra de acero inoxidable, la salmuera y el agua tienen mayor velocidad de enfriamiento respecto al aceite y sales fundidas [12].

Con el incremento de las dimensiones de la muestra a temprar el enfriamiento será proporcionalmente más lento, esto tendrá como resultado que el núcleo de la muestra tenga un enfriamiento lento [20]. El calor interior en el núcleo de la pieza debe eliminarse por conducción a través de la misma pieza, eventualmente alcanzando la superficie y al medio templante, esto indica que la velocidad de enfriamiento en el núcleo es menor que en la superficie [12].

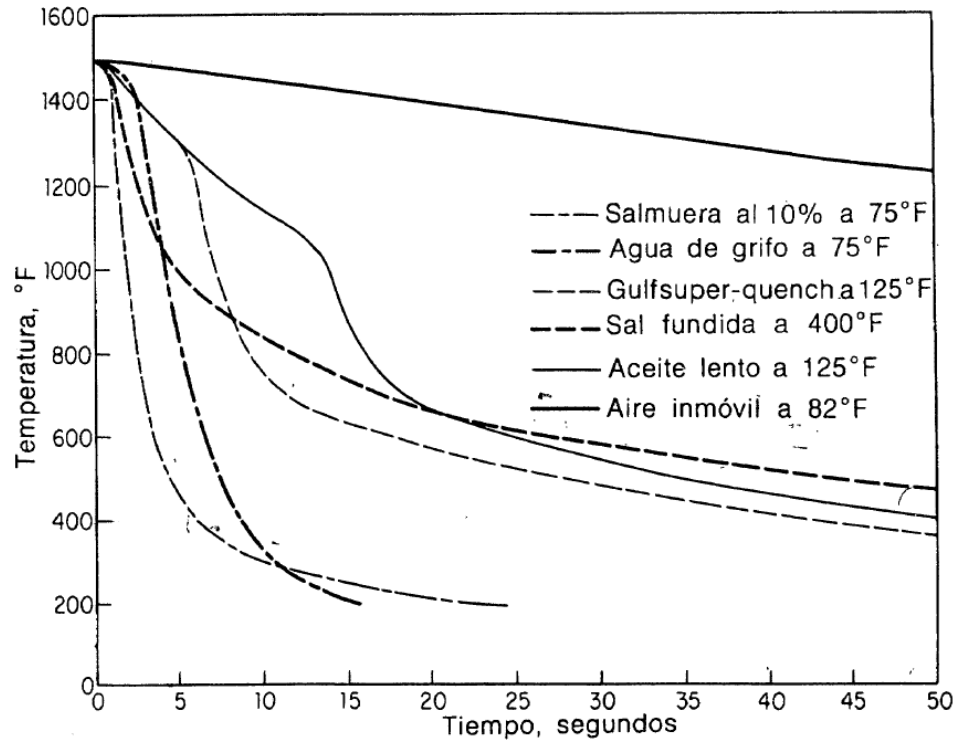


Figura 2.17 – Curvas de enfriamiento obtenidas en el centro de una barra de acero inoxidable [12].

Como ya se ha mencionado anteriormente, una velocidad de enfriamiento alta provoca que la superficie se enfríe más rápido que el núcleo, esto debido a los gradientes de temperatura. A su vez durante la transformación de fase, la superficie se contrae más rápido que el núcleo provocando esfuerzos a tensión en la superficie, mientras que en el centro se producen esfuerzos a compresión para crear un balance con la superficie. Estos esfuerzos durante el temple pueden dar como resultado distorsión y presencia de grietas [31].

2.4.3.2 Temple en gas

Otra clase de medios templantes que se pueden encontrar son los gases. Este tipo de temple a diferencia de los demás procedimientos se realiza aplicando un flujo de gas sobre la superficie de la muestra. El enfriamiento con gas se usa generalmente cuando se necesita una velocidad más rápida, para obtener las propiedades requeridas que en un enfriamiento al aire, y cuando un

enfriamiento en aceite no es deseado debido a los esfuerzos residuales, grietas y así como sus problemas de manejo en planta (biológicos, toxicológicos y de seguridad) [16].

El aire como medio templante es muy común pero tiene una desventaja: no se alcanza el endurecimiento deseado en el acero a pesar de aumentar la velocidad de flujo que acelera la velocidad de enfriamiento. Una de las ventajas que tiene el aire con respecto a los gases de temple, es que este medio es más barato y es uno de los medios más conocidos y entendidos para templar. El gas es una alternativa a los medios templantes líquidos, esto debido a que se reduce la distorsión resultado de una velocidad de enfriamiento más uniforme. Unos de los problemas que se pueden encontrar en otros medio templantes es el descarburizado, esto debido a que la capa formada debe removerse después de temple aumentando los costos de manufactura. Por otro lado, el temple con gas no presenta este problema debido a que se lleva a cabo en hornos al vacío y se tiene más control sobre la atmosfera, reduciendo así los costos de producción [31].

Una de las diferencias fundamentales del temple con gas respecto a otros es el mecanismo de transferencia de calor durante el proceso. A diferencia de los otros medio templantes por inmersión, la transferencia de calor ocurre debido a una transferencia por convección forzada entre la superficie del metal caliente y el gas. Este tipo de transferencia de calor de una sola etapa tiene como consecuencia que no exista una variación drástica en la temperatura como se puede encontrar en otro medio templante.

Los gases inertes comúnmente usados son el argón, nitrógeno, helio e hidrógeno. El desempeño de un gas de temple depende de sus propiedades físicas. El argón ha sido utilizado por décadas para el temple, pero es el menos eficiente en lo que respecta a los demás gases y no es recomendable para templar acero para herramientas. El nitrógeno es uno de los gases más comúnmente usados para el temple por las rápidas velocidades de enfriamiento alcanzadas en comparación con el argón, pero en la mayoría de los casos estas velocidades de enfriamiento son insuficientes para endurecer completamente la

mayoría de las aleaciones de acero limitando así su aplicación. Por otro lado, está el helio que es una buena alternativa al nitrógeno, su conductividad térmica es seis veces mayor.

En la Figura 2.18 se pueden observar las curvas de enfriamiento en una prueba de temple con gas para una probeta cilíndrica de Inconel 600 con dimensiones de 30 mm de diámetro con 90 mm de largo, los números 1-5 indican la posición de varios termopares a lo largo de la muestra, estos fueron colocados 2 mm bajo la superficie mostrando que la temperatura de la superficie es muy similar a la temperatura del centro esto tiene como resultado una baja distorsión [31].

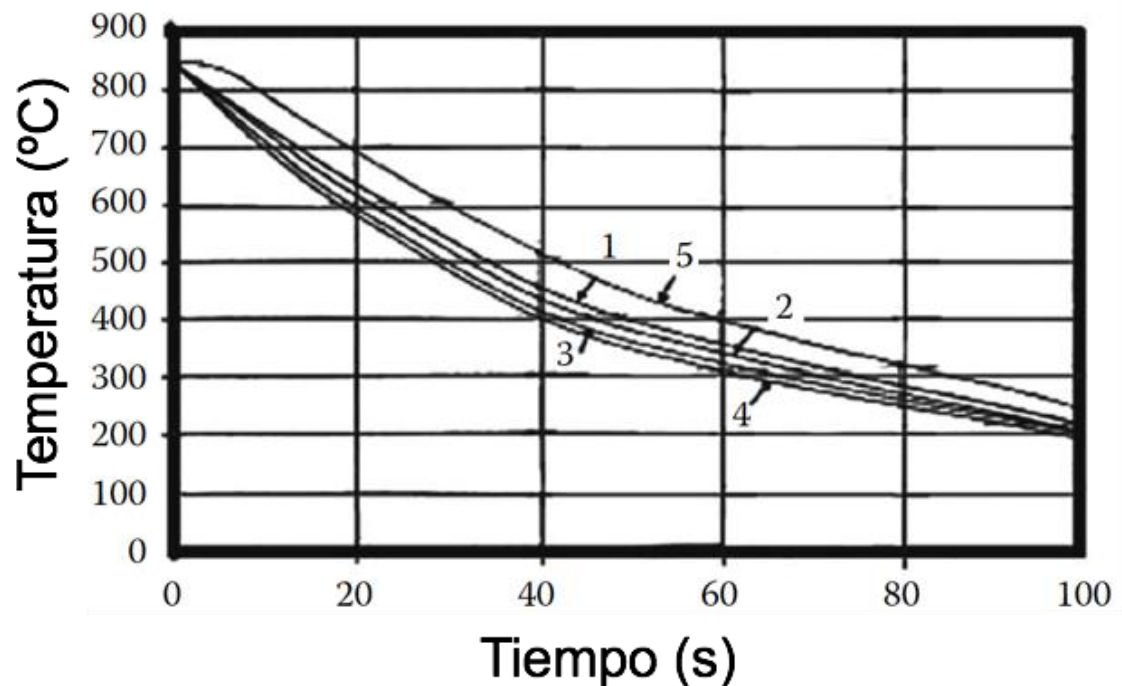


Figura 2.18 – Curvas de enfriamiento obtenidas en una probeta de Inconel 600 templada en 10 bar He de acuerdo a [31]

El coeficiente de transferencia de calor no solo depende de la conductividad térmica sino también de la capacidad calorífica específica, peso molecular y tamaño; mientras la capacidad calorífica y el peso molecular sean mayor tendrá como resultado una mayor cantidad de calor transferido.

El helio tiene mejores propiedades de transferencia que otros gases debido a que tiene una alta conductividad térmica, bajo peso molecular por lo tanto necesita menos potencia de ventilador para alcanzar altas velocidades de temple, su diámetro molecular pequeño resulta en una distancia promedio entre colisiones de moléculas más larga con una alta velocidad de enfriamiento. Los gases con moléculas pequeñas y livianas, tienen una gran conductividad térmica debido a que las moléculas se pueden mover rápido y a una distancia más larga sin colisión [32]. El hidrógeno al igual que el helio posee muchas ventajas sobre el nitrógeno, como ya se ha mencionado anteriormente las rápidas velocidades de enfriamiento alcanzadas resultan en un intercambio de calor más eficiente, además de mejorar la dureza en el núcleo y la superficie [31]. El temple con helio posee dos grandes desventajas que son, el alto precio y disminución en la oferta del gas; mediante sistemas de reciclaje de gas el uso del helio cada vez es económicamente atractivo [33]. Uno de los métodos para aumentar la velocidad de enfriamiento durante el temple con gas es aumentar las velocidades de flujo en la cámara de temple. Las altas presiones del gas durante el temple proporcionan altas velocidades de enfriamiento, de acuerdo a la ley de enfriamiento de Newton, la densidad de flujo de calor en la superficie del componente a templar depende de la diferencia entre la temperatura de la superficie y en la del gas circundante [31].

La Figura 2.19 donde se observan las diferentes curvas de enfriamiento para un material de 25 mm de diámetro, muestra que el argón es el menos eficiente comparado con otros medios templantes como el helio [31].

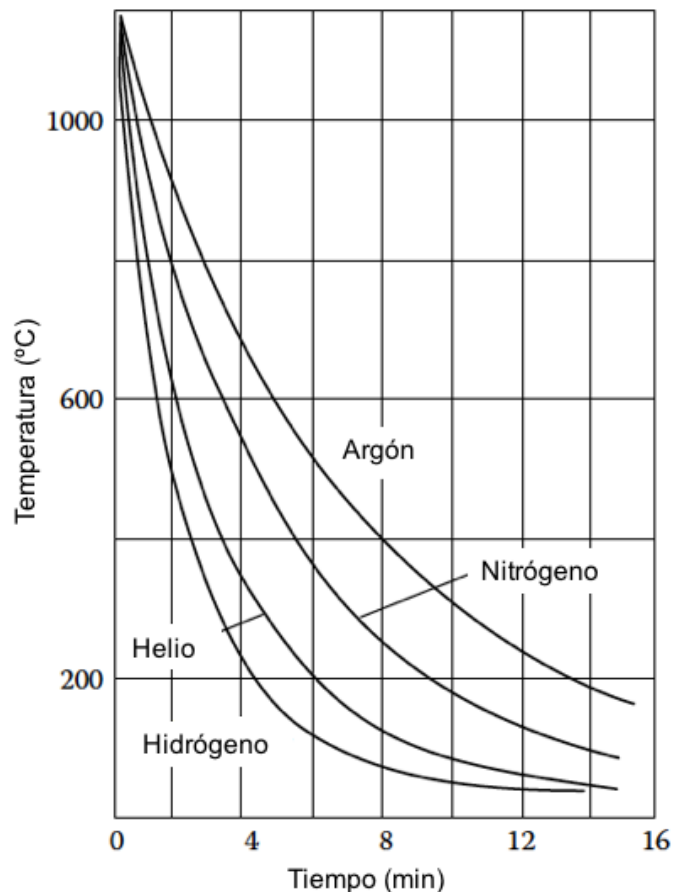


Figura 2.19 – Curvas de enfriamiento para diferentes gases en una probeta de 25 mm de radio de acuerdo a [31].

2.4.3.2 Templabilidad

La templabilidad es la capacidad que tienen las aleaciones hierro-carbono para ser endurecidas mediante la formación de martensita después de un tratamiento de austenizado y temple. Esta capacidad es una medida cualitativa de la velocidad a la que la dureza disminuye con respecto a la superficie, debido a la disminución del contenido de martensita. Por otra parte, en proceso es posible asignar un valor cuantitativo como la velocidad crítica de temple para asegurar la transformación martensítica. El término alta templabilidad en el acero se refiere a la habilidad de la aleación para producir un alto contenido de martensita en todo el volumen de la muestra que se está templando, alcanzar un alto nivel de dureza depende principalmente del

contenido de carbono en la aleación, más específicamente en la cantidad de carbono que hay disuelto en la austenita después del tratamiento de austenizado. No obstante con el incremento de la concentración de carbono se dificulta la transformación martensítica partiendo desde la fase austenítica, esto tiene como resultado el incremento de austenita retenida y baja resistencia [31]. La Figura 2.20 muestra la influencia de la concentración de carbono sobre las temperaturas de transformación martensítica durante un enfriamiento rápido donde, M_s se refiere a la temperatura de inicio de la martensita y la M_f a la temperatura final de transformación y se puede observar que la variación de contenido de carbono en la aleación afecta dichas temperaturas [31].

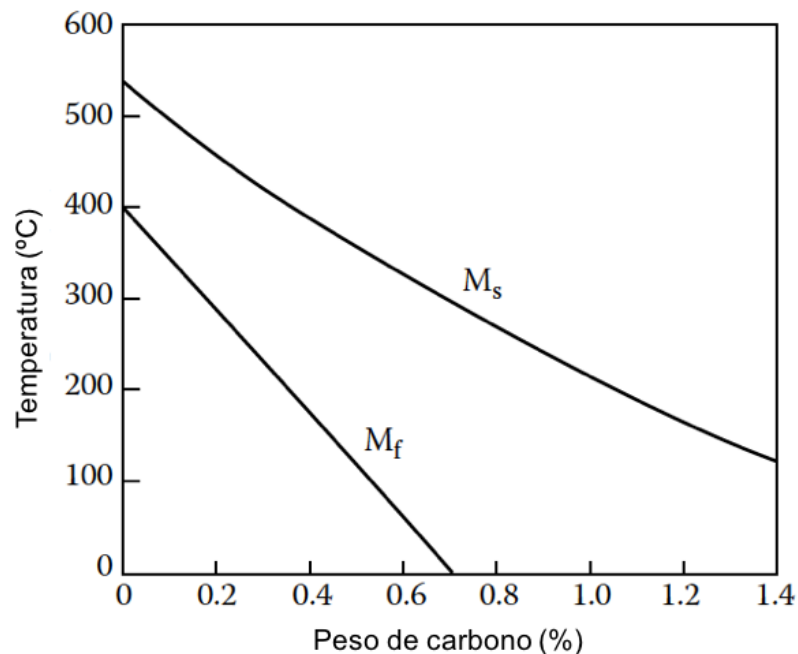


Figura 2.20 – Influencia del contenido de carbono en aceros de la temperatura de inicio y final de formación martensítica. De acuerdo a [31].

La templabilidad también se refiere a la distribución de dureza dentro de la sección transversal de una muestra partiendo desde la superficie hasta el centro después de aplicarle un enfriamiento rápido, esta depende de la cantidad de elementos aleantes sustitucionales y el contenido de carbono que se disuelve en la fase austenítica durante el calentamiento [31].

La templabilidad se ve afectada por algunos factores como la temperatura de calentamiento, la presencia de impurezas en el material, la falta de homogeneidad química y el grado de deformación solo por mencionar algunas [34]. La composición química juega un papel muy importante debido a que cualquier cambio o modificación de esta hará que varíe la rapidez crítica de enfriamiento. La Figura 2.21 muestra lo que podría suceder en un caso real cuando hay una variación de la composición química en un acero. En este caso un acero con una concentración mayor de elementos aleantes resulta en una curva de enfriamiento que no alcanzará a tocar la nariz de transformación, llegando a la temperatura de inicio de martensita obteniendo su dureza total; mientras que con una concentración menor de elementos, la nariz de transformación estará recorrida hacia la izquierda esto evitara que se obtenga una microestructura completamente martensítica comprometiendo la dureza del acero [12].

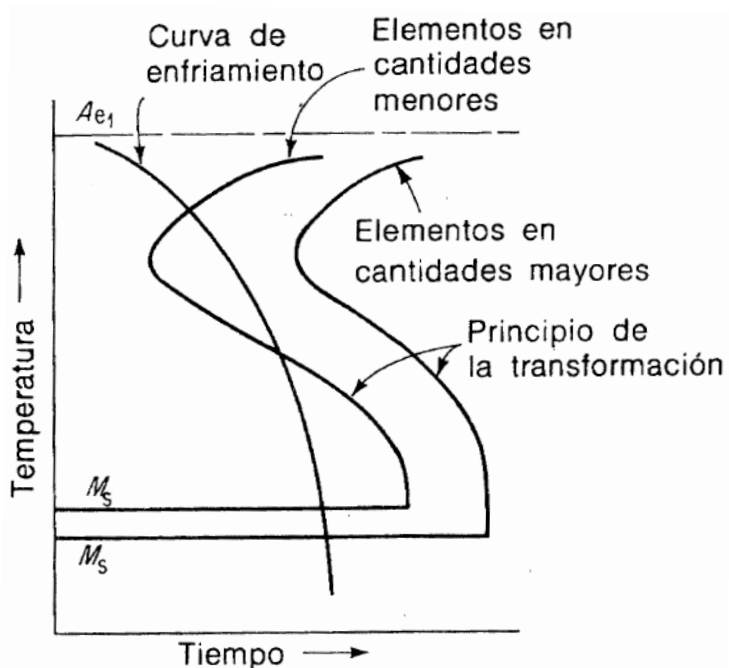


Figura 2.21 – Grafica tiempo-temperatura que muestra la variación en composición química de un acero [12].

Se conocen varias maneras de medir y comparar la templabilidad en varios grados de acero, el método más utilizado es la prueba Jominy. La prueba

consiste en calentar una barra con un diámetro de 1 pulgada y con un longitud de 4 pulgadas hasta la temperatura de austenizado, la probeta se monta sobre un soporte de manera vertical donde es templada con agua por el extremo de abajo. La dureza es medida a lo largo de un plano debajo de la superficie en intervalos de 1/16 de pulgada desde el extremo templado para determinar que tanto se evoluciona la dureza a lo largo de la probeta [35]. La prueba Jominy ha sido estandarizada por la ASTM, la SAE y la AISI [12]. La Figura 2.22 muestra el comportamiento de la dureza a lo largo de la probeta, se puede observar que en la superficie templada la dureza es mayor y conforme se aleja de esta zona la dureza disminuye [36].

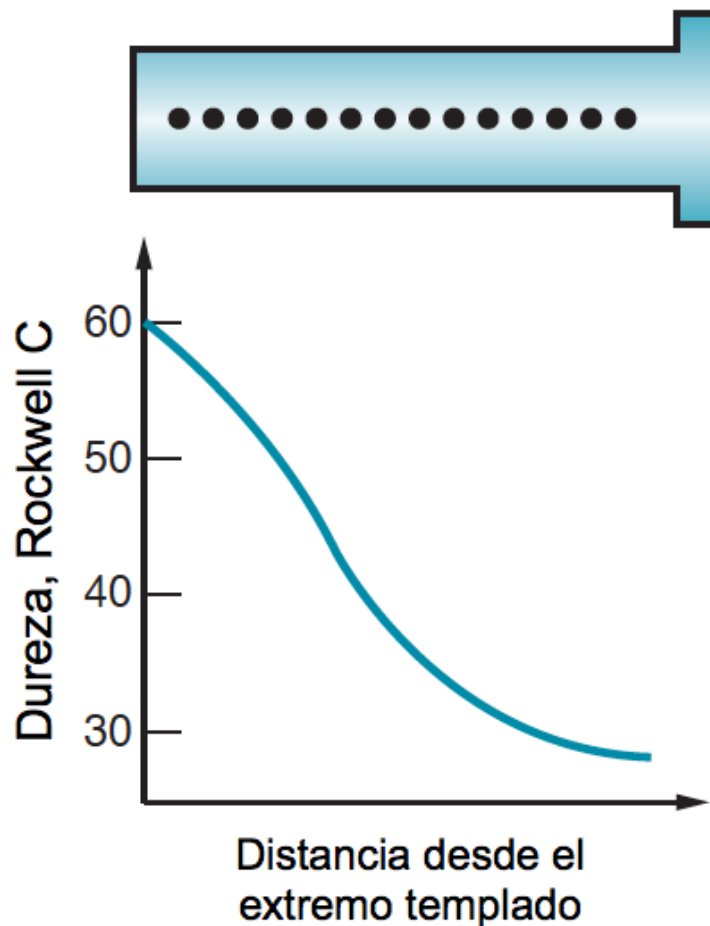


Figura 2.22 – Diagrama de dureza con respecto a la distancia de temple de acuerdo a [36].

2.4.3.3 Diagramas CCT

Los diagramas de transformación bajo enfriamiento continuo o CCT (por sus siglas en inglés) son usados comúnmente en la industria, debido a que las condiciones de trabajo en los tratamientos térmicos que utilizan implican un enfriamiento continuo. Este tipo de diagramas nos muestran el comportamiento de la transformación austenítica bajo enfriamiento desde su temperatura de austenizado.

La forma más sencilla de obtener los diagramas CCT es por dilatometría, midiendo los cambios en el volumen específico del material. Después de obtener los resultados, la forma más usual de representarlos es en un diagrama de temperatura contra tiempo donde también se exhiben los valores de dureza al final de cada curva de enfriamiento y está en función de la velocidad de enfriamiento [37]

La Figura 2.23 muestra un diagrama CCT (temperatura contra tiempo) para un 22MnB5 determinado por dilatometría [38].

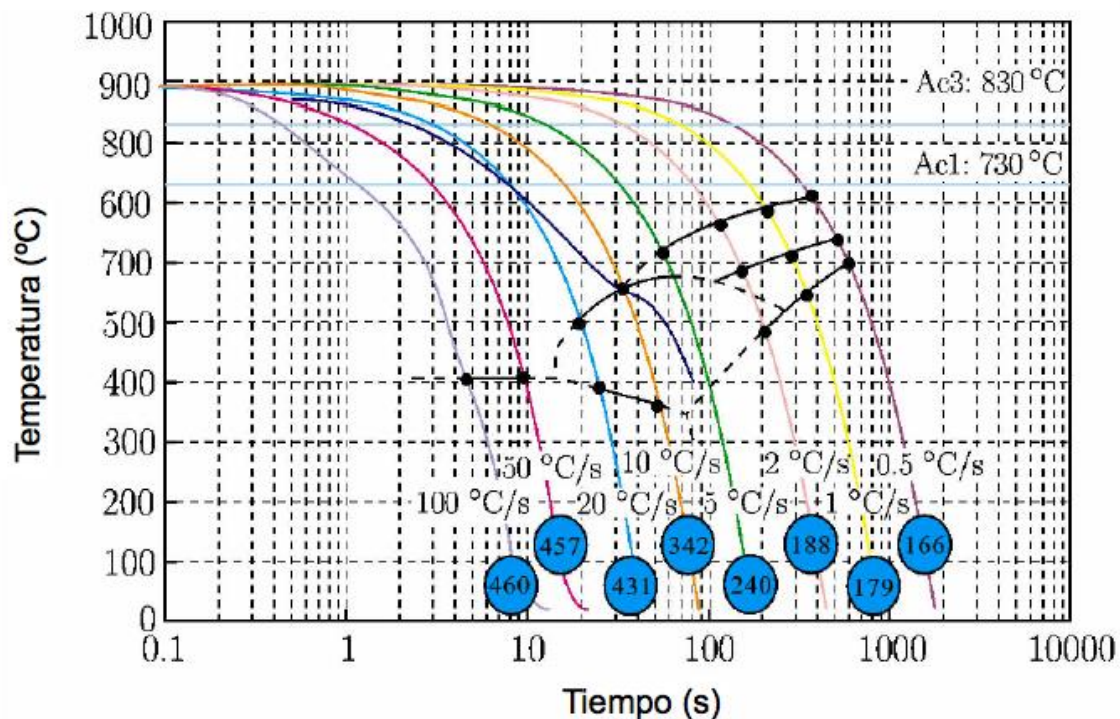


Figura 2.23 – Diagrama CCT de un acero 22MnB5 de acuerdo a [38].

El diagrama indica las temperaturas críticas Ac_1 , Ac_3 y la temperatura de inicio de la martensita a $400\text{ }^\circ\text{C}$, así como las diferentes curvas de enfriamiento con su respectiva dureza. Se puede observar que a una velocidad de enfriamiento mayor a $27\text{ }^\circ\text{C/s}$ no se toca ninguna nariz de transformación de otras fases más suaves, y por lo tanto se puede obtener una estructura completamente martensítica con una alta dureza.

2.4.3.4 Efecto de los elementos aleantes

La mayoría de los aceros contienen elementos aleantes e impurezas, como ya se ha mencionado en el punto 2.4.1.1, ciertos elementos favorecen la fase gamma o alfa y otros son formadores de carburos. La combinación de estos elementos con un TT adecuado alcanza una gran variedad de microestructuras y propiedades en el acero. Para conveniencia de este trabajo en el siguiente punto solo se describirán algunos elementos en específico y el efecto que tienen sobre el material.

El **carbono** tiene una alta tendencia a segregarse hacia los defectos del acero como, lo son los límites de grano y las dislocaciones; también es el elemento principal en algunos mecanismos de endurecimiento. El efecto de aumento de resistencia del carbono consiste en solución sólida y dispersión de carburos, así como el carbono aumenta la resistencia, disminuye la ductilidad y la capacidad de ser soldado. El contenido efectivo de carbono en la fase austenítica puede variar y puede ser considerado por dos aspectos: primero el contenido de carbono en la austenita inicial por tratamiento térmico, microestructura inicial y la presencia de elementos que forman carburos; la segunda que es el carbono en la porción final de austenita antes de la transformación martensítica. El contenido de este elemento puede cambiar la influencia que tienen los demás elementos sobre la templabilidad y la transformación de fase [15, 16].

Por otra parte, el **manganeso** es un fuerte estabilizador de la austenita, promoviendo la alta templabilidad de esta fase. Este elemento es un desoxidante y un desulfurador, también favorece el forjado y la capacidad de

soldadura. La temperatura M_s es controlada con la concentración de manganeso y carbono presente en la aleación, mientras que grandes adiciones de manganeso incrementan la tendencia hacia la distorsión y a las grietas durante el temple. Se ha observado que el manganeso además de bajar la temperatura Ac_1 , refina la cementita en la microestructura inicial lo que provoca un fuerte anclado y disminuye la movilidad del límite de grano debido al efecto de arrastre de soluto [15, 16].

El **boro** en pequeñas cantidades, en un rango de (0.0005-0.0035%) mejora la templabilidad de los aceros debido a la fuerte tendencia de segregarse hacia los límites de grano; además de mejorar el efecto de la templabilidad en otros elementos. Algunas veces es usado como sustituto de algunos elementos por su bajo costo; sin embargo en grandes concentraciones puede fragilizar a los aceros [16].

2.4.4 Martensita

La martensita es la microestructura más dura del acero y por consecuencia es muy frágil. Esta microestructura se obtiene en muchos aceros comerciales mediante un calentamiento hasta la temperatura de austenizado, que se mantiene por un tiempo determinado seguido de un temple. Este tipo de cinética de transformación es atérmica, es decir sin activación térmica, de modo que la transformación solo depende de la temperatura y no del tiempo a diferencia de las otras transformaciones en el acero que son térmicamente activas por difusión. Durante la transformación martensítica el rápido enfriamiento suprime la difusión y los átomos de carbono no se mueven a las fases ferrita y perlita sino que se quedan atrapados en sitios octaédricos de la estructura bcc formando la martensita. La ferrita tiene un límite de solubilidad de carbono, por lo tanto, cuando hay una transformación martensítica esta excede la solubilidad expandiendo la red fcc uniformemente, formando una estructura tetragonal centrada en el cuerpo (bct, por sus siglas en inglés). La martensita es una solución sólida supersaturada de carbono en el hierro alfa, cuanto mayor es la concentración de carbono en la fase martensítica, mayores sitios intersticiales

se llenaran, resultado en un aumento de la tetragonalidad [3, 7, 16]. El cambio en la estructura produce una expansión en el volumen de 4.1%, cuando la austenita contiene 1% de carbono [39].

La temperatura M_s , refleja la cantidad de fuerza impulsora termodinámica necesaria para iniciar la transformación de corte en los granos de austenita a martensita. La temperatura M_f es la temperatura a la cual la transformación martensítica está completa y está en función del contenido de carbono. Además, la temperatura M_s está en función a la concentración de los elementos aleantes y varias fórmulas se han desarrollado para calcular esta temperatura, como la ecuación de Andrews descrita en la ecuación 2.9, donde el valor de los elementos esta en %peso [3, 10].

$$M_s = 539 - 423 C - 30.4 Mn - 17.7 Ni - 12.1 Cr - 11.0 Si - 7.0 Mo \quad (\text{Ec. 2.9})$$

La martensita se forma por un mecanismo de corte, esto quiere decir que el cristal formado se desplaza parcialmente por encima y debajo de la superficie de la austenita, la nucleación de la fase se da debido a los nuevo sitios de nucleación que son las dislocaciones de tipo lazo que están en algunas orientaciones cristalográficas y favorecen la nucleación de nuevos lazos, el crecimiento de esta fase se modela como el deslizamiento de las dislocaciones en paralelo; esto da como resultado una velocidad de crecimiento rápida [3, 16]. Dependiendo del contenido de carbono en la aleación, la martensita puede presentarse de dos morfologías en forma de placa o cintas, con un contenido de hasta el 0.6% de carbono se obtiene una morfología tipo cintas mientras que del 1-1.4% se obtiene una martensita tipo placa; sin embargo, en el intervalo de 0.6-1% se pueden presentar en ambas morfologías.

A continuación en la Figura 2.24 muestra gráficamente las morfologías de la martensita que se pueden obtener en base al contenido de carbono [3]. La temperatura M_s refleja el tipo de morfología de martensita que se puede obtener

variando el porcentaje de carbono en la aleación dependiendo de la temperatura.

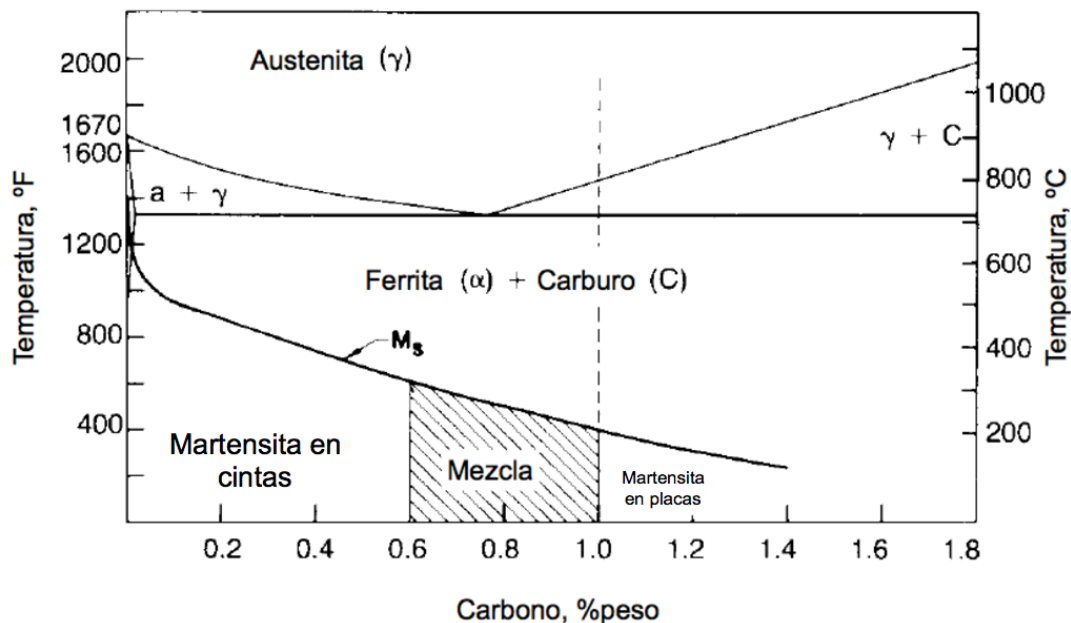


Figura 2.24 – Rango de martensita de acuerdo al contenido de carbono de acuerdo a [3].

Si la temperatura M_f está por debajo de la temperatura ambiente, pueden quedar remanentes de austenita sin transformar entre la martensita, esta se conoce como austenita retenida. Esta austenita es térmicamente estable y se necesita de una alta energía para desestabilizarla [16, 40]. La austenita retenida es un constituyente muy importante en los aceros donde la transformación es inducida por plasticidad (TRIP, por sus siglas en inglés), usados en la industria automotriz por sus buenas propiedades mecánicas [17, 41]. Se ha demostrado que incrementando el contenido de carbono en un acero martensítico, aumentará la cantidad de austenita retenida, pero la dureza del acero disminuirá. La austenita retenida al estar sujeta a altos esfuerzos o abrasión transformará a martensita y aumentará la dureza del acero [42]. El trabajado mecánico puede desestabilizar la austenita retenida induciendo la transformación martensítica, para esto se necesita altos niveles de deformación y el resultado es una martensita más dúctil comparada con una formada térmicamente [40].

La Figura 2.25 muestra una morfología de un acero doble fase mostrando pequeñas regiones de austenita retenida señalada por la flecha, mientras que en oscuro se muestra la martensita en una matriz ferrítica [14].

