



**UNIVERSIDAD DE CHILE**  
**FACULTAD DE CIENCIAS FÍSICAS Y MATEMÁTICAS**  
**DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA MECÁNICA**

**METODOLOGÍA DE DISEÑO DE ACEROS RESISTENTES AL DESGASTE Y AL  
IMPACTO PARA USO EN LA MINERÍA**

**MEMORIA PARA OPTAR AL TÍTULO DE INGENIERO CIVIL MECÁNICO**

**ÁLVARO RODRIGO SALINAS GAONA**

PROFESOR GUÍA:  
RODRIGO PALMA HILLERNS

MIEMBROS DE LA COMISIÓN:  
AQUILES SEPÚLVEDA OSSES  
RODRIGO ESPINOZA GONZÁLEZ

SANTIAGO DE CHILE  
ABRIL 2012

El empleo de aceros que presenten un mejor rendimiento a diversas sollicitaciones mecánicas puede resultar de gran importancia en diversas áreas como por ejemplo la industria minera, donde los aceros empleados están sometidos a fuertes cargas mecánicas, principalmente impacto y abrasión.

Una fracción importante del tiempo de detención por mantenimiento en las faenas mineras se debe al reemplazo de revestimiento antidesgaste, tanto en componentes de palas y camiones, como en revestimientos empleados en el proceso de chancado, transporte y molienda.

Estos tiempos de detención representan importantes costos para la industria minera, por tanto en Chile puede verse un gran interés en desarrollar aceros que tengan un mejor comportamiento mecánico y por tanto reducir los tiempos de detención

El diseño de aceros mediante modelos que relacionen las propiedades mecánicas con la microestructura es un campo aún poco desarrollado, razón por la cual la elaboración de dichos métodos tendría gran importancia en la industria metalúrgica. En el caso de aceros bainíticos, Bhadeshia ha trabajado en modelos teóricos con buenos resultados experimentales, mientras que Grange a trabajado en predecir las propiedades mecánicas en aceros martensíticos revenidos de baja aleación.

Considerando las motivaciones antes descritas, el presente trabajo de título se enfocó al diseño de un acero para revestimientos de molinos SAG mediante métodos que relacionen la microestructura con las propiedades mecánicas.

Mediante diversas relaciones propuestas, validadas con datos experimentales, se logró elaborar un método que permite relacionar las propiedades mecánicas con sus parámetros microestructurales en aceros de medio carbono de baja aleación y de microestructura bainítica-martensítica, y a su vez, se relacionó los parámetros microestructurales de estos aceros con la composición química y tratamiento térmico aplicado, logrando así obtener un acero de 500 [HB] y 71 [MPa  $m^{1/2}$ ] empleando un tratamiento de enfriamiento continuo al aire.

El método aplicado, si bien se restringió solo a aceros con un tratamiento térmico dado, el método es perfectamente válido a otros tratamientos térmicos que permitan obtener microestructuras bainíticas-martensíticas.

# Índice general

<b>Índice de tablas</b>	<b>V</b>
<b>Índice de figuras</b>	<b>VIII</b>
<b>1. Introducción</b>	<b>1</b>
1.1. Objetivo General . . . . .	2
1.2. Objetivos Específicos . . . . .	2
<b>2. Antecedentes</b>	<b>3</b>
2.1. Naturaleza de los Molinos SAG . . . . .	3
2.2. Naturaleza de los revestimientos . . . . .	4
2.3. Desgaste abrasivo e influencia de la microestructura . . . . .	5
2.4. Austenita y tamaño de grano . . . . .	7
2.5. Bainita . . . . .	8
2.5.1. Microestructura . . . . .	9
2.5.2. Cinética de Transformación . . . . .	12
2.5.3. Propiedades Mecánicas . . . . .	19
2.5.4. Efecto del revenido . . . . .	21
2.5.5. Elementos aleantes . . . . .	21

2.6.	Martensita . . . . .	22
2.6.1.	Microestructura . . . . .	22
2.6.2.	Martensita revenida y propiedades mecánicas . . . . .	23
2.7.	Mezcla bainita-martensita . . . . .	28
2.7.1.	Características metalográficas . . . . .	29
2.7.2.	Propiedades mecánicas . . . . .	29
2.8.	Tenacidad en aceros revenidos de alta resistencia . . . . .	32
2.9.	Velocidad de enfriamiento . . . . .	36
<b>3.</b>	<b>Metodología</b>	<b>39</b>
3.1.	Diseño del método . . . . .	39
3.1.1.	Constantes . . . . .	39
3.1.2.	Variables . . . . .	39
3.1.3.	Resultados . . . . .	39
3.2.	Método . . . . .	40
<b>4.</b>	<b>Desarrollo</b>	<b>41</b>
4.1.	Software empleado . . . . .	41
4.2.	Relaciones dureza-fluencia . . . . .	42
4.2.1.	Dureza-fluencia en aceros bainíticos . . . . .	42
4.2.2.	Dureza-fluencia en aceros martensíticos . . . . .	43
4.3.	Desarrollo de la metodología . . . . .	45
4.3.1.	Dureza en aceros martensíticos . . . . .	45
4.3.2.	Dureza en aceros bainíticos . . . . .	45

4.3.3.	Tenacidad . . . . .	47
4.4.	Validaciones . . . . .	48
4.4.1.	Tamaño de grano austenítico . . . . .	48
4.4.2.	Curvas TTT . . . . .	50
4.4.3.	Dureza martensita . . . . .	57
4.4.4.	Microestructura en aceros bainíticos . . . . .	60
4.5.	Modelo final para obtener propiedades mecánicas en aceros revenidos mezcla bainita- martensita . . . . .	65
4.5.1.	Método . . . . .	65
4.5.2.	Relación resistencia a la fluencia y dureza . . . . .	67
4.5.3.	Relación tenacidad . . . . .	71
<b>5.</b>	<b>Resultados</b>	<b>74</b>
5.1.	Curva de enfriamiento . . . . .	74
5.2.	Obtención de Aceros . . . . .	76
5.2.1.	Estrategia . . . . .	76
5.2.2.	Parámetros fijos . . . . .	77
5.2.3.	Efecto de los elementos aleantes en las curvas de formación de fases fer- rítica perlítica . . . . .	77
5.3.	Definición de Aceros . . . . .	82
5.4.	Análisis de Resultados . . . . .	94
5.5.	Limitaciones del Modelo . . . . .	96
<b>6.</b>	<b>Conclusiones</b>	<b>98</b>

<b>Bibliografía</b>	<b>100</b>
<b>A. Cinética de la molienda SAG y su empleo en Chile</b>	<b>105</b>
<b>B. Cargas y predicción de daño en lifters</b>	<b>107</b>
<b>C. Aporte (<math>\Delta HV</math>) en aceros martensíticos revenidos</b>	<b>111</b>
<b>D. Diagramas TTT, Atlas Transformación Isotérmica [57]</b>	<b>117</b>
<b>E. Diagramas TTT de los aceros definidos</b>	<b>121</b>

# Índice de tablas

2.1. Comparación propiedades mecánicas de diversos aceros bainíticos y perlíticos (a) bainíticos, (b) perlíticos [2] . . . . .	6
2.2. Composición química de los aceros experimentales empleados [19] . . . . .	8
2.3. Constantes empleadas para la obtención de $V_B$ como función del tiempo . . . . .	18
2.4. Contribución del carbono y de cada elemento aleante según su composición en un acero revenido a 1000°F, (El valor por contribución por fósforo no aparece en la figura C.7, sin embargo si aparece en el trabajo original) . . . . .	26
2.5. Parámetros metalográficos de una estructura mixta compuesta por martensita y bainita inferior [58] . . . . .	29
2.6. Ecuaciones a emplear para la obtención de $\sigma_{0,2}^{Mix}$ . . . . .	32
4.1. Valores máximos y mínimos empleados que pueden ser ingresados en el software .	42
4.2. Relación entre dureza y fluencia en aceros bainíticos a partir de diferentes trabajos .	43
4.3. Propiedades mecánicas de los aceros obtenidos por Lee y Su [47] a distintas temperaturas y tiempo de revenido . . . . .	44
4.4. Comparación de diversos tamaños de granos austeníticos obtenidos experimentalmente y predichos con el modelo . . . . .	49
4.5. Composición química del acero i . . . . .	50
4.6. Composición química del acero ii . . . . .	51
4.7. Composición química del acero iii . . . . .	52

4.8. Composición química del acero iv . . . . .	53
4.9. Composición química del acero v . . . . .	54
4.10. Composición química del acero vi . . . . .	54
4.11. Composición química del acero vii . . . . .	55
4.12. Composición química del acero empleado en el trabajo de Lee y Su [47] . . . . .	57
4.13. Comparación de los resultados para la dureza en el trabajo de Lee y Su obtenidos experimentalmente y según el método . . . . .	58
4.14. Composición química de los aceros empleados en el trabajo de Singh y Bhadeshia [32] . . . . .	60
4.15. Resultados obtenidos experimentalmente y mediante ecuación 2.5 . . . . .	60
4.16. Fracciones volumétricas en distintos aceros a diferentes temperaturas de transformación . . . . .	61
4.17. Variación de $S_M$ con respecto a $V_B$ en el experimento de [58] . . . . .	68
4.18. Valores estimados para cada contribución en $\sigma_y^{Mix}$ con respecto a $V_B$ . . . . .	69
4.19. Ecuaciones a emplear para la obtención de $H_{mix}$ . . . . .	71
4.20. Valores estimados de $S_M$ con respecto a $V_B$ . . . . .	72
5.1. Propiedades y características de la placa de acero considerada para el análisis . . . . .	75
5.2. Composición química de los aceros definidos . . . . .	83
5.3. Características microestructurales de los aceros definidos, en la zona de la superficie . . . . .	86
5.4. Propiedades mecánicas de los aceros definidos, en la zona de la superficie . . . . .	87
5.5. Características microestructurales de los aceros definidos, en la zona del interior . . . . .	87
5.6. Propiedades mecánicas de los aceros definidos, en la zona del interior . . . . .	87
5.7. Composición química de los nuevos aceros definidos . . . . .	88



5.8. Características microestructurales de los nuevos aceros definidos, en la zona de la superficie . . . . .	89
5.9. Propiedades mecánicas de los nuevos aceros definidos, en la zona de la superficie . . . . .	89
5.10. Características microestructurales de los nuevos aceros definidos, en la zona del interior . . . . .	89
5.11. Propiedades mecánicas de los nuevos aceros definidos, en la zona del interior . . . . .	89
5.12. Composición química de los nuevos aceros definidos . . . . .	91
5.13. Características microestructurales de los nuevos aceros definidos, en la zona de la superficie . . . . .	91
5.14. Propiedades mecánicas de los nuevos aceros definidos, en la zona de la superficie . . . . .	91
5.15. Características microestructurales de los nuevos aceros definidos, en la zona del interior . . . . .	91
5.16. Propiedades mecánicas de los nuevos aceros definidos, en la zona del interior . . . . .	92
5.17. Valores máximos y mínimos empleados que pueden ser ingresados en el software . . . . .	96
A.1. Molinos SAG empleados en Chile en las faenas mineras, con sus respectivas dimensiones y capacidades . . . . .	106
B.1. Parámetros del Molino SAG simulado mediante DEM . . . . .	107

# Índice de figuras

2.1. Molino SAG de 11 metros de diámetro por 4.6 metros de largo (Planta SAG, Codelco División Andina) [1] . . . . .	3
2.2. Distribución de los revestimientos al interior de los molinos [1] . . . . .	4
2.3. Revestimientos de los molinos SAG y sus componentes [1] . . . . .	4
2.4. Relación entre microestructura y resistencia al desgaste en aceros [6] . . . . .	6
2.5. Ilustración esquemática de la microestructura de la bainita superior e inferior [8] . .	9
2.6. Evolución en el tiempo de una pluma bainítica [8] . . . . .	10
2.7. Micrografía por transmisión de electrones de una pluma bainítica; (a) micrografía óptica; (b,c) micrografía de campo claro de transmisión de electrones; imagen de campo oscuro de austenita retenida; (d) montaje que muestra la estructura de una pluma (esta pluma se vería como una única placa oscura en microscopía óptica) [8]	10
2.8. Ilustración de la construcción de la curva $T'_0$ [8] . . . . .	13
2.9. Ilustración del concepto de la expansión del volumen, dos partículas nucleon juntas y crecen a un volumen finito en un tiempo $t$ . Nuevas regiones $c$ y $d$ son formadas debido al crecimiento original de las partículas, pero $a$ y $b$ son nuevas partículas de las cuales $b$ no contribuye al incremento del volumen de la bainita [8] . . . . .	15
2.10. Típicos contribución por solución sólida por porcentaje peso de soluto en ferrita, el esfuerzo intrínseco del Fe está incluido [34] . . . . .	20
2.11. Efecto del contenido de carbono en $M_S$ y la forma de la martensita en aceros al carbono [13] . . . . .	22

2.12. Tamaño de austenita v/s tamaño de las agujas de martensita obtenidas bajo diversos tratamientos térmicos [31] . . . . .	23
2.13. Efecto de la temperatura de revenido en las propiedades mecánicas de un acero del tipo 4340 [14] . . . . .	24
2.14. Efecto del carbono en la dureza de la martensita revenida a distintas temperaturas en aceros Fe-C. Copia construida por el alumno del correspondiente gráfico obtenido en el trabajo de Grange et al. [43] . . . . .	26
2.15. Efecto de $V_B$ en la resistencia . . . . .	30
2.16. Comparación de los valores experimentales de $\sigma_{0,2}^{Mix}$ , con respecto a la ecuación 2.38 (eq(3) en el gráfico) y 2.39 (eq(4) en el gráfico) . . . . .	31
2.17. $\sigma_f$ como función del tamaño de grano (en negro en el trabajo de Schino et al. [51], y en blanco en el trabajo de Brozzo [50]) . . . . .	34
2.18. Energía absorbida en el impacto, esfuerzo de rotura en el impacto y deformación medidas a distintas temperaturas para un acero $V_B$ de 25 y 100 %, según el trabajo de Tomita y Okabayashi [58] . . . . .	35
2.19. CVN (Energía de impacto en un ensayo Charpy) obtenida en el acero de Tomita y Okabayashi [58], con respecto a la fracción volumétrica de bainita . . . . .	36
2.20. Temperatura en la superficie como función del tiempo, para una placa de espesor 2L	37
2.21. Distribución de temperaturas para diferentes $B_i$ , a distintas distancias de la superficie	38
4.1. Curvas C para la obtención de diagramas TTT. Elaboración propia empleando el software de Bhadeshia para un acero con una composición Fe-0.32 %C-1.45 %Si-1.97 %Mn-0.264 %Mo-1.26 %Cr-0.1 %V . . . . .	42
4.2. dureza v/s fluencia según los datos de tabla 4.2 . . . . .	43
4.3. dureza v/s $S_{ys}$ obtenido en el trabajo de Lee y Su, después de la correspondiente conversión de dureza Vickers a Brinell [47] . . . . .	44
4.4. Modelo construido para la obtención de la dureza en aceros bainíticos a partir de diversas referencias bibliográficas . . . . .	46

4.5. Comparación del tamaño de grano austenítico calculado con respecto al obtenido experimentalmente . . . . .	48
4.6. Comparación entre curvas TTT obtenidas mediante el modelo propuesto y según atlas de transformaciones isotérmicas [57] para acero i . . . . .	50
4.7. Comparación entre curvas TTT obtenidas mediante el modelo propuesto y según atlas de transformaciones isotérmicas [57] para acero ii . . . . .	51
4.8. Comparación entre curvas TTT obtenidas mediante el modelo propuesto y según atlas de transformaciones isotérmicas [57] para acero iii . . . . .	52
4.9. Comparación entre curvas TTT obtenidas mediante el modelo propuesto y según atlas de transformaciones isotérmicas [57] para acero iv . . . . .	53
4.10. Comparación entre curvas TTT obtenidas mediante el modelo propuesto y según atlas de transformaciones isotérmicas [57] para acero v . . . . .	54
4.11. Comparación entre curvas TTT obtenidas mediante el modelo propuesto y según atlas de transformaciones isotérmicas [57] para acero vi . . . . .	55
4.12. Comparación entre curvas TTT obtenidas mediante el modelo propuesto y según atlas de transformaciones isotérmicas [57] para acero vii . . . . .	56
4.13. Comparación de la dureza para un acero AISI 4340 obtenida experimentalmente [47] y mediante el método para un tiempo de revenido de 2 horas . . . . .	58
4.14. Comparación de la dureza para un acero AISI 4340 obtenida experimentalmente [47] y mediante el método para un tiempo de revenido de 48 horas . . . . .	59
4.15. Evolución en el tiempo de la fracción volumétrica de la bainita a diferentes temperaturas de transformación (expresadas en [K]) obtenidas experimentalmente [26]	62
4.16. Evolución en el tiempo de la fracción volumétrica de la bainita a diferentes temperaturas de transformación (expresadas en [°C]) obtenidas mediante el modelo (ver Sección 2.5.2) . . . . .	62
4.17. Evolución en el tiempo de la fracción volumétrica de la bainita a diferentes temperaturas de transformación obtenidas experimentalmente [32] . . . . .	63

4.18. Evolución en el tiempo de la fracción volumétrica de la bainita a diferentes temperaturas de transformación (expresadas en [°C]) obtenidas mediante el modelo (ver Sección 2.5.2) . . . . .	63
4.19. Diagrama de transformación isotérmica para un acero de composición 0,38 %C-1,29 %Si-1,73 %Mn, mediante elaboración propia en base a los métodos propuestos, la primera curva <i>C</i> representa la nucleación, hacia la derecha incrementos de 5 % hasta llegar a la curva para 50 %. . . . .	64
4.20. Modelo corregido para la obtención de la dureza en aceros bainíticos-martensíticos	65
4.21. Comparación de los resultados obtenidos en el trabajo de Tomita y Okabayashi, a la izquierda los resultados experimentales, a la derecha el obtenido mediante el presente modelo . . . . .	67
4.22. Variación de $S_M$ con respecto a $V_B$ en el trabajo de Tomita y Okabayashi . . . . .	68
4.23. Variación de $\sigma_y^M$ (en [MPa]) con respecto a $S_M^{-1/2}$ ( $S_M$ en [ $\mu\text{m}$ ]) en el trabajo de Tomita y Okabayashi . . . . .	70
4.24. CVN obtenido mediante ecuación 4.8 con respecto a $V_B$ . . . . .	73
5.1. Dimensiones empleadas en el modelo de enfriamiento de placa de desgaste, para estimar curva de enfriamiento en la superficie y en el interior . . . . .	75
5.2. Curvas de enfriamiento continuo por aire, de acuerdo a los parámetros dados en la tabla 5.1 . . . . .	76
5.3. Efecto del Cr en la curvas de inicio de formación de las fases difusionales (ferrita-perlita) y adifusionales (bainita) . . . . .	78
5.4. Efecto del Mo en la curvas de inicio de formación de las fases difusionales (ferrita-perlita) y adifusionales (bainita) . . . . .	79
5.5. Efecto del Mn en la curvas de inicio de formación de las fases difusionales (ferrita-perlita) y adifusionales (bainita) . . . . .	80
5.6. Efecto del Ni en la curvas de inicio de formación de las fases difusionales (ferrita-perlita) y adifusionales (bainita) . . . . .	81

5.7. Efecto combinado del Cr y Mo en la curvas de inicio de formación de las fases difusionales (ferrita-perlita) y adifusionales (bainita) . . . . .	82
5.8. Curvas de inicio de las fases difusionales (ferrita-perlita) de los diferentes acers definidos . . . . .	83
5.9. Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 1 y curvas de enfriamiento continuo . . . . .	84
5.10. Relación dureza-tenacidad obtenida para los aceros definidos en 5.2, en la zona de la superficie luego del revenido . . . . .	88
5.11. Relación dureza-tenacidad obtenida para los aceros indicados en el gráfico, en la zona de la superficie luego del revenido . . . . .	90
5.12. Relación dureza-tenacidad obtenida para los aceros indicados en el gráfico, en la zona de la superficie luego del revenido . . . . .	92
5.13. Relación dureza-tenacidad obtenida para los aceros indicados en el gráfico, en la zona de la superficie luego del revenido . . . . .	93
5.14. Relación dureza-tenacidad obtenida para los aceros indicados en el gráfico, en la zona del interior luego del revenido . . . . .	93
A.1. Características del movimiento de riñón de carga [1] . . . . .	105
B.1. Distribución de los esfuerzos normal (a) y de corte (b), daño por impacto (c) y por abrasión (d). En todos los casos el color rojo representa magnitudes altas, verde moderadas y azul baja . . . . .	108
B.2. Distribución del trabajo del esfuerzo en el sentido normal y predicción del daño por impacto, la primera separación muestra la cara frontal del lifter, la segunda la cara superior, la tercera la cara posterior y la ultima la base del liner (placa) . . . . .	108
B.3. Distribución del trabajo de corte y la predicción del daño por abrasión, la primera separación muestra la cara frontal del lifter, la segunda la cara superior, la tercera la cara posterior y la ultima la base del liner (placa) . . . . .	109

C.1. Efecto de los elementos en la dureza en la dureza de la martensita revenida a 400 [°F] por una hora . . . . .	111
C.2. Efecto de los elementos en la dureza en la dureza de la martensita revenida a 500 [°F] por una hora . . . . .	112
C.3. Efecto de los elementos en la dureza en la dureza de la martensita revenida a 600 [°F] por una hora . . . . .	112
C.4. Efecto de los elementos en la dureza en la dureza de la martensita revenida a 700 [°F] por una hora . . . . .	113
C.5. Efecto de los elementos en la dureza en la dureza de la martensita revenida a 800 [°F] por una hora . . . . .	113
C.6. Efecto de los elementos en la dureza en la dureza de la martensita revenida a 900 [°F] por una hora . . . . .	114
C.7. Efecto de los elementos en la dureza en la dureza de la martensita revenida a 1000 [°F] por una hora . . . . .	114
C.8. Efecto de los elementos en la dureza en la dureza de la martensita revenida a 1100 [°F] por una hora . . . . .	115
C.9. Efecto de los elementos en la dureza en la dureza de la martensita revenida a 1200 [°F] por una hora . . . . .	115
C.10. Efecto de los elementos en la dureza en la dureza de la martensita revenida a 1300 [°F] por una hora . . . . .	116
D.1. Diagrama TTT para acero i según [57] . . . . .	117
D.2. Diagrama TTT para acero ii según [57] . . . . .	118
D.3. Diagrama TTT para acero iii según [57] . . . . .	118
D.4. Diagrama TTT para acero iv según [57] . . . . .	119
D.5. Diagrama TTT para acero v según [57] . . . . .	119
D.6. Diagrama TTT para acero vi según [57] . . . . .	120

D.7. Diagrama TTT para acero vii según [57] . . . . .	120
E.1. Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 1 y curvas de enfriamiento continuo . . . . .	121
E.2. Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 2 y curvas de enfriamiento continuo . . . . .	122
E.3. Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 3 y curvas de enfriamiento continuo . . . . .	122
E.4. Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 4 y curvas de enfriamiento continuo . . . . .	123
E.5. Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 5 y curvas de enfriamiento continuo . . . . .	123
E.6. Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 6 y curvas de enfriamiento continuo . . . . .	124
E.7. Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 7 y curvas de enfriamiento continuo . . . . .	124
E.8. Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 8 y curvas de enfriamiento continuo . . . . .	125
E.9. Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 9 y curvas de enfriamiento continuo . . . . .	125
E.10. Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 10 y curvas de enfriamiento continuo . . . . .	126
E.11. Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 11 y curvas de enfriamiento continuo . . . . .	126
E.12. Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 12 y curvas de enfriamiento continuo . . . . .	127
E.13. Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 13 y curvas de enfriamiento continuo . . . . .	127



E.14. Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 14 y curvas de enfriamiento continuo . . . . . 128

# Capítulo 1

## Introducción

La economía chilena está fuertemente ligada a la industria del cobre, siendo el principal país exportador de dicho mineral.

Los molinos SAG son máquinas empleadas dentro del proceso de producción de concentrado de cobre con el fin de reducir la granulometría del material proveniente del proceso de chancado, por tanto dichos molinos poseen revestimientos de aceros que cumplen la finalidad tanto de absorber el desgaste y el impacto producido por el material tratado, como de levantar el mismo durante el movimiento rotatorio. Dichos revestimientos son elaborados principalmente de aceros fundidos al Cr-Mo de microestructura perlítica, con durezas de entre los 300 HB y 400 HB.

Los molinos SAG son máquinas críticas dentro del proceso minero y sus detenciones implican importantes costos, siendo la principal causa de detención la mantención y reemplazo de los revestimientos gastados. De lo anterior se desprende la importancia y el desarrollo en la industria metalúrgica de aceros que tengan un mejor rendimiento y con ello disminuir los tiempos de detención por recambio de revestimientos.

Las propiedades mecánicas de los aceros dependen fuertemente de la microestructura y ésta a su vez de la composición química y de los tratamientos termomecánicos empleados. En la literatura se pueden encontrar varios modelos numéricos y datos experimentales que permiten obtener un rango de propiedades mecánicas como función de la microestructura, composición química y/o tratamiento térmico.

El presente trabajo, que se desarrollará como trabajo de título, se planteará una metodología para diseñar la microestructura y composición química de un acero mediante modelos que relacionen la microestructura con sus propiedades. Dicho diseño busca mejorar la dureza de los aceros empleados como revestimientos en los molinos SAG, pero con nula o mínima disminución de la

tenacidad.

## **1.1. Objetivo General**

Diseñar la composición y microestructura de un acero (bainítica y martensítica) necesarias para satisfacer los requerimientos de desgaste, mediante modelos que relacionen la microestructura con sus propiedades mecánicas

## **1.2. Objetivos Específicos**

1. Recopilar y validar (con datos de bibliografía) modelos de relaciones microestructura-propiedades mecánicas para cada uno de los constituyentes (perlita, bainita, martensita)
2. Sensibilizar los modelos con diferentes combinaciones de composición y microestructura que permita alcanzar las propiedades requeridas
3. Sensibilizar los modelos con diferentes combinaciones de tratamiento térmico y composición para obtener las microestructuras deseadas.
4. Estudiar la factibilidad de aplicar el tratamiento térmico diseñado a revestimientos de molinos

## Capítulo 2

### Antecedentes

#### 2.1. Naturaleza de los Molinos SAG

Chile es un país minero que posee las mayores reservas de cobre del mundo y tres de los cuatro yacimientos mineros cupríferos más grandes del planeta (Escondida, Chuquibambilla y Collahuasi) se encuentran en este país.

Dentro de la línea de producción de concentrado de cobre, la molienda es el proceso final de la etapa de reducción de la granulometría del material para pasar a la siguiente etapa de flotación. Los molinos semiautógenos (SAG), como el mostrado en la figura 2.1 corresponden a las máquinas donde se realiza dicho proceso, en el Anexo A se muestra los molinos SAG empleados en Chile. La teoría clásica del proceso dinámico en un molino SAG también es explicada en Anexo A



Figura 2.1: Molino SAG de 11 metros de diámetro por 4.6 metros de largo (Planta SAG, Codelco División Andina) [1]

## 2.2. Naturaleza de los revestimientos

Debido a la naturaleza de las cargas a las que están sometidos los revestimientos, estos deben exhibir una buena combinación de resistencia al desgaste y tenacidad. Diferentes tipos de aleaciones de aceros son usados, siendo los más conocidos los aceros de microestructura perlítica al Cr-Mo de durezas en el rango 400 a 500 HB con composiciones típicas de: 0,5-0,75 %C; 2-2,5 %Cr; 0,3-0,45 %Mo; 0,75-1 %Mn; y 0,4-0,6 %Si. Aceros de la misma composición pero con estructura martensítica ferrítica suelen ser empleados en las cóncavas de los chancadores primarios giratorios.

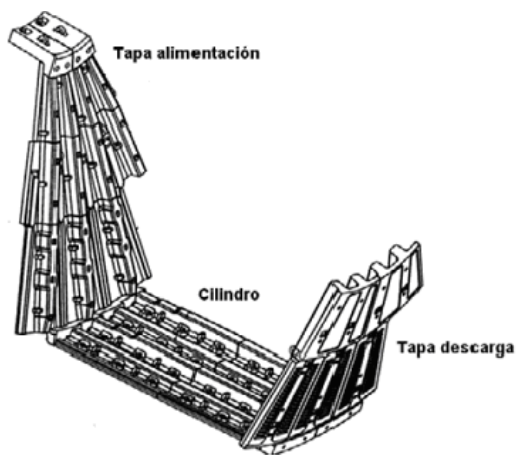


Figura 2.2: Distribución de los revestimientos al interior de los molinos [1]

Estos revestimientos, que se distribuyen en el interior del molino de acuerdo a la figura 2.2, son denominados comúnmente *liners* y constan de dos partes, el *lifter* para levantar el material, y la placa, localizada en la base de los liners para proteger la estructura del molino. La figura 2.3 ilustra los componentes de los revestimientos.

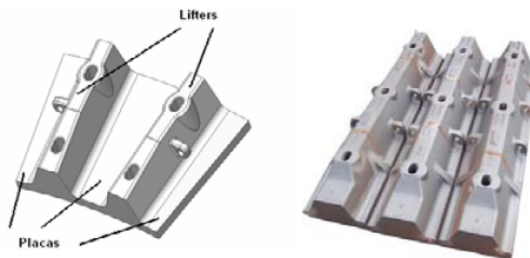


Figura 2.3: Revestimientos de los molinos SAG y sus componentes [1]

Los molinos SAG son componentes críticos dentro de las líneas de producción de concentrado de cobre, por tanto el tiempo que éste esté detenido representa importantes costos. Es bien conocido

que la causa principal de detención de estos molinos es debido a la mantenimiento por reemplazo o inspección de aceros gastados, razón por la cual se desprende la importancia de emplear aceros que presenten un mejor rendimiento para minimizar dichos tiempos.

Debido a lo complejo de la interacción entre el material granular y los revestimientos del molino SAG resulta difícil estimar el daño en los lifters, sin embargo estos revestimientos están sujetos a daño tanto de por impacto como por abrasión como se plantea en Anexo B

### 2.3. Desgaste abrasivo e influencia de la microestructura

El desgaste abrasivo es definido como un daño que afecta a una superficie sólida que generalmente involucra una pérdida progresiva de material provocada por la interacción mecánica entre las superficies en contacto. Ésta puede ser producida por la penetración de asperezas de la superficie de mayor dureza (conocida como abrasión de dos cuerpos) o bien por partículas abrasivas atrapadas entre las dos superficies (abrasión de tres cuerpos).

Los mecanismos de desgaste abrasivo, es, en dependencia de la ductilidad de la superficie, deformación plástica que tiene su efecto en el rayado superficial y que también causa una cierta remoción de material, o fractura frágil de pequeños fragmentos.

El desgaste es un proceso que depende de muchas variables y por tanto es muy complejo y difícil de ser analizado. Además no es una propiedad de un material, sino que es una respuesta global de un sistema concreto y bajo unas condiciones determinadas.

Estudios de Holm y Archard [55] dieron como resultado una relación para estimar el volumen desgastado  $V$ , a partir de una carga aplicada  $N$ , la distancia de deslizamiento  $S$  y la dureza de la superficie desgastada  $H$ :

$$V = \frac{kNS}{H} \quad (2.1)$$

Donde  $k$  es un coeficiente de desgaste adimensional que depende de diversas variables, como características de los materiales en contacto, condiciones de operación y características del medio.

Comúnmente, los materiales son descritos de acuerdo a si tienen buena o mala resistencia al desgaste ( $R$ ), la que simplemente es definida como el recíproco del volumen desgastado:

$$R = \frac{1}{V} \tag{2.2}$$

La ecuación 2.2 muestra que el volumen desgastado, y por ende, la resistencia al desgaste, está bien correlacionada con la dureza del material. Sin embargo otros factores como la microestructura también influyen en la resistencia al desgaste, la austenita y la bainita, para una igual dureza, son más resistentes a la abrasión que la ferrita, perlita o la martensita, ésto es debido a la mayor capacidad de endurecer por deformación y a la ductilidad de la austenita [54]. El comportamiento al desgaste de diferentes microestructuras en aceros puede apreciarse en la figura 2.4

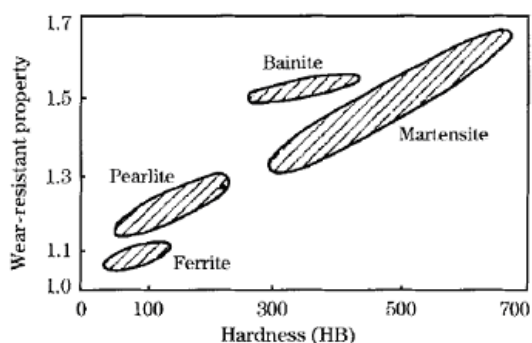


Figura 2.4: Relación entre microestructura y resistencia al desgaste en aceros [6]

Sin embargo, en el pasado los aceros bainíticos no fueron usados en *rail steels* debido a que el alto contenido de carbono los hacía menos resistentes al desgaste que los de estructura de perlita fina. La tabla 2.1 muestra que el desarrollo reciente de aceros bainíticos resistentes al desgaste tienen relativamente un bajo contenido en carbono y presentan un mejor comportamiento mecánico

Tabla 2.1: Comparación propiedades mecánicas de diversos aceros bainíticos y perlíticos (a) bainíticos, (b) perlíticos [2]

Acero	UTS [MPa]	Sy [MPa]	Elongación [%]	Dureza [HRC]
J1 <sup>a</sup>	1360	846	14	40
J2 <sup>a</sup>	1151	830	16	37
J4 <sup>a</sup>	945	721	18	28
J6 <sup>a</sup>	1433	992	8.8	
X1 <sup>a</sup>	1350-1402	850-886	9-14	41
B1 <sup>a</sup>	823	645	19.6	26
B2 <sup>a</sup>	1421	1079	14	43
HH <sup>b</sup>	1206-1320	790-861	11-13	37
P1 <sup>b</sup>	855	401	15.3	26
P2 <sup>b</sup>	1303	900	13.3	40
Rail <sup>a</sup>	1092-1280	560-844	11-18	

Otras investigaciones avalan el resultado de que los nuevos aceros bainíticos tienen un mejor comportamiento al desgaste que los aceros perlíticos [2], [3], [4]. Los aceros bainíticos son más duros y resistentes que los perlíticos porque tienen una estructura más fina a base de partículas diminutas de cementita en una matriz ferrítica, por este motivo exhiben una interesante combinación de resistencia y ductilidad [2]

De lo expuesto anteriormente se desprende que el desarrollo de los nuevos aceros bainíticos ha permitido obtener mejores comportamientos mecánicos en cuanto al desgaste que los mejores aceros perlíticos, por tanto en el análisis del presente trabajo se descartará el uso de aceros perlíticos, y se analizará el proceso de obtención de aceros bainíticos.

Del mismo modo se han comparado aceros bainíticos y martensíticos. Ciertos trabajos han mostrado que para una misma dureza, los aceros de estructura bainítica inferior presentan mejor tenacidad que los aceros de estructura martensítica templada y revenida [5].

Aunque para una misma dureza los aceros bainíticos suelen presentar un mejor comportamiento al desgaste que los martensíticos como lo muestra la figura 2.4, de estos últimos se pueden obtener una mayor margen de durezas y resistencias al desgaste.

Debido a las razones expuestas en esta sección, en presente trabajo se descartarán en el análisis los aceros perlíticos y se analizarán solo aceros bainíticos y martensíticos.

## 2.4. Austenita y tamaño de grano

La determinación del tamaño de grano austenítico que precede la formación, ya sea de perlita, bainita o martensita tiene gran importancia pues no solo afecta las características microestructurales, sino que también tiene una influencia directa en la determinación de algunas propiedades mecánicas.