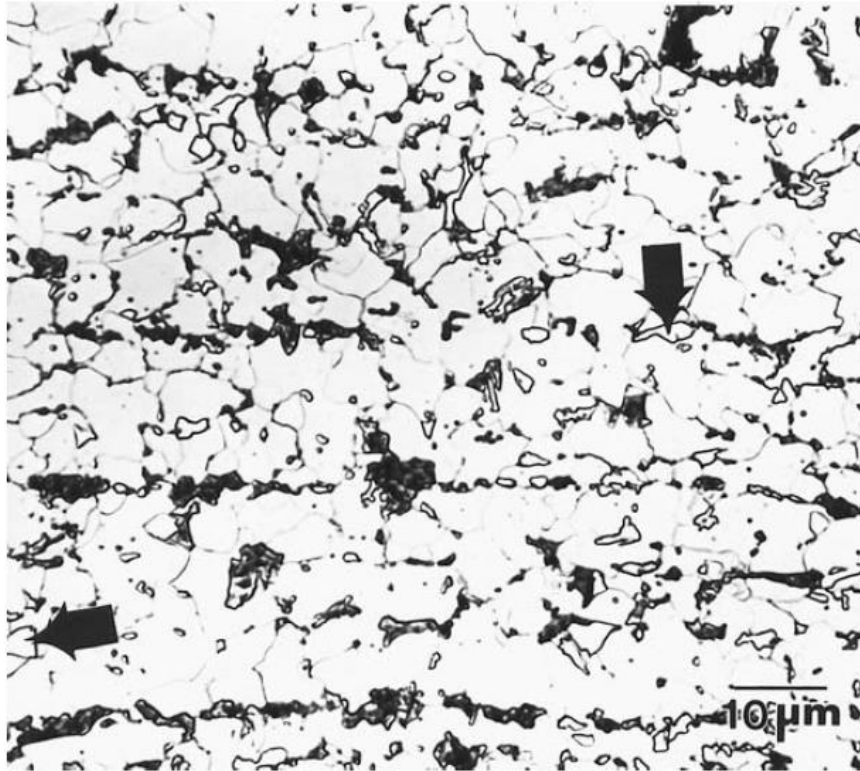


Figura 2.25 – Acero doble fase. 12% metabisulfito de sodio, 1000x de acuerdo a [14].

2.5 Descarburizado

Uno de los problemas que se enfrenta al realizar tratamientos térmicos es el descarburizado, este es la pérdida de átomos de carbono de la superficie de una pieza de metal, dando como consecuencia un contenido de carbono más bajo en la superficie [40]. Algunos factores que propician la descarburación son la composición química, la atmósfera en el horno y el ciclo térmico durante el proceso de producción [43]. Cuando el contenido de carbono es alterado la respuesta al tratamiento térmico es diferente y resultará en una variación en el nivel de resistencia [44].

La Figura 2.6 muestra los tipos de descarburación que se pueden presentar en el acero, en la Figura 2.6a se pueden observar solo granos de

ferrita columnar perpendiculares a la superficie del acero para una descarburación completa, para el descarburizado incompleto (2.6b) la microestructura es ferrita equiaxial a lo largo de los límites de grano de la austenita y perlita [43].

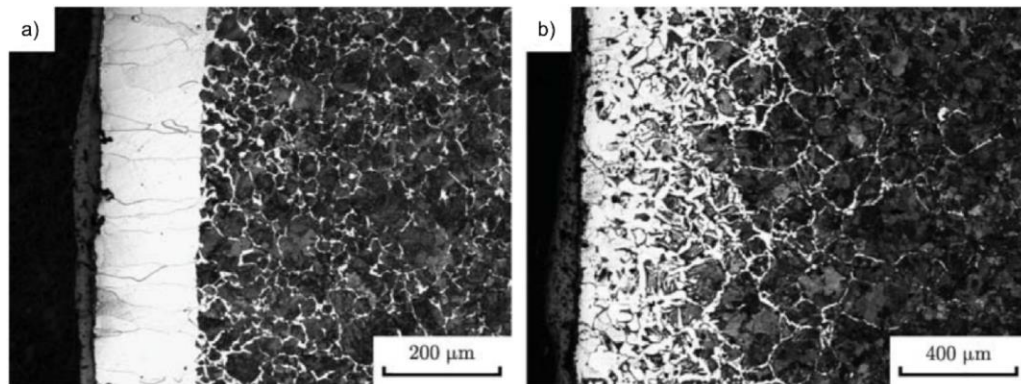


Figura 2.26 – Metalografía óptica de una a) descarburación completa y una b) parcial. De acuerdo a [43].

De acuerdo a las normas sobre la descarburación superficial del acero (GB/T 224-2008 y ASTM E1077-01), la definición de la descarburación completa es la pérdida de contenido de carbono en la superficie de un espécimen de acero a un nivel por debajo del límite de solubilidad del carbono en la ferrita, de modo que sólo la ferrita está presente; mientras que la descarburación parcial es la pérdida de contenido de carbono en la superficie de un espécimen de acero a un nivel menor que en el volumen del contenido de carbono en el interior no descarburizado, pero mayor que el límite de solubilidad del carbono a temperatura ambiente en la ferrita [43].

Las reacciones de descarburación pueden ocurrir a temperaturas por arriba de los 700 °C y cuando en la atmósfera del horno los agentes de descarburación entran en contacto con el carbono de la superficie del metal. El dióxido de carbono (CO_2), vapor de agua (H_2O), hidrógeno (H_2) y oxígeno (O_2) son algunos ejemplos de los agentes de descarburación utilizados en la atmósfera del horno para realizar un carburizado o un recalentamiento. Bajo

ciertas condiciones, las moléculas de estos gases reaccionan con los átomos de carbono en la interfaz gas-metal extrayéndolos de la superficie [40].

Capítulo 3

DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 Introducción

El objetivo de esta investigación fue desarrollar las ventanas de proceso de dos aceros de relevancia industrial mejorando las prácticas de austenizado obteniendo una evaluación de la influencia de los parámetros del proceso en las propiedades finales del material.

En este capítulo se presenta la descripción detallada del trabajo experimental utilizado para la obtención de los resultados reportados en esta tesis, incluyendo selección de materiales, búsqueda de la mejor ruta de tratamiento térmico, simulación física de dichos tratamientos usando un simulador termo-mecánico Gleeble 3500, así como la caracterización microestructural y mecánica antes y después de los tratamientos.

3.2 Material base

En este proyecto se utilizaron dos aceros de alta resistencia empleados en la fabricación de piezas de seguridad destinadas al sector automotriz por medio del proceso de estampado en caliente (EC), donde dichos aceros son denominados como 15B34 y 22MnB5. La composición química de estos aceros se muestra en la tabla 3.1, esta se obtuvo por medio del estándar ASTM 415 [45].

Este tipo de aceros para EC contienen pequeñas adiciones de diferentes elementos que le ayudan a mejorar el desempeño en los tratamientos térmicos durante el ciclo de enfriamiento y calentamiento. Los elementos aleantes que se destacan en esta química son, el boro que mejora la templabilidad del acero, el manganeso que evita la formación de nuevas fases, y el titanio que forma precipitados [46, 47, 48, 49]. Debido a la distinta naturaleza de producción de los dos aceros no se pueden comparar entre sí, los resultados obtenidos de cada material se evaluaron por separado.

Tabla 3.1 – Composición química de los aceros seleccionados en el proyecto.

Composición química de los materiales (%peso)							
Acero	C	Mn	Si	Al	Mo	Ti	B
15B34	0.34	1.26	0.19	0.032	0.002	0.033	0.0016
22MnB5	0.28	1.21	0.017	0.043	0.028	0.035	0.0032

Los aceros utilizados en este proyecto se adquirieron en estado de laminado en caliente (15B34) y laminado en frío (22MnB5) con un espesor de 6.27 mm y 1.30 mm respectivamente. El acero denominado 15B34 se rectificó por ambos lados para obtener la región central de la pieza original y así reducir su espesor dando como resultado espesores promedio de 1.96 mm, que cumple con el rango de dimensiones aceptadas para probetas del simulador termo-mecánico Gleeble 3500, su funcionamiento se explicará más adelante en este capítulo. Para evaluar las condiciones en las que los aceros fueron recibidos cada material fue preparado metalográficamente y caracterizado por microscopía óptica (MO), seguida de una prueba de microdureza para medir su resistencia a la indentación.

3.2.1 Metalografía del material base

Como se mencionó anteriormente la microestructura del material base fue observada mediante MO utilizando un microscopio Zeiss® Observer.Z1m a diferentes magnificaciones, las muestras fueron desbastadas y pulidas metalográficamente y posteriormente atacadas químicamente con Nital 2% (98

ml de alcohol etílico, 2ml de HNO_3). Las imágenes de las muestras fueron tomadas con ayuda de una cámara digital AxioCam ICc1 que facilitó su valoración.

3.2.2 Metalografía cuantitativa

La fracción volumétrica de las fases presentes en los aceros se determinó mediante el método de conteo por puntos de acuerdo a la norma ASTM E562-11 [50], utilizando una imagen obtenida por MO con una magnificación de 200x. El método consiste en sobreponer una malla de cien puntos para cuantificar la fracción volumétrica de cada fase en el material. Este procedimiento se realizó con tres imágenes distintas para garantizar la reproducibilidad y repetitividad de la medición. Esta medición depende en cierto modo del criterio de la persona que está realizando las mediciones.

3.2.3 Espectroscopia de energía dispersa en el material base

Debido a la composición química y la naturaleza de procesamiento del acero 22MnB5 se realizó un análisis químico localizado por medio de la técnica de espectroscopia de energía dispersa (EDS por sus siglas en inglés) con la finalidad de determinar la composición química de algunas partículas que se encontraron en el material base. Esta técnica consiste en detectar los rayos X característicos producidos por uno o varios elementos después de bombardear una muestra con electrones de alta energía, la cantidad de rayos X emitida por cada elemento en la muestra está relacionado directamente con la concentración de cada elemento, esto hace posible convertir las mediciones de rayos X en un espectro gamma y evaluar las concentraciones de los elementos presentes en la muestra [51]. La muestra para emplear esta técnica fue preparada metalográficamente hasta acabado espejo. El equipo empleado fue un EDAX® que utiliza la excitación de la columna de electrones del microscopio electrónico de barrido (SEM por sus siglas en inglés), en este caso un SEM modelo JEOL® JSM6510-LV

3.2.4 Diagramas CCT

Los diagramas de transformación bajo enfriamiento continuo (CCT por sus siglas en inglés) para los aceros 15B34 y 22MnB5 fueron simulados con ayuda de la composición química y el software de simulación JMatPro®, que usa como base las ecuaciones de Johnson-Mehl-Avrami [52]. Estos diagramas son de gran ayuda debido a que muchos de los tratamientos usualmente implican un enfriamiento continuo, dichos diagramas muestran las diferentes microestructuras que se pueden obtener mediante las diferentes velocidades de enfriamiento. El software JMatPro® es un software desarrollado por las compañías Thermotech Ltd. y Sente Software para la predicción de las propiedades de diversas aleaciones entre ellas el acero. Entre algunos cálculos que se puede simular en el software con ayuda de la composición química son [53]:

- Cálculo de equilibrio: para el desarrollo de aceros y para el cálculo termodinámico de equilibrio de fases.
- Transformaciones de fase: El software utiliza la termodinámica en conjunto con modelos físicos para describir las transformaciones de fase en los aceros. Los diagramas CCT y Tiempo-Temperatura-Transformación (TTT) pueden ser calculados fácilmente tomando en cuenta el tamaño de grano austenítico.
- Propiedades termofísicas: El software utiliza una base de datos interna para calcular las propiedades de cada fase dependiendo de la composición y temperatura.
- Propiedades mecánicas: Para el cálculo de la resistencia de cada fase en la aleación para cada microestructura dependiendo del tamaño de grano y velocidad de enfriamiento.

El JMatPro® es una herramienta que puede facilitar la evaluación de los materiales; sin embargo, el resultado de esto es solo una aproximación y se deberá complementar con una serie de experimentos adecuados para su validación.

3.2.5 Análisis térmico diferencial en material base

La técnica de análisis térmico diferencial (DTA por sus siglas en inglés) involucra un calentamiento y enfriamiento en dos muestras: una muestra de referencia y una muestra de prueba a las que se les aplica un calentamiento y un enfriamiento bajo las mismas condiciones. Las reacciones endotérmicas y exotérmicas que tienen lugar en la muestra como resultado de una transformación de fase, pueden ser identificadas comparando los registros de temperatura de las dos muestras que son obtenidas por el equipo mediante termopares [53, 54]. La Figura 3.1 muestra un análisis por DTA para un acero de baja aleación Cr-Mo, en este se compara el acero en su condición de rolado en caliente (a) y después del temple (b), y se indican las reacciones correspondientes a Ac_1 y Ac_3 [55].

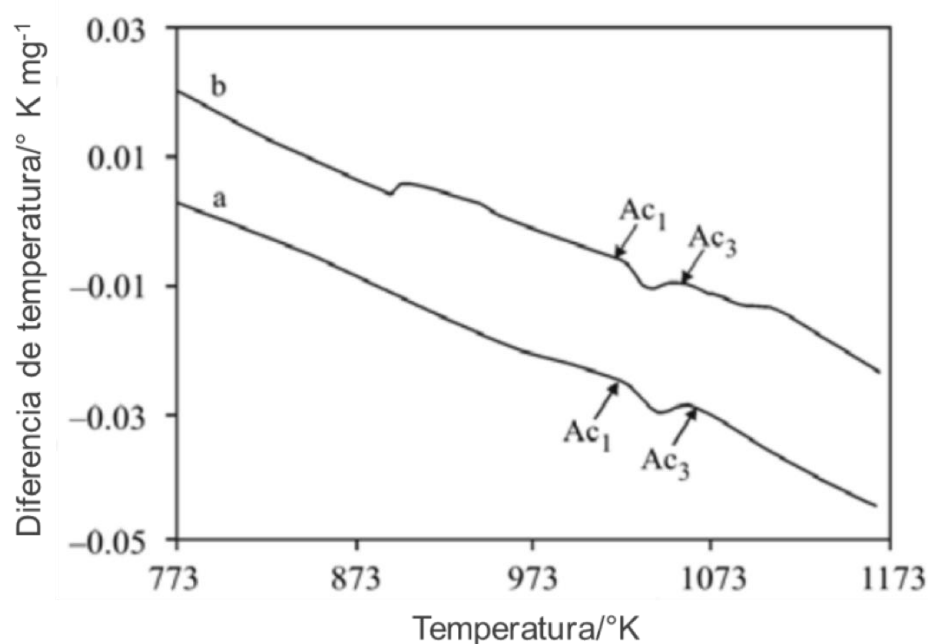


Figura 3.1 – Curvas de DTA de un acero de baja aleación Cr-Mo: a) después de un rolado en caliente, b) después de un temple [55].

El análisis del material base fue realizado en un equipo Linseis® STA PT 1600. Tres muestras de los dos aceros con un peso de entre 30-50 mg y un diámetro de 4 mm fueron obtenidas por medio de corte, desbaste mecánico y

electro pulido. Las muestras fueron calentadas hasta una temperatura de 900 °C a una velocidad de calentamiento de 10 °K/min en una atmosfera controlada de gas argón, esto con la finalidad de obtener las temperaturas de transformación de fase de cada material evaluado.

3.3 Determinación de condiciones de austenizado

Unos de los pasos más importantes en el proceso de EC es el austenizado de las láminas de acero, el objetivo de este tratamiento es que las láminas alcancen una fase austenítica homogénea a lo largo de toda la pieza para evitar otras fases que pueden repercutir en las propiedades físicas y mecánicas finales. La composición química, el espesor, el tiempo y la temperatura son los parámetros que afectan el tratamiento de austenizado [16]. Teniendo en cuenta el espesor y la composición química de cada acero, se seleccionaron tres temperaturas de austenizado: A_{c3} y dos más por encima de esta, y tres velocidades de calentamiento durante un tiempo de permanencia de cinco minutos. Los tratamientos térmicos aplicados a las muestras de cada acero fueron realizados con ayuda de un simulador termo-mecánico Gleeble® 3500, las muestras obtenidas fueron evaluadas para obtener sus propiedades finales.

3.4 Simulador termo-mecánico Gleeble

Como ya se ha mencionado al inicio de este capítulo, el equipo Gleeble es un simulador termo-mecánico, este es usado generalmente para la simulación física del comportamiento de los materiales bajo diferentes condiciones térmicas y sometidos a deformaciones para simular diferentes rutas de procesamiento del material que se usan hoy en día en la industria, como lo es el conformado en caliente, soldadura y colada continua [56]. Este simulador es de gran utilidad ya que puede alcanzar velocidades de calentamiento de 10,000 °C/s o puede mantener temperaturas de equilibrio de estado estacionario, además debido a la alta conductividad térmica de las mordazas que sujetan al espécimen es posible alcanzar altas velocidades de enfriamiento

[57]. El espécimen es sujetado horizontalmente entre las mordazas, después se le aplica un calentamiento resistivo para ensayar la muestra. La temperatura en el espécimen es monitoreada por un termopar que es soldado en el centro de la superficie del espécimen, el termopar controla la alimentación de calor en la pieza, esto de acuerdo al ciclo programado [58, 59]. La Figura 3.2 muestra el equipo Gleeble 3500 utilizado y el cual está localizado en el centro de investigación *Advanced Steel Processing and Products Research Center* de Colorado School of Mines.

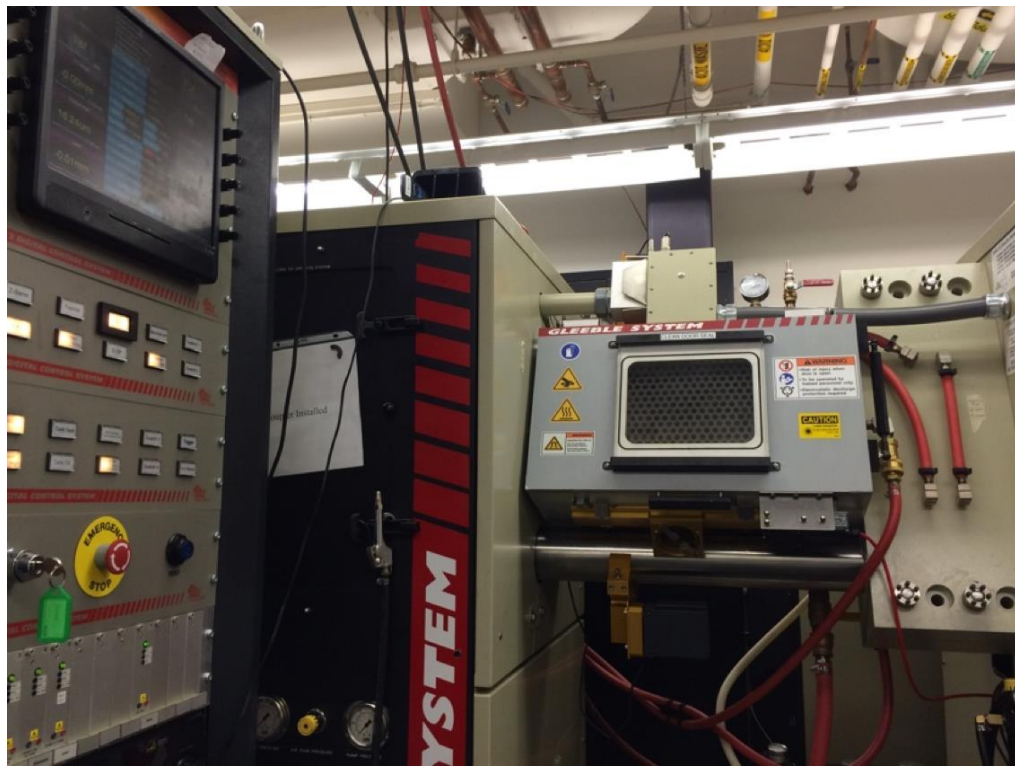


Figura 3.2 – Gleeble® 3500 usada para los tratamientos térmicos.

3.4.1 Tratamientos térmicos

Como ya se ha mencionado en el punto 3.5, se seleccionaron tres temperaturas partiendo de A_{c3} y tres velocidades de calentamiento para cada acero durante un tiempo de austenizado de cinco minutos por cada probeta. Las dimensiones de las muestras que se utilizaron para cada material fueron 112 mm x 25 mm (largo x ancho) con los respectivos espesores ya

mencionados en el punto 3.1. Las temperaturas de austenizado para el presente trabajo fueron seleccionadas partiendo de su temperatura crítica A_{c3} , más 25 °C y 50 °C por arriba de esta temperatura, es bien conocido que a 50 °C por encima de esta temperatura se garantiza un austenizado completo [16]. Las velocidades de calentamiento seleccionadas fueron de 2.5 °C/s, 25 °C/s y 75 °C/s para evaluar el efecto en la microestructura final de los dos aceros. La tabla 3.2 muestra las temperaturas de austenizado a las que fueron sometidos los aceros respectivamente.

Tabla 3.2 – Temperatura de austenizado de ambos aceros.

15B34	22MnB5
780°C	805°C
805°C	830°C
830°C	855°C

Los especímenes fueron sujetos en la Gleeble® por medio de insertos de cobre a los extremos, estos fueron seleccionados debido a su alta conductividad térmica [58]. En el centro de la superficie de la probeta se soldó un termopar tipo K esto con el fin de controlar la corriente eléctrica de alimentación entregada por la Gleeble que a su vez se transforma en calor y así obtener la temperatura de acuerdo al ciclo seleccionado en cada probeta. Después de mantener las temperaturas de austenizado se le aplicó un temple con helio a los especímenes para obtener una transformación martensítica y poder evaluar sus propiedades después de los tratamientos.

La Figura 3.3 muestra las dimensiones de las probetas y la localización de los termopares.

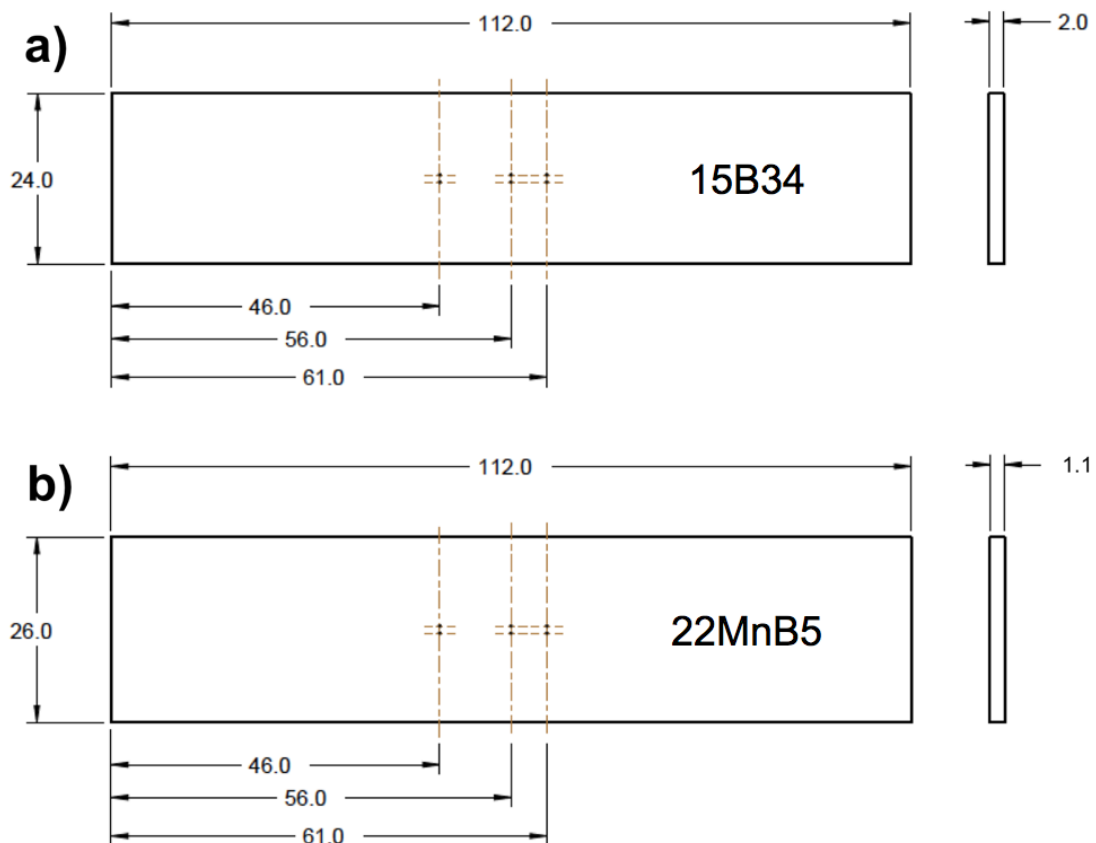


Figura 3.3 – Dimensiones de las probetas utilizadas para los tratamientos térmicos.

3.4.2 Pre-ensayos para la caracterización de los gradientes de temperatura

Los gradientes de temperatura a lo largo de la pieza fueron obtenidos por medio de tres termopares tipo K soldados a lo largo de la muestra, el primero soldado en el centro (TP Gleeble) que controla la temperatura del espécimen, a partir de este se posicionaron dos termopares más; uno a una distancia de 5 mm (TP a 5 mm) y otro a 10 mm (TP a 10 mm). La Figura 3.4 muestra el esquema usado en este ensayo para determinar el perfil de temperatura a lo largo del espécimen de la Gleeble.

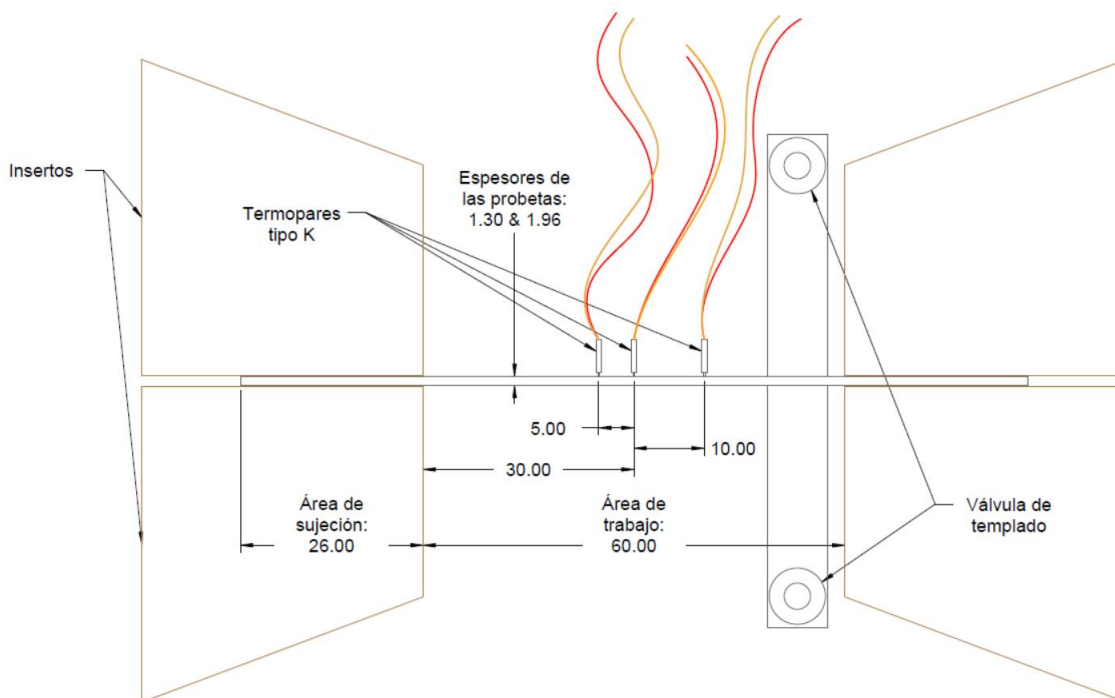


Figura 3.4 - Esquema del montaje usado para determinar los gradientes de temperatura.

3.5 Caracterización después del tratamiento térmico

El análisis de los cambios microestructurales post-tratamiento térmico de los dos aceros fue realizado por medio de microscopía óptica y microscopía electrónica de barrido. Las muestras se prepararon para caracterización de acuerdo al estándar de metalografía teniendo especial cuidado en dejar un acabado espejo seguido de un ataque químico para facilitar su análisis por medio de dichas técnicas.

3.5.1 Metalografía

Las muestras para el análisis metalográfico fueron seleccionadas y cortadas a partir del centro aproximado de 5 mm a cada lado respectivamente, para después obtener la sección transversal de cada espécimen. Posteriormente estas fueron encapsuladas en baquelita para facilitar su manejo. Las muestras fueron pulidas con papel de lija de carburo de silicio de diferentes grados, se utilizaron lijas gruesas hasta la más fina rotando la dirección de

pulido 90° entre cada lija para eliminar la deformación en el material que produce en el lijado. Después de terminar el proceso se continuó con un acabado final con diferentes paños y diferentes soluciones de diamante (6, 3 y 1 μm de diámetro) hasta alcanzar un acabado espejo en la muestra. Las muestras fueron limpiadas por medio de ultrasonido para eliminar cualquier suciedad o rastro de solución de diamante que pudo quedar remanente en la muestra, seguido de un ataque químico de Picral al 4% (96 ml de alcohol etílico, 4 gr $\text{C}_6\text{H}_3\text{N}_3\text{O}_7$) para revelar la microestructura en cada muestra y facilitar su análisis bajo el microscopio óptico y el SEM. Las muestras atacadas fueron analizadas bajo un microscopio óptico marca Olympus® PMG3. Las metalografías fueron adquiridas mediante la cámara digital del microscopio conectada a una computadora con ayuda de un software de análisis de imagen.

3.5.2 Metalografía Cuantitativa

Se realizó un conteo manual de las fases en los especímenes que durante observación constan de una microestructura de doble fase, esto acorde a la norma ASTM E562-11 [50]. Se analizaron tres metalografías por cada espécimen a una magnificación de 200x y 500x. La Figura 3.5 muestra el procedimiento de conteo de fases en la muestra, la cual consiste en sobreponer una malla de 100 puntos sobre la metalografía del material a analizar para obtener el promedio de fracción volumétrica de cada fase presente en el material. Para el caso de la metalografía de la Figura 3.5 la fase perlita fue asignada con el número 1, mientras que la fase ferrita se asignó el número 0 para cada intersección de la malla respectivamente, cuando no era segura la fase en el punto de intersección de la malla se colocó un $\frac{1}{2}$ al final con los resultados obtenido se utilizó una fórmula de acuerdo a la norma. Este procedimiento se realizó para todos los puntos en la malla, obteniendo como resultado el promedio de la fracción volumétrica de cada fase presente en el espécimen.

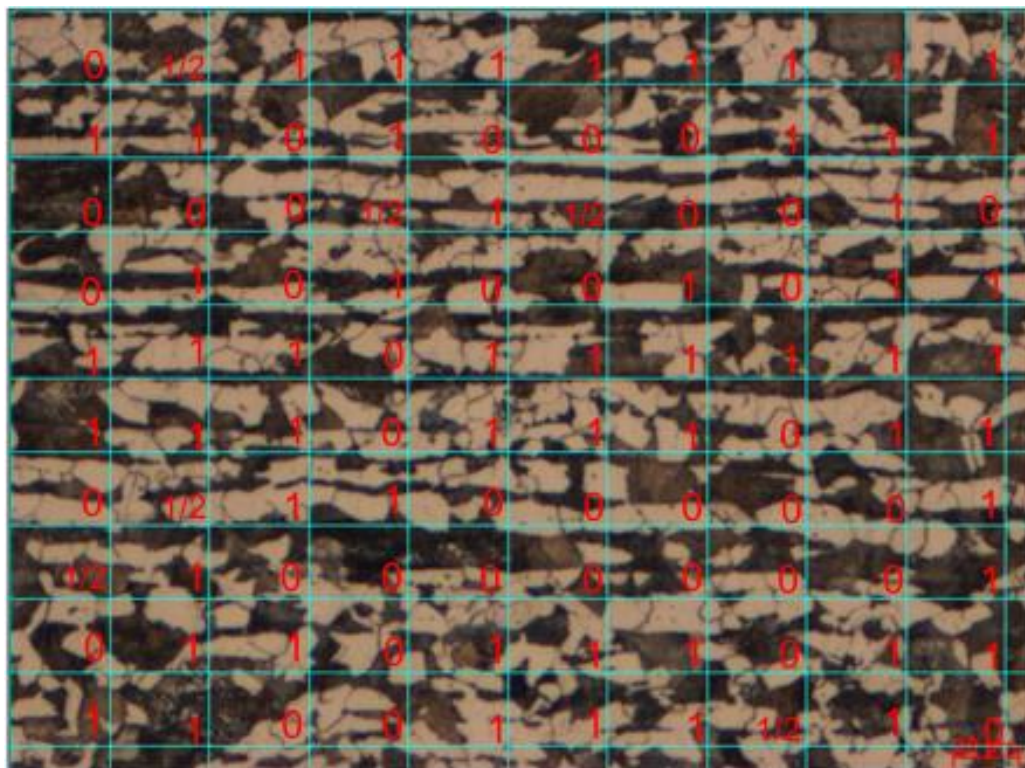


Figura 3.5 – Procedimiento de metalografía cuantitativa en material base 200x, Nital 2%.

3.5.3 Microscopía electrónica de barrido

Las muestras preparadas para MO fueron analizadas en el SEM para obtener imágenes a mayor magnificación y poder tener un mejor detalle de la morfología de la microestructura presente en cada una de las muestras a las diferentes condiciones. El análisis de la microestructura se realizó en un FE-SEM HITACHI® SU8020.

El SEM es un microscopio muy popular debido a su capacidad de tomar imágenes a altas magnificaciones y topografía de la superficie de los materiales. Su operación básica es producir un haz de electrones que interactúa con la superficie de la muestra que se está analizando formando una imagen, la interacción del haz con la muestra produce diferentes señales; estas señales pueden ser usadas para analizar diferentes características de la muestra como lo son la topografía de la superficie, cristalografía y composición entre otras

[60]. Las señales principales usadas para formar imágenes en esta técnica de microscopía son electrones secundarios y electrones retrodispersados [61], la diferencia entre estas dos señales resulta en una diferencia en un contraste en la superficie de la muestra.

3.5.4 Ensayo de microdureza

Después de analizar las muestras bajo microscopía se volvió a preparar las muestras para metalografía para obtener un acabado espejo en la superficie y realizar un ensayo de microdureza Vickers. Este ensayo consiste en indentar la superficie del material a analizar y medir su dureza. El ensayo utiliza un indentador de diamante con forma de pirámide de base cuadrada y un ángulo de 136° entre caras opuestas, para obtener la dureza de la superficie de la muestra. La carga aplicada sobre la superficie generalmente va de 1 a 120 Kgf y un tiempo de indentación de 10 a 15 segundos generalmente [62]. La Figura 3.5 muestra el esquema del ensayo de microdureza Vickers [63].

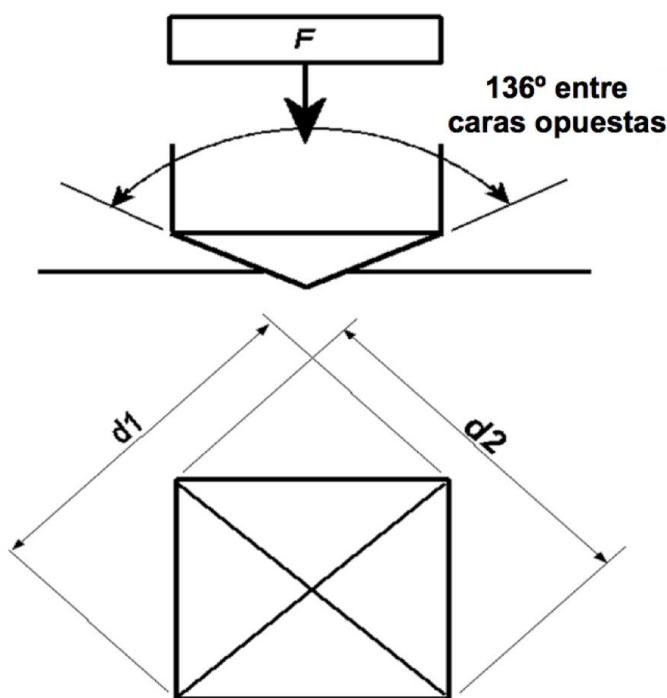


Figura 3.6 – Esquema de la prueba de microdureza Vickers de acuerdo a [63].

Después de remover la carga de la muestra la huella es medida en sus diagonales, empelando un microscopio para calcular el valor de dureza promedio a través de la Ec. 3.1 [62].

$$HV = \frac{2L \sin(\alpha/2)}{d^2} = \frac{1.8544L}{d^2} \quad (\text{Ec. 3.1})$$

donde d = diagonales, mm
 L = carga, Kgf
 α = ángulo de la cara (136°)

Los ensayos de microdureza Vickers fueron realizados en un microdurómetro Shimadzu® HMV-2T. Se obtuvo una matriz de 5x10 indentaciones a lo largo de todas las muestras para tener una mejor medición de dureza en caso de tener heterogeneidades en el material, todo esto con una carga de 1Kgf por un tiempo de permanecía de indentación de 15 segundos como parámetros de ensayo de acuerdo a la norma ASTM E384-11, seguido de un análisis estadístico para evaluar los resultados obtenidos en cada muestra [64].

Capítulo 4

RESULTADOS

4.1 Introducción

En este capítulo se describen los resultados obtenidos de los tratamientos térmicos aplicados a las muestras, así como también los resultados de microscopia óptica, microscopia electrónica de barrido y el análisis estadístico de dureza obtenidas en cada muestra. Debido a que los dos aceros provienen de diferentes procesos los resultados se darán por separado, ya que no pueden ser comparados.

4.2 Caracterización del material base

El material fue caracterizado antes de los tratamientos térmicos, esto con el fin de evaluar la microestructura inicial de cada material y compararla con los resultados obtenidos. En la Figura 4.1 se pueden observar las metalografías obtenidas por MO para ambos aceros. La Figura 4.1(a) muestra la microestructura del acero 15B34, donde se pueden observar las fases ferrita (A) en claro y perlita (B) en oscuro, ambas siguiendo el sentido de laminación, esta es una microestructura típica de laminado en caliente, mientras que la Figura 4.1 (b) muestra la microestructura inicial del acero 22MnB5 que fue laminado en frío, donde (C) corresponde a la fase ferrita en claro y las partes oscuras (D) a la cementita globular dispersa en la matriz respectivamente, ambas fases

siguen el sentido de laminación en frío y se exhibe una microestructura en crudo a la que se le aplicó una reducción de espesor.

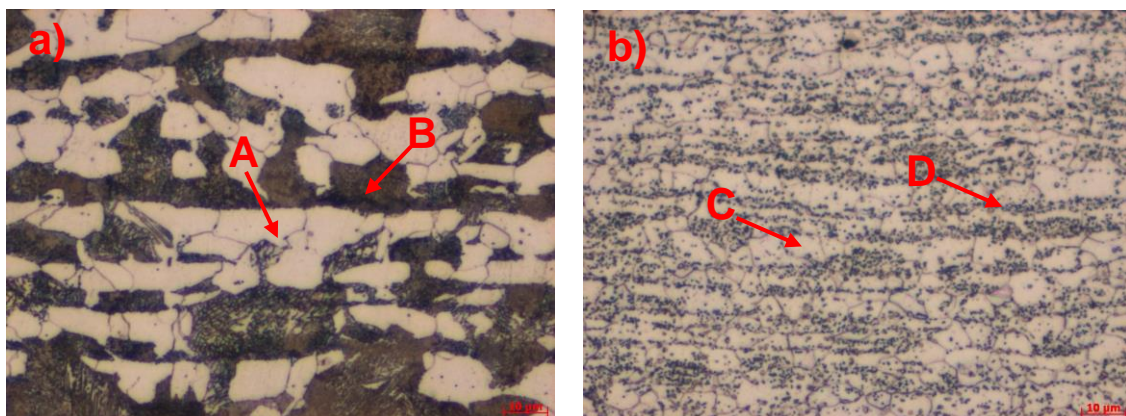


Figura 4.1 – Material base de los aceros a) 15B34, b) 22MnB5, 500x, Nital 2%.

El porcentaje de fracción de fases fue analizada como se mencionó anteriormente en la sección 2.5.2. La Figura 4.2 muestra la malla de 100 puntos sobrepuesta en el área de análisis para el método utilizado de acuerdo a la norma E562-11 [50] para determinar el volumen de fases en el acero 15B34.

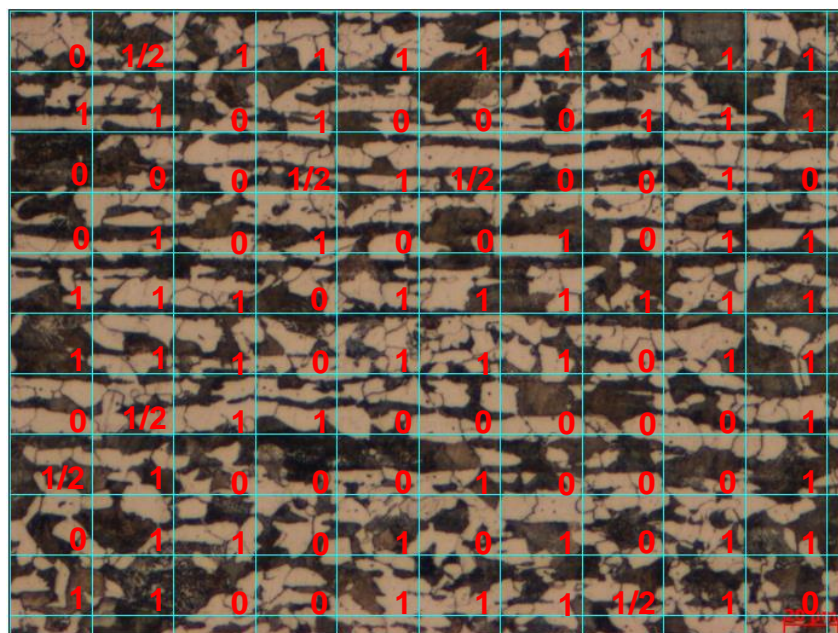


Figura 4.2 – Conteo de fracción volumétrica en acero 15B34, 200x, Nital 2%,

El número 0 en la Figura 4.2 indica presencia de la fase ferrita, mientras que $\frac{1}{2}$ en el caso de no tener una fase bien definida y 1 si se trata de perlita. La Figura 4.3 muestra el mismo procedimiento anterior para determinación de la fracción volumétrica para el acero 22MnB5 antes de los tratamientos.

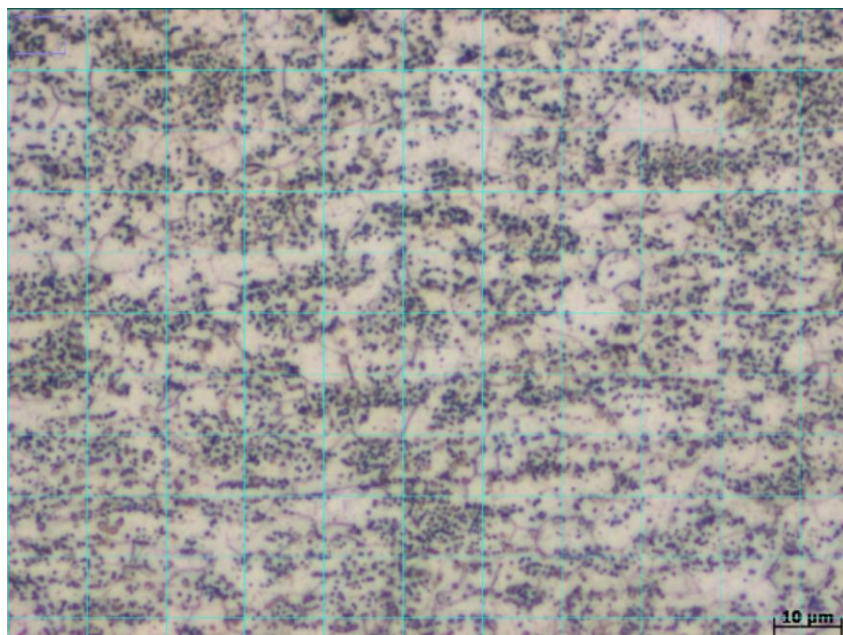


Figura 4.3–Conteo de fracción volumétrica en acero 22MnB5, 500x, Nital 2%.

Con los resultados obtenidos en las mallas, se utilizó la Ecuación 4.1 para determinar la fracción volumétrica de acuerdo a la norma E562-11 [50] para el acero 15B34 y de la misma manera para el 22MnB5.

$$P_{p_\alpha} = \frac{\sum P_\alpha}{P_T} = \frac{\sum \text{puntos en } \alpha}{\text{puntos totales}} = \frac{56 + 6\left(\frac{1}{2}\right)}{100} = 0.59 \quad (\text{Ec. 4.1})$$

A continuación, en la tabla 4.1 se muestran los resultados promedio en porcentaje obtenidos mediante el procedimiento de determinación de fracción volumétrica en las metalografías de ambos aceros. Como ya se había mencionado, se utilizaron tres metalografías de cada material para asegurar repetitividad y una buena confiabilidad.

Tabla 4.1 – Resultado promedio de fracción volumétrica de fases en ambos aceros.

Fracción volumétrica (%)			
15B34		22MnB5	
Ferrita	Perlita	Ferrita	Cementita
41	59	55	45

La tabla 4.2 muestra la dureza promedio en HV de los dos aceros con su respectiva desviación estándar. Ambos materiales presentan una dureza aceptable y dentro del rango para este tipo de aceros.

Tabla 4.2 – Microdureza promedio del material base antes de los tratamiento.

	Dureza material base	
	Promedio	Desviación estándar
15B34	180 HV	3.59
22MnB5	161 HV	2.65

La finalidad de esta caracterización previa es definir las condiciones iniciales del material y así poder evaluar el efecto de los TT en la evaluación microestructural.

4.3 Acero 15B34

4.3.1 Temperaturas de equilibrio

El diagrama CCT obtenido para el acero 15B34 fue calculado con un tamaño de grano por defecto de 9 ASTM por medio del software JMatPro® mostrándose en la Figura 4.4. En este se indican las temperaturas de equilibrio A_1 y A_3 , además las curvas de enfriamiento y las durezas que se pueden alcanzar a las diferentes velocidades de enfriamiento. Las curvas en color (azul, verde y negro) representan las fases que se pueden obtener de acuerdo a la velocidad de enfriamiento aplicada, por ejemplo 10 °C/s si el enfriamiento se da

de una manera lenta se formara perlita o ferrita. Las temperaturas M_s y M_f son también definidas en este diagrama.

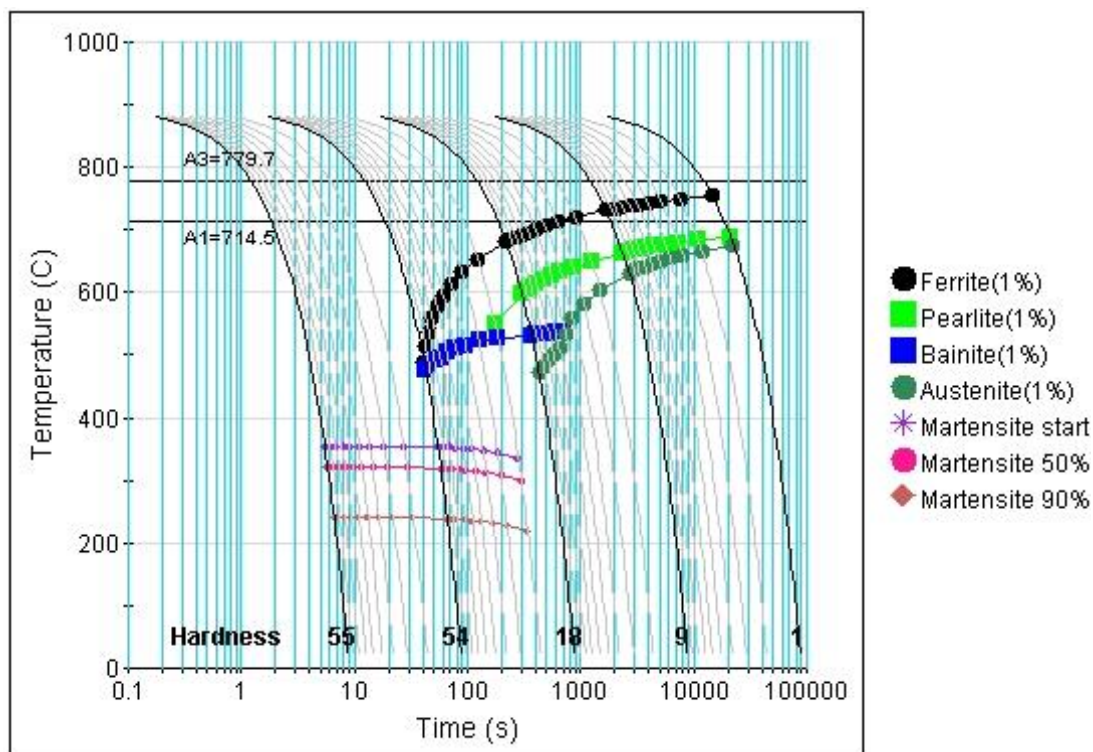


Figura 4.4 – Diagrama CCT para el acero 15B34 obtenido con JMatPro®.

La tabla 4.3 muestra las temperaturas de equilibrio obtenidas del diagrama CCT para este acero con ayuda del software JMatPro® con respecto a la química del material.

Tabla 4.3 – Temperaturas obtenidas con JMatPro® para el acero 15B34.

	Temperatura JMatPro®
A₁	715 °C
A₃	780 °C
M_s	357 °C
M_f	240 °C

Estas temperaturas coinciden (± 10 °C) con las obtenidas durante el análisis térmico mediante DTA. El termograma de la Figura 4.5 muestra una reacción endotérmica que corresponde a la transformación austenítica. El rango de esta reacción es de 705-786 °C, que corresponde a Ac_1 y Ac_3 respectivamente. Lo cual coincide con lo obtenido por la simulación de JMatPro®.

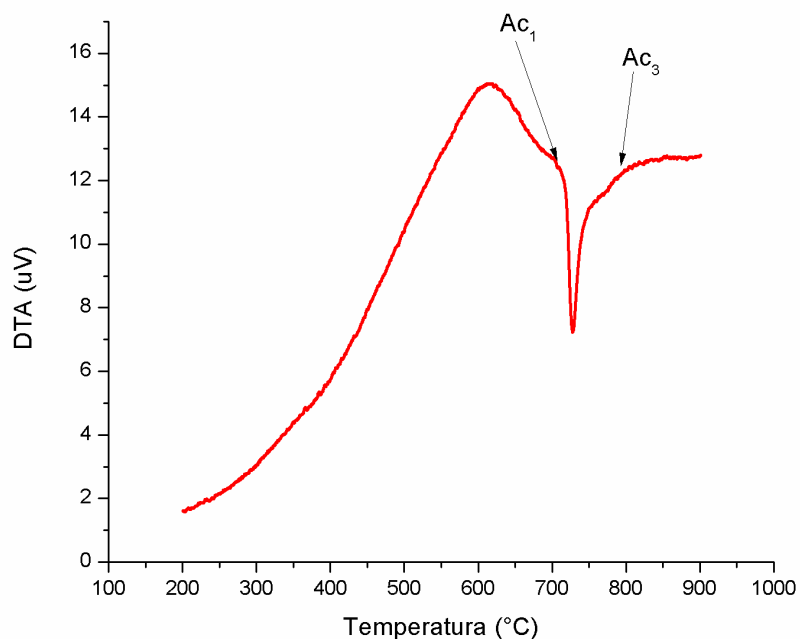


Figura 4.5 – Curvas de DTA para el acero 15B34.

La tabla 4.4 muestra las temperaturas críticas obtenidas mediante DTA para el acero 15B34.

Tabla 4.4 – Temperaturas críticas obtenidas mediante DTA para el acero 15B34.

	Temperatura DTA
Ac_1	705 °C
Ac_3	786 °C

4.3.2 Tratamientos térmicos

Como se menciona en la sección 3.4.1 los tratamientos térmicos controlados llevados a cabo durante esta investigación fueron realizados en un simulador termomecánico Gleeble. Los gradientes de temperatura fueron registrados por termopares. La Figura 4.6 muestra los gradientes de temperatura a lo largo de la probeta para el material, los resultados censados por los termopares muestran la variación del calentamiento partiendo del centro a dos diferentes distancias de este. Se puede observar que hay una variación de 30 °C a 10 mm del centro mientras que a 5 mm la variación es de aproximadamente 20 °C.

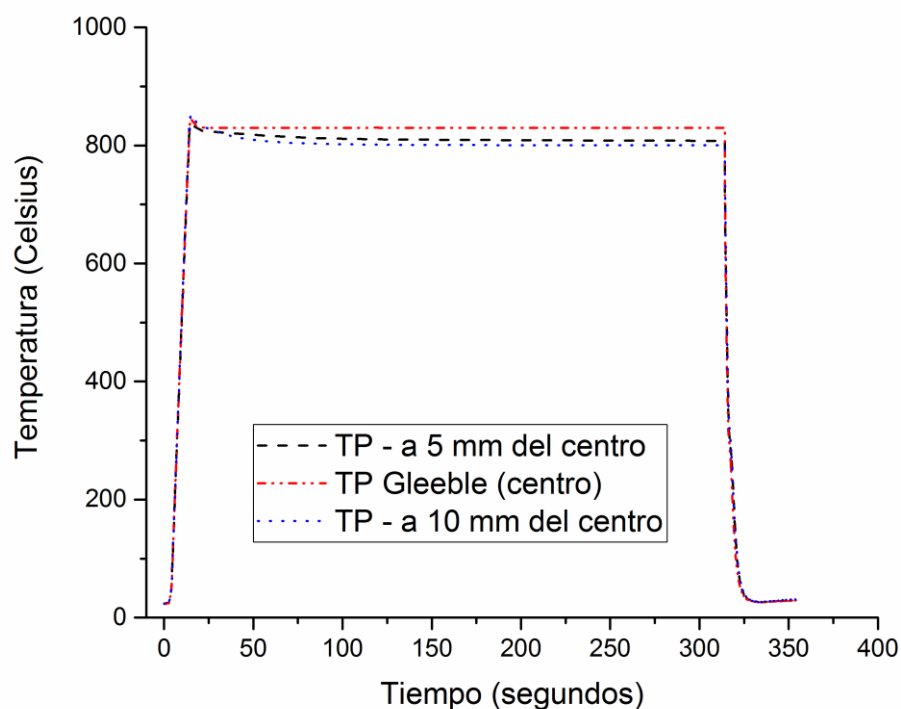


Figura 4.6 – Gradientes de temperatura a lo largo de la probeta 15B34.

La ruta de tratamiento térmico realizado en la Gleeble se muestra en la Figura 4.7, la temperatura de austenizado fue de 830 °C, mientras que las velocidades de calentamiento fueron de a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s y c) 75 °C/s; todo

esto con un tiempo de permanencia de 5 minutos seguido de un temple con helio para alcanzar la temperatura martensítica. Comparando las gráficas se puede observar una variación en la rampa de calentamiento en cada una debido a las diferentes velocidades de calentamiento a las que fue sometido el material, algunas pruebas se repitieron debido a problemas con la interacción de la superficie de la probeta y el termopar. En el anexo A se muestran las gráficas para todas las condiciones de ambos materiales.

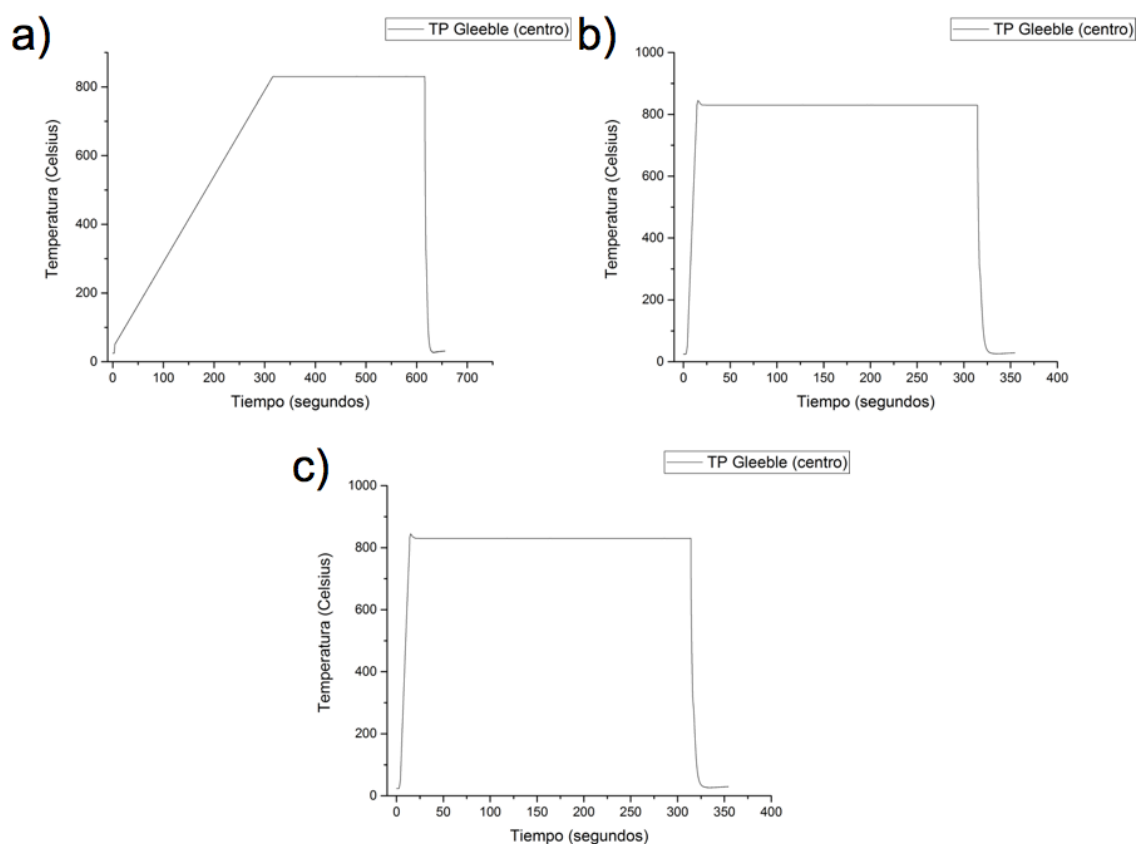


Figura 4.7 – Gráficas de la ruta de tratamiento térmico para el acero 15B34 para una temperatura de 830 °C, donde la velocidad de calentamiento es a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s y c) 75 °C/s.

4.3.3 Caracterización microestructural

Las micrografías de las condiciones a 780 °C y 830 °C, a la mínima y máxima velocidad de calentamiento se muestran en la Figura 4.8. La microestructura de la prueba a 780 °C (Figura 4.8 a y b) en ambas velocidades,

constan de una microestructura martensítica con islas de ferrita las cuales están alineadas en la dirección de laminado; mientras que la probeta a 830 °C en ambas velocidades muestra una microestructura martensítica (Figura 4.8 c y d). Las micrografías del resto de las condiciones pueden ser encontrados en el anexo B.

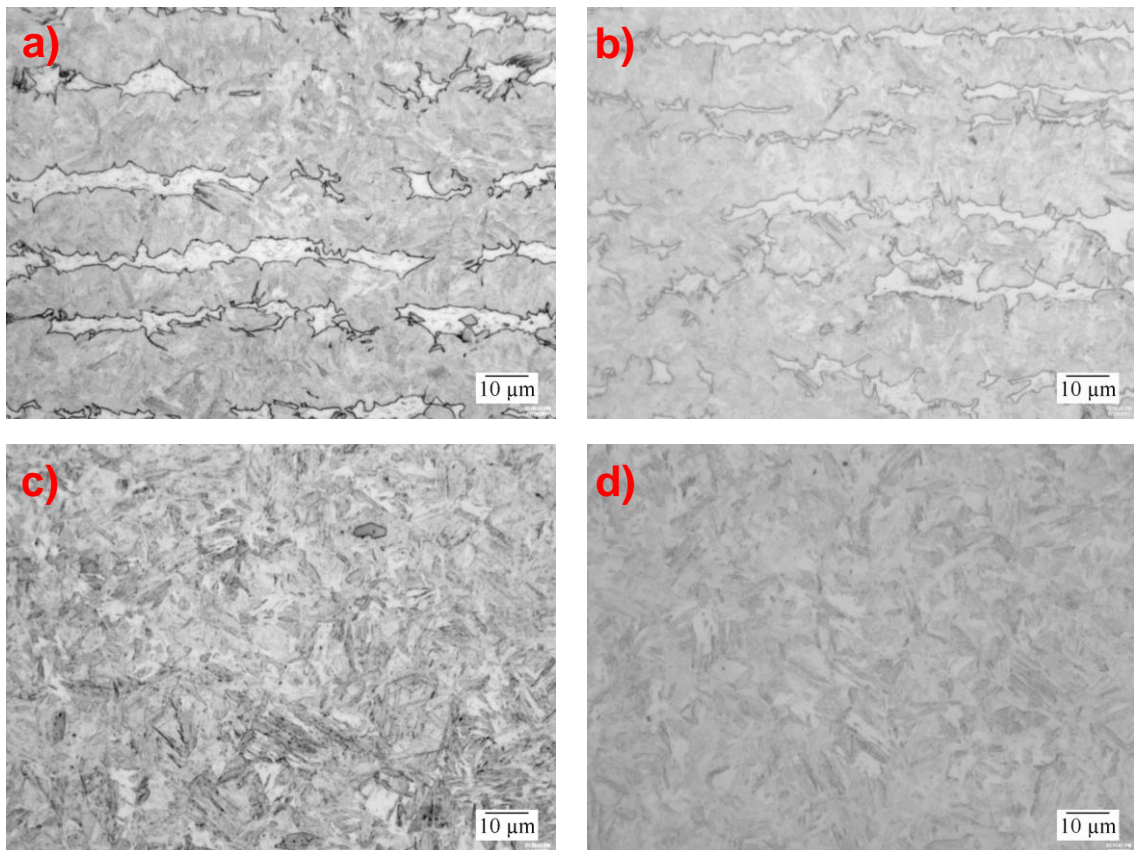


Figura 4.8 – Metalografías de acero 15B34 después de los tratamientos. 780 °C: a) 2.5 °C/s, b) 75 °C/s, 830 °C: c) 2.5 °C/s, d) 75 °C/s. 500x, Picral 4%.

El análisis de dichas microestructuras por microscopía electrónica fue realizado con la finalidad de obtener mejor claridad en las fases presentes en los aceros. La Figura 4.9 muestra las imágenes obtenidas por medio de la técnica de microscopía electrónica de barrido, se puede observar con más detalle la morfología de la microestructura en las muestras de mayor y menor temperatura a diferentes velocidades de calentamiento. La temperatura de 780 °C a la menor y mayor velocidad de calentamiento (Figura 4.9 a y b) muestra

una microestructura martensítica en la cual se observan granos de ferrita, mientras que en la condición de 830 °C (Figura 4.9 c y d) se muestra una estructura completamente martensítica en ambas velocidades de calentamiento, también en la Figura 4.9(c) se puede observar un nitruro de titanio (TiN) formado antes de los tratamientos térmicos.

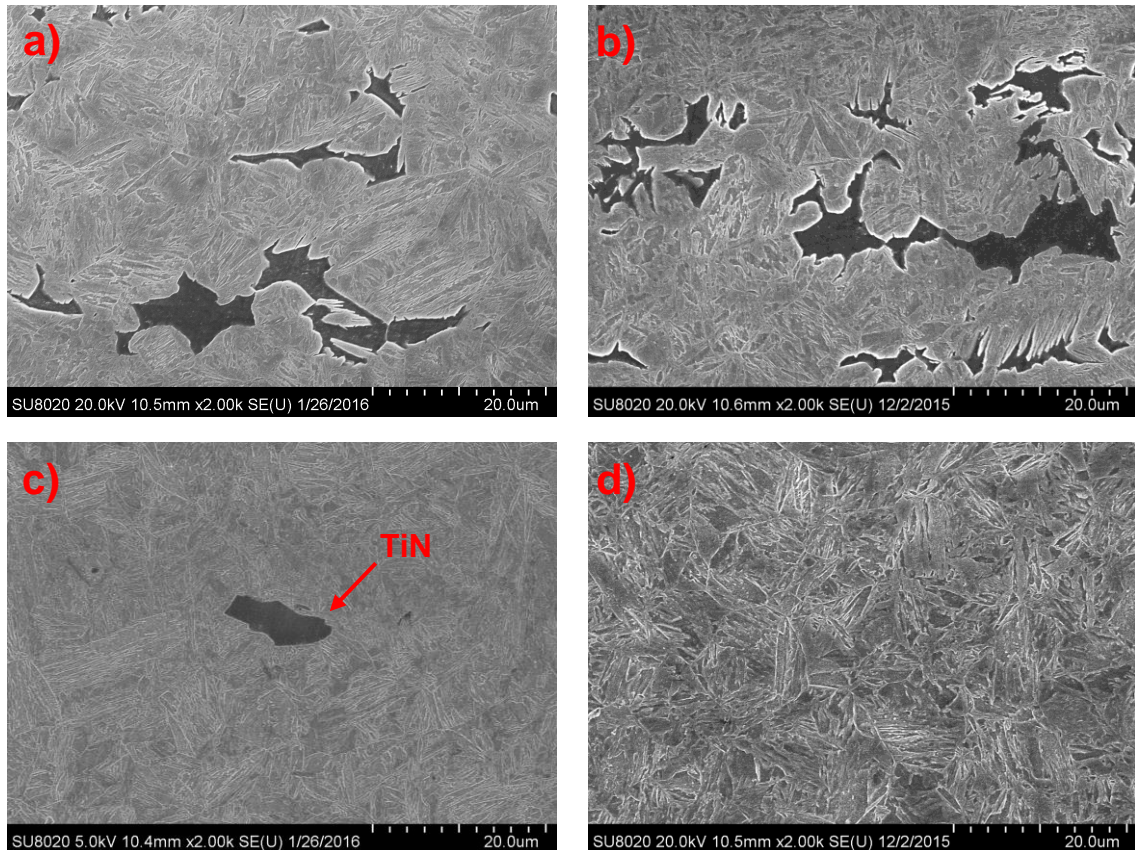


Figura 4.9 – Metalografías obtenidas mediante SEM. 780°C: a) 2.5 °C/s, b) 75 °C/s, 830 °C: c) 2.5 °C/s y d) 75 °C/s, 2000x, Picral 4%.

Debido a la presencia significativa de ferrita en la microestructura después de los tratamientos en la condición de 780 °C a las tres velocidades de calentamiento, se realizó un conteo de volumen de fases de la misma manera como se muestra en la sección 4.2. La Figura 4.10 muestra la malla utilizada para determinar el volumen de fases en la muestra de temperatura más baja del acero a una velocidad de calentamiento de 2.5 °C/s, debido a que se presentaban dos fases en su microestructura final después del tratamiento

térmico y esto puede repercutir en las propiedades mecánicas finales del material.

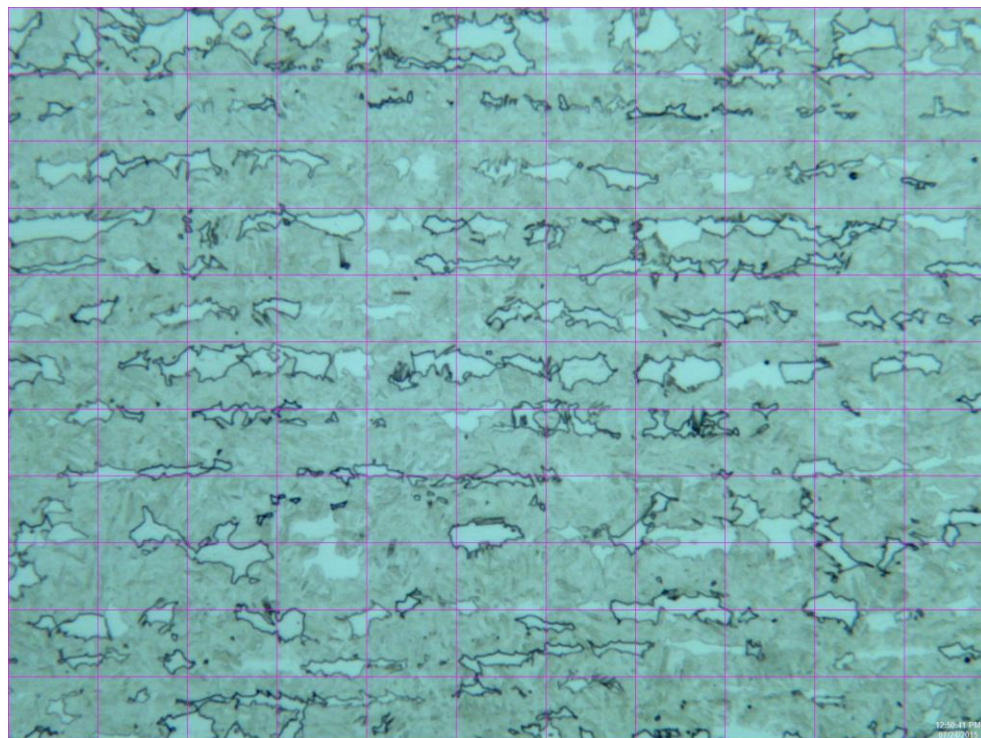


Figura 4.10 – Conteo de volumen de fase por punto, 780 °C, 2.5 °C/s, 500x, Picral 4%.

La Tabla 4.5 muestra los resultados en porcentaje obtenidos del conteo de fracción volumétrica del acero a una temperatura de 780 °C a todas las velocidades de calentamiento donde:

- %Vm= Fracción volumétrica fase martensítica.
- %Vf= Fracción volumétrica fase ferrítica.

Tabla 4.5 – Fracción volumétrica del acero 15B34 a 780 °C.

	780 °C		
	2.5 °C/s	25 °C/s	75 °C/s
%Vm	72%	75%	88%
%Vf	28%	25%	12%

Se puede observar en la Tabla 4.5 que conforme aumentamos la velocidad de calentamiento a una misma temperatura aplicada va

incrementando el volumen de martensita mientras que el volumen de la fase ferrita va disminuyendo.

4.3.4 Dureza

A continuación en la Figura 4.11 se muestran los resultados promedio de dureza obtenidos para el acero para todas las condiciones de tratamiento térmico. Se puede observar la evolución de la dureza con forme se incrementa la temperatura y la velocidad de calentamiento.