Diversos trabajos han mostrado la variación del tamaño de grano austenítico como función de la temperatura y el tiempo [16] [17] [18]. En estos trabajos se proponen soluciones del tipo:

$$d = A \cdot \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right)t^n \quad (2.3)$$

Donde  $d$  es el tamaño de grano austenítico,  $A$  y  $n$  constantes,  $Q$  es la energía de activación,  $R$  es la constantes universal de los gases,  $T$  es la temperatura y  $t$  el tiempo. Sin embargo Seok-Jae Lee y Young-Kook Lee [19] proponen un modelo para aceros de baja aleación en el cual la energía de



activación es función de los elementos aleantes:

$$d = 76671 \cdot \exp\left(-\frac{89098 + 3581C + 1211Ni + 1443Cr + 4031Mo}{RT}\right)t^{0,211} \quad (2.4)$$

Donde  $d$  es el tamaño de grano en  $[\mu m]$ ,  $T$  es la temperatura en Kelvin,  $t$  es el tiempo en segundos y C, Ni, Cr y Mo son los porcentajes en peso en la aleación de los componentes respectivos. La ecuación 2.4 ilustra el incremento del tamaño de grano de grano a medida que crece temperatura y el tiempo, y el retardo según la composición química.

Para obtener dicha expresión, se crearon un total de 16 diferentes aleaciones usando un horno de inducción al vacío para estudiar el efecto del C, Ni, Cr y Mo en el crecimiento del grano austenítico. El rango de la composición química empleada se muestra en la tabla 2.2.

Tabla 2.2: Composición química de los aceros experimentales empleados [19]

Elemento	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo
mínimo	0,15	0,73	0,20	0,00	0,00	0,00
máximo	0,41	0,85	0,25	1,80	0,00	0,45

Las placas fueron homogeneizadas a 1300 [°C] por 3 horas y laminadas en caliente hasta obtener placas de 8 [mm] de espesor. Los especímenes fueron tomados de las placas y austenizados en una atmósfera de nitrógeno a diferentes temperaturas desde 850 a 1200 [°C] para un máximo de 3 horas usando un horno de tubo, seguido de un temple en agua.

## 2.5. Bainita

La microestructura bainítica se caracteriza por la formación de placas o listones de ferrita supersaturada de carbono, este elemento, dependiendo de la temperatura de transformación, difunde hacia la austenita promoviendo la precipitación de carburos (a lo que se denomina bainita superior) o precipitar como carburos dentro de la placa de ferrita (denominada bainita inferior) [7]. ambos procesos se ilustran en la figura 2.5

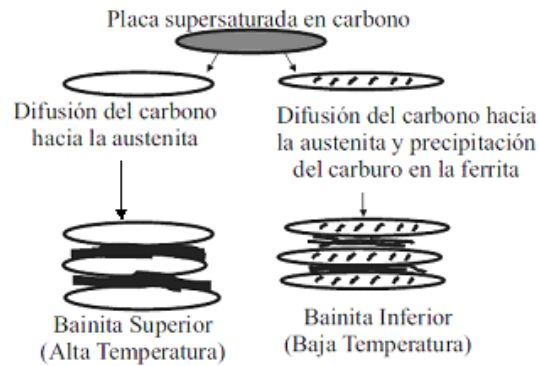


Figura 2.5: Ilustración esquemática de la microestructura de la bainita superior e inferior [8]

La temperatura de transición fue investigada por Pickering [9], sin embargo otros autores [10] definieron un valor fijo de 350 [°C] según el tipo de carbono precipitado. Mientras que en la bainita superior solo se encuentra cementita entre las placas, en la ferrita de la bainita inferior otros carburos pueden precipitar. Por ejemplo, en aceros altos en carbono, con un contenido en silicio mayor del 1 % en peso (el silicio retarda la formación de cementita), el carburo épsilon es generalmente el que precipita en la ferrita bainítica [11]. Los carburos en la bainita inferior son extremadamente finos, unos pocos nanómetros de espesor y 500 nanómetros de longitud. Debido a su precipitación en la ferrita, menos partículas de cementita y aún más finas precipitan entre las placas de ferrita bainítica inferior. Como consecuencia de esto, la bainita inferior tiende a ser más tenaz que la bainita superior a pesar de ser más resistente [11]

### 2.5.1. Microestructura

La microestructura de la bainita consiste en paquetes (unidades microestructurales) de listones o placas (subunidades microestructurales) nucleados en los límites de grano austeníticos. Estos listones o placas crecen de forma paralela formando lo que se denomina pluma bainítica, como se ilustra en la figura 2.6

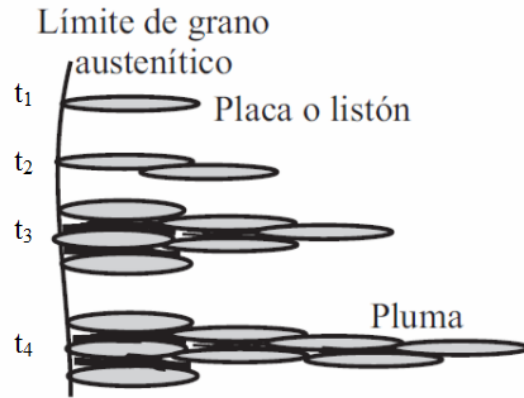


Figura 2.6: Evolución en el tiempo de una pluma bainítica [8]

La figura 2.7 ilustra la micrografía por transmisión electrónica (TEM) de una pluma bainítica

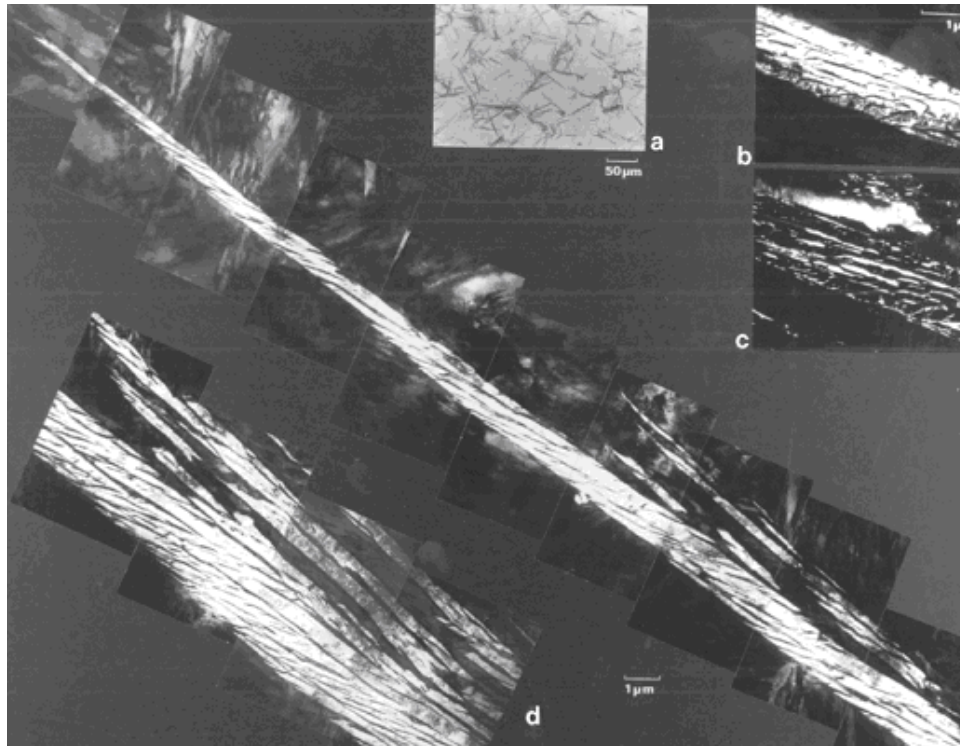


Figura 2.7: Micrografía por transmisión de electrones de una pluma bainítica; (a) micrografía óptica; (b,c) micrografía de campo claro de transmisión de electrones; imagen de campo oscuro de austenita retenida; (d) montaje que muestra la estructura de una pluma (esta pluma se vería como una única placa oscura en microscopía óptica) [8]

## Tamaño de grano

El tamaño de las sub-unidades bainíticas dependen fuertemente de la temperatura de transformación isotérmica, el esfuerzo en la austenita y la energía de formación de bainita ferrita bajo condiciones de paraequilibrio. Una expresión para el espesor de una sub-unidad de bainita [32]:

$$w_{\alpha B} = 0,478 + (1,2 \cdot 10^{-4})T + (1,25 \cdot 10^{-4})(-\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}) - (2,2 \cdot 10^{-3})S_{\gamma} \quad (2.5)$$

Donde  $T$  es la temperatura en [K],  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$  es la fuerza impulsora para la transformación bainítica en J/mol y  $S_{\gamma}$  es la fluencia en la austenita residual dado por [32]

$$S_{\gamma} = 15,4 \cdot f(T_R) \cdot (4,4 + 23C + 1,3Si + 0,24Cr + 0,94Mo + 32N) \quad (2.6)$$

donde  $f(T_R)$  es dado por:

$$f(T_R) = 1 - 0,26 \cdot 10^{-2}T_R + 0,47 \cdot 10^{-5}T_R^2 - 0,326 \cdot 10^{-8}T_R^3 \quad (2.7)$$

con  $T_R$  igual a  $T - 298$

El tamaño de la bainita está caracterizado por el espesor de una sección al azar en dirección normal al eje largo de las placas. Si una placa es representada como un disco de radio  $r$  y espesor  $t$  entonces la longitud interceptada media  $\bar{L}_3$  está dado por:  $\bar{L}_3 = 2t$ .

## Densidad dislocaciones

Con respecto a la densidad de dislocaciones, dado el carácter adifusional de la transformación bainítica, durante el acomodo ocurre una gran acumulación de dislocaciones la cual considera el efecto de la deformación plástica y el efecto de recuperación, ambos efectos dependientes de la temperatura. A partir de esto se ha propuesto la siguiente relación para la densidad de dislocaciones para transformaciones que ocurren mediante métodos de desplazamiento (bainita, martensita y ferrita Widmanstätten)[33]

$$\rho = 9,28480 + \frac{6880}{T} - \frac{1780360}{T^2} \quad (2.8)$$

Donde  $\rho$  es la densidad de dislocaciones en  $[m^2]$ , y T es la temperatura de transformación isotérmica en [K]. Esta ecuación tiene un rango de validez entre 570-920 [K], y en el caso particular de la martensita se toma en cuenta la temperatura  $M_S$ . La ecuación 2.8 no puede ser extrapolada a temperaturas por debajo de los 570 [K], sin embargo es razonable suponer que a bajas temperaturas la reducción en la densidad de dislocaciones no crece a medida que la temperatura de transformación decrece y que en un punto el efecto de la recuperación dinámica debe llegar a ser importante. Por tanto para temperaturas por debajo de los 570 [K] se asume que la densidad de dislocaciones es igual a la de los 570 [K].

### 2.5.2. Cinética de Transformación

La figura 2.6 ilustra la evolución de la formación de una pluma bainítica en el tiempo, en ella primeramente nuclea una sub-unidad (placa o listón) y luego se observa el crecimiento de dicha pluma. La nucleación de la sub-unidad de la bainita es de carácter difusional, en el cual el carbono difunde hacia la austenita. La nucleación de la bainita ocurre mediante la formación de un pequeño volumen de ferrita de estructura b.c.c. rodeado por una red de dislocaciones [8]. En este contexto, la energía motriz crítica para la nucleación de bainita es aquella para la que se permite la propagación de la intercara por movimiento de dislocaciones, superando la fricción de la red [20] [21]

El crecimiento de la bainita es adifusional, generándose gran cantidad de deformación. Para que el crecimiento de la bainita tenga lugar, la energía motriz del crecimiento ha de superar la energía de deformación, estimada en un valor de 400 [J/mol] [22].

Así para que la formación de la bainita tenga lugar, se deben cumplir ambas condiciones, de nucleación y crecimiento:

- Nucleación:  $\Delta G_m < G_N$
- Crecimiento:  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha} < -G_{SB}$

Donde  $\Delta G_m$  representa la energía motriz para la nucleación,  $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$  es la energía motriz crítica para el crecimiento,  $G_N$  es la energía crítica para la nucleación y  $G_{SB}$  la energía de deformación, la cual también se denomina función universal de deformación pues depende solo de la temperatura y no de la composición química en los aceros de baja aleación [8]:

$$G_N = 3,541(T - 273,18) - 2540 \quad (2.9)$$

con  $G_N$  en [J/mol] y  $T$  en [K]

Cuando ambas condiciones, de nucleación y de crecimiento se satisfacen a una temperatura dada, a esta temperatura se le denomina temperatura de transformación bainítica,  $B_S$ . Diversos trabajos [23] [24] [25] han mostrado ecuaciones que relacionan  $B_S$  con la composición química del acero. En el presente trabajo se empleará la de Kirkaldy [25]

$$B_S = 656 - 57,7C - 75Si - 35Mn - 15,3Ni - 34Cr - 41,2Mo \quad (2.10)$$

### Temperatura $T'_0$ y Volumen Máximo $V_{max}$

La temperatura  $T_0$  de un acero se define como aquella a la que la austenita y la ferrita de idéntica composición química poseen la misma energía libre. De la misma manera se define  $T'_0$ , pero teniendo en cuenta la energía almacenada en la ferrita debido al mecanismo de transformación [15]. La figura 2.8 ilustra como se comporta  $T'_0$ .

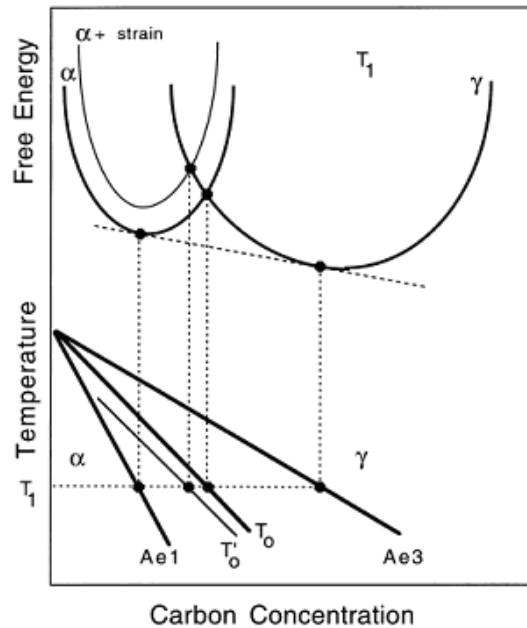


Figura 2.8: Ilustración de la construcción de la curva  $T'_0$  [8]

La importancia en la determinación de la curva  $T'_0$  radica en que la transformación bainítica solo tiene lugar por debajo de  $T'_0$ , o, dicho de forma, el crecimiento adifusional solo puede tener lugar si la concentración de carbono en la austenita es inferior a la representada por  $T'_0$ . Bajo esta condición la fracción máxima de bainita que se puede formar a una temperatura dada, denominada

como  $V_{max}$  a una temperatura dada, dependerá fuertemente de la concentración de carbono dada por la curva de  $T'_0$ . La expresión para determinar  $V_{max}$ , a una temperatura de transformación isotérmica dada, puede expresarse como:

$$V_{max} = \frac{x_{T'_0} - \bar{x}}{x_{T'_0} - x^{\alpha\gamma}} \quad (2.11)$$

Donde  $\bar{x}$  es la concentración de carbono en la aleación en este caso molar,  $x_{T'_0}$  es la concentración molar de carbono para una temperatura de transformación isotérmica dada por la curva  $T'_0$  y  $x^{\alpha\gamma}$  es la concentración de carbono en la ferrita. Todas estas variables, dada una composición, varían linealmente con la temperatura, como lo muestra la figura 2.8.

### Tiempo nucleación

Russell [60] obtuvo varias expresiones para determinar el inicio de una gran variedad de situaciones de nucleación de bordes de grano. Esas expresiones son de la forma:

$$\tau_s \propto \frac{T}{(\Delta F_m^v)^p D}$$

Donde  $T$  es la temperatura absoluta,  $\Delta F_m^v$  está relacionado con el máximo cambio de energía libre que acompaña la formación de un núcleo,  $D$  es un coeficiente de difusión efectivo y  $p$  es un exponente cuya magnitud está relacionada con la naturaleza del núcleo.

$\Delta F_m^v$  está a su vez relacionado con la temperatura absoluta, con la actividad del hierro para una concentración de carbono dada y depende tanto la actividad en la ferrita como en la austenita. Estas actividades también están relacionadas con la cantidad de elementos aleantes.

El coeficiente  $D$  es de la forma:

$$D \propto \exp\left(\frac{S}{R}\right) \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right)$$

Donde  $S$  y  $Q$  es la entropía y entalpía para la activación de la difusión,  $R$  es la constante universal de los gases.  $S$  y  $Q$  dependen de la composición química y de la temperatura.

### Tiempo crecimiento

En los puntos anteriores se determinó el tiempo al que se inicia la nucleación y también el volumen máximo que se puede formar a una temperatura de transformación isotérmica dada. Sin embargo, el tiempo que se puede tardar en llegar a ese volumen máximo puede ser poco factible para aplicaciones industriales. En el trabajo de Bhadeshia et al. [15] se logran superaleaciones bainíticas de 600 [HV] a temperaturas de transformación de 150 [°C], sin embargo los tiempos a los que se desarrolló dichos aceros puede llegar a superar el mes.

Entonces, desde el tiempo de nucleación, se puede definir el volumen formado como función del tiempo. De este punto, por tanto, se puede determinar el volumen real de bainita formada según el tiempo de transformación y el volumen de austenita.

Sea  $V^\alpha$  el volumen de bainita formada y  $V^e$  la expansión del volumen de bainita, este concepto se ilustra en la figura 2.9.