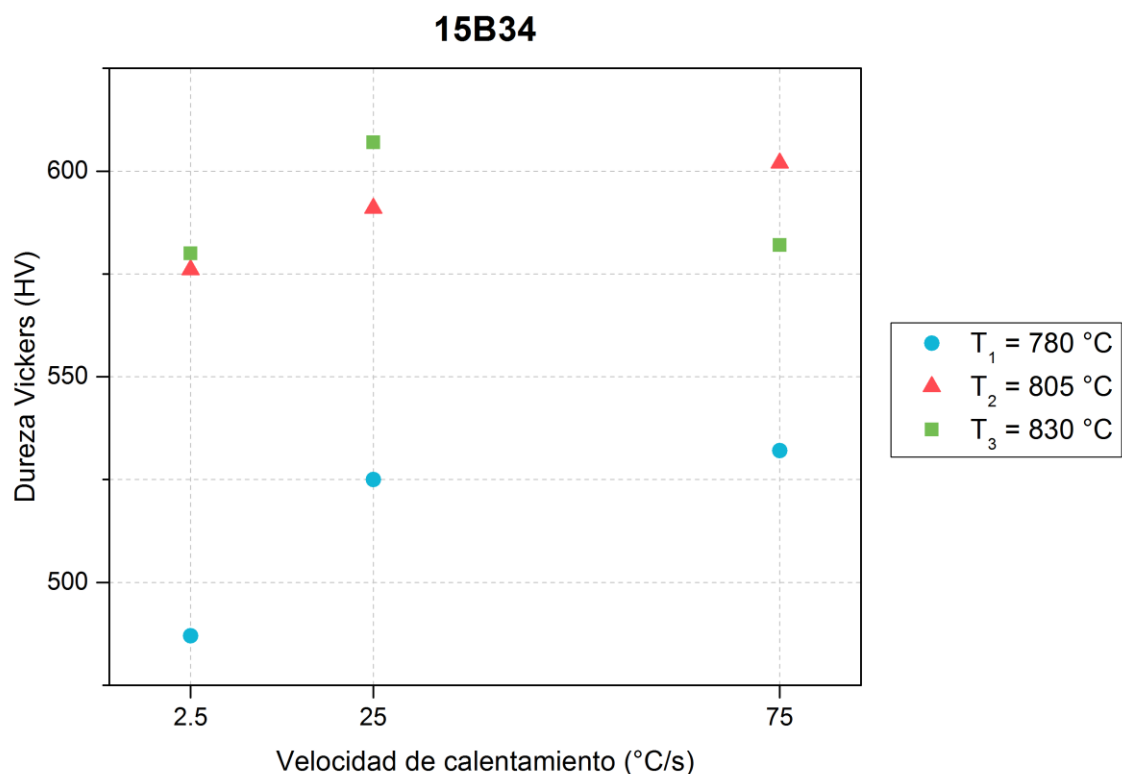


Figura 4.11 – Grafica de dureza promedio para todas las condiciones del acero 15B34.

Como se mencionó anteriormente en la sección 2.5.4 los resultados obtenidos de las matrices de microdureza fueron evaluados por medio de un análisis estadístico. La tabla 4.6 muestra los resultados de la microdureza obtenidos donde:

\bar{X} = Es el valor de la dureza promedio en HV.

S = Es la desviación estándar.

C_v = Es el coeficiente de variación.

95% de CL= Corresponde al porcentaje de intervalo de confianza.

%RA= Es el porcentaje de exactitud relativa.

Estos valores fueron obtenidos mediante las siguientes ecuaciones de acuerdo a la norma ASTM 112-12 [65].

$$\bar{X} = \frac{\sum X_i}{n} \quad (\text{Ec. 4.2})$$

$$s = \left[\frac{\sum (X_i - \bar{X})^2}{n - 1} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (\text{Ec. 4.3})$$

$$C_v = \left(\frac{\bar{X}}{s} \right) 100 \quad (\text{Ec. 4.4})$$

$$95\%CI = \frac{t * s}{\sqrt{n}} \quad (\text{Ec. 4.5})$$

$$\% RA = \frac{95 \% CI}{\bar{X}} \quad (\text{Ec. 4.6})$$

Los resultados mostrados en la Tabla 4.6 fueron calculados con la dureza promedio obtenida por medio de la matriz de indentación, las mediciones de durezas para cada condición se encuentra en el anexo C. En la tabla se puede observar que se obtuvo un buen índice de confiabilidad en todas las mediciones, por lo tanto se puede deducir que los resultados obtenidos

mediante este análisis estadístico son confiables y no hay necesidad de repetir las indentaciones.

Tabla 4.6 – Análisis estadístico realizado para el acero 15B34.

	780 °C					805 °C					830 °C				
HR (°C/s)	\bar{X} HV	S	C_v	95% de CL	%RA	\bar{X} HV	S	C_v	95% de CL	%RA	\bar{X} HV	S	C_v	95% de CL	%RA
2.5	487	23.01	4.73	6.38	1.31	576	14.54	2.52	4.03	0.70	580	17.45	3.01	4.84	0.83
25	525	44.54	8.49	12.34	2.35	591	10.99	1.86	3.05	0.52	607	19.49	3.21	5.40	0.89
75	532	21.10	3.97	5.85	1.10	602	18.84	3.13	5.22	0.87	582	14.14	2.43	3.92	0.67

4.4 Acero 22MnB5

4.4.1 Espectroscopia de energía dispersa

Los resultados obtenidos mediante la técnica de espectroscopia de energía dispersa aplicado al material base se muestran a continuación, diversas partículas fueron analizadas debido a que se encuentran dispersas en el acero. En la Figura 4.12 se muestra el análisis aplicado al material, la micrografía mostrada en 4.12(a) corresponde, a la inclusión analizada mientras que 4.12(b) muestra el espectro de EDS con la respectiva química de la inclusión confirmando que es un nitruro de titanio.

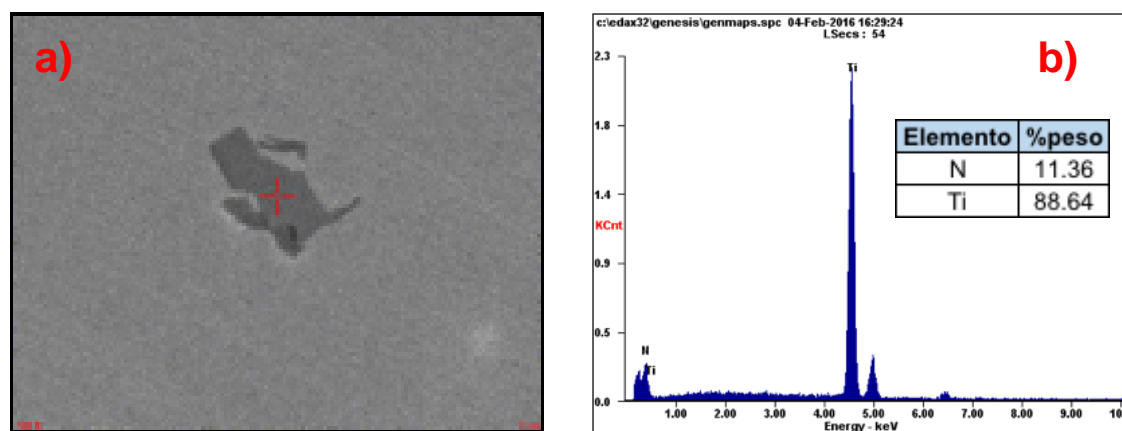


Figura 4.12 – Análisis EDS. a) Inclusión, b) espectro EDS con química de la inclusión.

La siguiente partícula analizada se muestra en la Figura 4.13, donde (a) muestra la inclusión a la que se le aplicó el EDS mientras que (b) muestra el espectro EDS y el porcentaje de elementos encontrado en la inclusión. Se puede observar que los elementos hierro, carbono y oxígeno están presentes en la inclusión, la cual podemos determinar que se trata de un carburo. En el caso de la Figura 4.14, se muestra una inclusión en el material con diferente morfología a las anteriores (a), de acuerdo al resultado del espectro de EDS (b) donde se muestran los picos de azufre y manganeso con mayor intensidad, se puede determinar que la inclusión corresponde a un sulfuro de manganeso.

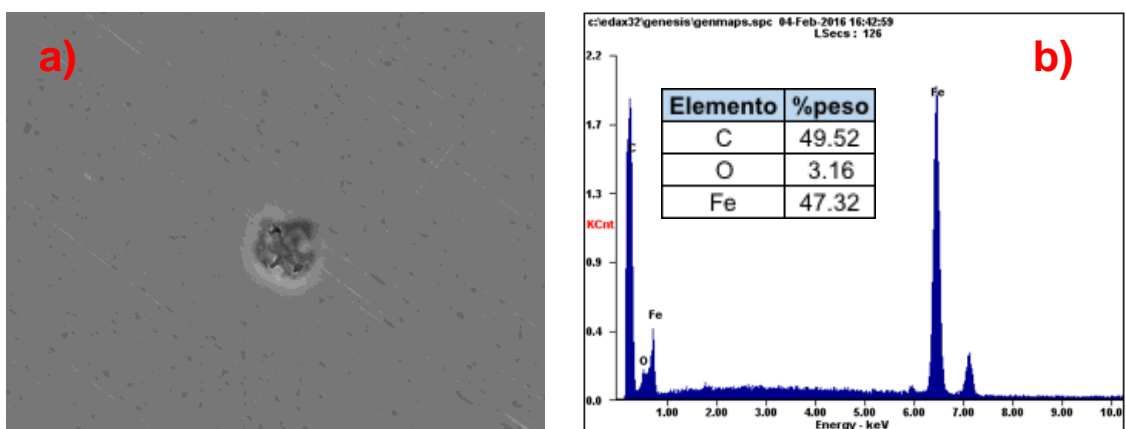


Figura 4.13 – Análisis EDS. a) inclusión, b) espectro EDS y química de la inclusión.

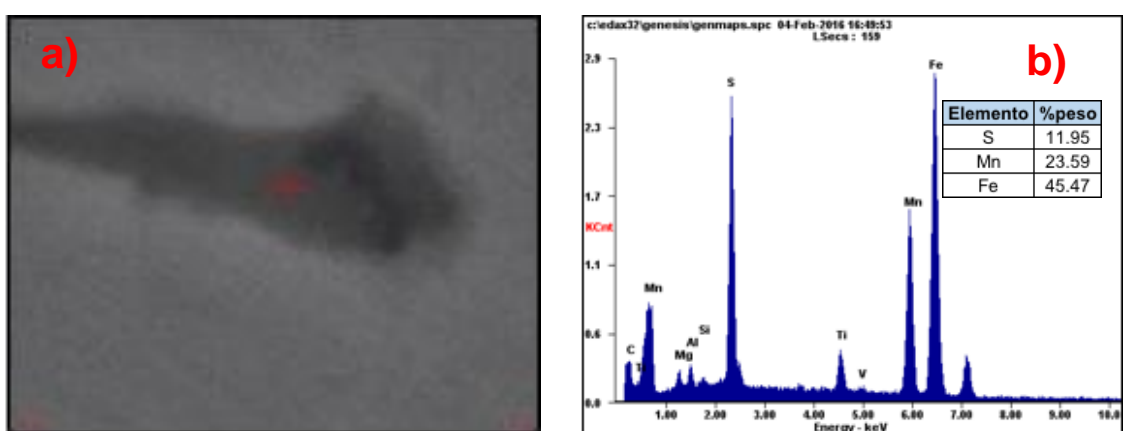


Figura 4.14 – Análisis EDS. a) Inclusión, b) espectro EDS y química de la inclusión.

4.4.2 Temperaturas de equilibrio

El diagrama CCT obtenido para el acero 22MnB5 fue calculado con un tamaño de grano por defecto de 9 ASTM por medio del software JMatPro® se muestra en la Figura 4.15. Como se mencionó anteriormente, en este se indican las temperaturas de equilibrio A_1 y A_3 para el acero, además las curvas de enfriamiento y las durezas que se pueden alcanzar a las diferentes velocidades de enfriamiento. Las curvas en color (azul, verde y negro) representan las fases

que se pueden obtener para esta química en específico de acuerdo a la velocidad de enfriamiento aplicada, en la parte inferior las líneas horizontales (rosa, morado y naranja) representan las temperaturas M_s y M_f , por ejemplo, a un enfriamiento de 30 °C/s es suficiente para alcanzar la transformación martensítica.

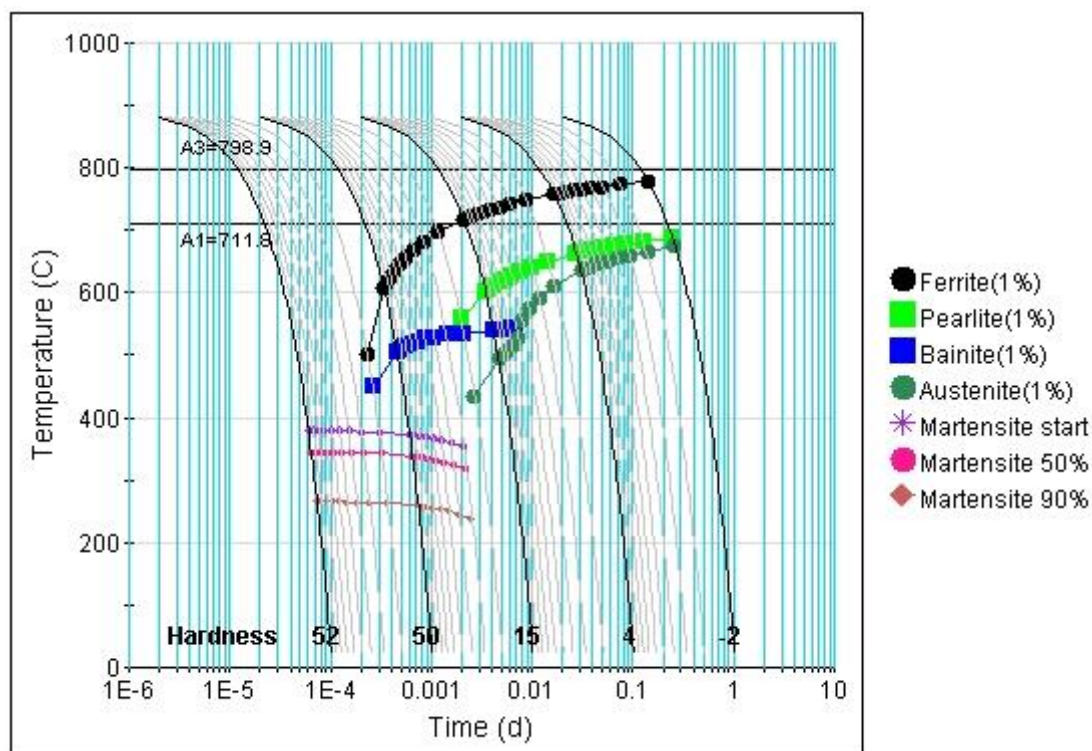


Figura 4.15 – Diagrama CCT para el acero 22MnB5 obtenido con JMatPro®.

La tabla 4.7 muestra las temperaturas de equilibrio obtenidas del diagrama CCT para el acero 22MnB5 con ayuda del software JMatPro® con respecto a la química del material. Estas temperaturas coinciden (± 10) con las obtenidas durante el análisis térmico mediante DTA. El termograma de la Figura 4.16 muestra una reacción endotérmica que corresponde a la transformación austenítica. El rango de esta reacción es de 712-810 °C, que corresponde a A_{c1} y A_{c3} respectivamente. Lo cual coincide con los resultados obtenidos por la simulación de JMatPro®.

Tabla 4.7 – Temperaturas obtenidas con JMatPro® para el acero 22MnB5.

	Temperatura JMatPro®
A₁	712 °C
A₃	799 °C
M_s	380 °C
M_f	264 °C

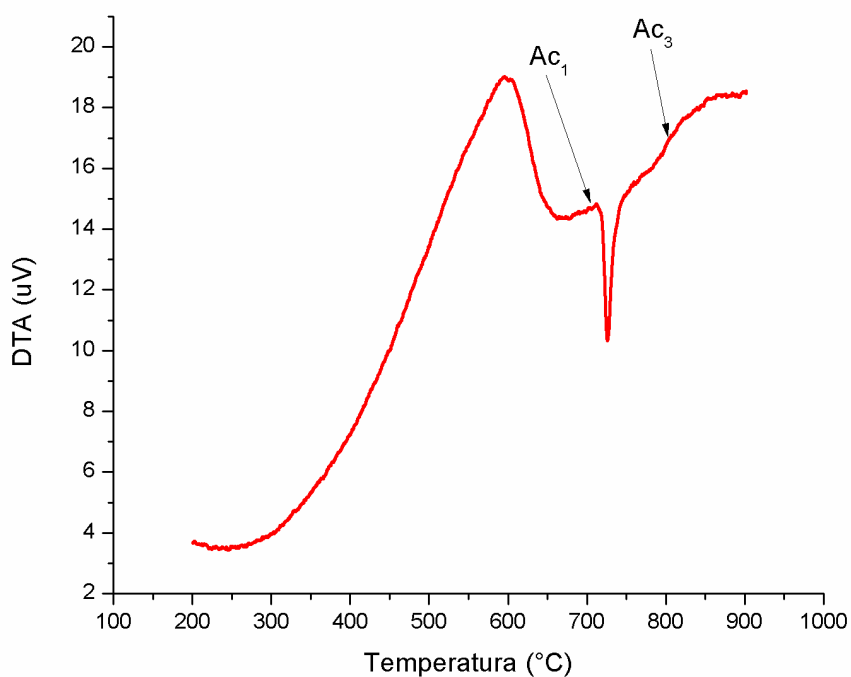


Figura 4.16 – Curvas de DTA para el acero 22MnB5.

La tabla 4.8 muestra las temperaturas críticas obtenidas mediante DTA para el acero 22MnB5.

Tabla 4.8 – Temperaturas críticas obtenidas mediante DTA para el acero 22MnB5.

	Temperatura DTA
Ac₁	712 °C
Ac₃	810 °C

4.4.3 Tratamientos térmicos

Los gradientes de temperatura fueron registrados por termopares. La Figura 4.17 muestra los gradientes de temperatura a lo largo de la probeta para el material 22MnB5, los resultados registrados por los termopares muestran la variación del calentamiento partiendo del centro a dos diferentes distancias de este. Se puede observar que hay una variación de 21 °C a 5 mm del centro mientras que a 10 mm la variación es de aproximadamente 60 °C.

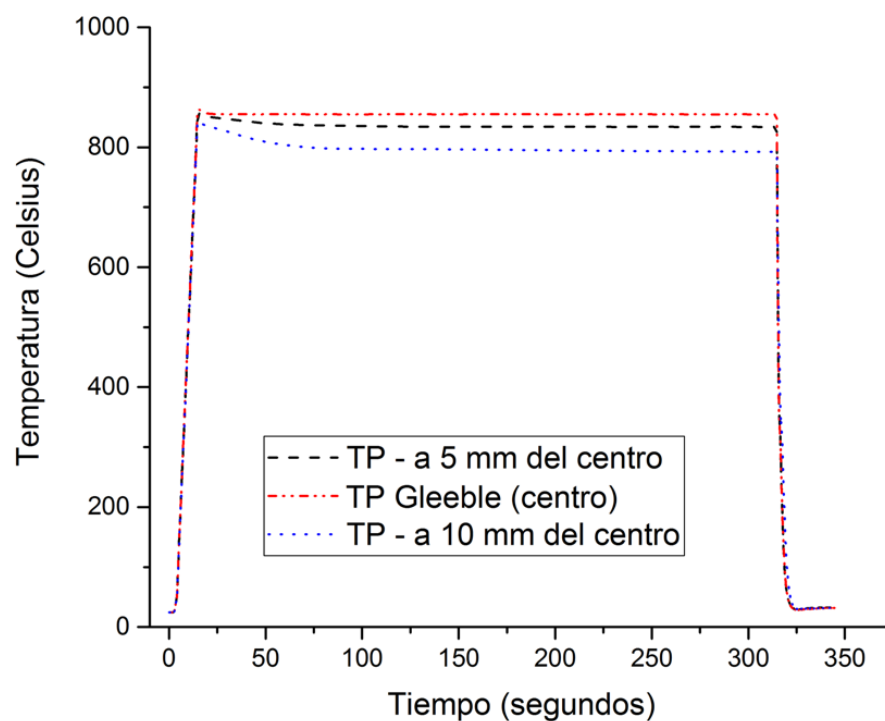


Figura 4.17 – Gradientes de temperatura a lo largo de la probeta 22MnB5.

La ruta de tratamiento térmico realizado en la Gleeble se muestra a continuación en la Figura 4.18, la temperatura de austenizado fue de 855 °C, mientras que las velocidades de calentamiento fueron de a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s y c) 75 °C/s todo esto con un tiempo de permanencia de 5 minutos seguido de

un temple con helio para alcanzar la temperatura martensítica. Al igual que en las probetas del acero 15B34, se puede observar una variación en la rampa de calentamiento en cada una debido a las diferentes velocidades de calentamiento a las que fue sometido el material, algunas pruebas se repitieron debido a problemas con la interacción de la superficie de la probeta y el termopar y algunos otros factores humanos que interfirieron con los ensayos durante los tratamientos térmicos.

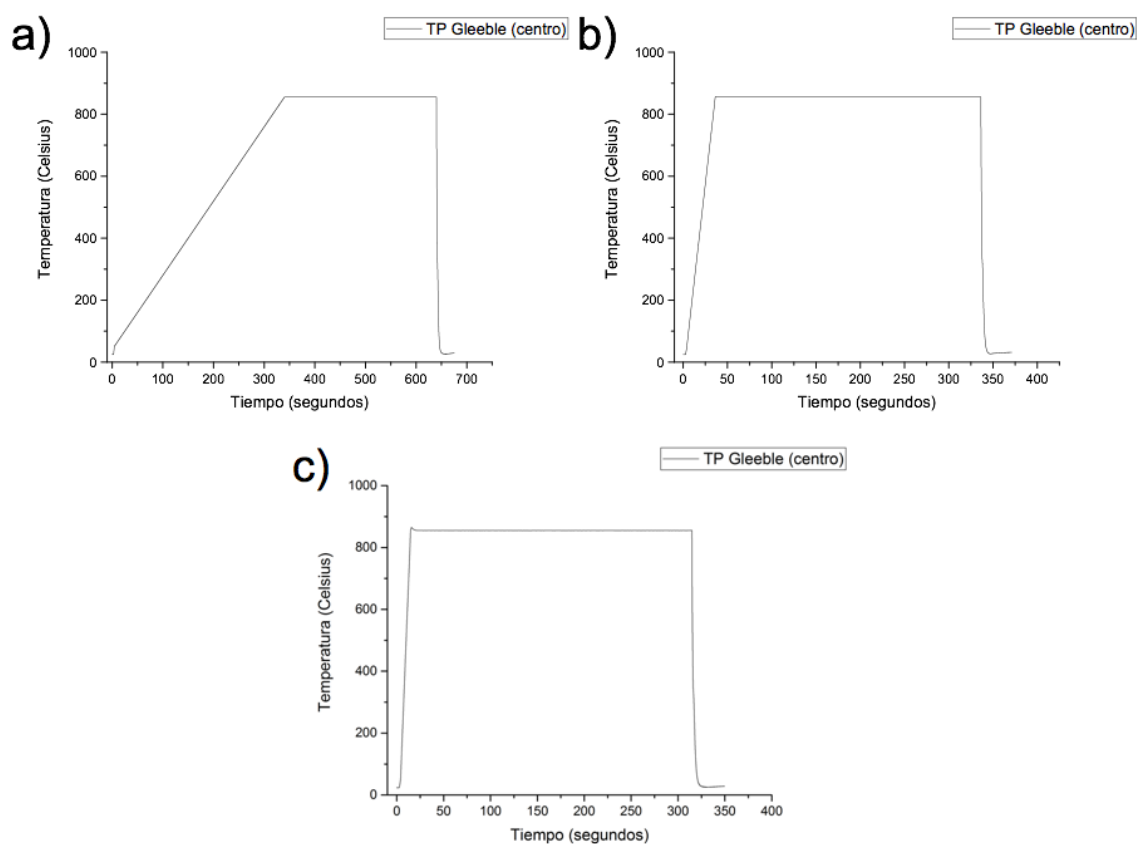


Figura 4.18 – Graficas de la ruta de tratamiento térmico para el acero 22MnB5 para una temperatura de 855 °C, donde la velocidad de calentamiento es a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s y c) 75 °C/s.

4.4.4 Caracterización microestructural

Las micrografías de las condiciones a 805 °C y 855 °C, a la mínima y máxima velocidad de calentamiento para el acero en cuestión se muestran en la Figura 4.19. La microestructura de la condición a 805 °C (Figura 4.19 a y b) en

ambas velocidades, constan de una microestructura martensítica con islas de ferrita dispersas en la martensita; mientras que la probeta a 855 °C en ambas velocidades muestra una microestructura completamente martensítica (Figura 4.19 c y d).

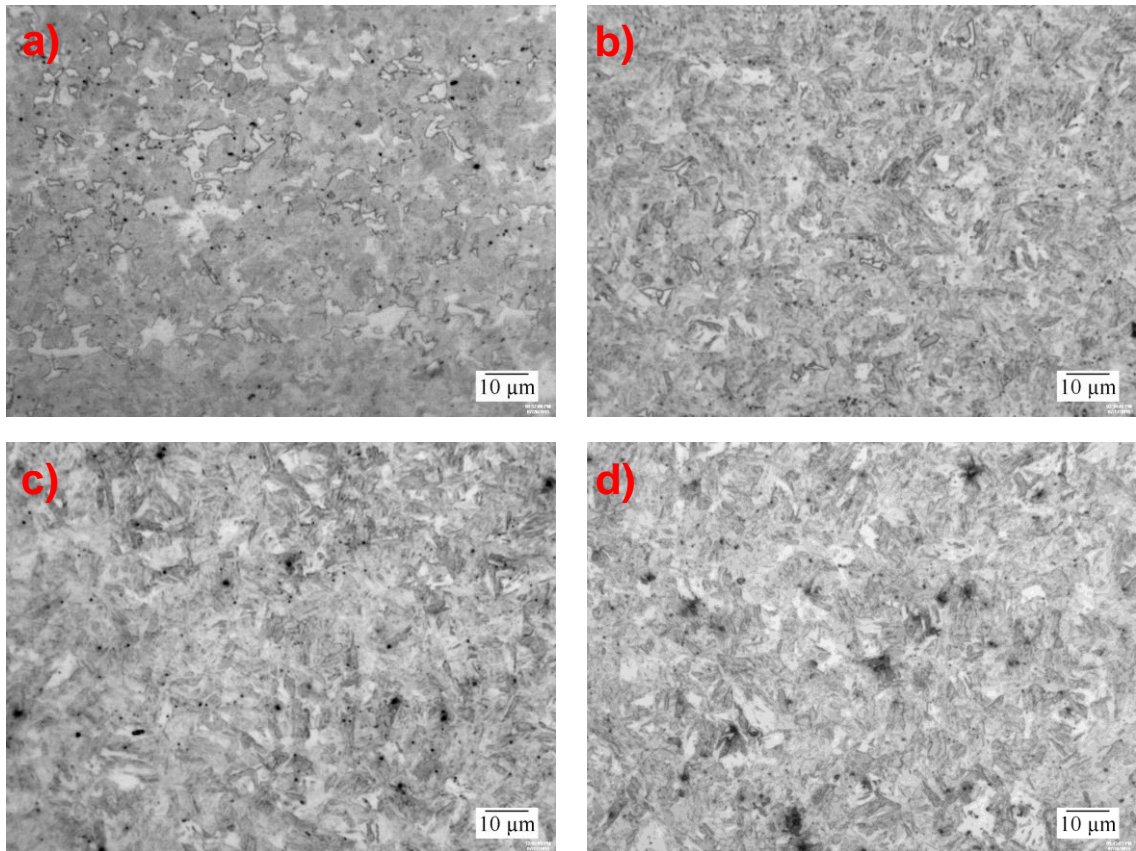


Figura 4.19 – Metalografías de acero 22MnB5 después de los tratamientos. 805 °C: a) 2.5 °C/s, b) 75 °C/s, 855 °C: c) 2.5 °C/s, d) 75 °C/s. 500x, Picral 4%.

El resultado del análisis de dichas microestructuras por microscopía electrónica se muestra en la Figura 4.20; se puede observar con más detalle la morfología de la microestructura en las muestras de mayor y menor temperatura a diferentes velocidades de calentamiento. La temperatura de 805 °C a la menor y mayor velocidad de calentamiento (Figura 4.20 a y b) muestra una microestructura martensítica en la cual se observan granos de ferrita dispersos, cabe mencionar que en la metalografía 4.20(a) se tiene una mayor concentración de granos de ferrita que en (b), mientras que la condición de 830

°C (Figura 4.20 c y d) se muestra una estructura completamente martensítica en ambas velocidades de calentamiento.

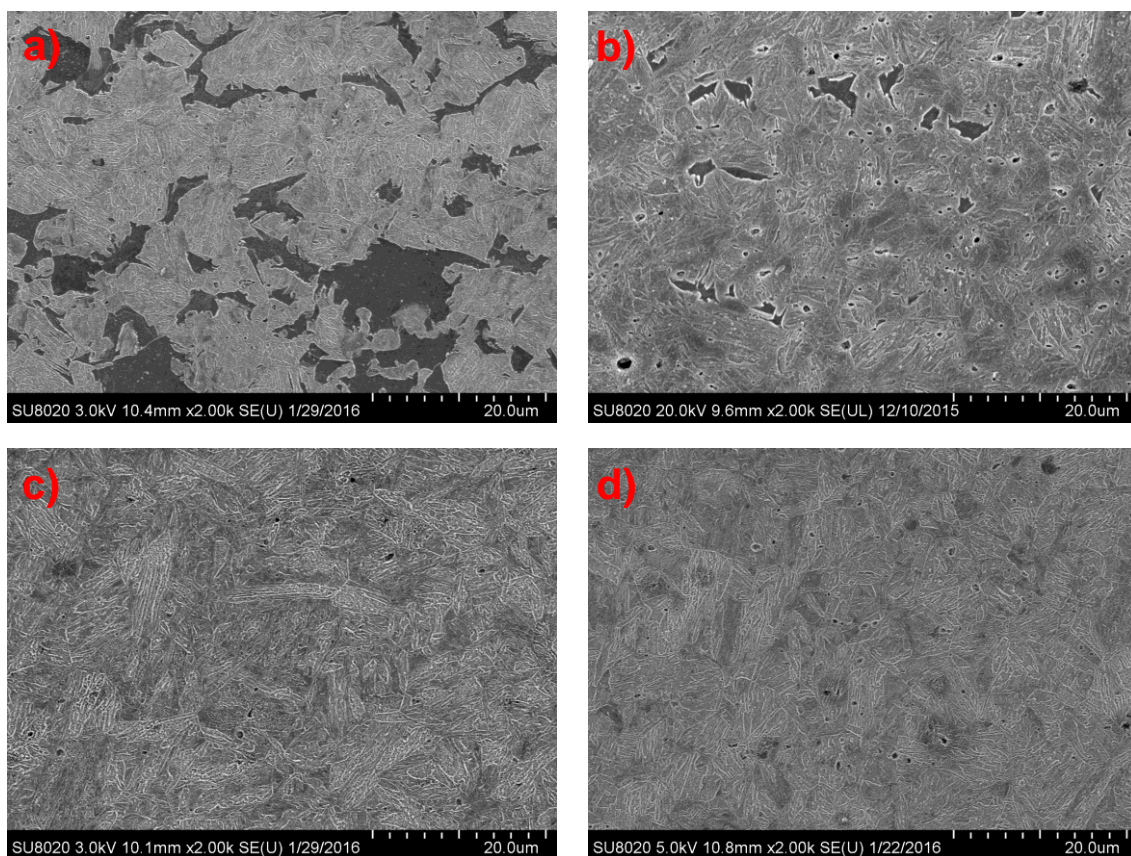


Figura 4.20 – Metalografías obtenidas mediante SEM. 805 °C: a) 2.5 °C/s, b) 75 °C/s, 855 °C: c) 2.5 °C/s y d) 75 °C/s, 2000x, Picral 4%.

Al observar una presencia significativa de ferrita en la microestructura en la condición de 805 °C después de los tratamientos, se realizó un conteo de volumen de fases de la misma manera como se muestra para el acero 15B34. La Figura 4.21 muestra la malla utilizada para determinar el volumen de fases presentes en la muestra de temperatura a 805 °C a la velocidad más baja, debido a que se presentaban dos fases en su microestructura final después del tratamiento térmico y esto puede repercutir en las propiedades mecánicas finales del material.

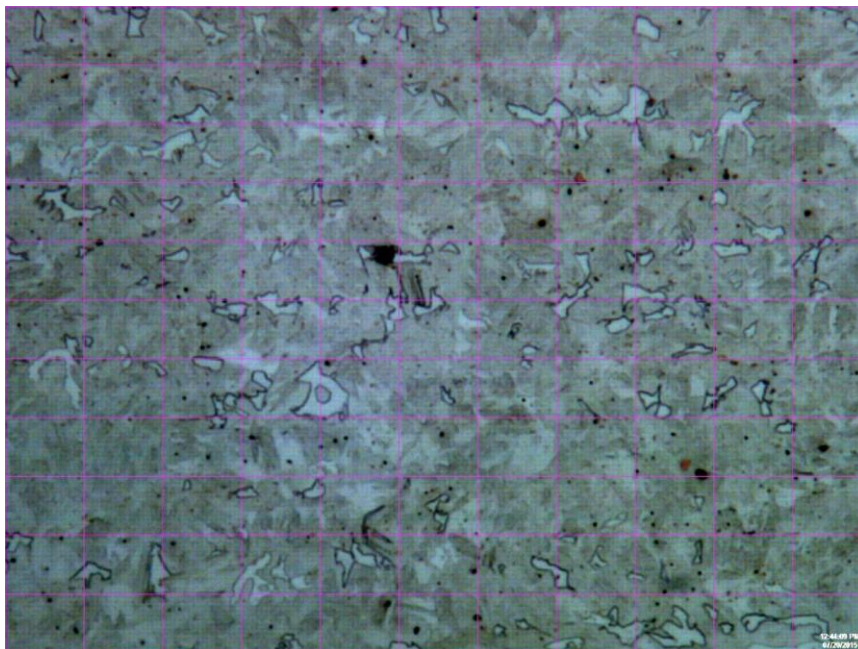


Figura 4.21 – Conteo de volumen de fase por punto, 805 °C, 2.5 °C/s, 500x, Picral 4%.

La Tabla 4.9 muestra los resultados obtenidos del conteo de fracción volumétrica del acero 24TiBo a una temperatura de 805 °C y a las velocidades de calentamiento donde:

- %Vm= Fracción volumétrica fase martensítica.
- %Vf= Fracción volumétrica fase ferrítica.

Se puede observar que conforme se incrementa la velocidad de calentamiento el volumen de ferrita en las muestras disminuye considerablemente.

Tabla 4.9 Fracción volumétrica del acero 24TiBo a 805 °C.

	805 °C		
	2.5 °C/s	25 °C/s	75 °C/s
%Vm	84%	87%	97%
%Vf	16%	13%	3%

4.4.5 Dureza

La Figura 4.22 muestra los resultados promedio de dureza obtenidos para el acero para todas las condiciones de tratamiento térmico. Se puede

observar la evolución de la dureza conforme se incrementa la temperatura y la velocidad de calentamiento.

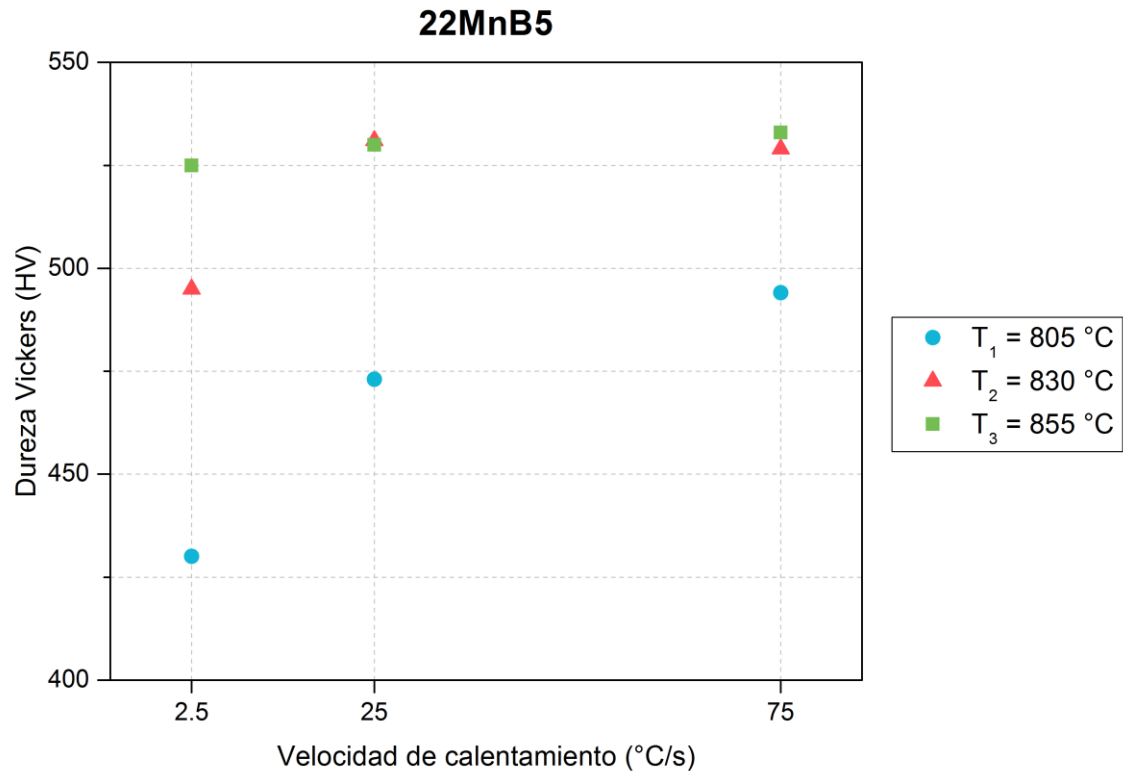


Figura 4.22 – Grafica de dureza promedio para todas las condiciones del acero 22MnB5.

En la Tabla 4.10 se muestran los resultados del análisis estadístico aplicado a los resultados de la microdureza obtenidos para el acero 22MnB5 donde:

\bar{X} = Es el valor de la dureza promedio en HV.

S = Es la desviación estándar.

C_v = Es el coeficiente de variación.

95% de CL= Corresponde al porcentaje de intervalo de confianza.

%RA= Es el porcentaje de exactitud relativa

Tabla 4.10 – Análisis estadístico realizado para el acero 22MnB5.

	805 °C					830 °C					855 °C				
HR (°C/s)	\bar{X} HV	S	C_v	95% de CL	%RA	\bar{X} HV	S	C_v	95% de CL	%RA	\bar{X} HV	S	C_v	95% de CL	%RA
2.5	430	23.32	5.42	6.63	1.54	495	11.11	2.24	3.16	0.64	525	6.44	1.23	1.83	0.35
25	473	31.38	6.63	8.92	1.89	531	10.13	1.91	2.88	0.54	530	9.82	1.85	2.79	0.53
75	494	11.13	2.25	3.16	0.64	529	8.05	1.52	2.29	0.43	533	7.77	1.46	2.21	0.41

En la Tabla 4.10 se puede observar el resultado del análisis estadístico aplicado a las durezas del acero 24TiBo, dichos resultados muestran un buen índice de confiabilidad por lo tanto las mediciones de dureza son confiables.

En el siguiente capítulo se explicaran estos resultados más a fondo ya que se encontró un comportamiento diferente en el material debido a la velocidad de calentamiento arrojando como resultado buenas propiedades de dureza a bajas temperaturas de austenizado.

Capítulo 5

DISCUSIÓN

5.1 Introducción

En este capítulo se presentan la discusión sobre los resultados obtenidos en los diferentes tratamientos térmicos y en todas las condiciones aplicadas a los dos aceros. Al igual que los resultados, la discusión será separada por material para facilitar su explicación.

5.2 Acero 15B34

Los resultados obtenidos mediante MO muestran diversas microestructuras encontradas en las diferentes condiciones para el acero 15B34. Como se muestra en la Figura 4.8 (a) y (b), en las micrografías correspondientes a la temperatura de $780\text{ }^{\circ}\text{C}$ o A_{c3} se puede observar dos microestructuras presentes en las muestras a las diferentes velocidades de calentamiento. Se puede ver una microestructura martensítica con bandas de ferrita a lo largo de la muestra, la presencia de ferrita en la microestructura se puede explicar debido a la baja temperatura de austenizado utilizada durante el tratamiento térmico aplicado al material. Como ya se ha mencionado anteriormente, se recomienda utilizar una temperatura de austenizado de $50\text{ }^{\circ}\text{C}$ por arriba de su temperatura A_{c3} para lograr un homogenizado completo en el material y asegurar una completa transformación austenítica [16], esto sugiere que al calentar el material a la temperatura A_{c3} no se completa el proceso de

austenizado y por ende no toda la ferrita transforma a austenita y queda ferrita remanente en el sentido de laminación del material en la matriz martensítica.

Sin embargo, comparando la metalografía de la figura 4.1(a) del material base con las metalografías obtenidas después de los tratamientos de la figura 4.8 (a) y (b), se puede observar una diferencia significativa en la morfología de la fase ferrítica antes y después de los tratamientos. La figura 5.1 a continuación, muestra la condición de 780 °C a una velocidad de calentamiento de 25 °C/s. En la metalografía se puede observar la microestructura del acero que contiene la fase ferrítica (F) y la martensita (M).

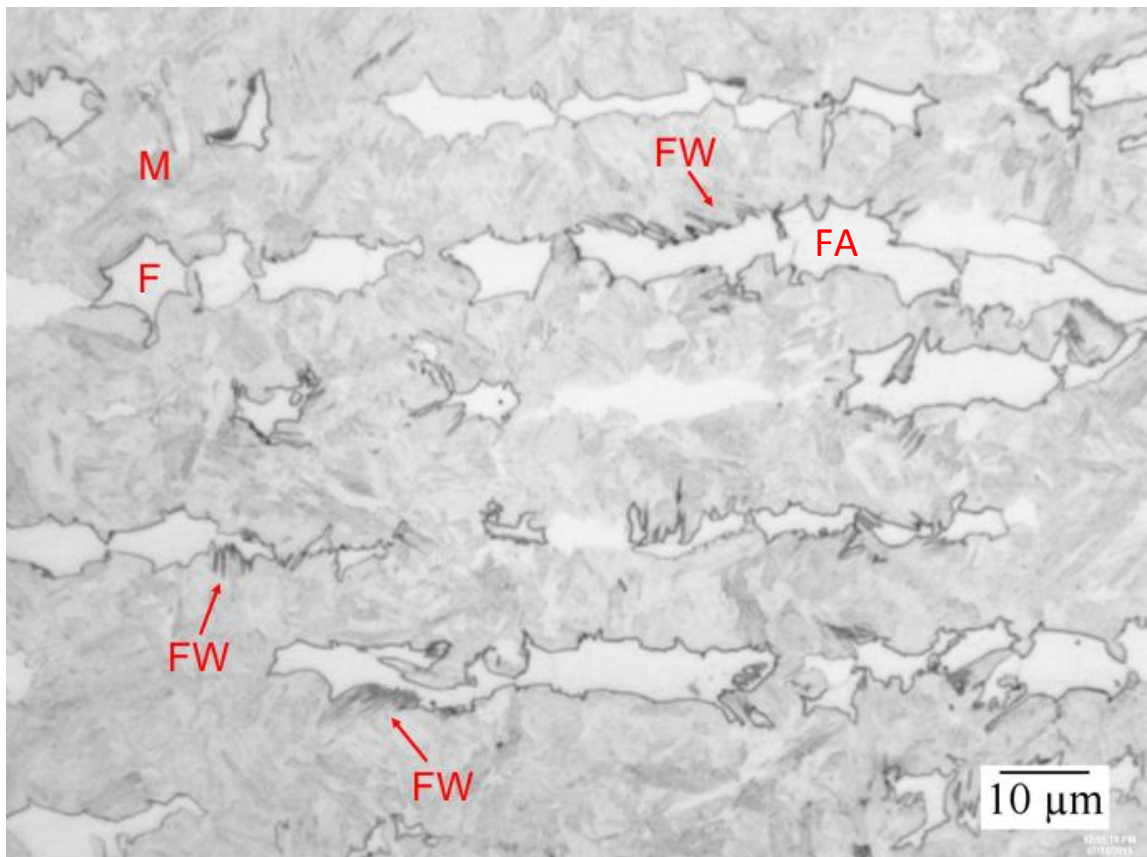


Figura 5.1 – Acero 15B34, 780 °C, 25 °C/s, 500x. Picral 4%.

En la figura 5.1 se observa ferrita con una morfología tipo Widmanstätten secundaria (FW) formada a partir de ferrita alotriomórfica (FA), esto sugiere que el cambio en la morfología del grano de ferrita remanente se da debido a una

baja temperatura de transformación con un alto subenfriamiento, la migración de la frontera incoherente por difusión será restringida mientras que la alta fuerza de conducción podría causar que la ferrita, con un límite coherente y un buen acoplamiento cristalográfico con la austenita se propague formando las placas de ferrita Widmanstätten secundaria a partir de los límites de grano de ferrita alotriomórfica que crecen en ciertas direcciones preferenciales como se muestra en la figura 5.1 [3]. Thomas (2009) reportó restos de ferrita en probetas con un austenizado completo donde los granos de ferrita alotriomórfica nuclearon en la interfase de dos granos de austenita; a su vez, estos dieron origen en el límite de grano a ferrita tipo Widmanstätten, esto pudo ser resultado de una velocidad de enfriamiento insuficiente para alcanzar una completa transformación martensítica o menos probable un austenizado incompleto [66].

A continuación, la Figura 5.2, muestra la temperatura más baja de austenizado con la velocidad de calentamiento más alta, la microestructura obtenida corresponde a martensita (M) con granos de ferrita alotriomórfica (FA) alineados en forma de bandas debido a que siguen el sentido de laminación de la microestructura inicial. La forma de eliminar permanentemente la estructura de bandas solo puede ser posible mediante altas temperaturas de homogenizado [67], esto puede explicar la presencia de ferrita en la microestructura. Comparado con las demás condiciones a la misma temperatura, se puede notar un cambio en la fracción de ferrita siendo así la velocidad más alta donde predomina la martensita con una fracción volumétrica de 88% mientras que la ferrita es de 12%, de acuerdo a la Tabla 4.5. Conforme se incrementa la velocidad de calentamiento, la fracción de ferrita en las muestras disminuye. Thomas et al. (2014) reportaron que con el aumento de la velocidad de calentamiento, las temperaturas críticas de transformación Ac_1 y Ac_3 sufren un incremento, mientras que en un rango de 100-1000 °C/s el aumento de las temperaturas es insignificante; para un acero 15B25 en condiciones de laminado en caliente a este mismo rango de temperaturas se encontró un decremento en la temperaturas Ac_1 y Ac_3 [20]. Esto puede sugerir que la muestra de 780 °C a una velocidad de 75 °C/s sufrió un decremento en la

temperatura crítica A_{c3} , dando como resultado una mayor fracción de austenita en la microestructura que después del temple transformó a martensita o el efecto de los elementos aleantes como el Mn estabilizaron la fase austenítica a baja temperatura [68].

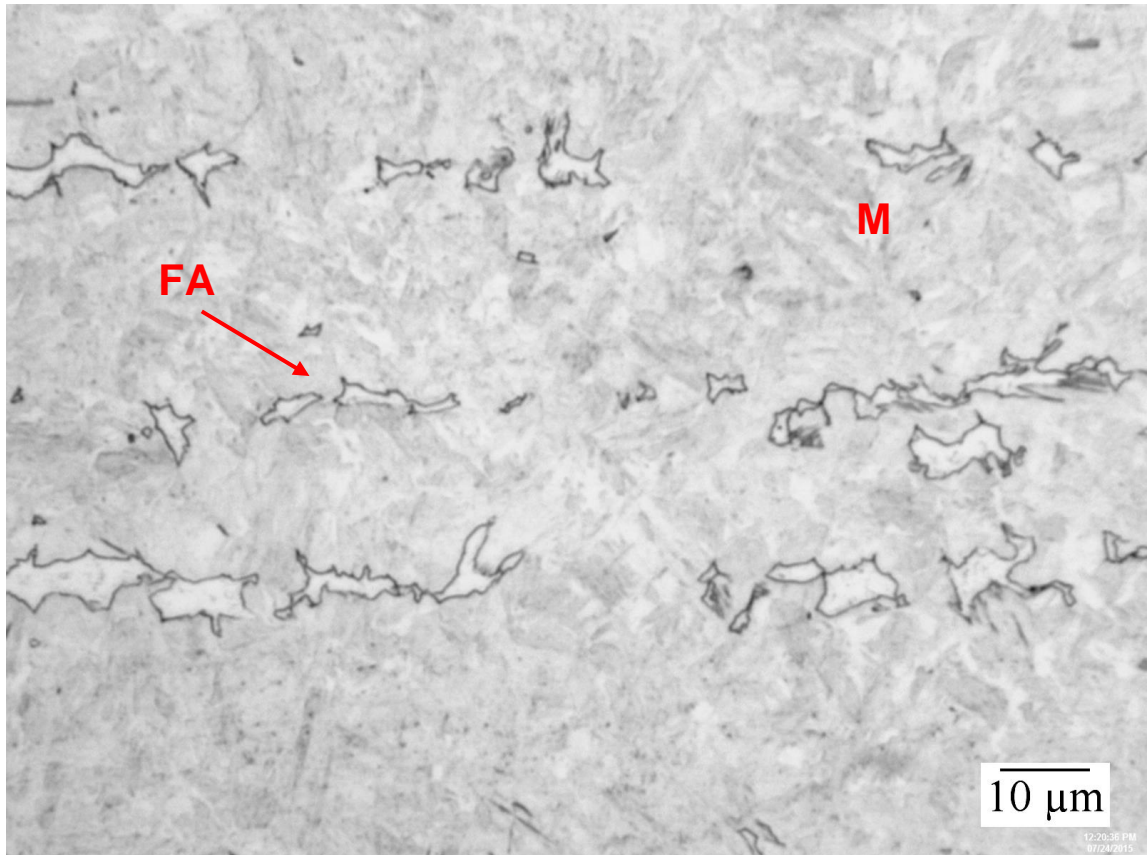


Figura 5.2 – Microestructura 15B34, 780 °C, 75 °C/s, 500x, Picral 4% donde (F) corresponde a ferrita y (M) a martensita.

Sin embargo diversos autores han reportado que con el aumento de la velocidad de calentamiento, se obtiene un incremento en la fracción volumétrica de austenita debido al dominio del crecimiento de la austenita sobre la nucleación [17, 68, 69, 70, 71]. Esto puede explicar la evolución de las condiciones de 780 °C a sus respectivas velocidades de calentamiento, conforme dichas velocidades aumentan, la fracción volumétrica de ferrita es menor y la mayor de martensita, por ende mayor fracción volumétrica de

austenita transformó a martensita, descartando así un decremento en las temperaturas de transformación o una estabilización por elementos aleantes.

En el caso de la condición de temperatura de 805 °C que se muestra a continuación, se puede observar en la Figura 5.3 que consta de una estructura completamente martensítica con algunos granos de ferrita dispersos alineados en el sentido de laminación. Como se muestra en la Figura 4.8 (c) y (d) donde la temperatura de austenizado más alta exhibe una microestructura completamente martensítica en ambas velocidades sin rastro de granos de ferrita, este resultado de acuerdo a literatura es debido a que en altas temperaturas cerca del austenizado completo el efecto de la velocidad de calentamiento es insignificante sobre el acero [17, 70]. Esto explica porque a la temperatura $A_{c3} + 25$ °C en sus respectivas velocidades de calentamiento hay una menor fracción volumétrica de ferrita mientras que a la mayor temperatura la microestructura es completamente martensítica sin diferencia aparente.

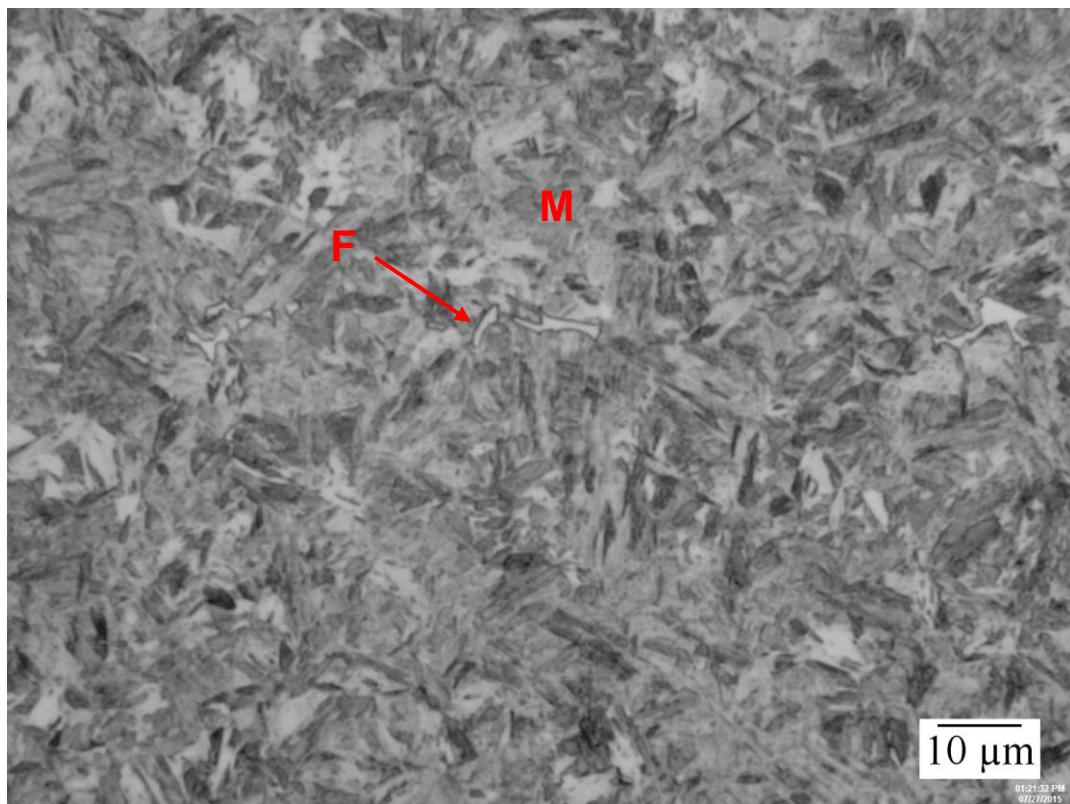


Figura 5.3 – Microestructura 805 °C, 75 °C/s, 500x, Picral 4%. Se observa ferrita (F) y martensita (M) en la microestructura.

En el caso del efecto de la ferrita contenida en la microestructura como se puede ver en la Figura 5.3, Bardelcik et al. (2013) reportó que la ferrita dentro de la microestructura de un acero al boro después de un temple no afecta las propiedades mecánicas del material, también que en una condición de 12% de ferrita mejora la absorción de energía del materia debido a su ductilidad [72]. Esto siguiere que a la temperatura media de austenizado donde se observa ferrita en la microestructura, no tendrá ningún efecto sobre las propiedades del material.

Como ya se mencionó anteriormente, la velocidad de calentamiento actúa sobre el crecimiento de la fase austenítica. La Figura 5.4 se muestra la micrografía obtenida en SEM para la condición de 780 °C a una velocidad de calentamiento de 2.5 °C/s, en ella se observa una microestructura que consta de granos de ferrita y martensita.

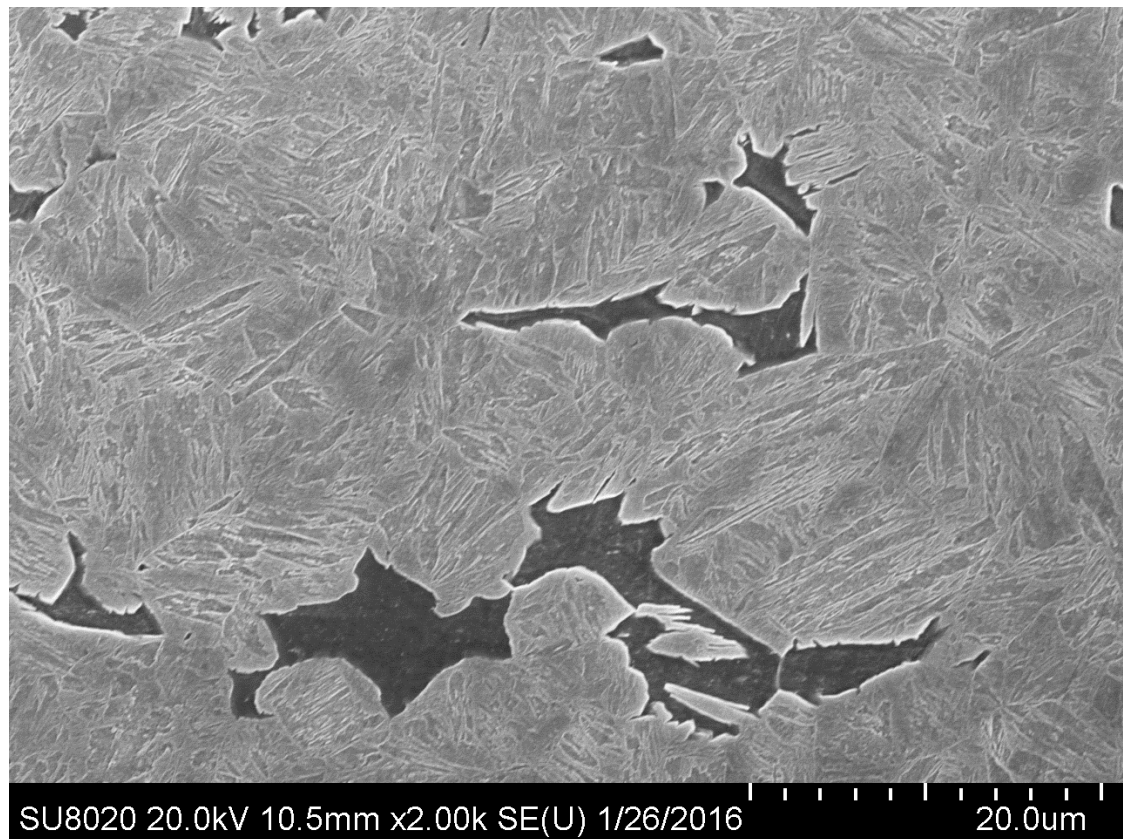


Figura 5.4– 15B34, 780 °C, 2.5 °C/s, Picral 4%.

La Figura 5.5 muestra la condición de 780 °C y 75 °C/s, se observa una microestructura martensítica con presencia de ferrita en la que se aprecian diferencias en la morfología de la martensita entre ambas mostrando una martensita más fina en comparación a la de la velocidad de 2.5 °C/s, esto debido a la velocidad de calentamiento.

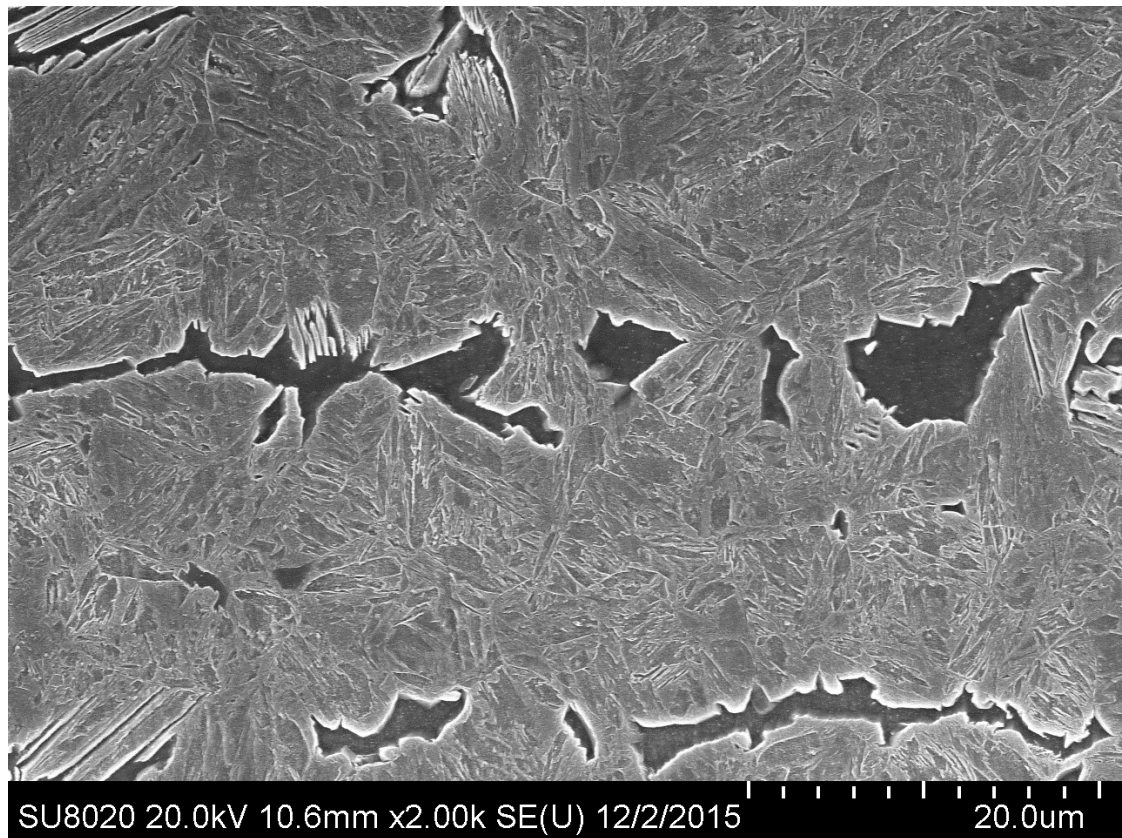


Figura 5.5 – 15B34, 780 °C, 75 °C/s, Picral 4%.

Otro de los efectos de la velocidad de calentamiento fue reportado por Xu et al. (2014) donde encontró un aumento en la fracción de austenita retenida debido a la alta velocidad de calentamiento [17]. En la Figura 5.6 se observa la microestructura final para el tratamiento de 830 °C a la velocidad de 75 °C/s donde se puede observar martensita y las flechas indican la austenita retenida debido a su morfología comprada en literatura [73].

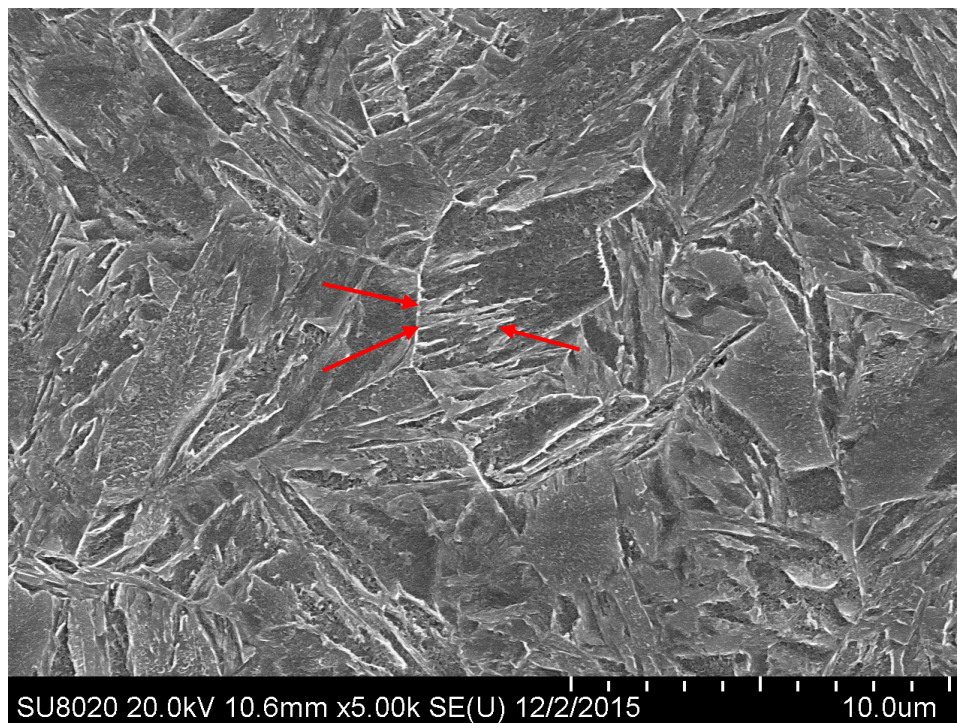


Figura 5.6 – Acero 15B34, 830 °C, 75 °C/s, Picral 4%.

Los resultados de dureza son mostrados a continuación en la Figura 5.7, donde se pueden observar las líneas de tendencia que sigue cada condición con respecto a la velocidad de calentamiento. Las condiciones en que el efecto de velocidad de calentamiento se muestra mejor es en la temperatura de 780 °C, se puede observar un aumento en la dureza conforme se incrementa la velocidad de calentamiento esto es debido a la fracción volumétrica de martensita en las muestras como ya se mencionó anteriormente, mayor volumen de martensita en la microestructura mayor es la dureza del material. La temperatura intermedia de 805 °C en su velocidad más baja se puede observar una dureza de 602 HV mientras en las velocidad más alta sufre un aumento del 4%, Karmakar et al. reportó que en una velocidad de calentamiento alta las muestras exhiben alta resistencia con respecto a muestras calentadas lentamente [17]. Esto sugiere que a una velocidad alta, en este caso 75 °C/s las muestras tendrán mejores propiedades con respecto a una velocidad baja. Para el caso de la temperatura más alta, como ya se mencionó anteriormente la velocidad de calentamiento a temperaturas cerca del austenizado completo no

tiene ningún efecto sobre el material obteniendo así resultados de dureza muy similares en la muestra de más alta temperatura [70].

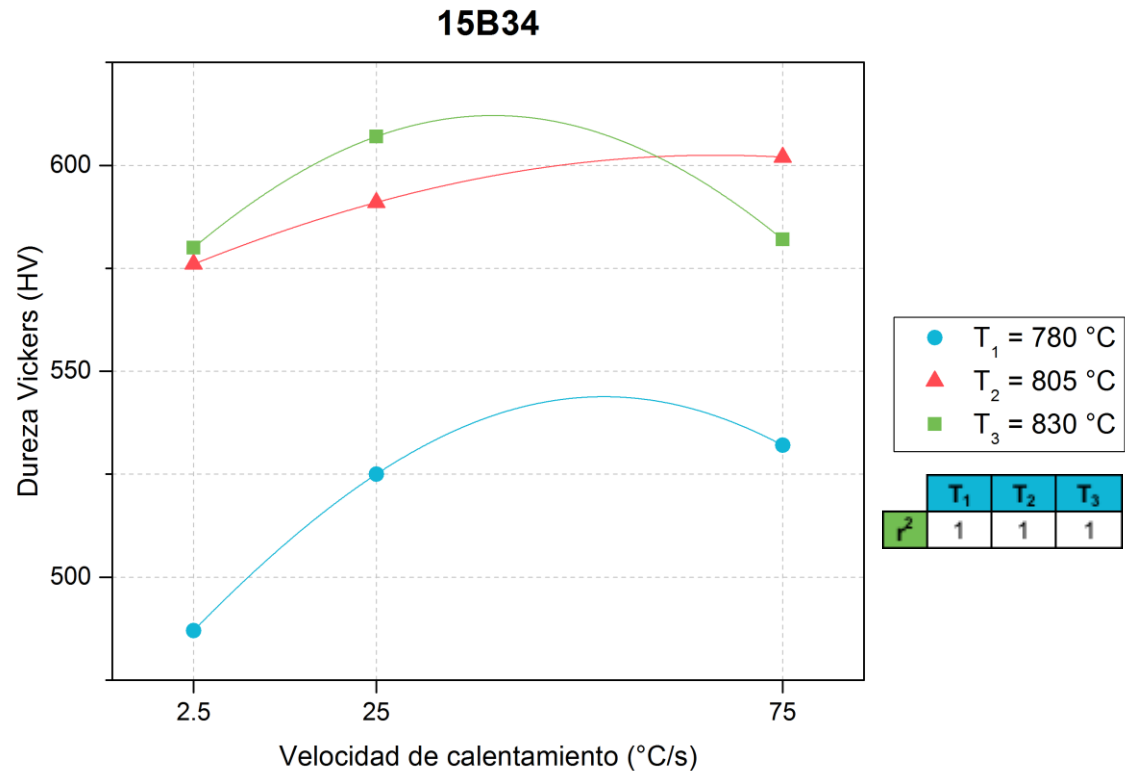


Figura 5.7 –Dureza material 15B34 en base a la velocidad de calentamiento.

A continuación, la Figura 5.8 muestra la condición de 780 °C a una velocidad de calentamiento de 75 °C/s. Se observa una microestructura martensítica con granos de ferrita alotrópica, las flechas señalan lo que sugiere es una microestructura bainítica como resultado de una inspección visual y comparación literaria. Esto puede ser factible debido a la velocidad de calentamiento aplicada al material, la falta de homogenizado puede producir una alta fracción de bainita (3-13%) [74]. Para determinar la presencia de bainita dentro de la microestructura, se necesitaría aplicar diversas técnicas de caracterizado como ataque químico selectivo, microscopía electrónica de transmisión y difracción de rayos x entre otras.

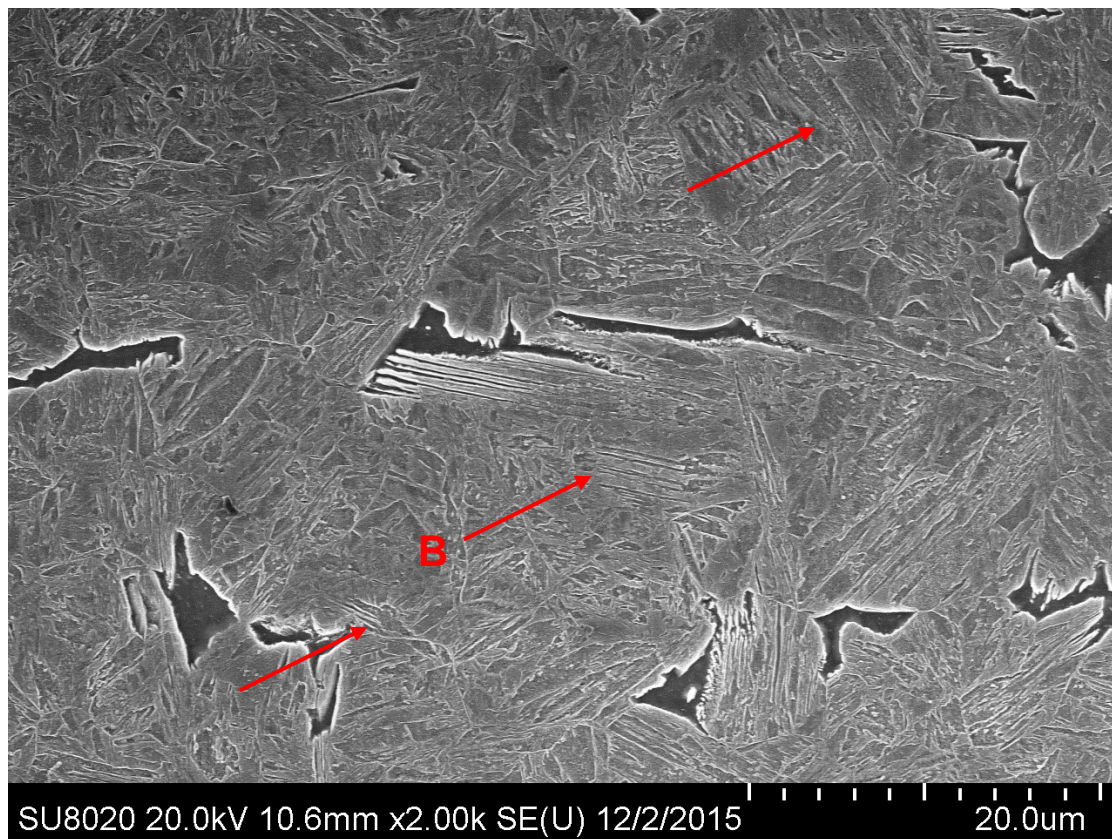


Figura 5.8 – 15B34, 780 °C, 75 °C/s, Picral 4%.