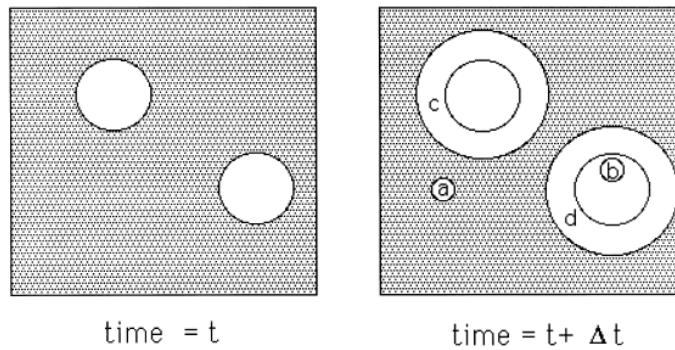


Figura 2.9: Ilustración del concepto de la expansión del volumen, dos partículas nuclean juntas y crecen a un volumen finito en un tiempo  $t$ . Nuevas regiones  $c$  y  $d$  son formadas debido al crecimiento original de las partículas, pero  $a$  y  $b$  son nuevas partículas de las cuales  $b$  no contribuye al incremento del volumen de la bainita [8]

Así se puede definir el incremento del volumen de bainita como la variación en la expansión de volumen por la probabilidad de encontrar regiones no transformadas:

$$dV^\alpha = \left(1 - \frac{V^\alpha}{V}\right) dV^e \quad (2.12)$$

Donde  $V$  es el volumen total.  $dV^e$  puede ser definido como:



$$dV^e = I_V V u dt \quad (2.13)$$

Donde  $I_V$  es la tasa de nucleación de bainita, y  $u$  el volumen de una sub-unidad de bainita.

Definiendo  $V^\alpha/V$  como  $V_B$ , es decir, la fracción de volumen de bainita y considerando:

$$\zeta = \frac{V_B}{V_{max}} \quad (2.14)$$

Haciendo la conversión del volumen expandido a volumen real empleando la ecuación 2.14, la ecuación 2.12 queda:

$$dV^\alpha = (1 - \zeta) dV^e \quad (2.15)$$

y empleando la relación 2.13:

$$dV^\alpha = (1 - \zeta) I_V V u dt \quad (2.16)$$

$$V_{max} d\zeta = (1 - \zeta) u I_V dt \quad (2.17)$$

$I_V$  es definida como:

$$I_V = (1 - \beta V_B) I_0 \quad (2.18)$$

Donde  $I_0$  es la tasa de nucleación en el estado inicial y  $\beta$  es un factor de autocatálisis (asociado a la creación de nuevas superficies para nuclear en la bainita). El factor de autocatálisis se define por:

$$\beta = \lambda_1 (1 - \lambda_2 \bar{x}) \quad (2.19)$$

Con  $\lambda_1$  y  $\lambda_2$  constantes.

$I_0$  está dado por:

$$I_0 = vN_0 \exp\left(\frac{-K_2}{RT} \left(1 + \frac{\Delta G_m}{K_3}\right)\right) \quad (2.20)$$

Donde  $v$  es una tasa de frecuencia dada por:

$$v = k_B T / h \quad (2.21)$$

Donde  $k_B$  y  $h$  son las constantes de Boltzmann y Planck respectivamente.  $N_0$  es el número de sitios inicial aptos para nuclear, por unidad de volumen de austenita.  $K_2$  y  $K_3$  constantes.

Sin embargo, según [31],  $I_0$  puede ser simplificado como se muestra en la ecuación 2.22

$$I_0 = (\bar{L}K'_1)^{-1} \quad (2.22)$$

Donde  $\bar{L}$  es el tamaño de la austenita y  $K'_1$  viene dado por tabla 2.3.

Así integrando la ecuación 2.17 y considerando  $b$  como  $b = \beta V_{max}$  el tiempo como función de  $\zeta$  está dado por:

$$t = \frac{\left(\frac{1}{1+b}\right) * [Ln(1 + b\zeta) - Ln(1 - \zeta)]}{\frac{uI_0}{V_{max}}} \quad (2.23)$$

De manera inversa se puede definir la fracción de volumen de bainita formada como función del tiempo:

$$\zeta = \frac{V_B}{V_{max}} = \frac{2,7183^{Kt} - 1}{b + 2,7183^{Kt}} \quad (2.24)$$

Con  $K$ :

$$K = \frac{uI_0}{V_{max}} \cdot (b + 1) \quad (2.25)$$

Es importante notar que en la presente sección se ha obtenido la fracción de volumen de la bainita como función del tiempo, sin embargo, hay que hacer la salvedad de que este tiempo solo corresponde a la fase de crecimiento constituida por sucesivas nucleaciones. Para completar se debe sumar el tiempo en que inicia la nucleación para una transformación isotérmica, así el tiempo de la transformación isotérmica es el tiempo de nucleación (dada directamente por  $t_{adifusional}$  ver Sección 4.1) más la de crecimiento (obtenida en este punto)

Las constantes empleadas en éste método son:

Tabla 2.3: Constantes empleadas para la obtención de  $V_B$  como función del tiempo

Constante	Unidad	Valor	Ref.
$\lambda_1$		147,5	[31]
$\lambda_2$		30,33	[31]
$K_2$	$J/mol$	2.540	[26]
$K_3$	$J/mol$	94.810	[26]
$K'_1/u$	$mm^{-1}s$	34.456	[31]

### Carbono en la austenita y estabilidad térmica

Como ya ha sido descrito, no toda la ferrita podrá transformarse a bainita, por tanto existirá un determinado porcentaje de austenita residual concluida la transformación. Esa austenita es rica en carbono y el porcentaje peso de carbono es determinado mediante la siguiente expresión:

$$x_\gamma = \frac{\bar{x} - V_B \cdot x_B}{1 - V_B} \quad (2.26)$$

Donde  $x_B$  es la concentración de carbono en la bainita ferrítica, en este caso las concentraciones de carbono son en peso, y  $V_B$  es la fracción volumétrica de la bainita.

Esta austenita que no se transforma puede ser, a temperatura ambiente inestable tanto térmica como mecánicamente. Dicha estabilidad va a depender de la naturaleza de la austenita, como su forma, composición etc. Dependiendo de la estabilidad esta austenita podría transformarse a martensita a temperatura ambiente por efecto TRIP o puede presentar una transformación a térmica debido a que  $M_S$  se ve modificado.

Dado que la austenita que no se transforma a bainita posee un porcentaje en carbono distinto a la de la aleación original, su nueva temperatura de transformación martensítica viene dada por [23]:

$$M_S = M^0_S - 564(x_\gamma - \bar{x}) \quad (2.27)$$

Donde  $M^0_S$  es la temperatura de transformación matensítica en la aleación original en [°C].

El progreso de la transformación atérmica de la martensita desde la austenita retenida a temperaturas  $T_Q$  por debajo de  $M_S$  viene dada por [28]

$$1 - \xi = \exp(-C_6(M_S - T_Q)) \quad (2.28)$$

Donde  $\xi$  es la fracción de volumen de la martensita y  $C_6$  es  $0.011 [K^{-1}]$ , valor obtenido experimentalmente.

Con respecto a la estabilidad mecánica, se ha encontrado en aceros ricos en silicio [29] que la estabilidad crece a medida que la temperatura de transformación decrece. También hay un incremento a medida que la curva  $T'_0$  se desplaza hacia la derecha.

La adición de silicio ha sido un elemento importante en el desarrollo de los nuevos aceros bainíticos, este elemento evita la formación de carburos por tanto enriquece a la austenita [31]. El mínimo de silicio requerido que se ha encontrado necesario para proveer de estabilidad mecánica a la austenita ha sido de 1.5% [30].

### 2.5.3. Propiedades Mecánicas

La resistencia a la fluencia de la bainita y martensita puede ser factorizada en un número intrínseco de componentes [8]:

$$\sigma = \sigma_{Fe} + \sum_i \sigma_{SS}^i + \sigma_C + k_\varepsilon(\bar{L}_3)^{-1} + k_p\Delta^{-1} + C_{10}\rho^{0.5} \quad (2.29)$$

En la ecuación 2.29 se observa la contribución de cada uno de los componentes en el límite de fluencia: el aporte intrínseco del hierro  $\sigma_{Fe}$ , por solución sólida de los elementos aleantes  $\sigma_{SS}$ , del carbono en solución sólida  $\sigma_C$ , y una variedad de componentes microestructurales que incluyen el efecto de las partículas, del tamaño de grano y de la densidad de dislocaciones. Aquí  $k_\varepsilon$ ,  $k_p$ , y  $C_{10}$  son constantes,  $\bar{L}_3$  es una medida del tamaño de la ferrita en forma de placa,  $\Delta^{-1}$  es la distancia entre

partículas de cementita y  $\rho$  es la densidad de dislocaciones. El valor de  $C_{10}$  es de  $7,34 \cdot 10^{-6}$  [MPa m],  $k_e$  es de 115 [MPa  $\mu\text{m}$ ]. De acuerdo con Bhadeshia, la contribución por efecto de partículas en la cementita puede no ser considerado, sin embargo en aceros martensíticos si presenta un valor significativo. Para la bainita

Para aceros bcc, el hierro hace un aporte intrínseco. Solutos sustitucionales no tienen participación durante el crecimiento de bainita o martensita, entonces su concentración es la dada por sus porcentajes peso de la aleación. La contribución por solución sólida de cada elemento puede ser estimada como función de la temperatura y de la deformación. En la figura 2.10 se muestra la contribución de cada elemento por porcentaje peso. La contribución por  $\sigma_{Fe}$  y los respectivos  $\sigma_{SS}$  de los elementos:

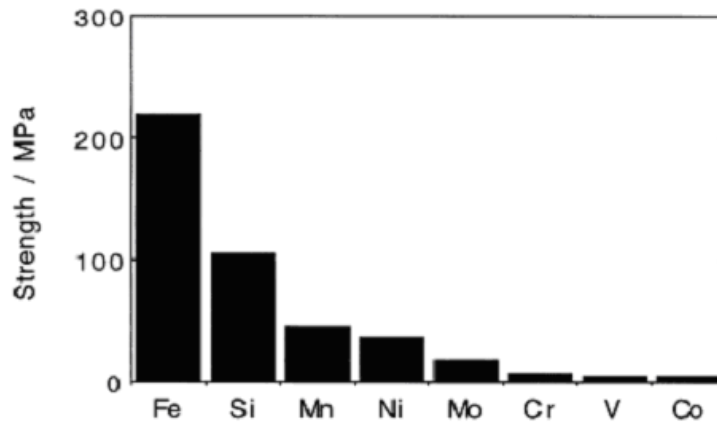


Figura 2.10: Típicos contribución por solución sólida por porcentaje peso de soluto en ferrita, el esfuerzo intrínseco del Fe está incluido [34]

La bainita ferrítica posee solo una pequeña cantidad de carbono disuelto en solución intersticial. Este se asume en 0.03 % peso.

Existe una justificación teórica ([35]) para la variación la fluencia con respecto al contenido de carbono.

$$\sigma_C = 1722,2x^{0,5} \quad (2.30)$$

Donde la contribución está dada en [MPa] y  $x$  es la concentración de carbono en solución sólida en porcentaje peso.

Para la martensita se obtiene entonces un aporte similar al de la bainita.

$$\sigma_C = 1171,3x^{0,5} \quad (2.31)$$

Con respecto a tenacidad, tanto para aceros bainíticos como martensíticos, los aspectos generales son discutidos ampliamente en Sección 2.8.

#### 2.5.4. Efecto del revenido

Con respecto al efecto del revenido en la bainita [8], esta difiere significativamente del de la martensita debido a que, a diferencia de ella, en la bainita difícilmente hay algún carbono en solución sólida. Mayores cambios en la resistencia ocurren solo cuando la microestructura se engrosa o cuando una recristalización donde granos de ferrita equiaxial reemplazan los granos de bainita. Cambios menores en la resistencia están relacionados con el engrosamiento de la cementita y una recuperación dinámica en las dislocaciones. Cuando los aceros bainíticos contienen elementos formadores de carburos fuertes, muestran una segunda etapa de endurecimiento similar a la de los martensíticos.

#### 2.5.5. Elementos aleantes

En el diseño de aceros bainíticos de alta resistencia, para conferir propiedades adecuadas el contenido de silicio suele variar entre 1,5 y 2,0% con el fin de incrementar la tenacidad debido a que este elemento en dichas cantidades suele inhibir la precipitación de cementita.

El molibdeno tiene un importante efecto en la templabilidad del acero y además, como se muestra en la ecuación 2.4 contribuye a retardar el crecimiento del grano austenítico favoreciendo a la tenacidad. Los valores de molibdeno en el caso de aceros bainíticos suele ser como máximo 0,25%.

El cromo es usualmente agregado en cantidades de hasta 1,5%, con el fin de contribuir a la resistencia a la corrosión y dureza.

El vanadio confiere dureza, el valor máximo añadido es de 0,15%. En exceso puede resultar perjudicial para la tenacidad.

Los aceros de alta resistencia bainíticos pueden contener níquel o manganeso, en el caso de tener níquel el valor máximo que suele ser añadido es de 3,5%, y en el manganeso 2%.

## 2.6. Martensita

La martensita es una estructura metaestable de los aceros al carbono. Las correspondientes fases de equilibrio son la ferrita y la cementita. La martensita es obtenida por enfriamiento rápido desde el campo austenítico. Dicha transformación comienza a una temperatura característica conocida como  $M_S$ . Durante años se ha trabajado en modelos que permitan obtener  $M_S$ , a continuación se presenta una relación obtenida por Andrews [12]:

$$M_S(^{\circ}C) = 539 - 423C - 30,4Mn - 12,1Cr - 17,7Ni - 7,5Mo \quad (2.32)$$

Cuando el enfriamiento es lo suficientemente rápido, por debajo de  $M_S$ , comienza la transformación martensítica. No habrá tiempo para la difusión durante el enfriamiento por tanto no hay cambios locales de composición y ésta seguirá siendo homogénea y única.

### 2.6.1. Microestructura

La martensita puede presentarse, así como la bainita, en forma de placas, agujas, o una microestructura mixta. En aceros al carbono esta clasificación es mostrada en la figura 2.11.

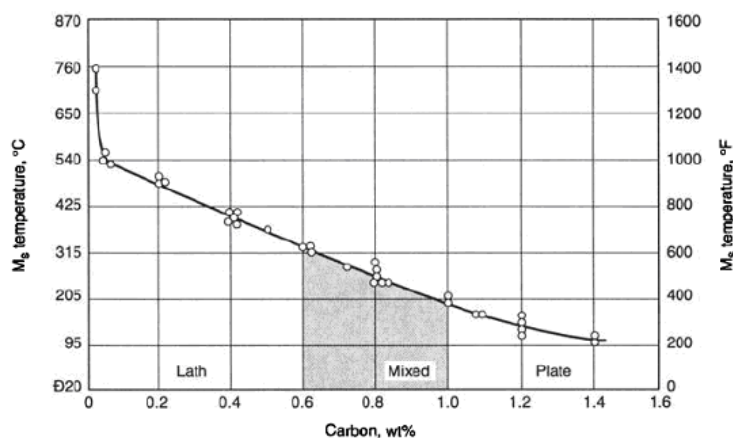


Figura 2.11: Efecto del contenido de carbono en  $M_S$  y la forma de la martensita en aceros al carbono [13]

La martensita es una fase adifusional que da lugar a un reacomodo local de los átomos. Dicha reconfiguración origina una red tetragonal en lugar de la red cúbica centrada en las caras como la que se obtiene en la ferrita.

Una de las dimensiones más características de la martensita es el tamaño promedio de la aguja.

Diversos autores [40] [41] [42] han relacionado el tamaño de la martensita con diversas propiedades como la fluencia, temperatura de transición dúctil frágil y tenacidad. En el trabajo de Kotrechko et al. [31] se analizó la influencia del tamaño de la aguja martensítica y de los carburos con respecto a la tenacidad en aceros de bajo contenido de carbono (0,09-0,12 %C) bajo una variedad de tratamientos térmicos, obteniendo diversos tamaños de granos austeníticos y diversos tamaños de martensita. Si bien se sabe que el tamaño de la martensita depende del tamaño de la austenita previa, no hay en la literatura una relación directa. A partir de los datos del trabajo de Kotrechko et al [31] se obtuvo los siguientes resultados (figura 2.12)

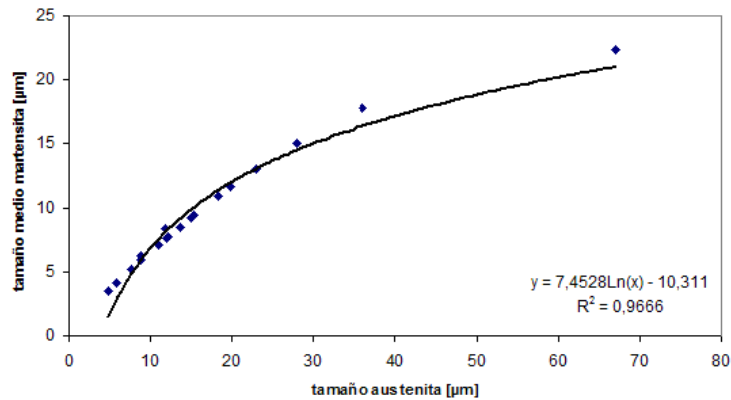


Figura 2.12: Tamaño de austenita v/s tamaño de las agujas de martensita obtenidas bajo diversos tratamientos térmicos [31]

De la figura 2.12 se obtiene una correlación entre la austenita y martensita dada por la siguiente correlación:

$$y = 7,4528Ln(x) - 10,311 \tag{2.33}$$

Donde  $y$  es el tamaño de la martensita y  $x$  el de la austenita (ambas unidades en  $[\mu\text{m}]$ )

### 2.6.2. Martensita revenida y propiedades mecánicas

Al revenir la martensita habrá difusión atómica en una matriz metaestable, altamente distorsionada y con muchas interfases martensita/martensita. En el revenido el sistema deberá evolucionar hacia las dos fases de equilibrio, que son la ferrita y la cementita. Debido a las características de la matriz, las partículas de cementita nuclearán en muchos puntos. Así controlando adecuadamente las condiciones de temperatura y tiempo de revenido se tendrá finos carburos en una matriz



de ferrita, resultando de esta manera una estructura de gran interés por su resistencia y tenacidad a la fatiga. La figura 2.13 muestra como varían las propiedades mecánicas con respecto a la temperatura de revenido. El caso particular de la dureza y el método de cómo se obtiene ésta se discuten en esta misma sección a continuación.