5.3 Acero 22MnB5

A continuación se muestra la discusión para los resultados obtenidos de la técnica de microscopía óptica del acero 22MnB5, se obtuvieron diversas microestructuras como se muestra en la Figura 4.19, la temperatura de 805 °C a la velocidad más baja (a) y alta (b) se observa una microestructura compuesta de ferrita y martensita, mientras que a la temperatura más alta de austenizado en ambas velocidades (c y d) exhibe una estructura completamente martensítica. Los resultados obtenidos son similares a los del acero 15B34, la Figura 5.9 muestra el resultado para la condición de 805 °C a la velocidad de calentamiento más baja, se puede observar una microestructura martensítica (M) con algunos granos de ferrita alotrópica (FA) dispersos, en algunos límites de grano de esta se observa ferrita Widmanstätten secundaria (FW).

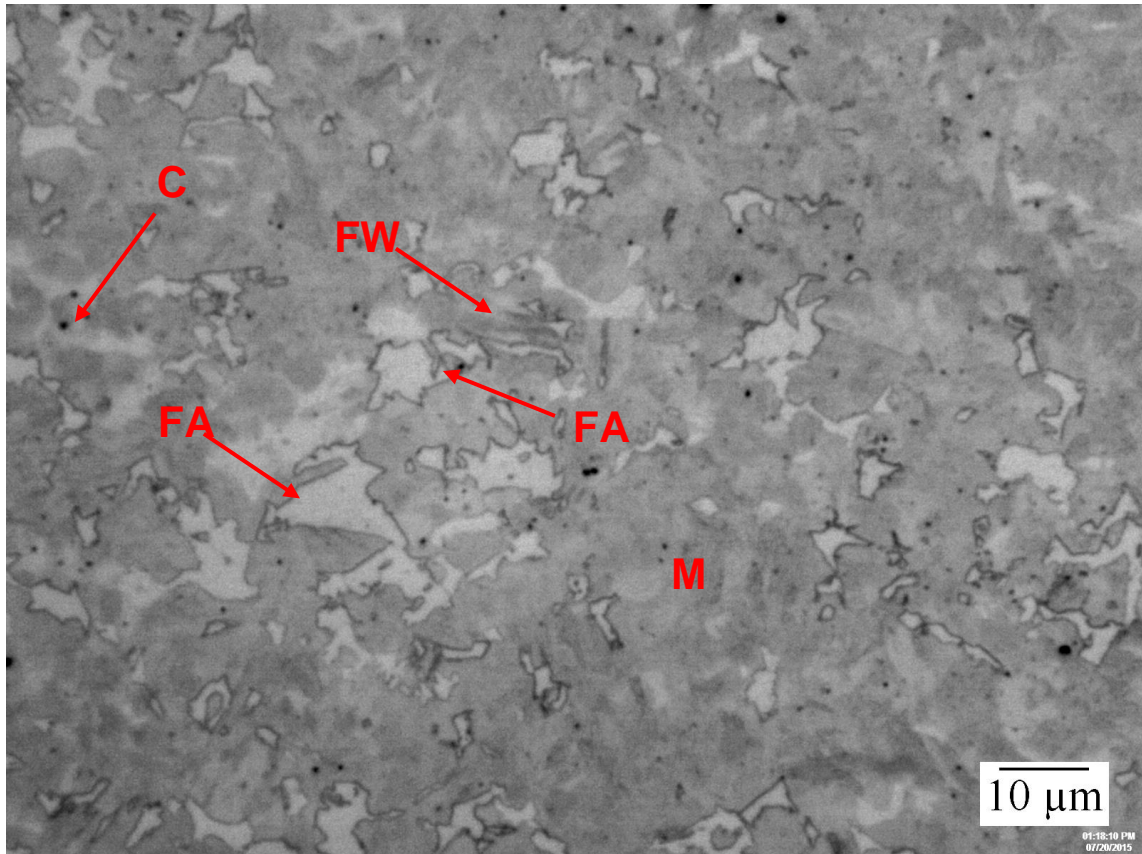


Figura 5.9 – Acero 22MnB5, 805 °C, 2.5 °C/s, 500x, Picral 4%. Ferrita (F) y Martensita (M).

Comparando la microestructura del material base (Figura 4.1b) se pueden apreciar una morfología de la fase ferrita similar a los mostrados en la Figura 5.10, esto sugiere que a la temperatura más baja no se alcanzó el austenizado completo debido a presencia de ferrita alotriomórfica (FA), mientras que en algunos límites de grano se presentó un crecimiento de ferrita Widmanstätten secundaria (FW) [66]. Las partículas marcadas como (C) son carburos que se fragmentan en pequeñas partículas debido a la laminación en frío, estas se distribuyen a lo largo de la frontera de grano de la ferrita como se muestra en la Figura 4.1 (b), la presencia de estos carburos es debido a que la temperatura de austenizado no fue suficiente para disolverlos [69]. Para el caso de este tipo de aceros laminados en frío, Thomas et al. (2014) reportaron que el trabajado en frío reducía las temperaturas de transformación Ac_1 y Ac_3 , un alto grado de trabajado en frío reduce dichas temperaturas en las velocidades de

calentamiento debido a que la energía del trabajado en frío aumenta la fuerza impulsora para la formación de austenita [18].

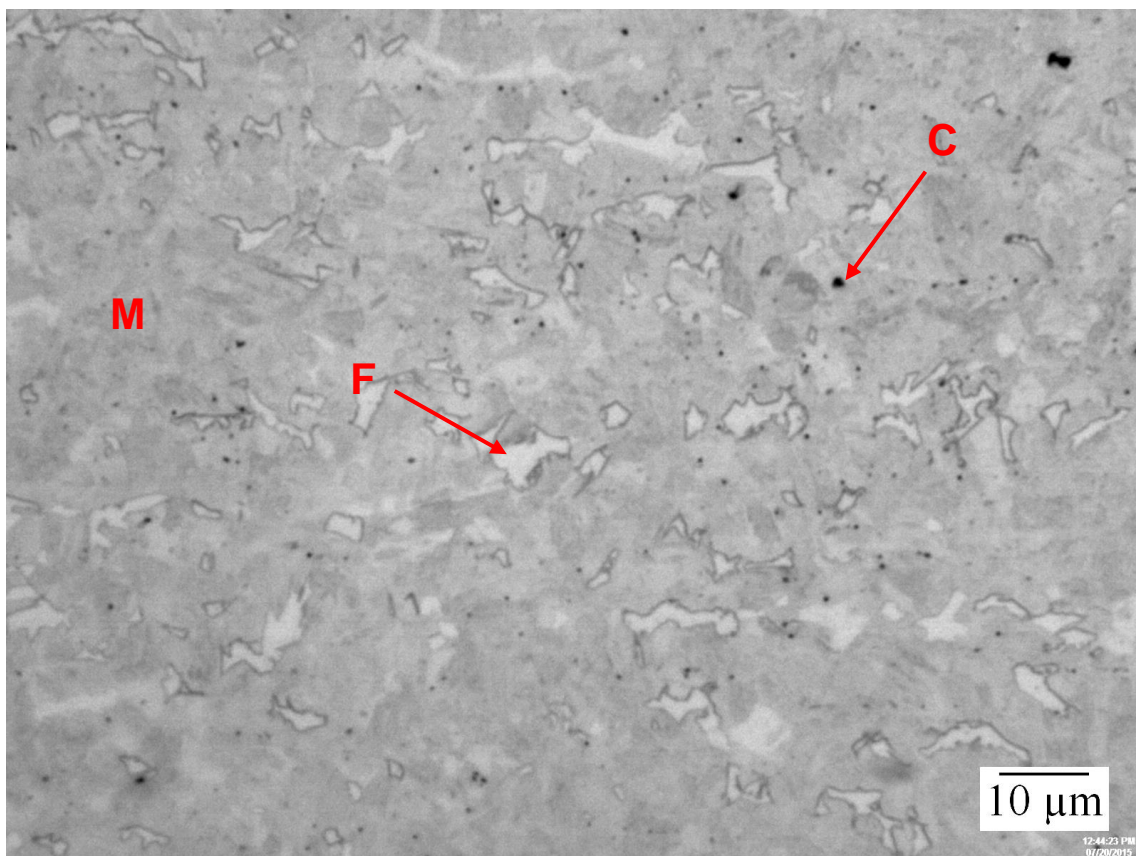


Figura 5.10 – Acero 22MnB5, 805 °C, 25 °C/s, 500x, Picral 4%. Ferrita (F), Martensita (M) y partículas de carburo (C).

Comparando las velocidades de calentamiento de la temperatura más baja se puede notar un comportamiento similar que en el acero 15B34 respecto con el incremento de la velocidad de calentamiento, esto sugiere que con el incremento de dicha velocidad se redujo la fracción volumétrica de ferrita mientras que aumentó la fracción de austenita la cual transformó a martensita [17, 69, 68, 70, 71].

A continuación en la Figura 5.11, muestra la condición de temperatura media (830 °C) a la velocidad de calentamiento más baja, en ella se muestra una microestructura martensítica con algunos carburos (C) dispersos en la cual no se encuentran remanentes de la fase ferrítica. Esto sugiere que el trabajado

en frío redujo las temperaturas de transformación o debido al efecto de la segregación de Mn estabilizando la fase austenítica favoreciendo dicha fase [75]. Por otro lado, el espesor de la probeta tiene un papel muy importante durante el austenizado; este pudo favorecer el austenizado debido a la temperatura y al tiempo de permanencia. La reducción del contenido de carburos en la microestructura como ya se mencionó anteriormente, disminuyó debido al aumento de temperatura de austenizado [18, 69].

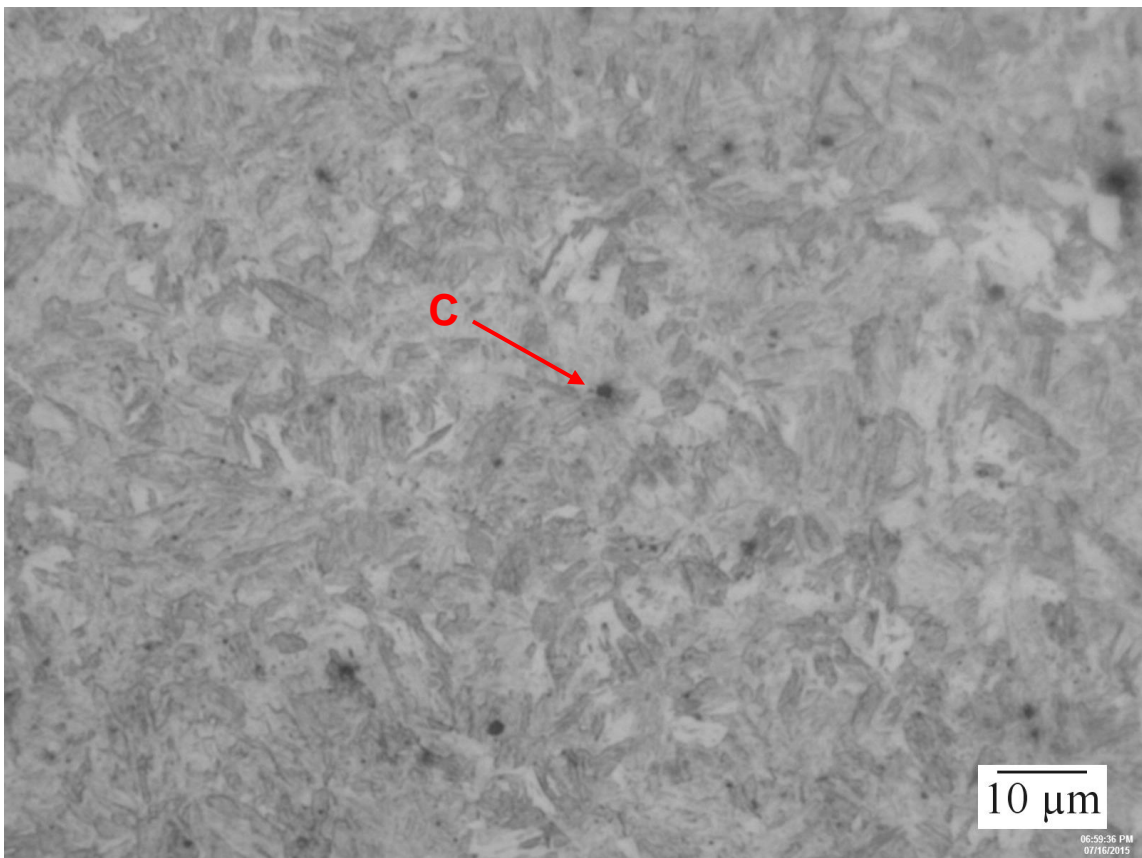


Figura 5.11 – Acero 22MnB5, 830 °C, 2.5 °C/s, 500x, Picral 4%.

Las condiciones de 830 °C (Figura 5.11) y 855 °C (Figura 5.12) en sus respectivas velocidades de calentamiento no muestran ningún cambio aparente en la microestructura, demostrando que a temperatura de austenizado completo o cercanas, la velocidad de calentamiento no tiene ningún efecto sobre el material debido a la difusión [17, 70].

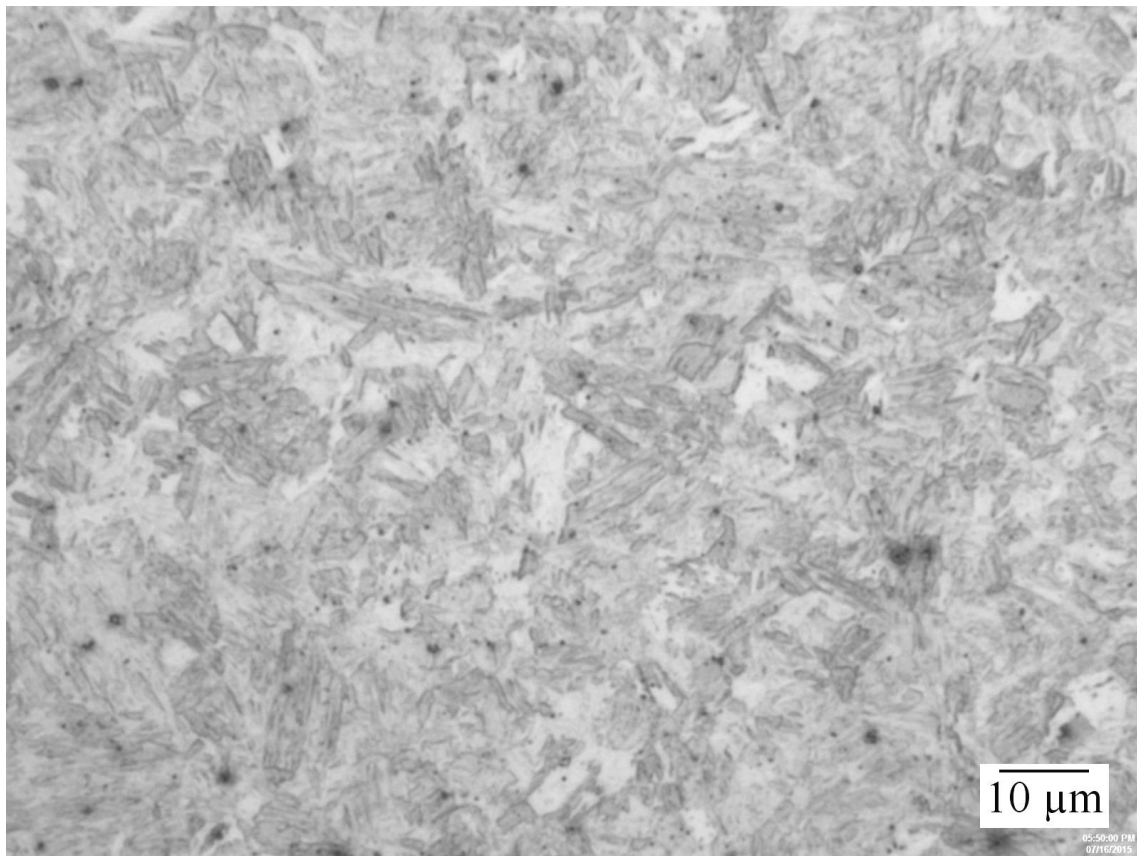


Figura 5.12 – Acero 22MnB5, 805 °C, 75 °C/s, 500x, Picral 4%.

Evaluando la microestructura por medio de la técnica de SEM se pudo observar una gran cantidad austenita retenida (flechas) en la microestructura final en la condición de 805 °C a una velocidad de 75 °C (Figura 5.13), mientras que a una temperatura más alta difícilmente se observó este tipo de fase en la microestructura independientemente de su velocidad de calentamiento. Xu et al. (2014) reportó un aumento en la fracción volumétrica de austenita retenida debido a la alta velocidad de calentamiento, aumentar el volumen de austenita durante el tiempo de austenizado puede reducir en pequeñas cantidades el contenido de carbono promedio; dicho contenido determina la fuerza motriz química para la transformación de la austenita retenida a martensita [17]. Esto valida los resultados obtenidos en el proyecto, debido a que a temperatura baja de austenizado con una alta velocidad de calentamiento se encontró mayor austenita retenida en la microestructura, mientras que a una temperatura cerca

del austenizado completo difícilmente se puede encontrar dicha fase en la microestructura final. La Figura 5.13, también muestra algunos carburos dispersos en la microestructura debido a la temperatura o tiempo de austenizado.

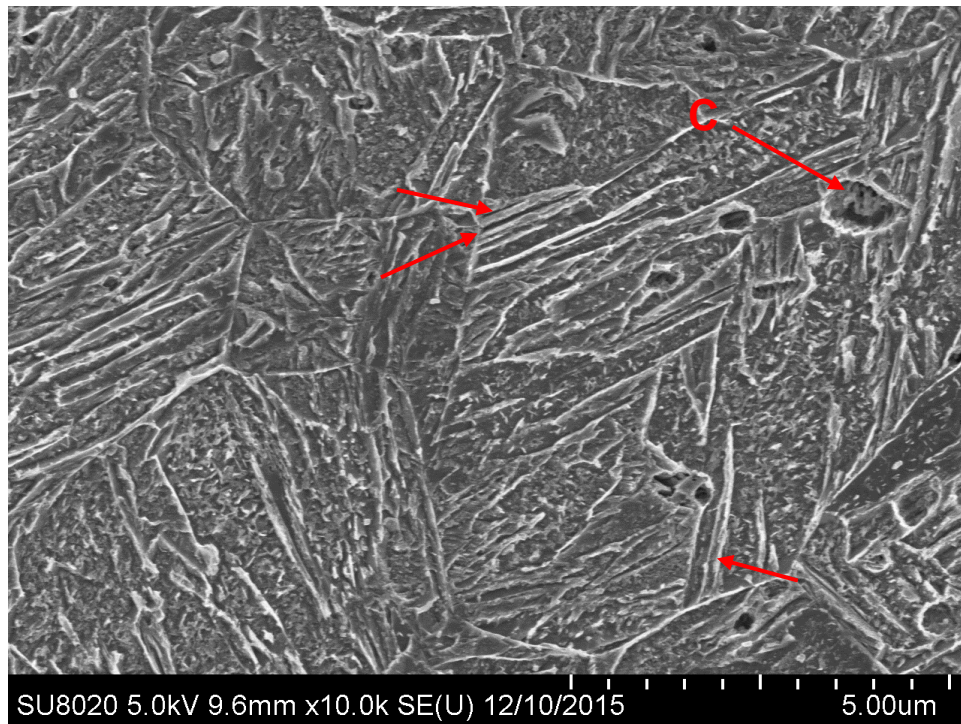


Figura 5.13 – 22MnB5, 805 °C, 75 °C/s, Picral 4%. Las flechas indican la austenita retenida y (C) algunos carburos dispersos.

La Figura 5.14, muestra la condición de 805 °C a una velocidad de calentamiento de 75 °C/s, se muestra una estructura martensítica con algunos remanentes de ferrita alotriomórfica (FA) dispersos de los cuales se observa un crecimiento de ferrita Widmanstätten secundaria en los límites de grano de dicha fase. En la microestructura también se observa carburos (C) que no se disolvieron debido a la temperatura mientras que las flechas indican lo que sugiere ser por literatura una microestructura bainítica (B) que puede ser factible obtener debido a la velocidad y temperatura de calentamiento. En comparación con la Figura 5.15, que muestra la condición 805 °C y 2.5 °C/s se observa diferencia en morfología de martensita y fracción de ferrita.

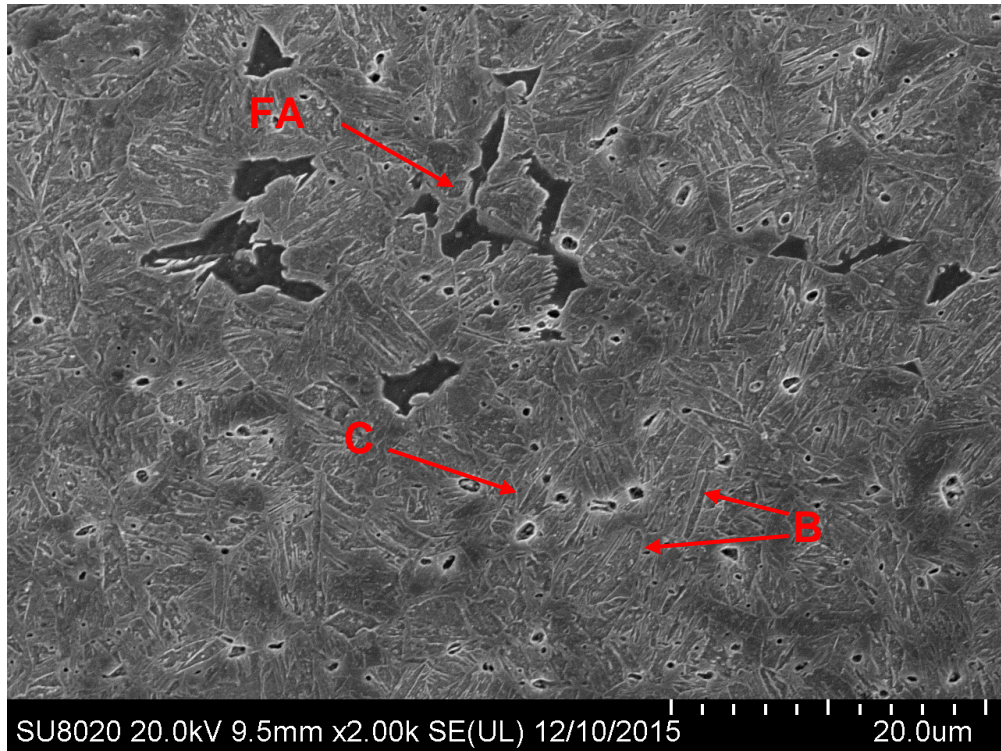


Figura 5.14 – 22MnB5, 805 °C, 75 °C/s, Picral 4%.

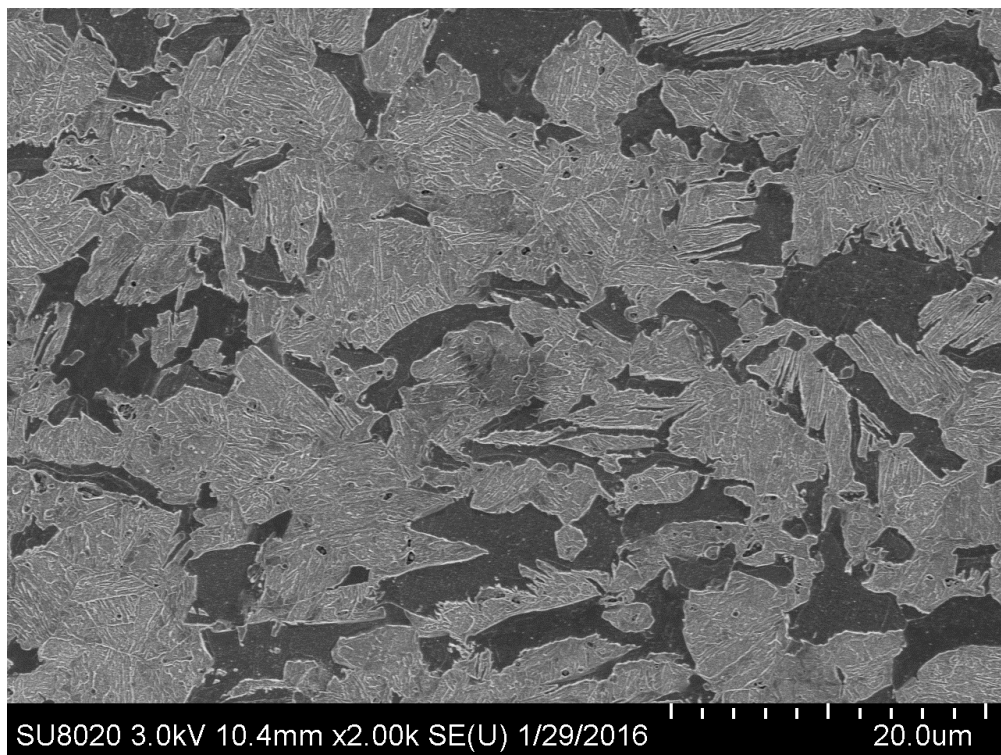


Figura 5.15 – 22MnB5, 805 °C, 2.5 °C/s, Picral 4%.

En la temperatura de 855 °C a sus tres respectivas velocidades de calentamiento, se encontró lo que se sugiere son carburos dentro de la microestructura martensítica esto puede indicar un autorevenido o descomposición de las películas de austenita enriquecida durante el enfriamiento, una microestructura similar fue reportada por Thomas (2009) [66]. La Figura 5.17 muestra la condición de 855 °C y 75 °C/s, las flechas indican lo que se sugiere son carburos.

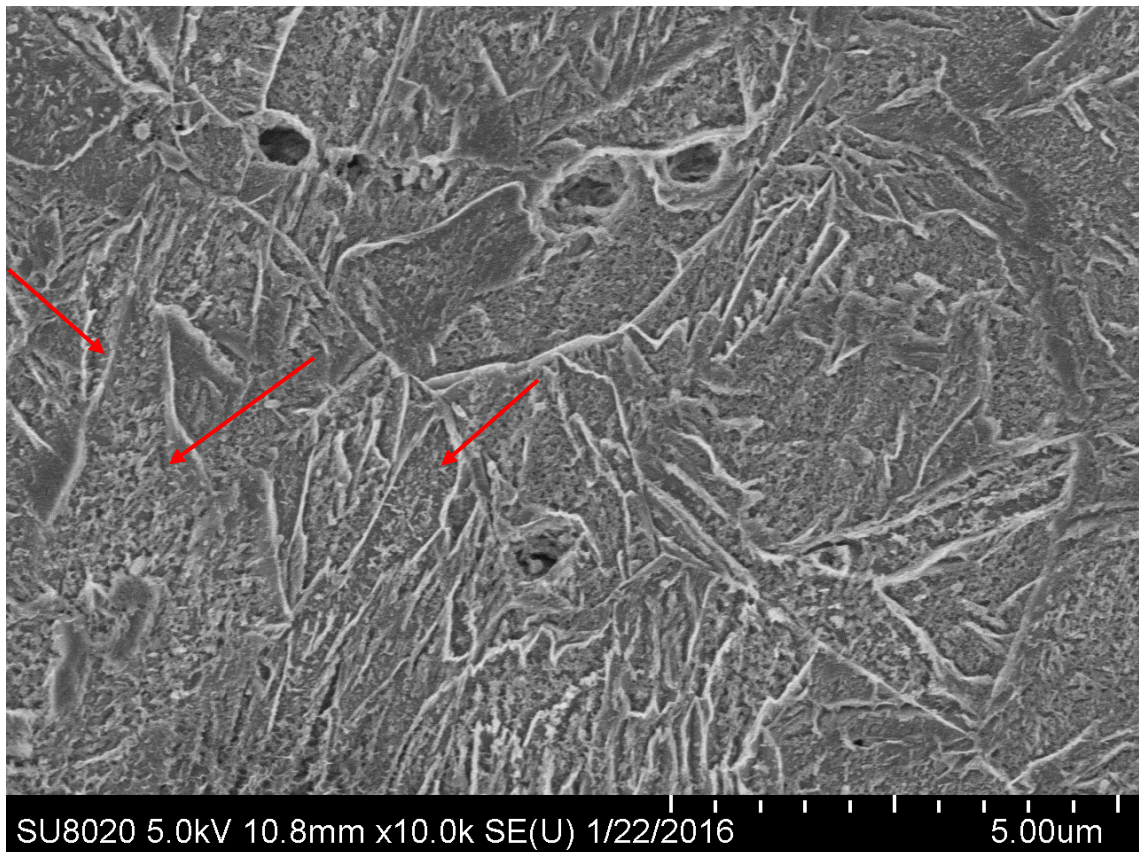


Figura 5.16 – 22MnB5, 855 °C, 75 °C/s, Picral 4%.

A continuación en la Figura 5.17 se muestran los resultados de dureza con sus respectivas líneas de tendencia, las cuales muestran una tendencia similar a los resultados del acero 15B34, con el aumento de la velocidad de calentamiento a la temperatura más baja se encontró un incremento en la dureza del material debido al aumento de la fracción de austenita por el efecto

de la velocidad de calentamiento, comparando la máxima velocidad con la mínima se encontró un aumento aproximado del 15% en la dureza. Para la temperatura media de austenizado se presentó una tendencia similar a la del acero 15B34 en el que la dureza a la velocidad de 2.5 °C/s mostró una baja dureza comparada con la de 75 °C/s en un 6%, esto es debido a la velocidad de calentamiento como ya se mencionó anteriormente en el acero 15B34. La dureza a la temperatura más alta no tuvo un cambio significativo (± 5 HV) con respecto a sus velocidades de calentamiento, ya que en sus respectivas velocidades muestra una estructura martensítica.

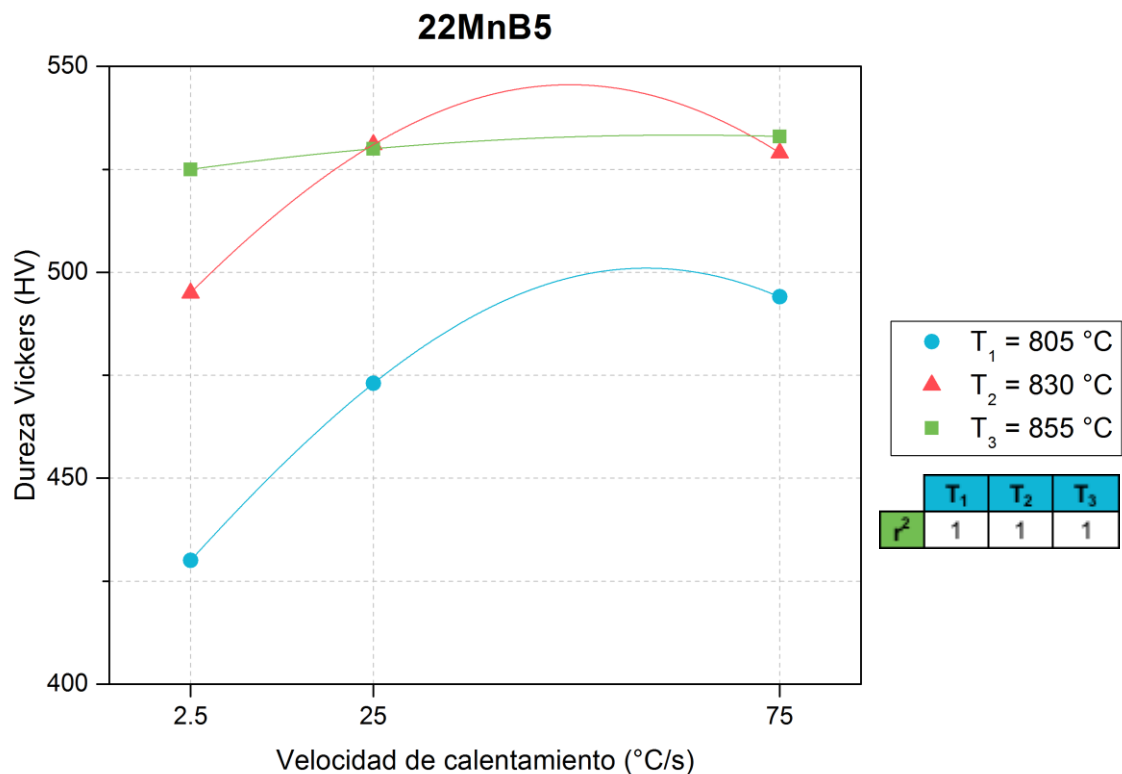


Figura 5.17 – Dureza del acero 22MnB5 respecto a su velocidad de calentamiento.

Se encontró en las condiciones de ambos materiales un comportamiento similar en la dureza, con un ligero cambio en la microestructura en la temperatura media de ambos. La diferencia que se puede mencionar en ambos aceros es la microestructura inicial en el crecimiento de la austenita. Se ha reportado que el efecto de la velocidad de calentamiento en el acero y los

efectos que tiene en la formación de austenita dependiendo de la microestructura inicial. La formación de austenita se ha separado en tres pasos: (1) el rápido crecimiento de la austenita dentro de la perlita hasta la disolución completa de esta, (2) el lento crecimiento de la austenita dentro de la ferrita a una velocidad que es controlada por la difusión de carbono y (3) un lento equilibrio final de la ferrita y austenita a una velocidad que es controlada por difusión de manganeso [69]. Para el caso de laminado en frío, con un aumento en la velocidad de calentamiento, gran cantidad de austenita nuclea en la interface ferrita/carburo y crece dentro de la ferrita [76]. El efecto de la velocidad de calentamiento que tiene sobre acero laminado en caliente es que con el incremento de dicha velocidad la nucleación de austenita se fomenta en la fase ferrítica [15].

5.4 Ventanas de proceso

En la Figura 5.18, se muestra la ventana de proceso obtenidas para el acero 15B34 mediante la experimentación de este proyecto, las gráficas muestran la dureza que se puede alcanzar respecto a la velocidad de calentamiento y temperatura a la que es sometida el material. Dicha ventana está enmarcada por el rectángulo y esta corresponde a la dureza del material con respecto al contenido de carbono en la aleación, se observa que con el aumento de la velocidad de calentamiento se obtienen propiedades similares al igual que en una temperatura de austenizado completo. Por otro lado, la Figura 5.19 muestra la ventana de proceso para el acero 22MnB5, se observa el mismo comportamiento al igual que en el acero 15B34, con una alta velocidad de calentamiento se puede alcanzar altas propiedades a bajas temperaturas de austenizado, como ya se mencionaba anteriormente a altas temperaturas de austenizado la velocidad de calentamiento no tiene ningún efecto sobre las propiedades finales del material.

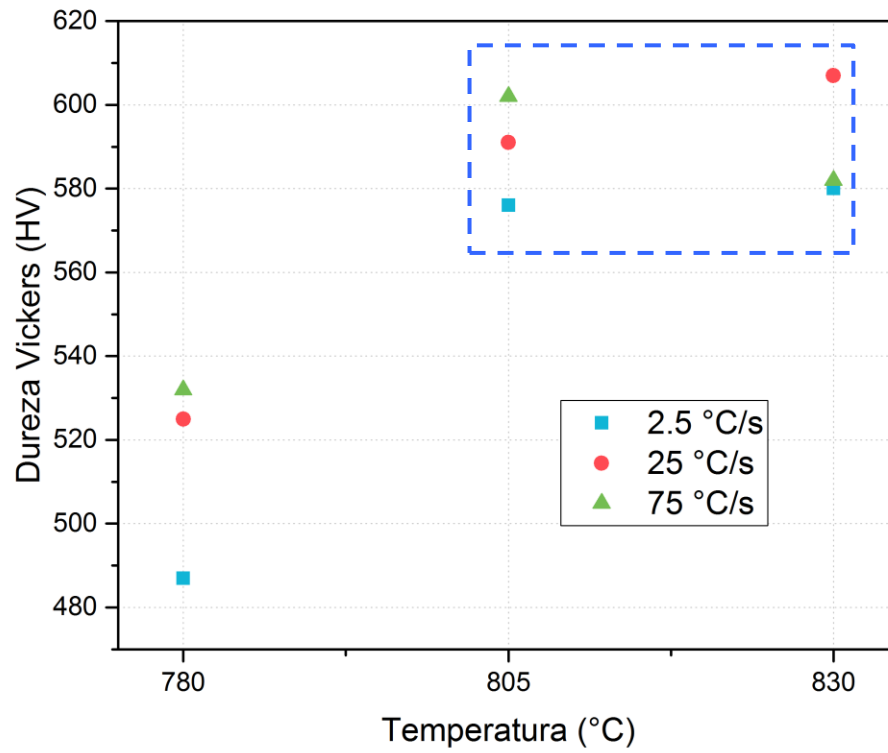


Figura 5.18 – Ventana de proceso para el acero 15B34.

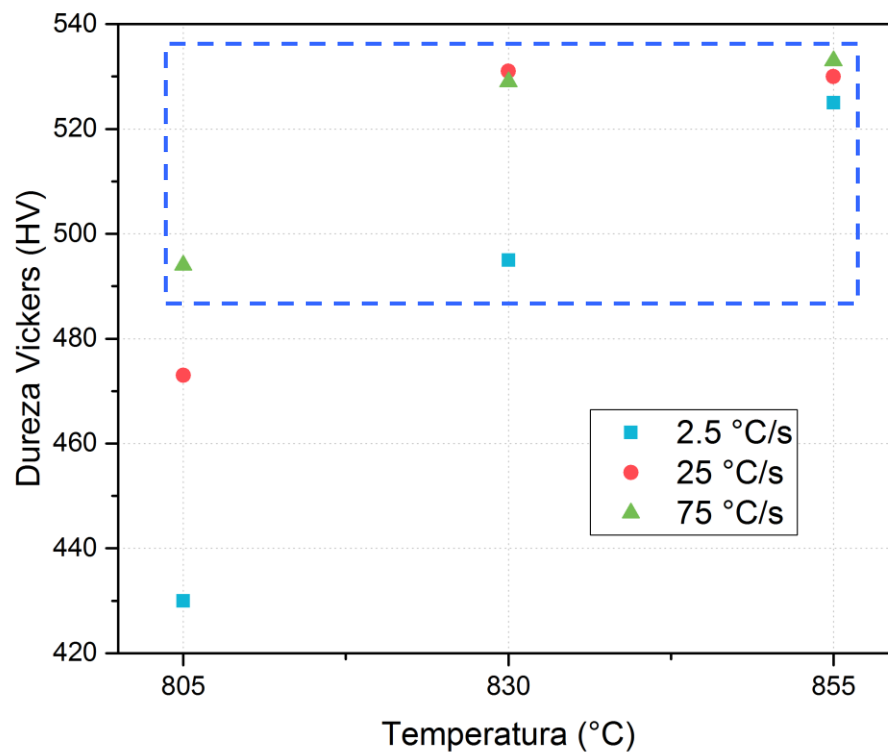


Figura 5.19 – Ventana de proceso para el acero 22MnB5.

Capítulo 6

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

6.1 Introducción

A continuación se presentan las conclusiones y recomendaciones para este trabajo de acuerdo a los resultados obtenidos.

6.2 Conclusiones

Se realizaron tratamientos térmicos a dos aceros de relevancia industrial destinados para el sector automotriz, las diferentes velocidades de calentamiento mostraron resultados significativos en cada temperatura. Basado en las discusiones se determinó lo siguiente:

- Las muestras de ambos aceros con un austenizado a la temperatura crítica Ac_3 , no alcanzaron un homogenizado completo, mostrando en su microestructura la presencia de la fase ferrita. Se determinó que la dureza se ve afectada por la velocidad de calentamiento, a mayor velocidad mayor dureza.
- Las temperaturas críticas Ac_1 y Ac_3 pueden ser afectadas por la velocidad de calentamiento, aunque la microestructura inicial del acero y el procesamiento puede afectar la nucleación de la austenita.

- La velocidad de calentamiento más alta (75 °C/s) de la temperatura crítica Ac_3 alcanza las propiedades mecánicas de las temperaturas más altas, se puede observar que en la microestructura se encuentran remanentes de la fase ferrita.
- En el caso de las temperaturas mayores a Ac_3 , el factor determinante para obtener propiedades que corresponden a una estructura martensítica es la temperatura y no la velocidad.
- Se encontró un comportamiento similar en la tendencia de la dureza en ambos aceros, esto debido a las velocidades de calentamiento. Mayor velocidad de calentamiento incrementa la austenita por lo tanto menor presencia de ferrita en la microestructura da como resultado mayor fracción de martensita transformada después del temple.
- Con el aumento de la velocidad de calentamiento se fomenta nuevos sitios de nucleación de la austenita.
- Con lo obtenido en los resultados, se pueden concluir que la mejor ruta de tratamiento térmico para ambos acero es $Ac_3 +25$ a una velocidad media de calentamiento (25 °C/s), esto mejoraría la eficiencia del horno al reducir la temperatura y habría un incremento en la eficiencia de la producción debido a la velocidad de calentamiento, las ventanas de proceso para ambos materiales son mostradas en el Anexo D.

6.3 Recomendaciones

En el caso de las mediciones de dureza en el acero a la temperatura más baja (Ac_3) se recomienda el uso de la técnica de nanoindentación para tener una medición de resistencia más acertada por el motivo de que se presentan dos fases en los aceros y así obtener la dureza de ambas fases.

Se recomienda realizar ensayos de tensión de cada tratamiento para observar el comportamiento del material en todas las condiciones presentes y así determinar sus propiedades mecánicas, en el presente trabajo se obtuvieron probetas para ensayos de tensión pero la falta de aditamentos y la variación de

dureza a lo largo de las probetas dificultaron la realización de dichas pruebas las cuales se excluyeron de los resultados.

Para el caso de las temperaturas de equilibrio y como es su efecto de acuerdo a la velocidad de calentamiento, se recomienda medir dichas temperaturas mediante el uso de dilatometría para determinar cada una de las temperaturas Ac_1 y Ac_3 para cada condición de velocidad de calentamiento.

Para determinar la fracción volumétrica de austenita retenida en todas las condiciones se recomienda el uso de la técnica de difracción de rayos x para dar así una fracción de esta fase y comparar los resultados con ensayos mecánicos para determinar el efecto de esta cuando el material es sometido a esfuerzos.

La realización de ensayos de impacto para medir las propiedades de cada condición, sobre todo en las que se encontraron remanentes de ferrita.

Para el caso de revisar si se tiene fase bainítica en las condiciones se recomienda realizar diversas técnicas de caracterizado como difracción de rayos X, ataque químico selectivo entre otros.

Lista de referencias

- [1] Metalforming Magazine, «Metalforming Magazine,» Metalforming Magazine, 01 May 2012. [En línea]. Available: <http://www.metalformingmagazine.com/magazine/article.asp?iid=88&aid=7285>. [Último acceso: April 2016].
- [2] J. Ward, «thefabricator.com,» A publication of the Fabricators & Manufacturers Association, Intl., 24 11 2014. [En línea]. Available: <http://www.thefabricator.com/article/stamping/straightening-ahss>. [Último acceso: 28 04 2016].
- [3] G. Krauss, Steels: Processing, Structure, And Performance, ASM International, 2005.
- [4] A. C. Reardon, Metallurgy for the Non-Metallurgist, ASM International, 2011.
- [5] W. D. Callister, Introducción a la ciencia e ingeniería de los materiales, Reverte, 2002.
- [6] J. M. Shackelford, Introducción a la ciencia de materiales para ingenieros, Pearson Educación, S. A., 2005.
- [7] H. K. D. H. Bhadeshia y R. Honeycombe, Steels: Microstructure and Properties, Butterworth-Heinemann, 2006.
- [8] F. Cardarelli, Materials Handbook: A Concise Desktop Reference, London: Springer, 2000.
- [9] H. J. Hübschmann, Handbook of GC-MS: Fundamentals and Applications, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co., 2015.
- [10] A. A. Gorni, Steel Forming And Heat Treating Handbook, São Vicente, 2015.

- [11] D. A. Porter, K. E. Easterling y M. Y. Sherif, Phase Transformations in Metals and Alloys, CRC Press, 1992, pp. 65-96.
- [12] S. H. Avner, Introducción a la metalurgia física, McGraw-Hill, 1979.
- [13] J. Apraiz, Tratamientos térmicos de los aceros, Editoriales Dossat, 1984.
- [14] B. L. Bramfitt y A. O. Benscoter, Metallographer's Guide: Practices and Procedures for Irons and Steels, ASM International, 2002.
- [15] N. Fonstein, Advanced High Strength Sheet Steels, Switzerland: Springer International Publishing, 2015.
- [16] G. E. Totten, Steel Heat Treatment Handbook, 2nd ed., Boca Raton, FL: Taylor & Francis Group, 2006, p. 695.
- [17] D. Xu, J. Li, Q. Meng, Y. Liu y P. Li, «Effect of heating rate on microstructure and mechanical properties of TRIP-aided multiphase steel,» *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 614, pp. 94-101, 2014.
- [18] L. S. Thomas, D. K. Matlock y J. G. Speer, «The Effects of Heating Rate and Cold Work on the Development of Dual-Phase Steel Microstructures,» *Advanced Materials Research*, vol. 922, pp. 755-760, 2014.
- [19] V. Rudnev, D. Loveless, R. Cook y M. Black, Handbook of Induction Heating, New York: Marcel Dekker, Inc, 2003.
- [20] G. Totten , M. Howes y T. Inoue, Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel, Materials Park, OH: ASM International, 2002.
- [21] J. L. Dossett y H. E. Boyer, Practical Heat Treating: Second Edition, Materials Park, OH: ASM International, 2006.
- [22] H. Berns y W. Theisen, Ferrous Materials: Steel and Cast Iron, Bochum: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2008.
- [23] H. P. Hougardy, «Transformation of Steels During Cooling,» de *Theory and Technology of Quenching, A Handbook*, 1 ed., B. T. H. M. L. W. Liscic, Ed., New York, Springer Science+Business Media, 1992, pp. 1-17.
- [24] B. K. Agrawal, Introduction to Engineering Materials, New Delhi: Tata McGraw-Hill Education, 1988.
- [25] P. Molera Solà, Tratamientos térmicos de los metales, vol. 51, Barcelona: Marcombo, S. A., 1991.

- [26] Universidad Politécnica de Valencia, «Universidad Politécnica de Valencia,» Universidad Politécnica de Valencia, [En línea]. Available: http://www.upv.es/materiales/Fcm/Fcm13/pfcm13_2_4.html.
- [27] G. E. Dieter y D. Bacon, *Mechanical Metallurgy*, London: McGraw-Hill BookCompany, 1990.
- [28] E. J. Mittemeijer, *Fundamentals of Materials Science: The Microstructure–Property Relationship Using Metals as Model Systems*, London: Springer-Verlag Berlin Heidelberg, 2010.
- [29] I. Tamura, N. Shimizu y T. Okada, «A method to judge the quench-hardening of steel from cooling curves of quenching oils,» *Journal of Heat Treating*, vol. 3, nº 4, pp. 335-343, 1984.
- [30] H. S. Hasan, M. J. Peet, J. M. Jalil y H. K. D. H. Bhadeshia, «Heat transfer coefficients during quenching of steels,» *Heat and Mass Transfer/Waerme- und Stoffuebertragung*, vol. 47, nº 3, pp. 315-321, 2011.
- [31] B. Liscic, H. M. Tens, L. C. F. Canale y G. E. Totten, *Quenching Theory and Technology*, 2nd. ed., Boca Raton, Fl: CRC Press , 2010.
- [32] Air Products and Chemicals, «Mixture, Gas Quenching With Air Products' Rapid Gas Quenching Gas,» Air Products and Chemicals, Inc., Allentown, 2007.
- [33] R. Holoboff, B. L. Hote, R. Speri y O. Delcourt, «Gas quenching with helim,» *Advanced Materials and Processes*, vol. 143, nº 2, pp. 23-26, 1993.
- [34] V. B. Nosov y S. A. Yurasov, «Calculation of hardenability of structural steels from their chemical composition,» *Metal Science and Heat Treatment*, vol. 37, nº 1, pp. 16-21, 1995.
- [35] ASM International, *Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys*, vol. 1, ASM International, 1990.
- [36] M. P. Groover, *Fundamentals of Modern Manufacturing: Materials, Processes, and Systems*, 4th ed., Hoboken, NJ: John Wiley & Sons, Inc, 2010.
- [37] R. C. Sharma, *Principles of heat treatment of steels*, New Delhi: New Age International, 1996.
- [38] D. Zhao, Y. Zhu, L. Ying, P. Hu, Y. Chang y W. Zhang, «NUMERICAL SIMULATION OF DEFORMATION BEHAVIOR OF 22MnB5 BORONSTEEL AT ELEVATED TEMPERATURES AND EXPERIMENTAL VERIFICATION,» *Acta*

Mechanica Solida Sinica, vol. 27, n° 6, pp. 579-587, 2014.

- [39] G. A. Roberts, R. Kennedy y G. Krauss, *Tool Steels*, 5th ed., Material Park, Oh: ASM International, 1998.
- [40] G. Parrish, *Carburizing: Microstructures and Properties*, ASM International, 1999.
- [41] R. Ding, D. Tang y A. Zhao, «A novel design to enhance the amount of retained austenite and mechanical properties in low-alloyed steel,» *Scripta Materialia*, vol. 88, pp. 21-24, 2014.
- [42] A. Molkeri, F. Pahlevani, I. Emmanuelawati y V. Sahajwalla, «Thermal and mechanical stability of retained austenite in high carbon steel: An in-situ investigation,» *Materials Letters*, vol. 163, pp. 209-213, 2016.
- [43] C. Zhang, L. Zhou y Y. Liu, «Surface decarburization characteristics and relation between decarburized types and heating temperature of spring steel 60Si2MnA,» *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, vol. 20, pp. 720-724, 2013.
- [44] R. G. Baggerly y R. Drollinger, «Determination of Decarburization in Steel,» *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 2, pp. 47-50, 1993.
- [45] ASTM E415-15, «Standard Test Method for Analysis of Carbon and Low-Alloy Steel by Spark Atomic Emission Spectrometry,» West Conshohocken, PA: International, ASTM, 2015.
- [46] K. a. Taylor y S. S. Hansen, «The Boron Hardenability Effect in Thermomechanically Processed, Direct-Quench 0-2 Pct C Steels,» *Metallurgical Transactions A*, vol. 21, n° 6, pp. 1697-1708, 1990.
- [47] B. M. Kapadia, «Effect of Boron Additions on the Toughness of Heat-Treated Low-Alloys Steels,» *Journal of Heat Treating*, vol. 5, n° 1, pp. 41-53, 1987.
- [48] P. Haslberger, C. Turk, K. Babinsky, D. Caliskanoglu, H. Clemens y S. Primig, «Boron Grain Boundary Segregation in a Heat Treatable Steel,» *BHM Berg- und Hüttenmännische Monatshefte*, vol. 160, n° 5, pp. 204-208, 2015.
- [49] K. C. Cho, D. J. Mun, . Y. M. Koo y J. S. Lee, «Effect of niobium and titanium addition on the hot ductility of boron containing steel,» *Materials Science and Engineering A*, vol. 528, n° 10-11, pp. 3556-3561, 2011.
- [50] ASTM E562-11, «Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count,» West Conshohocken, PA: ASTM International,

2011.

- [51] Essential Knowledge Briefings, «Energy Dispersive Spectroscopy,» John Wiley & Sons Ltd, Chichester, 2015.
- [52] N. Saunders, U. K. Z. Guo, X. Li, A. P. Miodownik y J.-P. Schillè, «Using JMatPro to Model Materials Properties and Behavior,» *JOM*, vol. 55, pp. 60-65, 2003.
- [53] U. Diekmann, «Calculation of Steel Data Using JMatPro,» Plzen, 2012.
- [54] H. K. D. H. Bhadeshia, «Techniques, Thermal Analysis,» University of Cambridge, Materials Science & Metallurgy, 2002. [En línea]. Available: <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/2002/Thermal1.pdf>.
- [55] M. Goji, M. Su y M. Raji, «THERMAL ANALYSIS OF LOW ALLOY Cr – Mo STEEL,» *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, vol. 75, nº 3, pp. 947-956, 2004.
- [56] S. G. R. Brown, J. D. James y J. A. Spittle, «A 3D numerical model of the temperature–time characteristics of specimens tested on a Gleeble thermomechanical simulator,» *Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering*, vol. 5, nº 6, p. 539–548, 1997.
- [57] Dynamic Systems Inc, «Gleeble,» [En línea]. Available: <http://gleeble.com/products/gleeble-3500.html>.
- [58] G. E. Dieter, S. L. Semiatin y H. A. Kuhn, Handbook of Workability and Process Design, ASM International, 2003, pp. 68-80.
- [59] J. R. Davis, Tensile Testing, 2nd ed., Materials Park, Ohio: ASM International, 2004, pp. 209-212.
- [60] J. Goldstein, D. E. Newbury, D. Joy, C. Lyman, P. Echlin, E. Lifshin, L. Sawyer y J. Michael, Scanning Electron Microscopy and X-ray Microanalysis, New York: Springer Science & Business, LLC, 2003, pp. 1-18.
- [61] P. Echlin, Handbook of Sample Preparation for Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanalysis, New York: Springer Science & Business Media, LLC, 2009, pp. 1-3.
- [62] G. F. Vander Voort, Metallography Principles and Practice, Materials Park, OH: ASM International, 1999, pp. 350-355.
- [63] M. El-Sherbiny, R. Hegazy, M. Ibrahim y A. Abuelezz, «The influence of geometrical tolerances of Vickers indenter on the accuracy of measured

- hardness,» *International Journal of Metrology and Quality Engineering*, vol. 3, nº 1, pp. 1-6, 2012.
- [64] ASTM E384-11, «Standard Test Method for Knoop and Vickers Hardness of Material,» West Conshohocken, PA: ASTM International, 2011.
- [65] ASTM E112-12, «Standard Test Methods for Determining Average Grain Size,» Conshohocken, PA: ASTM International, 2012.
- [66] G. Thomas, Simulation of Hot-Rolled Advanced High Strength Sheet Steel Production Using a Gleeble System.
- [67] T. F. Majka, D. K. Matlock y G. Krauss, «Development of microstructural banding in low-alloy steel with simulated Mn segregation,» *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 33, nº 6, pp. 1627-1637, 2002.
- [68] F. L. G. Oliveira, M. S. Andrade y A. B. Cota, «Kinetics of austenite formation during continuous heating in a low carbon steel,» *Materials Characterization*, vol. 58, nº 3, pp. 256-261, 2007.
- [69] P. Li, J. Li, Q. Meng, W. Hu y D. Xu, «Effect of heating rate on ferrite recrystallization and austenite formation of cold-roll dual phase steel,» *Journal of Alloys and Compounds*, vol. 578, pp. 320-327, 2013.
- [70] R. R. Mohanty, O. A. Girina y N. M. Fonstein, «Effect of Heating Rate on the Austenite Formation in Low-Carbon High-Strength Steels Annealed in the Intercritical Region,» *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 42, nº 12, pp. 3680-3690, 2011.
- [71] N. N. Lipchin, T. G. Kryukova y N. L. Oslon, «EFFECT OF HEATING RATE ON PHASE RECRYSTALLIZATION OF QUENCHED 60S2 STEEL,» *Metal Science and Heat Treatment*, vol. 6, nº 8, pp. 472-475, 1964.
- [72] A. Bardelcik, M. J. Worswick y M. A. Wells, «The influence of martensite, bainite and ferrite on the as-quenched constitutive response of simultaneously quenched and deformed boron steel – Experiments and model,» *Materials & Design*, vol. 55, pp. 509-525, 2014.
- [73] E. De Moor, J. G. Speer, D. K. Matlock, J. Kwak y S. Lee, «Effect of Carbon and Manganese on the Quenching and Partitioning Response of CMnSi Steels,» *ISIJ International*, vol. 51, nº 1, pp. 137-144, 2011.
- [74] A. Karmakar, M. Ghosh y D. Chakrabarti, «Cold-rolling and inter-critical annealing

of low-carbon steel: Effect of initial microstructure and heating-rate,» *Materials Science and Engineering: A*, vol. 564, pp. 389-399, 2013.

- [75] H. Azizi-Alizamini, M. Militzer y W. J. Poole, «Austenite Formation in Plain Low-Carbon Steels,» *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 42, nº 6, pp. 1544-1557, 2011.
- [76] Q. Meng, J. Li y H. Zheng, «High-efficiency fast-heating annealing of a cold-rolled dual-phase steel,» *Materials and Design*, vol. 58, pp. 194-197, 2014.

Anexo A

15B34

A continuación se muestran las metalografías para todas las condiciones del acero 15B34. La figura A.1 muestra la temperatura de 780 °C en sus tres velocidades de calentamiento: a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s respectivamente.

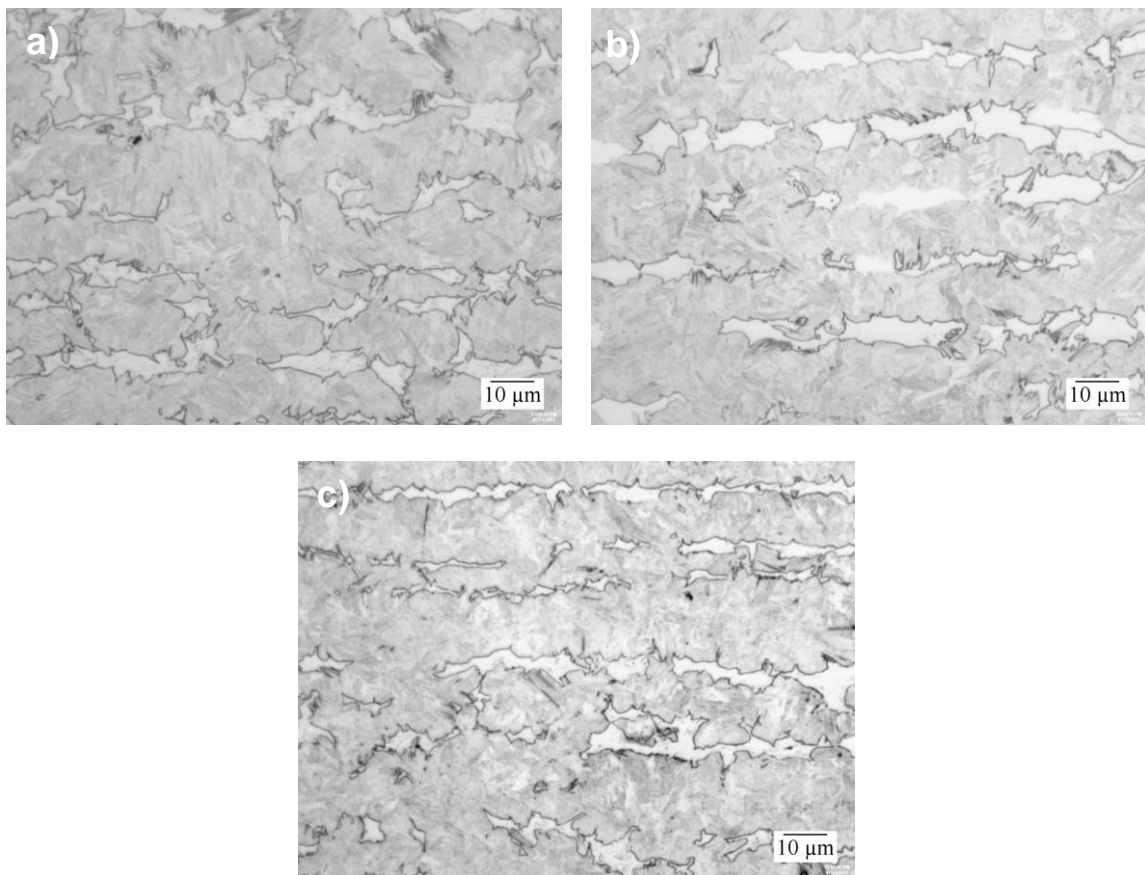


Figura A.1 – Acero 15B34, 780 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s, 500x, Picral 4%.

A continuación la Figura A.2 muestra las metalografías para la condición de 805 °C a las diferentes velocidades de calentamiento: a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s respectivamente.

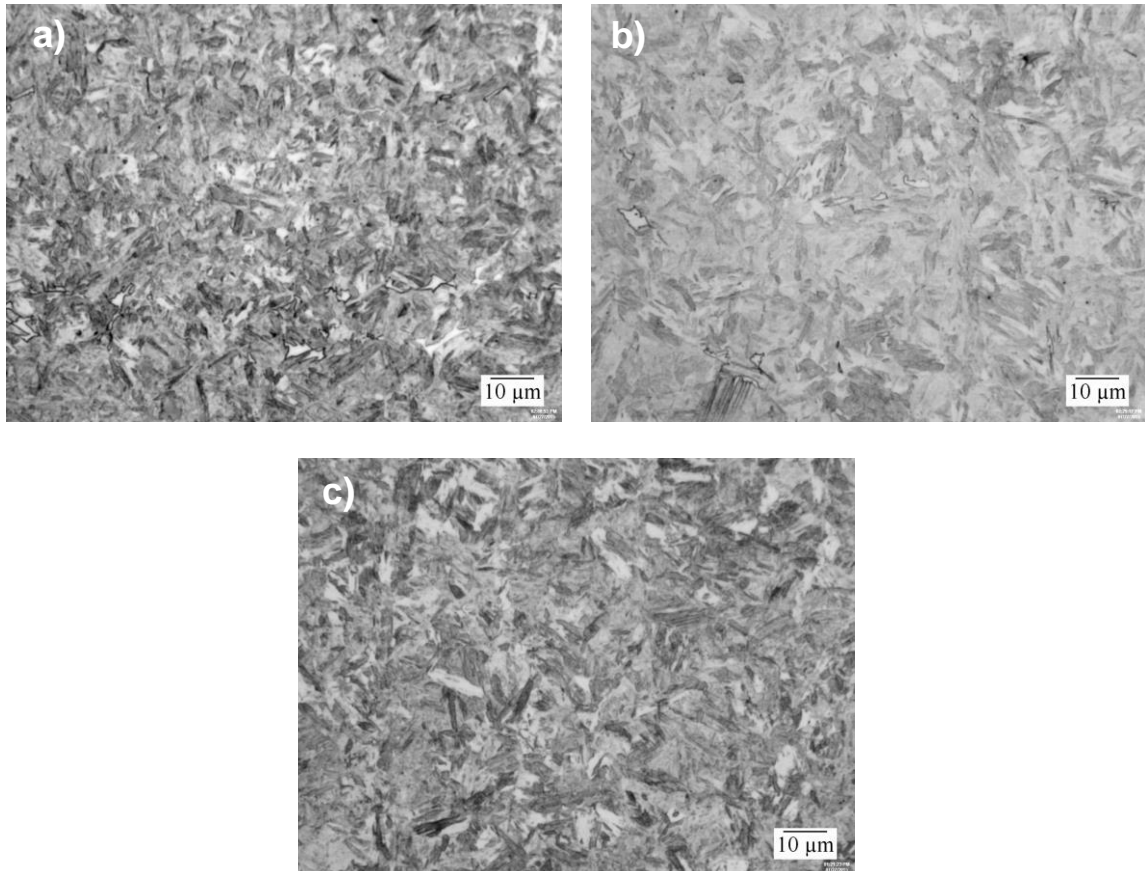


Figura A.2 – Acero 15B34, 805 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s, 500x, Picral 4%.

La Figura A.3 muestra las condiciones de la temperatura más alta de austenizado 830 °C, con sus velocidades de calentamiento: a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s respectivamente.

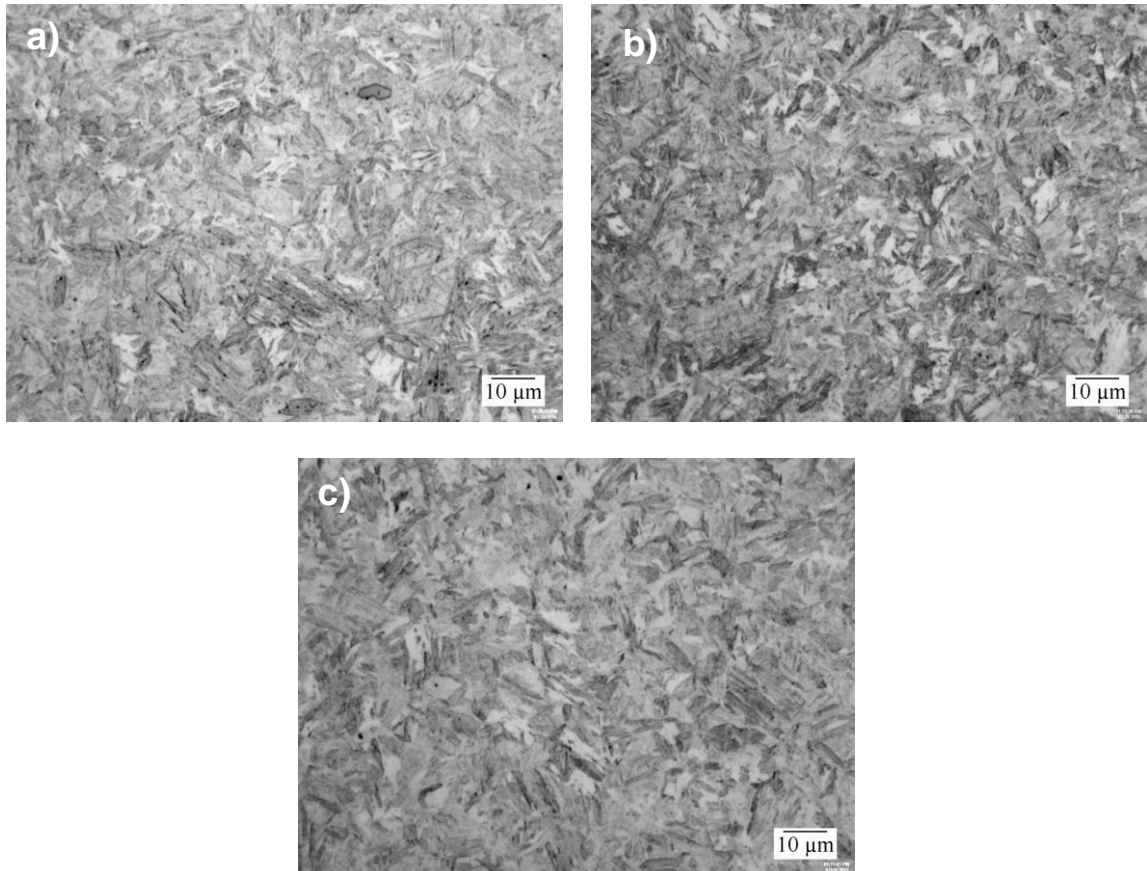


Figura A.3 – Acero 15B34, 830 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s, 500x, Picral 4%.

22MnB5

La Figura A.4 muestra las metalografías obtenidas por microscopía óptica de la temperatura 805 °C en sus respectivas velocidades de calentamiento: a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s.

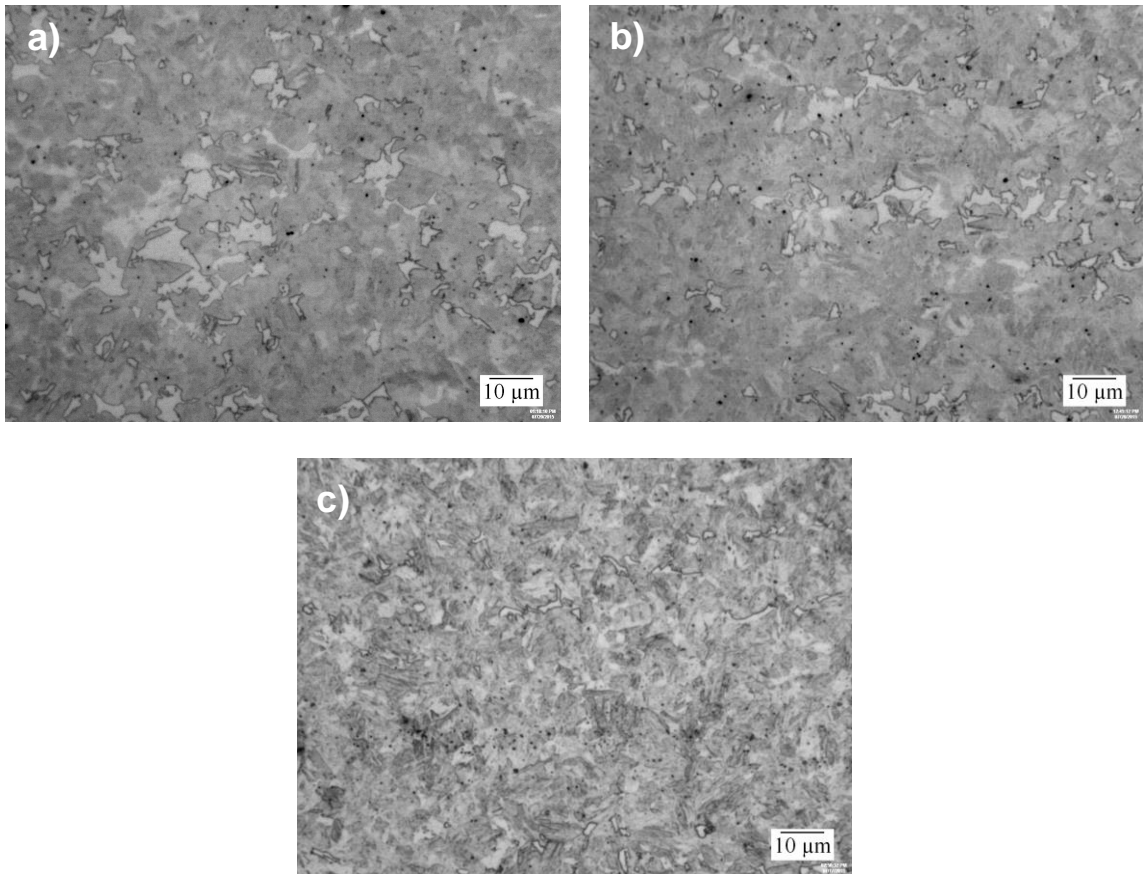


Figura A.1 – Acero 22MnB5, 805 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s, 500x, Picral 4%.