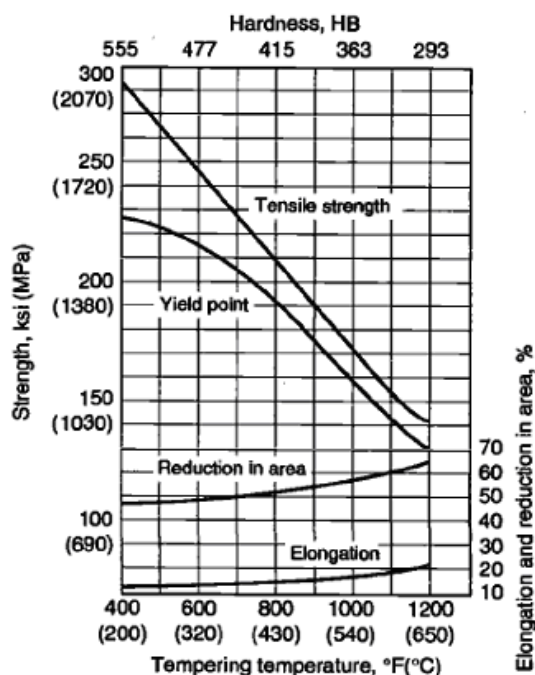


Figura 2.13: Efecto de la temperatura de revenido en las propiedades mecánicas de un acero del tipo 4340 [14]

Las transformaciones que se desarrollan al calentar una martensita comprenden varias etapas que a veces se solapan entre sí.

En la primera etapa (100 - 200 [°C]), la martensita de estructura tetragonal rechaza el carbono en exceso y da origen a la precipitación de un carburo denominado épsilon, de estructura hexagonal compacta y fórmula aproximada  $Fe_{2,4}C$ . Por migración del carbono se reduce progresivamente la tetragonalidad de la martensita y cuando el carbono llega a ser 0,20 %, la martensita ha cambiado de estructura pasando de tetragonal a cúbica centrada en el cuerpo, o ferrita sobresaturada (martensita beta).

La segunda etapa en el revenido (230-300 [°C]) se caracteriza por la transformación de la austenita residual en bainita inferior. En esta etapa se produce dilatación; y a veces aumento de dureza cuando existe gran cantidad de austenita residual. La transformación tiene lugar por nucleación y crecimiento. Podría formarse igualmente bainita por transformación de la austenita a temperaturas más elevadas

La tercera etapa (300-350 [°C]) se caracteriza por una notable pérdida de tenacidad. En este intervalo de temperaturas, tiene lugar una redisolución del carburo épsilon acompañado por precipitación de cementita con forma de cilindro de unos 200 [nm] de longitud. La existencia de una red casi continua de este compuesto intermetálico confiere fragilidad a los revenidos bajos. El intervalo de temperaturas correspondiente, raramente es empleado para el revenido de los aceros templados

Desde unos 400 [°C] suele presentarse una cuarta etapa caracterizada por la esferoidización de las partículas de cementita que, al globulizar, rompen la continuidad del retículo. A ello se añade la restauración y recristalización de la ferrita, con el consiguiente aumento de tenacidad.

### **Dureza martensita revenida (Grange et al.) [43]**

Grange et al. realizaron un trabajo bajo el cual se estudia el efecto del carbono, manganeso, fósforo, silicio, níquel, cromo, molibdeno y vanadio en aceros de baja aleación de contenidos bajos y medios de carbono templados y revenidos por una hora a varias temperaturas que van desde los 400 a 1300 [°F] (204-704 [°C]) en intervalos de 100 [°F] (52 [°C]). En dicho trabajo se obtiene como resultado una expresión para determinar la dureza de aceros de baja aleación martensíticos templados y revenidos como función de la composición química y temperatura de revenido.

De este trabajo se desprende que la dureza de la martensita revenida por una hora a una temperatura dada puede ser calculada mediante la siguiente relación:

$$HV = HV_C + \Delta HV_{Mn} + \Delta HV_P + \Delta HV_{Si} + \Delta HV_{Ni} + \Delta HV_{Cr} + \Delta HV_{Mo} + \Delta HV_V \quad (2.34)$$

Donde  $HV$  es la dureza en Vickers de la aleación,  $HV_C$  es la contribución por efecto de carbono que puede apreciarse en la figura 2.14, y  $\Delta HV_i$  representa la contribución de cada elemento  $i$  en la aleación.

Los gráficos para la obtención de  $\Delta HV_i$  se ilustran en Anexo C

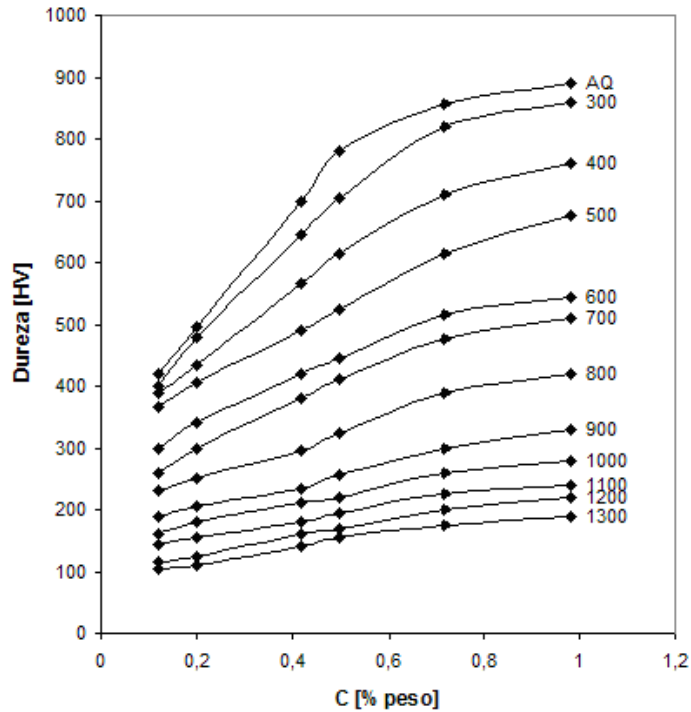


Figura 2.14: Efecto del carbono en la dureza de la martensita revenida a distintas temperaturas en aceros Fe-C. Copia construida por el alumno del correspondiente gráfico obtenido en el trabajo de Grange et al. [43]

Así por ejemplo para una aleación del tipo 4340, del mismo tipo empleado en la figura 2.13, cuya composición es: 0.41 %C, 0.67 % Mn, 0.023 % P, 0.018 % S, 0.26 % Si, 1.77 % Ni, 0.78 % Cr y 0.26 % Mo revenido a 1000 [°F]. De la figura 2.14 se obtiene la contribución por carbono (210 HV). De la figura C.7 se infiere la contribución de cada elemento aleante, los resultados pueden apreciarse en la tabla 2.4

Tabla 2.4: Contribución del carbono y de cada elemento aleante según su composición en un acero revenido a 1000°F, (El valor por contribución por fósforo no aparece en la figura C.7, sin embargo si aparece en el trabajo original)

Elemento	% peso	Dureza [HV]
C	0.41	210
Mn	0.67	38
P	0.023	7
Si	0.26	15
Ni	1.77	12
Cr	0.78	43
Mo	0.26	55
Total		380

De acuerdo a la figura 2.13 el valor de la dureza para este acero revenido por una hora a 1000 [°F] es de 363 HB, o de manera equivalente 383 HV. De acuerdo al valor calculado empleando el método de Grange (380 HV), se obtiene una buena aproximación.

Si bien dicho estudio fue concebido para un tiempo de revenido de una hora, los resultados se pueden extrapolar a otras combinaciones de temperaturas y tiempos mediante el parámetro de revenido

$$(F + 460)(18\text{Log}(t))10^3 = Cte. \quad (2.35)$$

Donde  $F$  es la temperatura en [°F] y  $t$  el tiempo en horas. La ecuación 2.35 dice que varias combinaciones de temperatura y tiempo producen el mismo efecto, en particular para el caso de  $t=1$  hora, de donde se puede desprender la temperatura equivalente.

Considerando los puntos la curva AQ de la figura 2.14, y teniendo presente que la dureza en aceros de baja aleación de microestructura martensítica sin revenir depende solo de la concentración de carbono, se puede determinar una expresión del tipo cuadrático para la dureza de aceros martensíticos sin revenir, la ecuación cuadrática que mejor relaciona la dureza con la concentración de carbono es la siguiente (donde HV es la dureza en escala Vickers y C la concentración en peso de carbono):

$$HV = -763,49C^2 + 1392,1C + 257,24 \quad (2.36)$$

### **Efecto de los elementos aleantes en trabajo de Grange et al.**

A continuación se ilustra el efecto de los elementos aleantes en el trabajo de Grange et al.

- **Efecto del Mn:** De 0 a 400 [°F] no se aprecia un incremento en la dureza por efecto del manganeso, sin embargo a partir de 400 [°F] la dureza comienza a incrementarse de una forma regular hasta los 800 [°F]. En el rango 800-1300 [°F] la dureza solo se incrementa en un valor promedio. Los cambios observados en la microestructura a medida que el contenido de manganeso se incrementa sugieren que el manganeso retarda la formación de carburos, y con ello, incrementa la resistencia al crecimiento de grano de la matriz ferrítica. La combinación de más carburos y más finos, y granos ferríticos más finos es el factor que causa el incremento de la dureza mediante la adición de manganeso.

- **Efecto del Si:** El silicio parece actuar más notablemente a los 600° [F], esto es explicado por el efecto del silicio en inhibir la conversión del carburo epsilon en cementita, fenómeno que ocurre a los 600 [°F] [46]. Además con el incremento en porcentaje en silicio hasta valores altos (0.86%) la ferrita tiende a dividirse en granos más pequeños en forma de aguja. Además el silicio probablemente también incrementa la dureza mediante solución sólida.
- **Efecto del Ni:** Se demostró que el níquel tiene poco efecto en la dureza de martensita revenida, y es el mismo efecto a todas las temperaturas, y tampoco parece realizar cambios en la microestructura, por tanto se sugiere que el mecanismo de endurecimiento es por solución sólida.
- **Efecto del Cr:** El efecto del cromo es débil a 400 [°F] y se incrementa al máximo a los 800 [°F], temperatura a la cual los carburos de las aleaciones alcanzan la máxima resistencia, para luego decrecer debido a la coalescencia de los carburos. La investigación metalográfica mostró que para los aceros con más alto contenido de cromo, los carburos eran más pequeños y numerosos y que la microestructura se mantuvo más acicular en apariencia (granos más finos) que en los con menor contenido de cromo. El cromo en el rango de porcentaje investigado substituye algo del hierro en la cementita, retardando así la coalescencia de los carburos.
- **Efecto del Mo:** El molibdeno, así como el cromo y el vanadio es un potente formador de carburos. A 400 [°F] no tiene efecto alguno, pero se incrementa hasta llegar a un máximo a los 1000 [°F], a los 1100 [°F] tiene el mismo efecto, sin embargo a los 1200 [°F] dicho efecto fue algo menor. El molibdeno es un fuerte aleante para aceros templados y revenidos a 1000 [°F] o a una temperatura mayor. Divide la fase de carburos a temperaturas altas y esto mantiene las partículas de carburos pequeñas y numerosas
- **Efecto del V:** El máximo efecto del vanadio ocurrió a los 1200° [°F], sin embargo se espera que el efecto se incremente constantemente por sobre dicha temperatura. El gran efecto del vanadio es probablemente debido a la formación de los carburos ( $V_4C_3$  o VC) el cual reemplaza la cementita a temperaturas altas.

## 2.7. Mezcla bainita-martensita

Basado en diversos estudios [58], [59], de microestructuras y propiedades mecánicas de aceros de baja aleación ultrarresistentes, que poseen una microestructura mixta compuesta de fases martensíticas y no martensíticas, se ha encontrado, que cuando bainita inferior con comparativamente baja resistencia pero alta ductilidad, es asociada con martensita templada y revenida a 473 [K],

tenía un efecto beneficioso en las propiedades mecánicas, tanto a temperatura ambiente como a bajas temperaturas.

### 2.7.1. Características metalográficas

En el experimento desarrollado por Tomita y Okabayashi [58], se reveló que, para una bainita inferior asociada con martensita, de un tamaño de grano austenítico que presidió la transformación de  $d_\gamma=9,8$  [ $\mu\text{m}$ ], con el fin de estimar el efecto de la fracción volumétrica de bainita  $V_B$ , se encontró que el tamaño de aguja martensítica decrecía a medida que se incrementaba  $V_B$ , mientras que las dimensiones características de la bainita permanecían relativamente constantes (ver tabla 2.5).

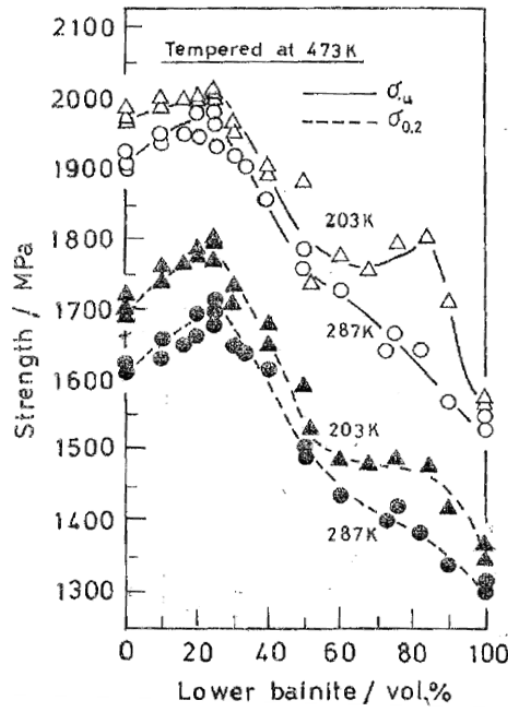
Tabla 2.5: Parámetros metalográficos de una estructura mixta compuesta por martensita y bainita inferior [58]

$V_B$ [%]	$W_B$ [ $\mu\text{m}$ ]	$L_B$ [ $\mu\text{m}$ ]	$S_M$ [ $\mu\text{m}$ ]
10	1,1	9,3	5,7
25	1,1	9,1	4,3
50	1,2	9,0	2,7
75	1,4	8,8	2,0

Como se aprecia en tabla 2.5, el espesor  $W_B$  y el tamaño  $L_B$  de la bainita permanecen relativamente constantes, mientras que para la martensita, claramente varía con  $V_B$ .

### 2.7.2. Propiedades mecánicas

A continuación se analizó el efecto de  $V_B$  en la resistencia a la fluencia y a la tracción de aceros templados y revenidos a 473 [K], (ver figura 2.15)


 Figura 2.15: Efecto de  $V_B$  en la resistencia

La ley de mezcla tradicional (ecuación 2.37) no permite explicar los resultados obtenidos.

$$\sigma_{0,2}^{Mix} = \sigma_{0,2}^M \cdot (1 - V_B) + \sigma_{0,2}^B \cdot V_B \quad (2.37)$$

Donde  $\sigma_{0,2}^M$  y  $\sigma_{0,2}^B$  corresponden las resistencias a la fluencia de la martensita y bainita respectivamente.

La ecuación 2.37 puede ser reescrita basándose en dos hechos: (1) Resultados experimentales de microestructura y resistencia muestran, que cuando una fase es refinada por una segunda fase (en este caso la martensita es refinada por la bainita inferior), inducirá a un incremento en la resistencia. A medida que  $V_B$  se incrementa,  $S_M$  decrece y este efecto debe ser tomado en cuenta en la resistencia de la martensita, la cual puede ser reescrita como  $\sigma_{0,2}^M = \sigma_i + kS_M^{-1/2}$ . (2)  $\sigma_{0,2}^B$  en la estructura mixta puede ser aproximada por una fase independiente de bainita inferior, debido a que la subestructura de la bainita inferior es similar a la de un acero completamente constituido por bainita inferior.

A partir de lo anterior, la ecuación 2.37 puede ser reescrita como:

$$\sigma_{0,2}^{Mix} = (\sigma_i + kS_M^{-1/2}) \cdot (1 - V_B) + \sigma_{0,2}^B \cdot V_B \quad (2.38)$$

Sin embargo, es asumido que el incremento de la resistencia de bainita inferior resulta de una mayor restricción plástica durante la deformación plástica cuando la bainita inferior con comparativamente baja resistencia aparece en forma acicular en una matriz rígida de martensita. Por tanto  $\sigma_{0,2}^{Mix}$  puede ser reescrito como:

$$\sigma_{0,2}^{Mix} = (\sigma_i + kS_M^{-1/2}) \quad (2.39)$$

Los resultados de Tomita y Okabayashi, se graficaron  $\sigma_{0,2}^{Mix}$  obtenido de manera experimental, y se comparan con las curvas descritas por las ecuaciones 2.38 y 2.39

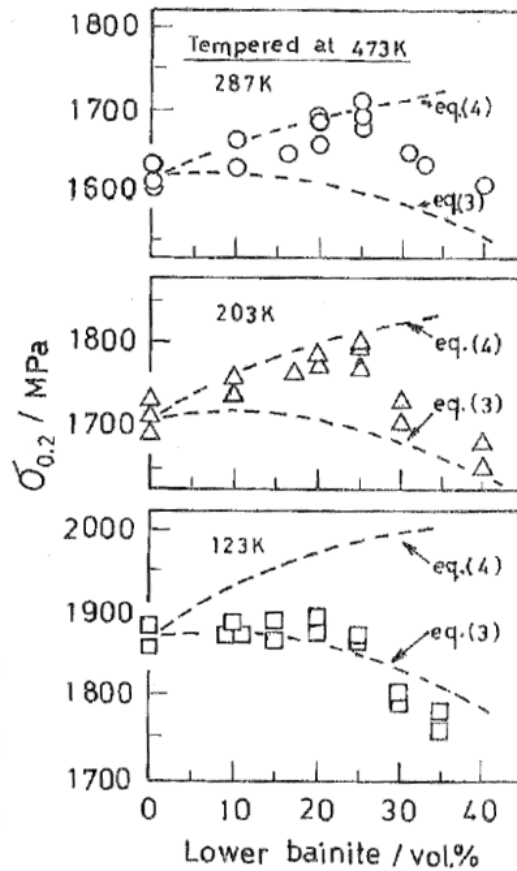


Figura 2.16: Comparación de los valores experimentales de  $\sigma_{0,2}^{Mix}$ , con respecto a la ecuación 2.38 (eq(3) en el gráfico) y 2.39 (eq(4) en el gráfico)



Del resultado anterior, se asume que el efecto beneficioso en la resistencia a la fluencia de la bainita inferior puede ser atribuido al hecho de que dicha resistencia se desvía de la forma general de la ley de mezcla y resulta en un incremento de la resistencia de la martensita debido a un refinamiento de su subestructura, en adición al incremento de la resistencia de la bainita inferior debido a la mayor restricción plástica de la bainita inferior por la martensita. De la figura 2.16 se desprende que para valores de  $V_B$  entre 0 y 25, la ecuación 2.39 representa de mejor manera la situación, para  $V_B$  de 30 se muestra una situación intermedia entre 2.38 y ecuación 2.39 y para valores mayores de  $V_B$  se cumple la ecuación 2.38, lo anterior es válido cuando la resistencia a la fluencia es medida a 287 y 203 [K] (14 y -70 [°C]).

De lo anterior se desprende que, para obtener  $\sigma_{0,2}^{Mix}$  se considerará lo siguiente:

Tabla 2.6: Ecuaciones a emplear para la obtención de  $\sigma_{0,2}^{Mix}$

Rango $V_B$ [%]	$\sigma_{0,2}^{Mix}$
$0 \leq V_B \leq 25$	ecuación 2.39
$25 < V_B \leq 30$	promedio ecuaciones 2.38 y 2.39
$30 < V_B$	ecuación 2.38

## 2.8. Tenacidad en aceros revenidos de alta resistencia

Para considerar el rol de la microestructura en la fractura, es necesario distinguir entre partículas *grandes* y *pequeñas*. En el caso de las partículas pequeñas, el fenómeno que controla la fractura es la propagación de una microgrieta del tamaño de una partícula dentro de una matriz de ferrita. En el caso de partículas grandes, el rompimiento de una partícula representa un evento crítico después del cual una grieta se propaga dentro de una matriz y a través de límites de grano. Para la mayoría de los aceros de alta resistencia bainíticos y martensíticos, la fractura tiene lugar bajo el régimen de partículas pequeñas [8].

Esto significa que, a veces, es posible relacionar valores de  $K_{IC}$  con parámetros microestructurales y micromecánicos. Se puede discutir que el factor de intensidad  $K_{IC}$  que dirige una falla puede ser asociada a un correspondiente valor crítico de estrés  $\sigma_c$  y una distancia  $r_c$  mediante la siguiente relación:

$$K_{IC} = \sigma_c(2\pi r_c)^{0,5} \tag{2.40}$$

Donde  $\sigma_c$  se define como  $\sigma_f$ . Si se considera una microgrieta nucleada de largo  $c$ , el esfuerzo

de clivaje  $\sigma_f$  está dado por [8].

$$\sigma_f = \left[ \frac{4E\sigma_p}{\pi(1-\nu^2)c} \right]^{\frac{1}{2}} \quad (2.41)$$

Donde  $E$  es el módulo de Young de la ferrita,  $\nu$  es el radio de Poisson,  $\sigma_p$  es el trabajo plástico de fractura por unidad de área

El valor de  $c$  va a depender del mecanismo que controla la fractura. Autores como Bowen et al. [48], y Curry y Knott [49] han mostrado que la tenacidad está fuertemente ligada al tamaño, forma y distribución de los carburos en aceros bainíticos y martensíticos, mientras que otros autores han encontrado que puede estar relacionado con una dimensión del tamaño de grano. Autores como Brozzo et al. [50] y Schino et al. [51]) han encontrado que dicho parámetro es el tamaño del paquete *packet size*, Se entiende por paquete al conjunto de subunidades de agujas o placas orientadas paralelamente.

Ya sea el tamaño del carburo más grueso, o el tamaño de grano, se puede deducir que, en el caso de aceros bainíticos y martensíticos, parece haber demasiada evidencia de que la tenacidad en dichos aceros puede ser representada en función de los mencionados parámetros microestructurales. Aunque inicialmente podrían tratarse de parámetros independientes, podrían estar relacionados mediante el hecho de que, en el caso de aceros de alta resistencia, el realizar procesos para poder refinar el grano conlleva también una reducción de carburo más grueso.

Para los aceros martensíticos y bainíticos templados y revenidos, el tamaño de grano parece ser el parámetro que controla el esfuerzo crítico (ver Sección 2.8).

Para estimar el esfuerzo crítico en aceros templados y revenidos de alta resistencia el trabajo realizado por Di Schino y Guarnaschelli [51] mostraron que la ecuación 4.5.3, es la que mejor representa la relación entre el tamaño del paquete martensítico y el esfuerzo crítico.

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{4E\sigma_p}{(1-\nu^2)} d_{grano}^{-0.5}} \quad (2.42)$$

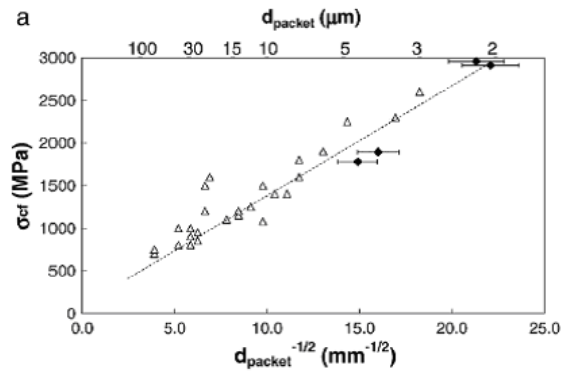


Figura 2.17:  $\sigma_f$  como función del tamaño de grano (en negro en el trabajo de Schino et al. [51], y en blanco en el trabajo de Brozzo [50])

En este caso, las constantes que mejor lograron correlacionar el esfuerzo crítico ( $\sigma_{cf}$ ) con el tamaño del paquete (ver figura 2.17) son:  $E = 212$  [MPa],  $\nu = 0,3$  y  $\sigma_p = 14$  [ $Jm^{-2}$ ].

Sin embargo la dificultad radica en determinar la tenacidad de un acero que resulta de mezcla de fases. En el trabajo de Tomita y Okabayashi [58], se observa el comportamiento de la tenacidad de un acero que resulta de una mezcla de fases martensita y bainita de microestructura revenida, la figura 2.18 muestra esta relación para una fracción de  $V_B$  de 25 y 100 %.

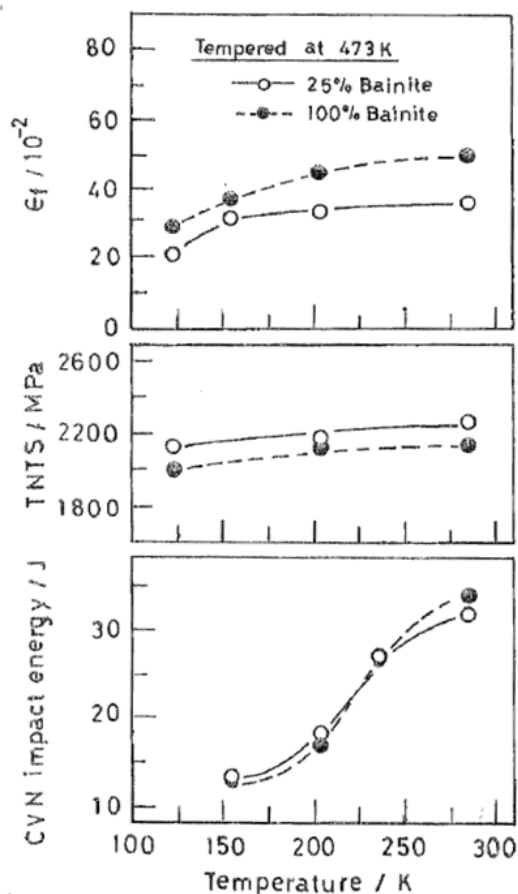


Figura 2.18: Energía absorbida en el impacto, esfuerzo de rotura en el impacto y deformación medidas a distintas temperaturas para un acero  $V_B$  de 25 y 100 %, según el trabajo de Tomita y Okabayashi [58]

De la figura 2.18 se desprende que la energía absorbida en un ensayo Charpy, o de manera equivalente la tenacidad, para un acero de  $V_B$  25 % y  $V_B$  100 % no varía, es decir, en este rango la tenacidad es independiente de la fracción volumétrica de bainita y su valor, por tanto es equivalente a la de un acero netamente bainítico.

Del mismo estudio, se desprende que para  $V_B$  entre 0 y 25 % posee un comportamiento netamente martensítico (ver Sección 2.7.2), sin embargo, la fracción de bainita presente en él, le profiere un efecto de refinamiento de grano.

La figura 2.19 ilustra como varío la energía de impacto con respecto a la fracción volumétrica de bainita en el trabajo de Tomita y Okabayashi [58]. Notar la escasa variación entre el rango  $V_B$  de 25 y 100 %.

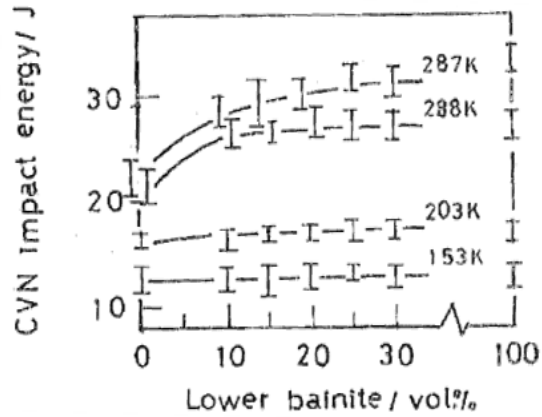


Figura 2.19: CVN (Energía de impacto en un ensayo Charpy) obtenida en el acero de Tomita y Okabayashi [58], con respecto a la fracción volumétrica de bainita

## 2.9. Velocidad de enfriamiento

Las propiedades mecánicas, como se ha visto, dependen fuertemente de las microestructuras, y estas últimas, de la composición química y del tratamiento térmico.

Para el caso de una placa de largo infinito y ancho  $2L$ , que se encuentra inicialmente a una temperatura inicial y homogénea de  $T_i$  enfriada en un medio que se encuentra a una temperatura  $T_\infty$ , se ha encontrado una expresión que describe como varía la temperatura en la superficie en función del tiempo, y de la distancia a la superficie, dicha relación es descrita por la ecuación

$$\frac{\delta \theta}{\delta t}(x,t) = \alpha \frac{\delta^2 \theta}{\delta x^2} \quad (2.43)$$

Donde  $\alpha$  es la difusividad térmica y  $\theta(x,y,t)$  representa a:

$$\theta(x,t) = T(x,t) - T_\infty \quad (2.44)$$

De la misma forma se ha encontrado una expresión para una sección rectangular:

$$\frac{\delta \theta}{\delta t}(x,y,t) = \alpha \left( \frac{\delta^2 \theta}{\delta x^2} + \frac{\delta^2 \theta}{\delta y^2} \right) \quad (2.45)$$

La solución de la ecuación corresponde a la superposición de dos casos de placa de largo infinito:

$$\theta(x,y,t) = \theta(x,t)\theta(y,t) \tag{2.46}$$

Por tanto, para encontrar la solución de 2.9, solo se analizará el caso de la solución particular de la ecuación 2.46. La solución de dicha ecuación está dada por una serie de Fourier escrita como:

$$\theta(x,t) = \sum_{n=0}^{\infty} \frac{4\sin\lambda_n}{2\lambda_n + \sin 2\lambda_n} e^{-\frac{\lambda_n^2 t \alpha}{L^2}} \cos \frac{\lambda_n x}{L} \tag{2.47}$$

Donde  $\lambda_n$  es  $\pi(n + 1/2)$ . La solución de la ecuación 2.47 resulta muy compleja, sin embargo Heisler ha desarrollado una serie de diagramas que permiten encontrar una solución gráfica para la ecuación 2.46.

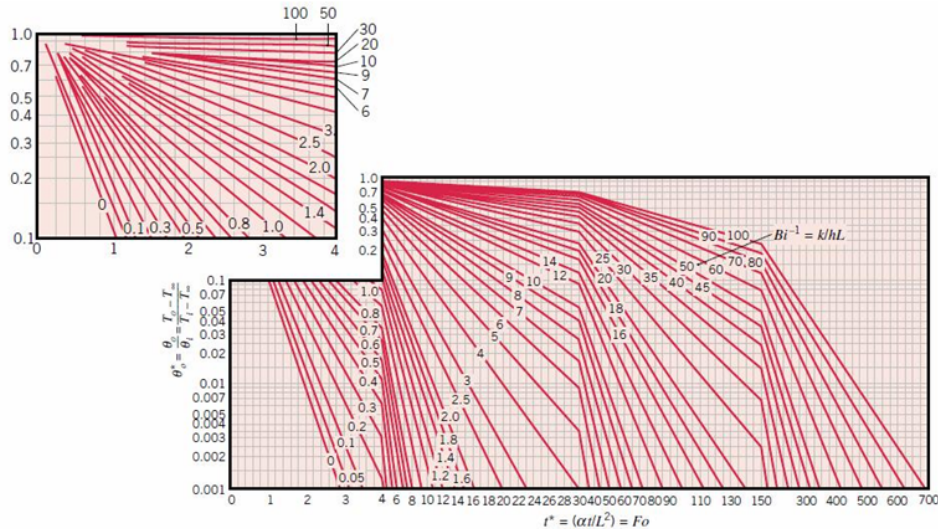


Figura 2.20: Temperatura en la superficie como función del tiempo, para una placa de espesor 2L

Para entender el gráfico de la figura 2.20, el eje vertical representa el parámetro adimensional  $\theta_0^*$  definido como:

$$\theta_0^* = \frac{\theta(0,t)}{\theta_i} = \frac{T(0,t) - T_{\infty}}{T_i - T_{\infty}}$$

El eje horizontal representa un parámetro de tiempo adimensional conocido como el Número de Fourier  $t^* = \alpha t/L$ . Los valores del gráfico son una selección de valores de la inversa del Número de Biot  $Bi$  donde  $Bi = hl/k$ , donde  $h$  es el coeficiente de transferencia de calor del medio y  $k$  es la conductividad térmica del sólido.

El segundo gráfico (ver figura 2.21) se utiliza para determinar la variación de la temperatura dentro de la pared plana para números de Biot diferentes. El eje vertical es la relación entre la temperatura a una determinada distancia  $x$  de la superficie con respecto a la temperatura de la superficie.

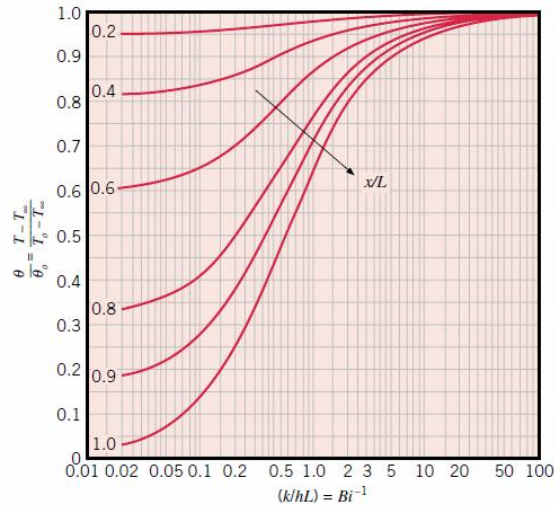


Figura 2.21: Distribución de temperaturas para diferentes  $Bi$ , a distintas distancias de la superficie

$$\frac{\theta(x,t)}{\theta(0,t)} = \frac{T(x,t) - T_\infty}{T(0,t) - T_\infty}$$

En el eje vertical corresponde a la inversa de  $Bi$  y las curvas representadas son para una selección de valores de  $x/L$  donde  $x$  es la distancia de un punto dado con respecto a la superficie.

## Capítulo 3

# Metodología

### 3.1. Diseño del método

En este punto se ilustra de manera general la manera de enfrentar el problema

#### 3.1.1. Constantes

En el presente trabajo se desarrollará un método

- Aceros fundidos de baja aleación de microestructura bainítica-martensítica,
- Dureza 550 [HB]
- Tenacidad 45 [MPa  $m^{1/2}$ ]

#### 3.1.2. Variables

El modelo propuesto debe tener como parámetros la composición química y el tratamiento térmico, los cuales serán definidos posteriormente de acuerdo a las hipótesis planteadas durante el desarrollo y validación del modelo.

#### 3.1.3. Resultados

- Diagramas de transformación isotérmica TTT
- Microestructura: fases y porcentaje de componentes (bainítico, austenítico y martensítico)



- Parámetros microestructurales:
  - Tamaño de grano austenítico
  - Densidad de dislocaciones
  - Tamaño de grano de las sub-unidades de la bainita
- Propiedades mecánicas
  - Dureza
  - Tenacidad

### **3.2. Método**

En el presente trabajo, como ya se a dicho, se pretende elaborar una metodología en base a recopilación bibliográfica y antecedentes previos que permita correlacionar la microestructura y determinados parámetros microestructurales con propiedades mecánicas en aceros fundidos de baja aleación. El propósito es obtener aceros que cumplan con ciertos requerimientos mecánicos para ser empleados en aplicaciones mineras, específicamente en molinos SAG.

El método planteado debe tener como parámetros la composición química y el tratamiento térmico, y con estos datos debe entregar como resultados la dureza y tenacidad. En la literatura se ha encontrado suficiente evidencia de que dichas propiedades mecánicas dependen de la microestructura y de algunos parámetros microestructurales. Entonces se propone que el método debe ser de tal manera que, ingresando datos de composición química y tratamiento térmico, se puedan estimar los parámetros microestructurales, y a su vez, empleando estos parámetros, obtener las propiedades mecánicas.