A continuación en la Figura A.5, se muestran los resultados obtenidos para la temperatura de 830 °C a una velocidad de a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s respectivamente.

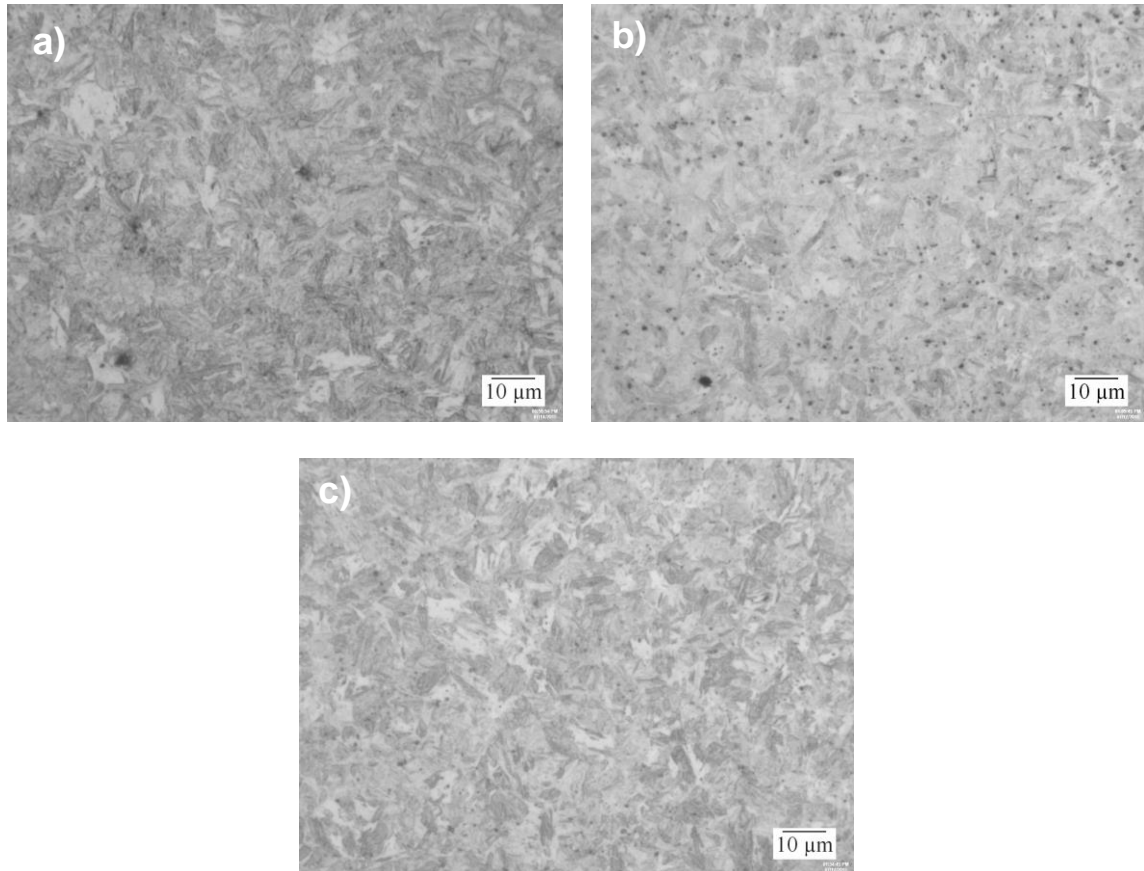


Figura A.2 – Acero 22MnB5, 830 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s, 500x, Picral 4%.

La Figura A.6 muestra los resultados obtenidos de la temperatura de 855 °C, a sus respectivas velocidades a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s.

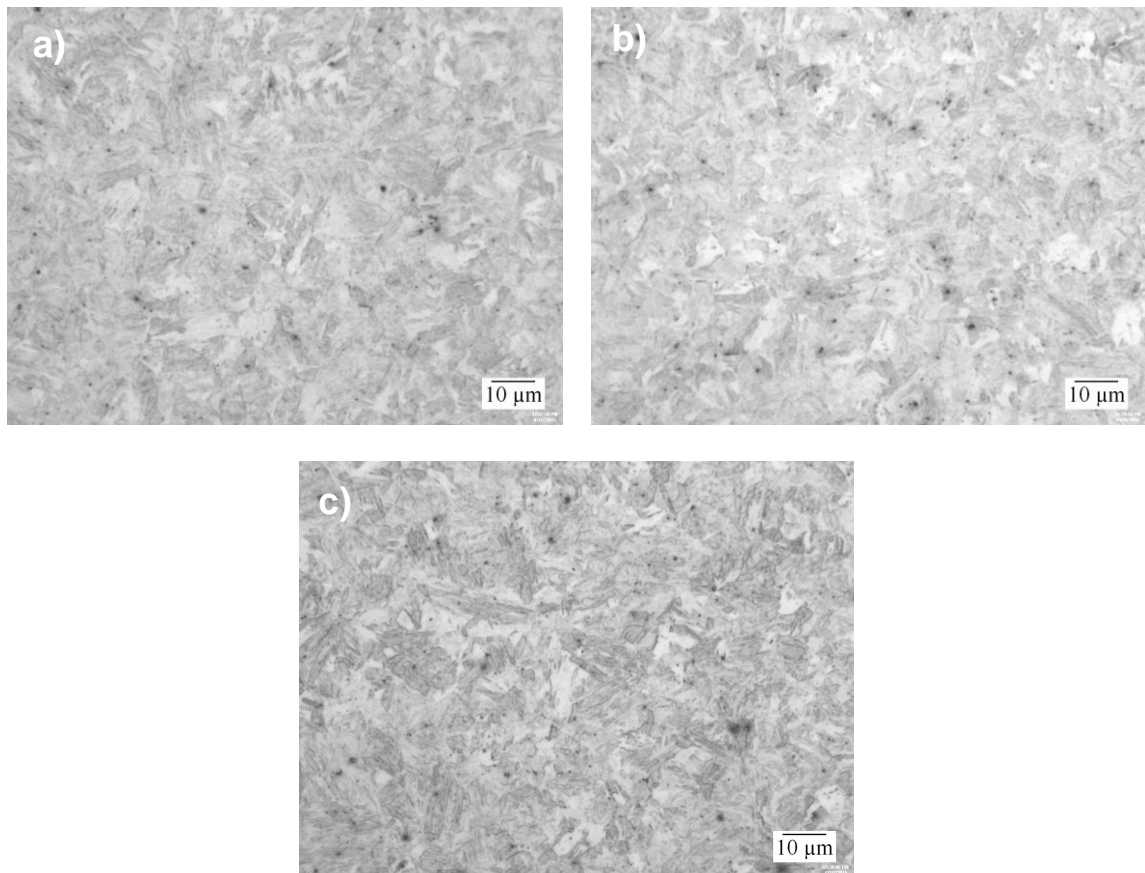


Figura A.3 – Acero 22MnB5, 855 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s, 500x, Picral 4%.

Anexo B

15B34

A continuación se muestran las rutas de tratamiento térmico aplicado a las muestras. La Figura B.1 corresponde a la temperatura de 780 °C y a sus velocidades de calentamiento: a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s.

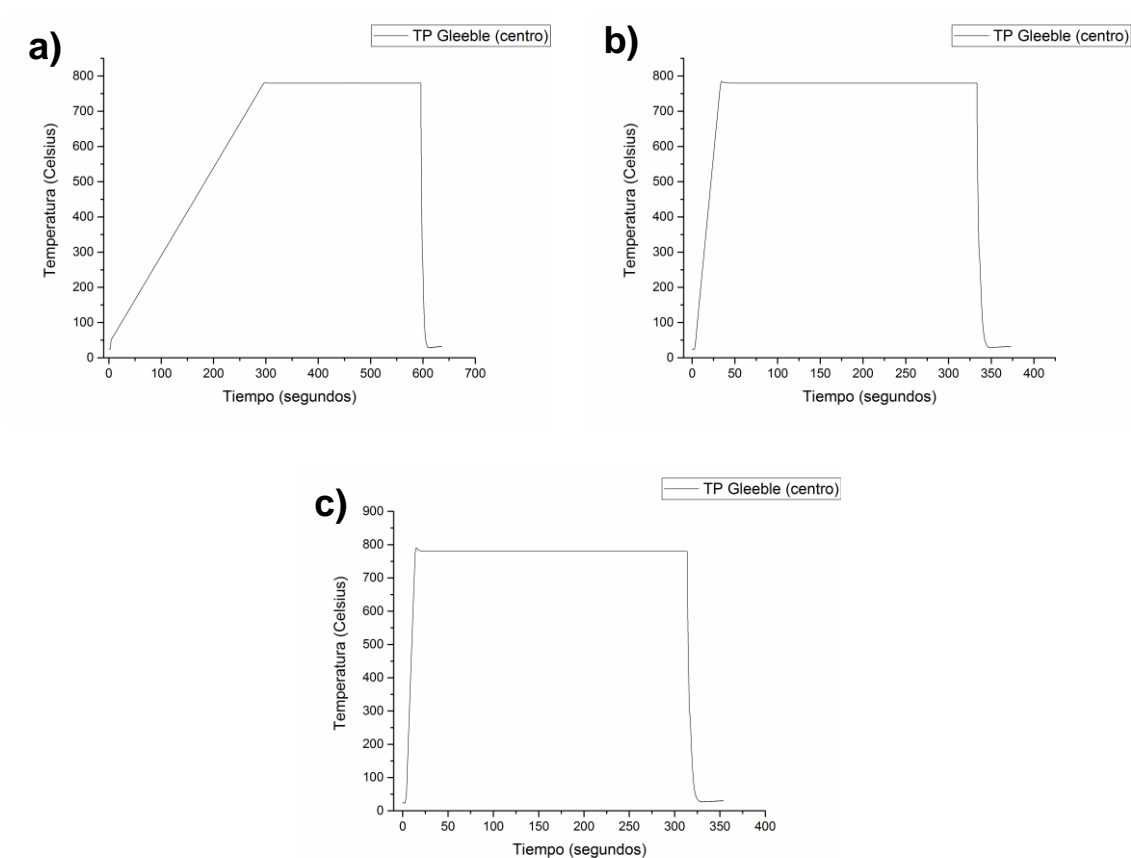


Figura B.1 – Acero 15B34, 780 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s.

A continuación en la Figura B.2 se muestran las rutas de tratamiento térmico seguidas para la temperatura de 805 °C a sus respectivas velocidades de calentamiento: a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s.

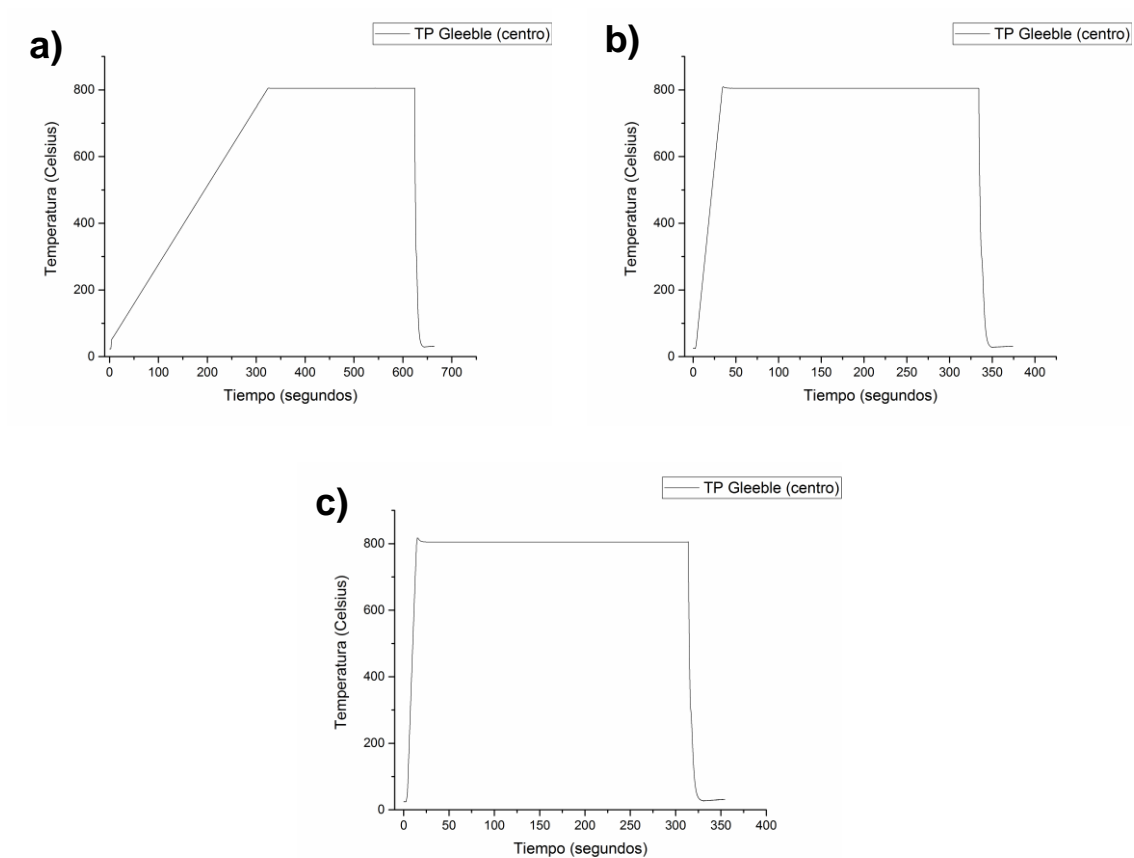


Figura B.2 – Acero 15B34, 805 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s.

La Figura B.3 muestra la ruta de tratamiento térmico seguida para la temperatura de 830 °C a una velocidad de calentamiento de a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s respectivamente.

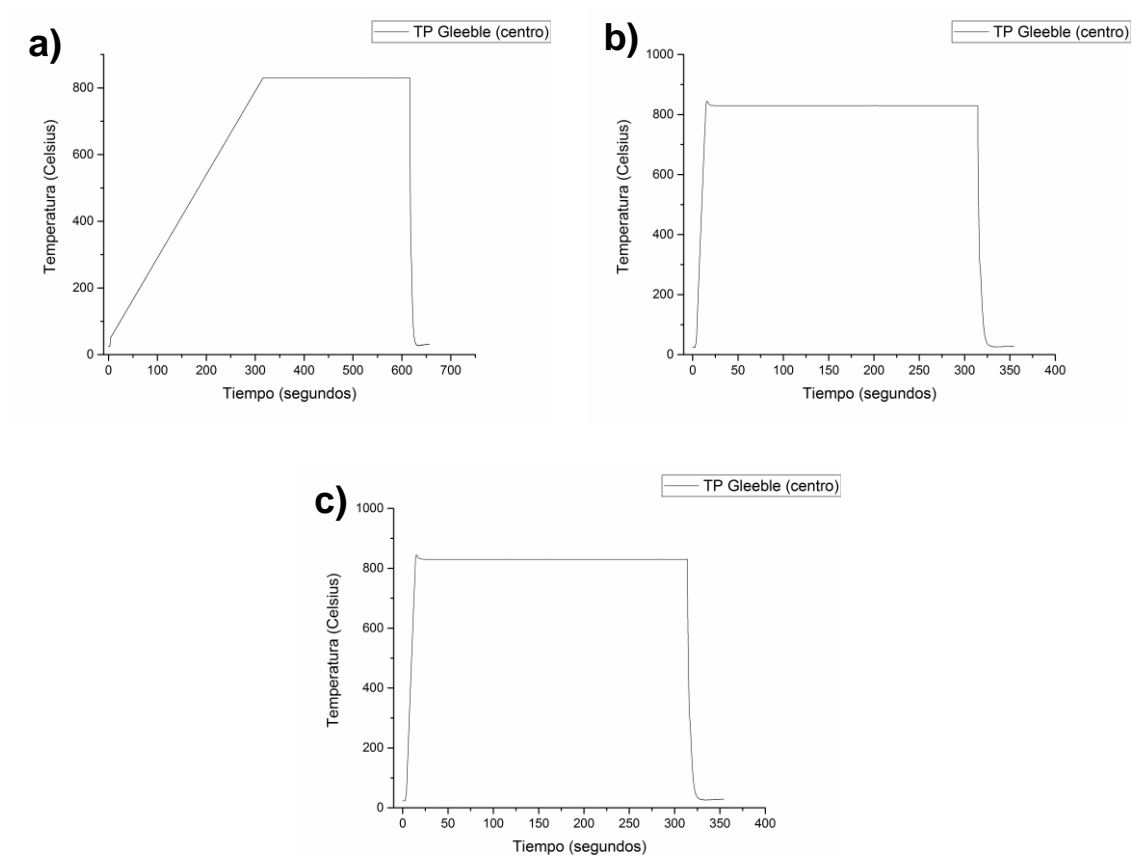


Figura B.3 – Acero 15B34, 830 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s.

22MnB5

A continuación se muestra las ruta de tratamientos térmicos para el acero 22MnB5 a sus respectivas velocidades de calentamiento. La Figura B.4 muestra la ruta para la temperatura de 805 °C donde: a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s.

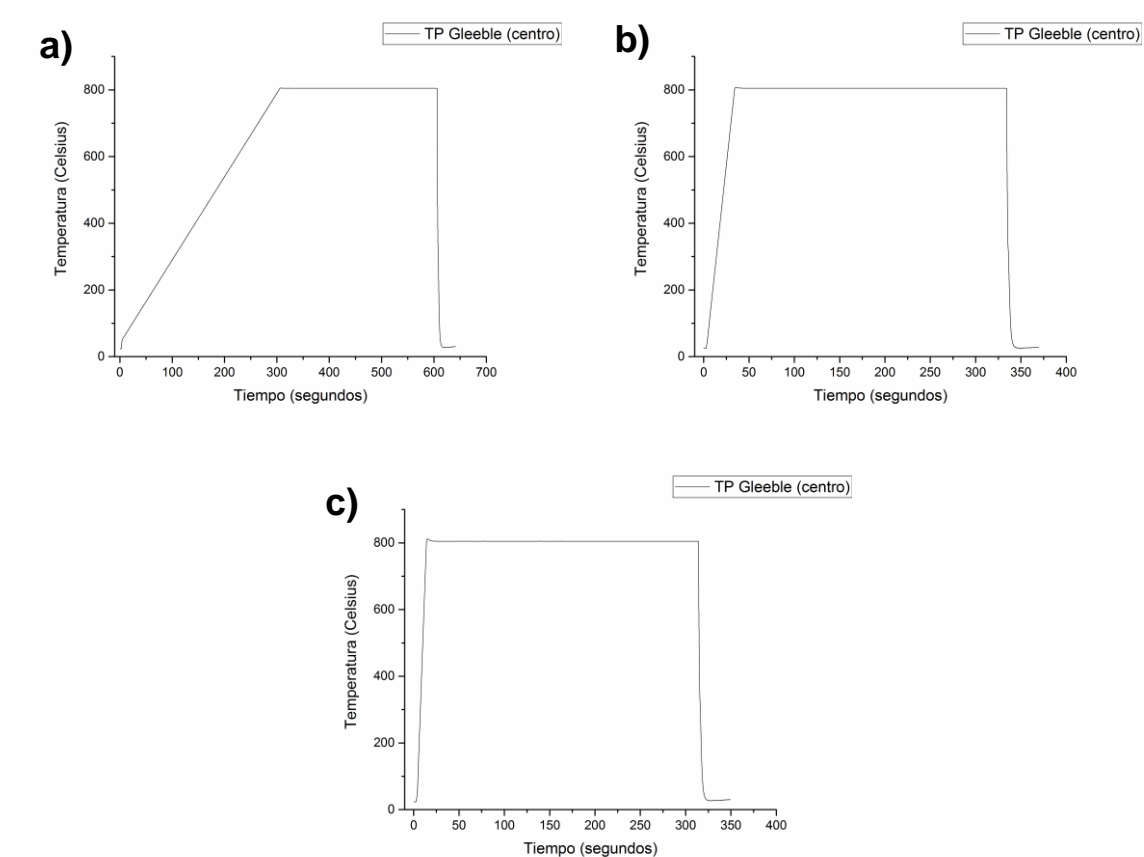


Figura B.1 – Acero 22MnB5, 805 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s.

La Figura B.5 muestra la ruta de tratamiento térmico para la temperatura de 830 °C donde: a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s corresponden a la velocidad de calentamiento.

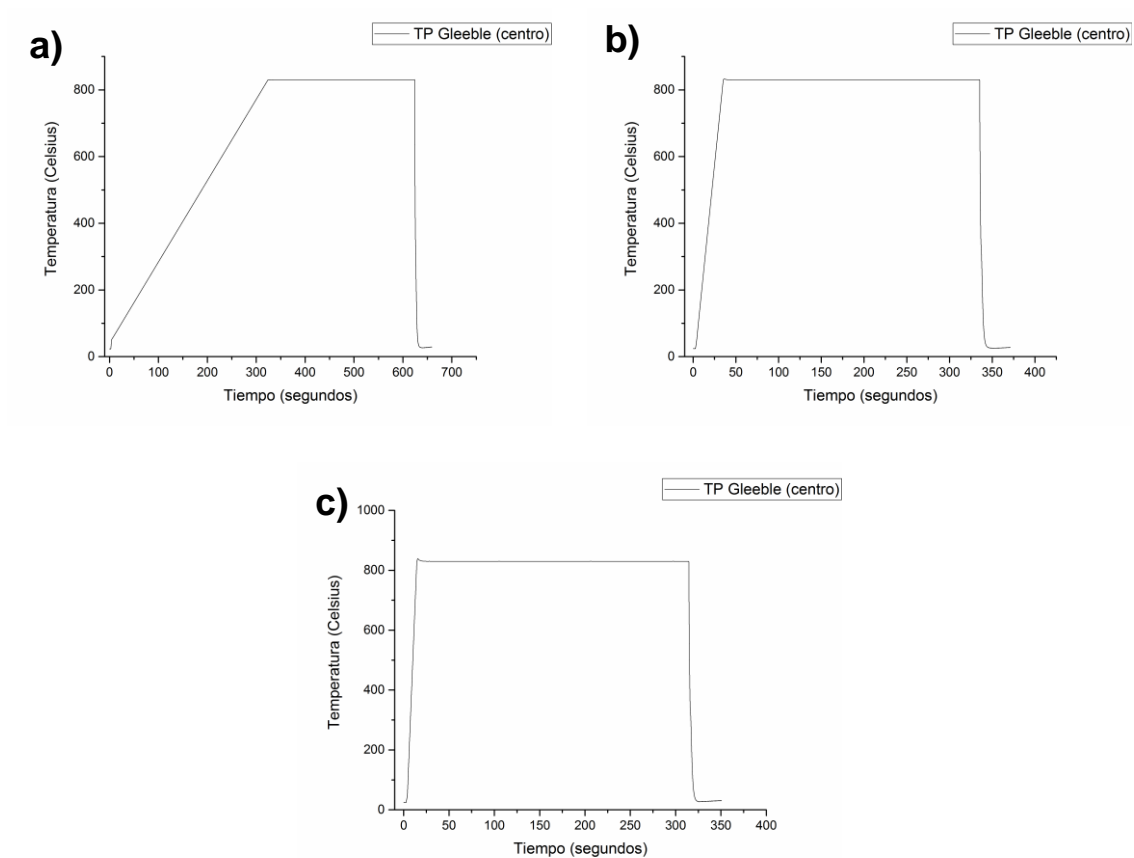


Figura B.2 – Acero 22MnB5, 830 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s.

La Figura B.6 muestra la ruta de tratamiento a 855 °C donde: a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s corresponden a la velocidad de calentamiento.

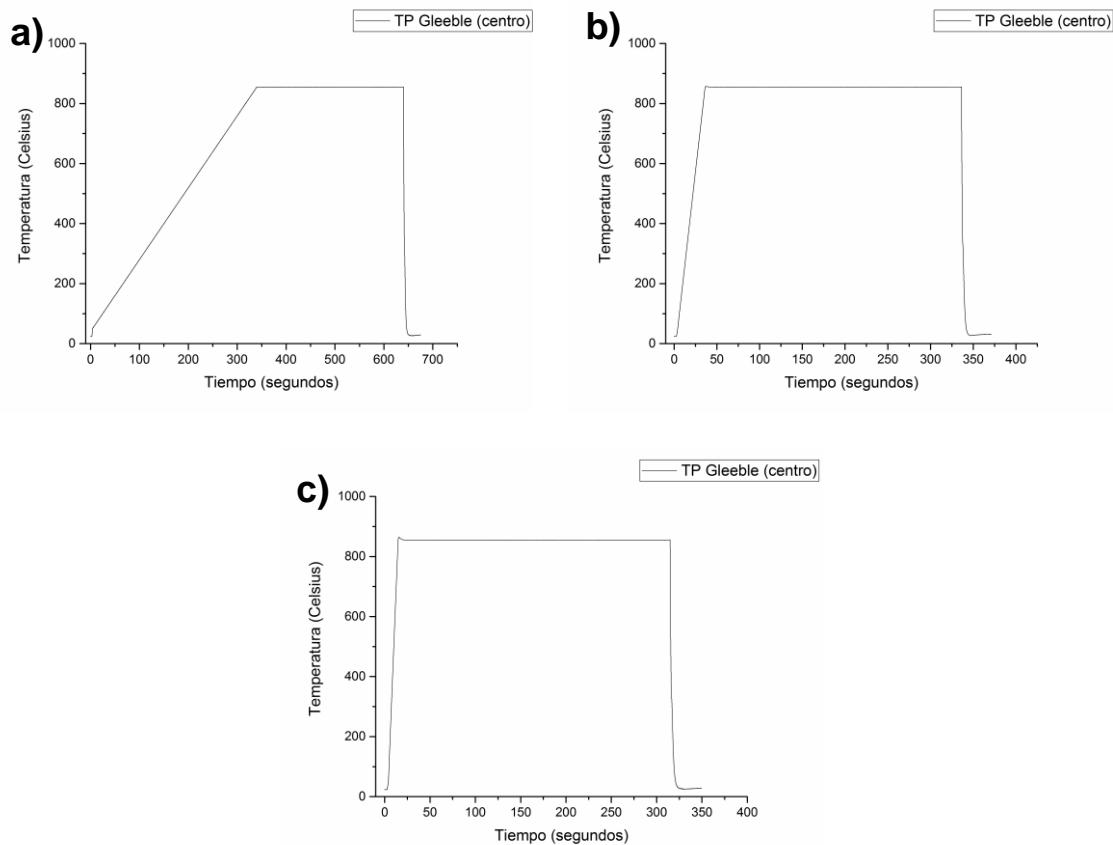


Figura B.3 – Acero 22MnB5, 855 °C, a) 2.5 °C/s, b) 25 °C/s, c) 75 °C/s

Anexo C

15B34

A continuación se muestran los resultados de dureza para todas las condiciones de las muestras del acero 15B34.

Acero 15B34 – Condición: 780 °C, 2.5 °C/s

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	462	466	484	486	473	493	492	476	478	494
2	500	502	497	437	504	501	467	477	479	503
3	461	458	502	475	469	451	482	505	495	490
4	494	515	519	543	526	523	517	522	521	520
5	472	469	469	477	470	459	463	462	482	461

Media:	487
Desviación estándar:	23.01
Coefficiente de variación:	4.73

95% de CL:	6.38
%RA:	1.31

Acero 15B34 – Condición: 780 °C, 25 °C/s

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	490	473	458	441	471	445	464	492	478	478
2	501	510	490	491	468	468	483	469	488	536
3	484	493	525	528	543	556	555	545	568	539
4	565	592	567	583	579	573	591	569	587	598
5	566	546	517	550	553	549	558	551	557	555

Media:	525
Desviación estándar:	44.54
Coefficiente de variación:	8.49

95% de CL:	12.34
%RA:	2.35

Acero 15B34 – Condición: 780 °C, 75 °C/s

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	525	508	524	529	532	537	542	535	523	527
2	559	548	553	566	539	533	518	522	535	530
3	500	495	491	513	507	534	530	545	529	534
4	521	554	569	554	519	530	517	544	584	571
5	549	544	554	550	529	533	522	493	497	495

Media:	532
Desviación estándar:	21.10
Coefficiente de variación:	3.97

95% de CL:	5.85
%RA:	1

Acero 15B34 – Condición: 805 °C, 2.5 °C/s

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	580	585	585	598	578	594	581	572	578	580
2	573	578	583	590	583	580	570	580	558	569
3	566	562	558	558	549	551	560	549	560	554
4	563	566	563	577	572	565	572	577	579	576
5	584	603	604	598	595	582	603	600	588	582

Media:	576
Desviación estándar:	14.54
Coefficiente de variación:	2.52

95% de CL:	4.03
%RA:	0.70

Acero 15B34 – Condición: 805 °C, 25 °C/s

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	604	602	605	598	612	603	592	609	600	601
2	574	578	591	581	574	583	563	576	575	581
3	588	583	590	578	578	583	583	589	586	582
4	603	593	589	601	595	593	597	601	594	579
5	601	602	610	601	590	592	585	587	582	590

Media:	591
Desviación estándar:	10.99
Coeficiente de variación:	1.86

95% de CL:	3.05
%RA:	0.52

Acero 15B34 – Condición: 805 °C, 75 °C/s

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	585	574	604	590	580	568	569	575	583	594
2	641	645	618	618	595	595	599	587	573	566
3	602	607	585	587	594	595	594	603	591	591
4	603	618	591	601	607	609	612	628	629	624
5	611	598	611	615	626	614	622	626	615	620

Media:	602
Desviación estándar:	10.84
Coeficiente de variación:	3.13

95% de CL:	5.22
%RA:	0.87

Acero 15B34 – Condición: 830 °C, 2.5 °C/s

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	571	572	565	562	572	562	572	579	578	574
2	578	591	586	580	581	565	580	570	572	583
3	584	586	584	579	597	602	590	587	590	584
4	563	561	556	558	570	548	553	551	557	549
5	602	606	613	606	607	609	599	595	583	613

Media:	580
Desviación estándar:	17.45
Coeficiente de variación:	3.01

95% de CL:	4.84
%RA:	0.83

Acero 15B34 – Condición: 830 °C, 25 °C/s

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	598	602	595	607	592	601	617	611	602	617
2	590	595	593	593	594	601	584	586	586	576
3	642	628	639	627	609	625	628	619	627	625
4	623	635	633	628	617	622	632	632	627	633
5	574	585	591	592	586	586	583	586	586	584

Media:	607
Desviación estándar:	19.49
Coeficiente de variación:	3.21

95% de CL:	5.40
%RA:	0.89

Acero 15B34 – Condición: 830 °C, 75 °C/s

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	590	593	578	568	577	573	581	592	586	596
2	588	589	597	604	592	593	606	605	615	624
3	575	568	573	565	568	572	569	575	572	578
4	568	576	567	563	553	569	569	566	574	581
5	574	580	586	580	582	596	589	592	580	584

Media:	582
Desviación estándar:	14.14
Coeficiente de variación:	2.43

95% de CL:	3.92
%RA:	0.67

22MnB5

A continuación se muestran los resultados de dureza para todas las condición de las muestras del acero 22MnB5.

Acero 22MnB5 – Condición: 805 °C, 2.5 °C/s

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	386	412	416	440	427	415	416	433	430	426
2	414	420	414	460	443	374	457	414	432	425
3	392	432	421	392	429	454	441	462	509	485
4	406	423	433	447	443	428	421	445	434	459
5	418	432	419	417	420	418	442	423	452	445

Media:	430
Desviación estándar:	23.32
Coeficiente de variación:	5.42

95% de CL:	6.63
%RA:	1.54

Acero 22MnB5 – Condición: 805 °C, 25 °C/s

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	434	466	464	493	478	489	485	467	463	291
2	467	492	481	497	482	474	469	464	475	480
3	433	478	482	485	419	455	489	462	481	450
4	474	466	491	482	478	490	491	503	513	488
5	487	489	483	472	477	490	481	475	479	493

Media:	473
Desviación estándar:	31.38
Coeficiente de variación:	6.63

95% de CL:	8.92
%RA:	1.89

Acero 22MnB5 – Condición: 805 °C, 75 °C/s

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	492	486	507	507	496	499	502	496	483	487
2	485	497	506	491	490	487	520	498	503	486
3	488	471	475	498	497	489	482	484	473	473
4	502	492	499	497	489	506	478	493	484	488
5	505	512	492	503	515	501	509	501	494	508

Media:	494
Desviación estándar:	11.13
Coeficiente de variación:	2.25

95% de CL:	3.16
%RA:	0.64

Acero 22MnB5 – Condición: 830 °C, 2.5 °C/s

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	485	488	495	503	509	500	510	506	502	502
2	512	503	502	512	518	498	489	493	475	503
3	483	471	498	492	492	504	507	516	489	493
4	505	495	486	492	499	490	509	501	485	492
5	499	502	478	485	492	482	486	491	471	484

Media:	495
Desviación estándar:	11.11
Coeficiente de variación:	2.24

95% de CL:	3.16
%RA:	0.64

Acero 22MnB5 – Condición: 830 °C, 25 °C/s

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	526	532	531	521	528	524	524	529	526	535
2	534	536	526	533	519	534	519	534	538	528
3	527	517	534	551	563	550	536	545	550	542
4	520	514	530	537	541	530	532	538	524	520
5	527	533	531	510	521	530	546	526	525	531

Media:	531
Desviación estándar:	10.13
Coeficiente de variación:	1.91

95% de CL:	2.88
%RA:	0.54

Acero 22MnB5 – Condición: 830 °C, 75 °C/s

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	522	525	523	533	535	522	525	528	530	518
2	526	525	534	536	524	539	519	526	541	522
3	529	534	530	518	542	509	523	545	534	545
4	526	535	519	520	524	527	520	540	535	523
5	534	541	517	535	532	533	529	531	524	519

Media:	529
Desviación estándar:	8.05
Coeficiente de variación:	1.52

95% de CL:	2.29
%RA:	0.43

Acero 22MnB5 – Condición: 855 °C, 2.5 °C/s

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	533	525	526	527	517	521	532	529	521	522
2	525	520	528	529	529	535	523	526	530	517
3	520	518	522	518	525	507	518	531	526	514
4	525	527	515	516	534	531	532	518	526	538
5	530	533	528	532	523	528	536	521	524	526

Media:	525
Desviación estándar:	6.44
Coeficiente de variación:	1.23

95% de CL:	1.83
%RA:	0.35

Acero 22MnB5 – Condición: 855 °C, 25 °C/s

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	528	525	524	546	534	526	537	534	538	528
2	522	556	532	531	532	531	541	549	518	535
3	524	527	519	521	510	511	509	523	506	526
4	525	530	528	532	529	533	532	531	538	536
5	530	541	529	540	537	532	540	540	533	541

Media:	530
Desviación estándar:	9.82
Coeficiente de variación:	1.85

95% de CL:	2.79
%RA:	0.53

Acero 22MnB5 – Condición: 855 °C, 75 °C/s

	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
1	533	526	538	539	533	535	533	526	543	526
2	531	538	539	542	538	534	548	537	536	527
3	545	550	536	540	543	533	542	538	532	540
4	519	527	530	524	528	540	533	525	533	530
5	516	536	520	527	515	525	529	530	526	531

Media:	533
Desviación estándar:	7.77
Coeficiente de variación:	1.46

95% de CL:	2.21
%RA:	0.41