Si bien este método permitirá obtener las propiedades mecánicas según los datos ingresados, esto sería aplicable solo a la superficie del acero, para obtener cómo evolucionan las propiedades mecánicas con respecto de la distancia de la superficie, se deben emplear métodos de transferencia de calor para estimar como el tratamiento térmico aplicado actúa a una determinada distancia, y así entonces emplear el mismo método desarrollado para obtener las propiedades mecánicas en función de la distancia de la superficie.

## Capítulo 4

# Desarrollo

### 4.1. Software empleado

En el presente trabajo de carácter teórico y de diseño, se empleará el software libre de Bhadeshia **MUCG46-B**, descargado de la página

[www.msm.cam.ac.uk/map/steel/programs/mucg46-b.html](http://www.msm.cam.ac.uk/map/steel/programs/mucg46-b.html)

A partir de este software, como función de la composición, se puede obtener la siguiente información relevante para aceros de baja aleación para diversas temperaturas, desde los 200 [°C] incrementándola en 20 [°C], hasta temperaturas de entre los 600 o 700 [°C]:

- $x_{T'o}$  Concentración a la temperatura  $T'_0$ , en fracción molar
- $x^{\alpha\gamma}$  Concentración de carbono en la ferrita en fracción molar
- $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$  Energía motriz crítica para el crecimiento en [J/mol]
- $\Delta G_m$  Energía motriz para la nucleación en [J/mol]
- $t_{difusional}$  Tiempo en segundos para nuclear fases difusionales (Ferrita, Perlita)
- $t_{adifusional}$  Tiempo en segundos para nuclear fases difusionales (Bainita, Ferrita Widmanstätten)

Además permite obtener  $B_S$  y  $M_S$

Con los valores de  $B_S$ ,  $M_S$ ,  $t_{difusional}$  y  $t_{adifusional}$  se pueden obtener gráficos como el de la figura 4.1

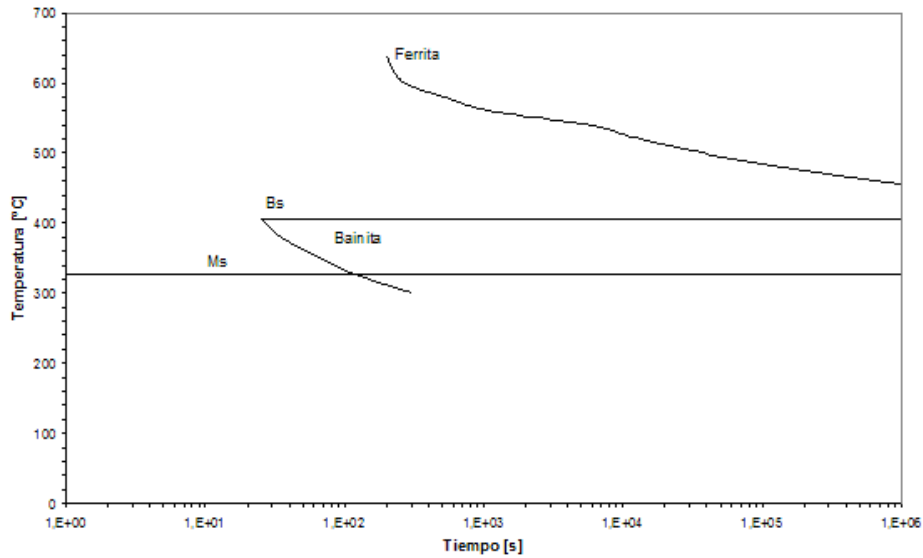


Figura 4.1: Curvas C para la obtención de diagramas TTT. Elaboración propia empleando el software de Bhadeshia para un acero con una composición Fe-0.32%C-1.45%Si-1.97%Mn-0.264%Mo-1.26%Cr-0.1%V

La tabla 4.1 muestra el rango de valores que pueden ser empleados en el software.

Tabla 4.1: Valores máximos y mínimos empleados que pueden ser ingresados en el software

Elemento	% Peso máx.	% Peso mín.
C	2,0	0,001
Si	2,5	0,0
Mn	3,5	0,0
Ni	3,5	0,0
Mo	1,5	0,0
Cr	3,5	0,0
V	1,5	0,0

## 4.2. Relaciones dureza-fluencia

### 4.2.1. Dureza-fluencia en aceros bainíticos

La Tabla 4.2 ilustra la dureza y la fluencia para diversos trabajos en aceros bainíticos

Tabla 4.2: Relación entre dureza y fluencia en aceros bainíticos a partir de diferentes trabajos

Dureza [HB]	Fluencia [MPa]	Ref
533	1167	[36]
460	1150	[36]
492	1100	[36]
375	846	[37]
352	836	[37]
269	721	[37]
388	868	[38]
262	645	[39]
408	1079	[39]

La figura 4.2 ilustra los resultados de la tabla 4.2 graficados

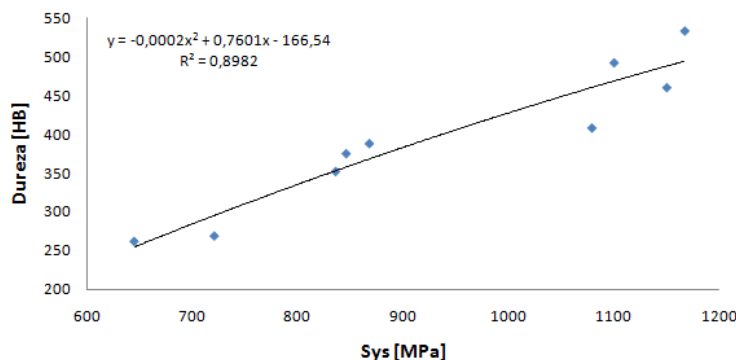


Figura 4.2: dureza v/s fluencia según los datos de tabla 4.2

A partir de la figura 4.2 se obtiene la siguiente relación entre dureza y fluencia en aceros bainíticos:

$$HB = 0,0002S_{ys}^2 + 0,7601S_{ys} - 166,54 \quad (4.1)$$

Donde  $HB$  es la dureza en Brinell y  $S_{ys}$  es la fluencia de un acero bainítico en [MPa].

#### 4.2.2. Dureza-fluencia en aceros martensíticos

En el trabajo de Woei-Shyan Lee y Tzay-Tian Su [47] se fabricaron diversos aceros del tipo AISI 4340 de microestructura martensítica bajo distintas temperaturas y tiempos de revenido,

además del caso de solo templado sin revenir. La tabla 4.3 ilustra distintas propiedades mecánicas obtenidas en este estudio

Tabla 4.3: Propiedades mecánicas de los aceros obtenidos por Lee y Su [47] a distintas temperaturas y tiempo de revenido

T rev [°C]	t rev [h]	Dureza [HV]	Fluencia [MPa]
100	2	617	1828
200	2	536	1627
250	2	497	1528
300	2	486	1436
400	2	460	1300
500	2	407	1110
650	2	350	814
100	48	597	1778
200	48	512	1557
250	48	470	1450
300	48	457	1367
400	48	430	1327
500	48	379	1037
AQ		660	2015

Y así a partir de los datos de la tabla 4.3:

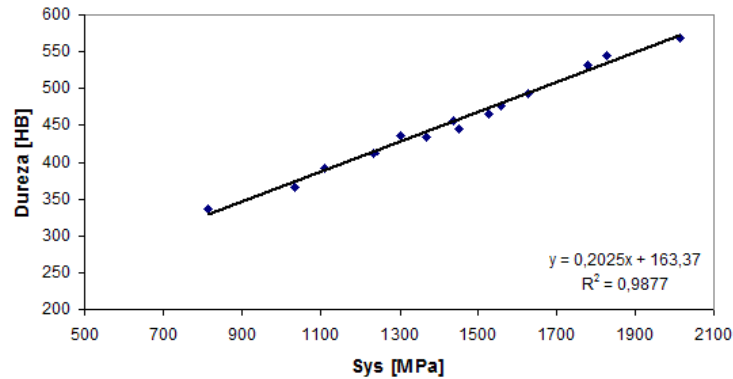


Figura 4.3: dureza v/s  $S_{ys}$  obtenido en el trabajo de Lee y Su, después de la correspondiente conversión de dureza Vickers a Brinell [47]

De lo anterior, para aceros martensíticos se obtiene la siguiente relación entre la fluencia y la dureza:

$$HB = 0,2025S_{ys} + 163,7 \quad (4.2)$$

Donde HB es la dureza en Brinell y  $S_{ys}$  el límite de fluencia en [MPa].

### **4.3. Desarrollo de la metodología**

A partir de la recopilación bibliográfica, antecedentes previos y el empleo del software desarrollado por Bhadeshia se elaboraron los siguientes métodos para obtener las propiedades mecánicas buscadas en aceros bainíticos y martensíticos.

#### **4.3.1. Dureza en aceros martensíticos**

En el caso de los aceros martensíticos de microestructura revenida, el método para obtener la dureza es directo como función de la composición química y de la temperatura y tiempo de revenido según el trabajo de Grange et al. el que es explicado detalladamente en Sección 2.6.2.

#### **4.3.2. Dureza en aceros bainíticos**

Para los aceros bainíticos se empleará el siguiente modelo (figura 4.4)

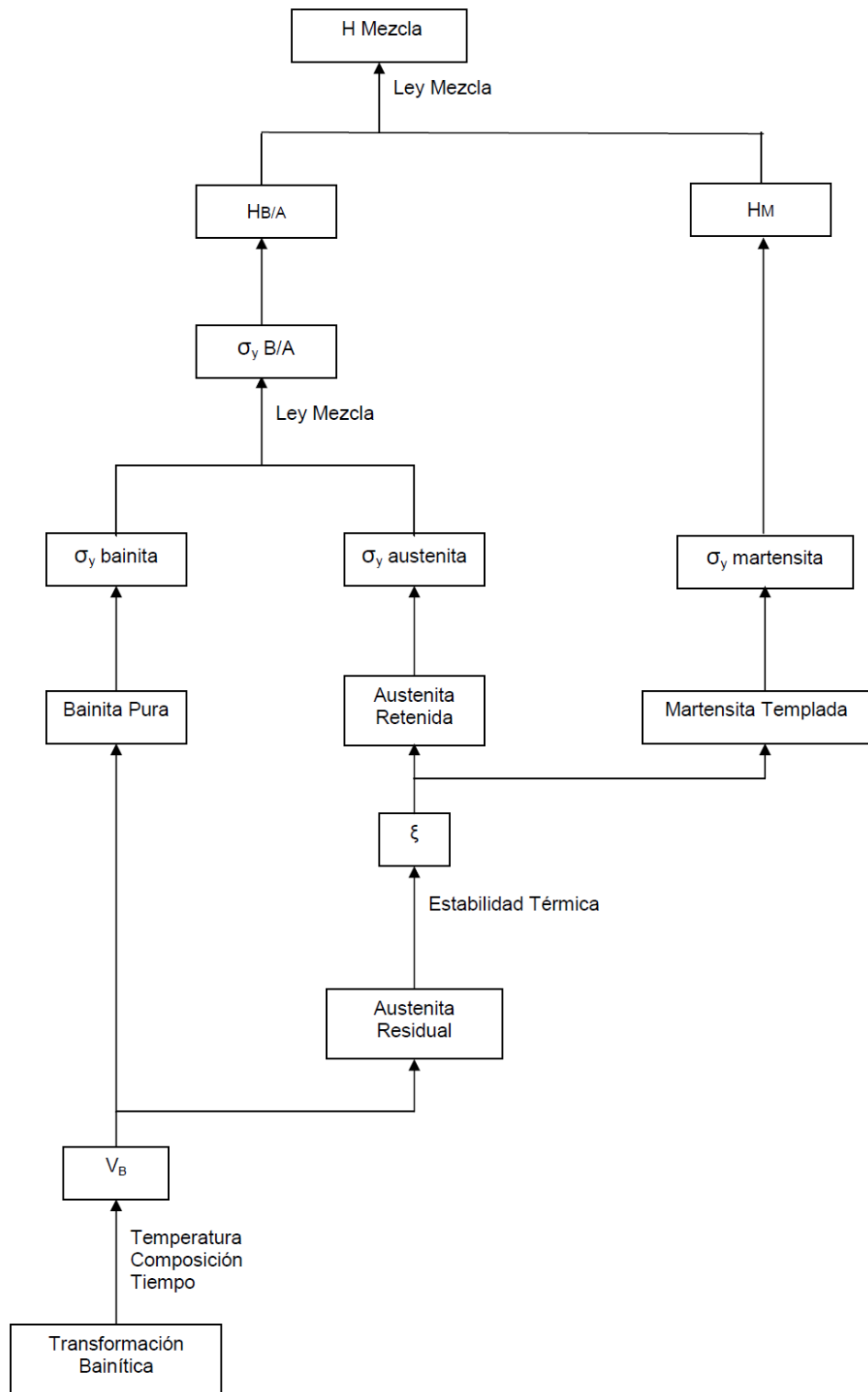


Figura 4.4: Modelo construido para la obtención de la dureza en aceros bainíticos a partir de diversas referencias bibliográficas

La explicación del modelo planteado en la figura 4.4 se explica a continuación:

- La naturaleza de la transformación bainítica dependerá de la composición química de la aleación y de la temperatura y tiempo de revenido.
- Como función de dichos parámetros se obtendrá una fracción de volumen de bainita denominado  $V_B$ , el resto corresponderá a austenita residual. La determinación de este volumen se detalla en Sección 2.5.2
- Para el caso de la microestructura puramente bainítica, el límite de fluencia es determinado mediante la ecuación 2.29.
- Para la austenita residual dependiendo de su estabilidad térmica, un porcentaje volumétrico de ella puede transformarse a martensita de microestructura templada. La fracción transformada a martensita  $\xi$  y su contenido de carbono es obtenido según Sección 2.5.2
- A partir del contenido de carbono de la martensita formada de microestructura templada, el límite de fluencia es obtenido mediante la ecuación 4.2
- Para la austenita retenida, el límite de fluencia es obtenido mediante la ecuación 2.6
- Así con los límites de fluencia tanto de la martensita, bainita y austenita retenida, el límite de fluencia global es obtenido mediante leyes de mezcla
- Para la conversión a dureza se aplican la ecuaciones 4.1 y 4.2 para convertir la fluencia de la fase bainita-austenita, y martensita respectivamente, y luego aplicar leyes de mezcla.

### 4.3.3. Tenacidad

La tenacidad, como es explicado en Sección 2.8, puede ser descrita de acuerdo a parámetros microestructurales.

En Sección 2.8 se hace referencia a la tenacidad un acero revenido producto de mezcla bainita-martensita en base al tamaño de grano de un acero de baja aleación, que, entre otros componentes, cuenta con 0,4% de carbono y 1,5% de silicio en un rango aproximado. Existe suficiente evidencia y trabajos experimentales, que, con esa cantidad en esos elementos, se logran aceros de alta resistencia y gran tenacidad, propiedades mecánicas debida principalmente a los factores microestructurales que producen ellos (el silicio inhibe la formación de cementita). Además el método fue aplicado para un acero de un bajo tamaño de grano austenítico, justamente lo que tratará de promover en el presente trabajo debido a las mejoras mecánicas de un tamaño fino.



## 4.4. Validaciones

### 4.4.1. Tamaño de grano austenítico

En Sección 2.4 se plantea una expresión para determinar el tamaño de la austenita no solo como función de la temperatura y tiempo de austenización, sino que además de la composición química (Ver ecuación 2.4).

A diferencia de otras expresiones, la ecuación 2.4 considera, además del tiempo y de la temperatura, la composición química de la aleación. Este método, planteado para aceros de baja aleación, resulta por tanto más completo que las soluciones propuestas del tipo expresado en la ecuación 2.3.

El primer grado de validación de dicha expresión corresponde a los resultados obtenidos experimentalmente. La figura 4.5 compara los tamaños de grano obtenidos experimentalmente con los predichos por el modelo en unidad de medida ASTM.

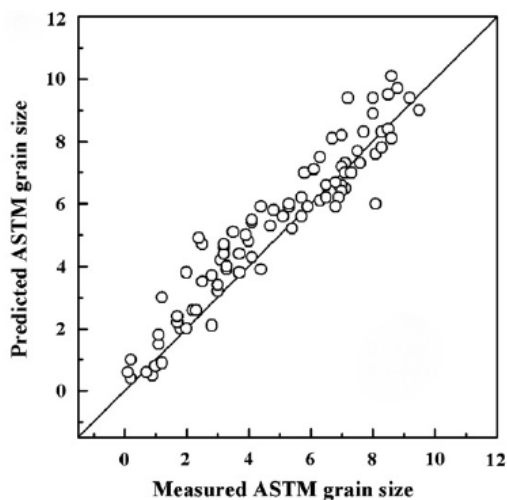


Figura 4.5: Comparación del tamaño de grano austenítico calculado con respecto al obtenido experimentalmente

En la figura 4.5, la distancia promedio absoluta de los puntos a la recta diagonal es de 0,42 en ASTM, lo que indica una buena aproximación.

Esta ecuación a sido desarrollada especialmente para aceros de baja aleación e incluye el efecto en la energía de activación de los elementos aleantes, la manera en que se varió la composición química se muestra en la tabla 2.2. Sin embargo, se pueden presentar diferencias si se intenta comparar estos valores con los datos obtenidos experimentalmente en otros trabajos, esto podría ser explicado por el efecto de otros elementos aleantes o por que las muestras no han sido correcta-

mente homogeneizadas.

La tabla 4.4 compara algunos tamaños de granos obtenidos experimentalmente en otros trabajos con lo esperado según la ecuación 2.4

Tabla 4.4: Comparación de diversos tamaños de granos austeníticos obtenidos experimentalmente y predichos con el modelo

T. Austenización °C	tiempo segundo	Tamaño de grano [ $\mu\text{m}$ ] Experimental	Tamaño de grano [ $\mu\text{m}$ ] Calculado	Referencia
850	3600	15,0	20,19	[52]
900	3600	17,2	30,87	[52]
850	7200	17,0	23,36	[52]
900	7200	20,3	35,73	[52]
850	10800	20,1	25,44	[52]
900	10800	24,9	38,92	[52]
900	3600	16,0	27,91	[56]
930	3600	39,4	35,50	[56]
960	3600	79,3	44,63	[56]
990	3600	119,7	55,50	[56]

Como se aprecia en la tabla 4.4 existen importantes diferencias entre lo estimado por el modelo y el resultado experimental. Cabe destacar que el acero de la referencia [56] es de 1,3 %C, valor muy superior que el rango empleado para obtener el modelo.

También es importante notar que a medida que decrece la temperatura de austenización, la diferencia tiende a ser menor, obteniendo valores de una magnitud similar.

En el presente trabajo dado que se pretende desarrollar un acero con una adecuada tenacidad, se ha encontrado en algunos trabajos que ésta propiedad está relacionada con el tamaño de grano austenítico, y a medida que el grano decrece, la tenacidad tiende a mejorar. Por tanto, si se desea obtener un acero con una buena tenacidad, lo recomendable es emplear bajas temperaturas de austenización, en donde al parecer la ecuación 4.4 tiene una mayor validez.

Las causas de las significativas diferencias entre el resultado experimental en otros trabajos y el tamaño predicho pueden ser muchas, como por ejemplo la procedencia del acero, la velocidad de enfriamiento, etc. sin embargo, este método sigue siendo la mejor representación encontrada para predecir el tamaño de grano en aceros de baja aleación, especialmente a medida que decrece la temperatura de austenización, por lo que el presente método puede ser representativo del tamaño de grano austenítico.

### 4.4.2. Curvas TTT

A continuación se comparan diversos diagramas TTT obtenidos mediante el método que emplea el software de Bhadeshia (incluye solo el comienzo de la transformación), con diagramas TTT reales obtenidos a partir de atlas de transformaciones isotérmicas [57].

En los gráficos que siguen, las líneas continuas representan las curvas obtenidas mediante el modelo, mientras que las líneas discontinuas representan gráficos realizados por el alumno en base a gráficos reales obtenidos de un atlas de transformaciones isotérmica. Dichos gráficos, tal cual son mostrados en los atlas, se pueden apreciar el Anexo D.

#### ■ Acero i

Este acero corresponde a un acero al cromo y molibdeno, de un tamaño de grano 3-4 [ASTM] austenizado a 1100 [°C]. La composición química y la comparación de diagramas se muestra a continuación:

Tabla 4.5: Composición química del acero i

Elemento	% peso
C	0,80
Mn	0,90
Si	0,30
Ni	1,16
Cr	0,09
Mo	0,44

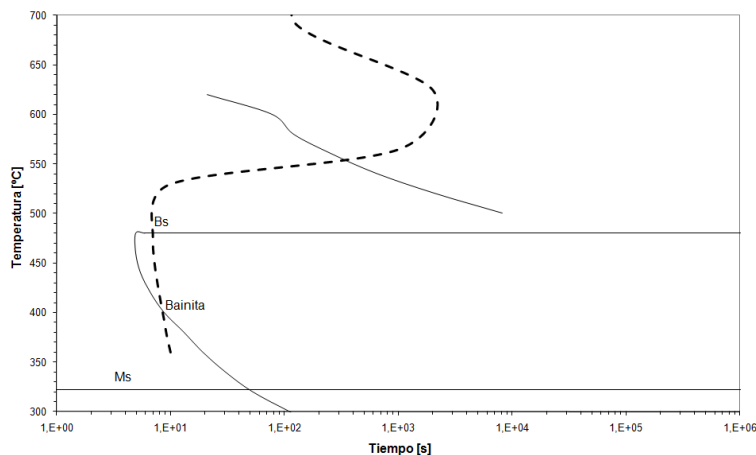


Figura 4.6: Comparación entre curvas TTT obtenidas mediante el modelo propuesto y según atlas de transformaciones isotérmicas [57] para acero i

■ **Acero ii**

Este acero corresponde a un acero al manganeso, silicio y molibdeno, de un tamaño de grano 9 [ASTM]. La composición química y la comparación de diagramas se muestra a continuación:

Tabla 4.6: Composición química del acero ii

Elemento	% peso
C	0,39
Mn	1,10
Si	0,71
Mo	0,46

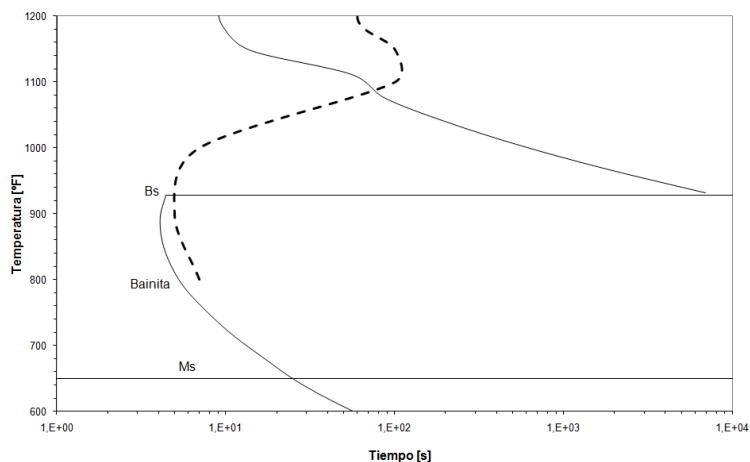


Figura 4.7: Comparación entre curvas TTT obtenidas mediante el modelo propuesto y según atlas de transformaciones isotérmicas [57] para acero ii

■ **Acero iii**

Este acero corresponde a un acero al níquel, cromo y molibdeno, de un tamaño de grano 7-8 [ASTM] y austenizado a 835 [°C]. La composición química y la comparación de diagramas se muestra a continuación:

Tabla 4.7: Composición química del acero iii

Elemento	% peso
C	0,38
Mn	0,69
P	0,017
S	0,010
Si	0,20
Ni	1,58
Cr	0,95
Mo	0,26

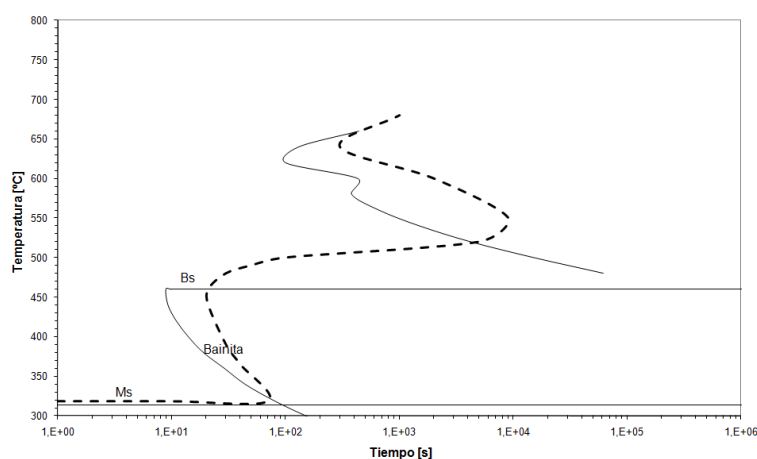


Figura 4.8: Comparación entre curvas TTT obtenidas mediante el modelo propuesto y según atlas de transformaciones isotérmicas [57] para acero iii

■ **Acero iv**

Este acero corresponde a un acero SAE 4330, de un tamaño de grano 1-3 [ASTM] y austenizado a 1095 [°C]. La composición química y la comparación de diagramas se muestra a continuación:

Tabla 4.8: Composición química del acero iv

Elemento	% peso
C	0,30
Mn	0,69
P	0,029
S	0,051
Si	0,22
Ni	2,83
Cr	0,85
Mo	0,30
Cu	0,12
Al	0,005
N	0,005
B	0,0004
V	menor a 0,01

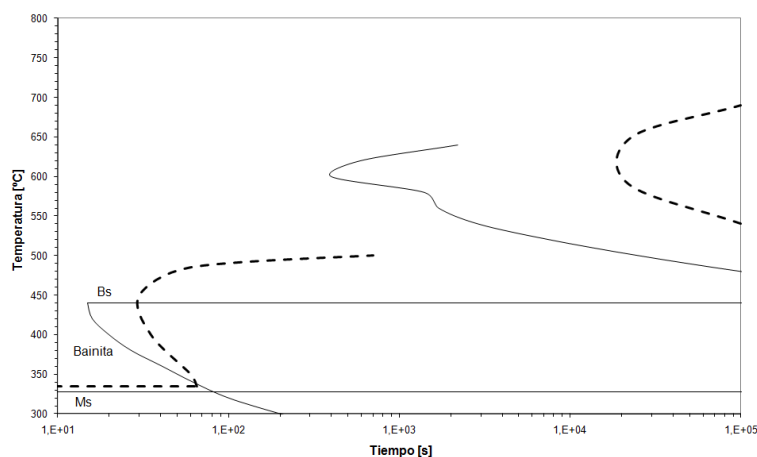


Figura 4.9: Comparación entre curvas TTT obtenidas mediante el modelo propuesto y según atlas de transformaciones isotérmicas [57] para acero iv

■ **Acero v**

Este acero corresponde a un acero al níquel, cromo y molibdeno, austenizado a 1000 [°C]. La composición química y la comparación de diagramas se muestra a continuación:

Tabla 4.9: Composición química del acero v

Elemento	% peso
C	0,27
Mn	0,53
P	0,023
S	0,011
Si	0,26
Ni	3,38
Cr	0,71
Mo	0,18

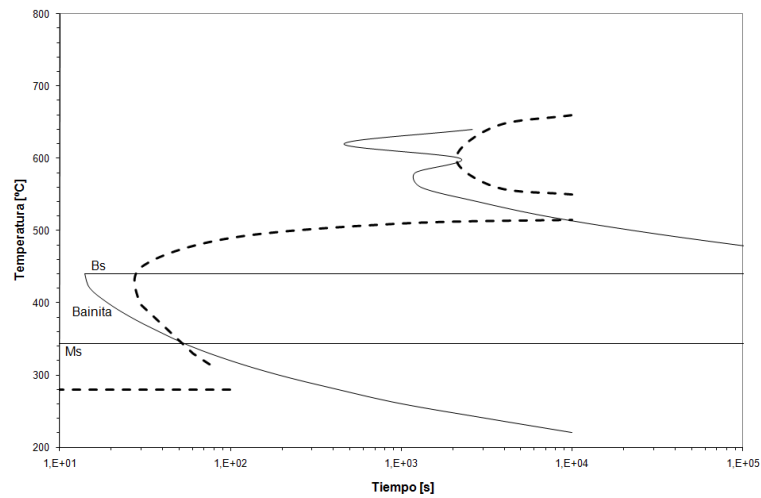


Figura 4.10: Comparación entre curvas TTT obtenidas mediante el modelo propuesto y según atlas de transformaciones isotérmicas [57] para acero v

■ **Acero vi**

Este acero corresponde a un acero al manganeso y molibdeno, de un tamaño de grano 8-9 [ASTM]. La composición química y la comparación de los diagramas se muestra a continuación:

Tabla 4.10: Composición química del acero vi

Elemento	% peso
C	0,80
Mn	0,90
Si	0,30
Ni	1,16
Cr	0,09
Mo	0,44

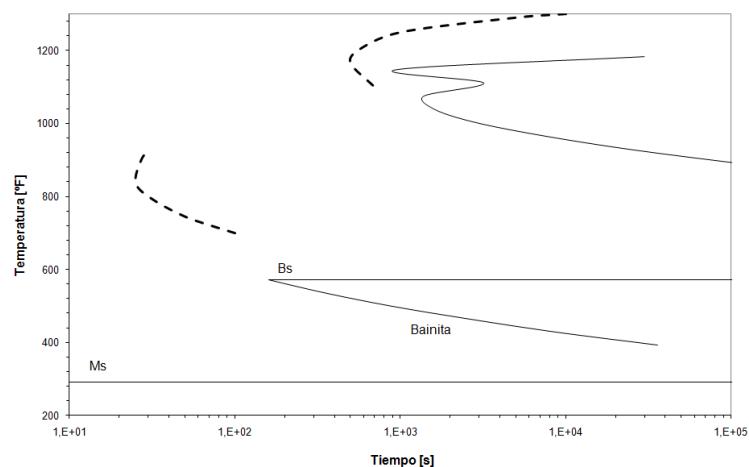


Figura 4.11: Comparación entre curvas TTT obtenidas mediante el modelo propuesto y según atlas de transformaciones isotérmicas [57] para acero vi

#### ■ Acero vii

Este acero corresponde a un acero SAE 43100, de un tamaño de grano 2-4 [ASTM] y austenizado a 1150 [°C]. La composición química y la comparación de los diagramas se muestra a continuación:

Tabla 4.11: Composición química del acero vii

Elemento	% peso
C	0,97
Mn	0,72
P	0,012
S	0,020
Si	0,32
Ni	1,54
Cr	0,80
Mo	0,26
Cu	0,06
V	0,027
Al	0,025
N	0,005
B	0,0006



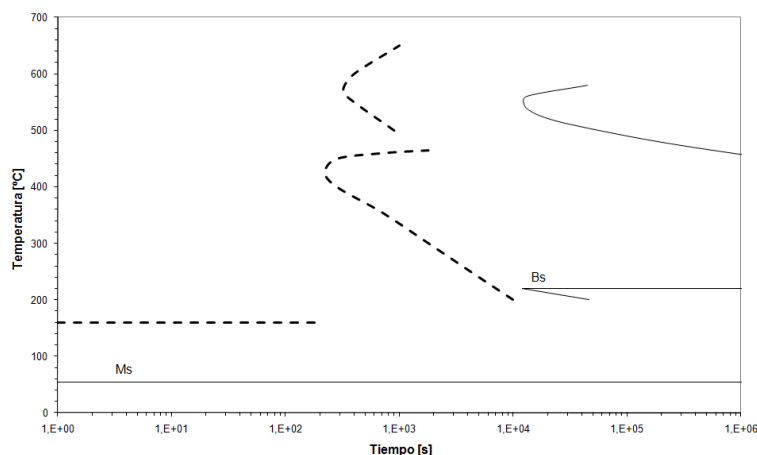


Figura 4.12: Comparación entre curvas TTT obtenidas mediante el modelo propuesto y según atlas de transformaciones isotérmicas [57] para acero vii

De las comparaciones anteriores, se desprende que el modelo representa una buena aproximación de la curva de inicio de transformación bainítica para aceros de entre 0,3 y 0,4 [%C], como se aprecia para los aceros i, ii, iii, iv y v; mientras que para aceros con porcentaje de carbono mayores (0,8 y 0,9 [%C]), el modelo tiende a subestimar considerablemente las temperaturas  $M_S$  y  $B_S$ .

Con respecto al comienzo de las transformaciones difusionales (ferrita-perlita), el modelo propuesto representa buenas estimaciones de la curva de inicio cuando se proponen aceros de baja aleación, cuando dichos elementos aleantes son Si, Cr, Mo, Ni y Mn (y presencia de trazas P, S), como se aprecia en las curvas de los aceros iii, v y vi. La diferencia en i y en ii es relativamente importante, sin embargo, debido al hecho de que las curvas calculadas y experimentales ocurren en un tiempo menor, es más difícil obtener una buena precisión.

La adición de elementos aleantes como B y Al modifican significativamente las curvas de inicio de fases ferríticas-perlíticas (ver aceros iv y vii).

De lo anterior, se desprende que las mejores aproximaciones de las curvas de inicio de fases difusionales (ferrita-perlita) y adifusionales (bainita) obtenidas mediante el modelo ocurren cuando se emplean aceros de baja aleación con cantidades de carbono en torno a 0,3-0,4 [%C], lo que está dentro de los rangos bajo lo que se ha propuesto el presente trabajo.

Cabe mencionar también que las curvas TTT son dependientes de la temperatura de austenización y del tamaño de grano austenítico. Sin embargo el modelo solo emplea como parámetro la composición química del acero, a pesar de lo cual se obtienen buenas aproximaciones.

### 4.4.3. Dureza martensita

Para el caso de los aceros martensíticos, el modelo empleado corresponde al explicado en la Sección 4.3.1, si bien este método ha sido realizado en base a resultados experimentales que, por tanto, confirman dichos modelo y en la misma Sección 2.6.2 dando un ejemplo, en base a otro resultado, para explicar cómo es empleado dicho modelo se obtiene una gran aproximación de la dureza para ese acero. A continuación se comprobará el método propuesto comparándolo con los resultados experimentales de otras investigaciones.

En el trabajo desarrollado por Woei-Shyan Lee y Tzay-Tian Su [47] se analizaron las propiedades mecánicas para un acero AISI 4340 bajo condiciones de templado y revenido a distintas temperaturas y tiempo de revenido. La tabla 4.12 muestra la composición química del acero empleado en el trabajo de Lee y Su.

Tabla 4.12: Composición química del acero empleado en el trabajo de Lee y Su [47]

Elemento	% Peso
C	0,39
Si	0,24
Mn	0,61
Ni	1,46
Cr	0,67
Mo	0,17
P	0,021
S	0,006

La tabla 4.13 compara las durezas del trabajo de Lee y Su obtenidas experimentalmente y según el modelo para aceros martensíticos:

Tabla 4.13: Comparación de los resultados para la dureza en el trabajo de Lee y Su obtenidos experimentalmente y según el método

T. Revenido °C	tiempo revenido hora	Dureza experimental HV	Dureza método HV	Error HV	Porcentaje error %
200	2	536	578	-42	7,84
250	2	497	525	-28	5,63
300	2	486	521	-35	7,20
400	2	460	451	9	1,96
500	2	407	360	47	11,55
650	2	356	278	78	21,91
200	48	512	540	-28	5,47
250	48	470	521	-51	10,85
300	48	457	489	-32	7,00
400	48	430	401	29	6,74
500	48	379	330	49	12,93

En las figuras 4.13 y 4.14 se puede apreciar gráficamente como varía la dureza en función de la temperatura de revenido tanto experimentalmente como mediante el modelo, para un tiempo de revenido de 2 y 48 horas .

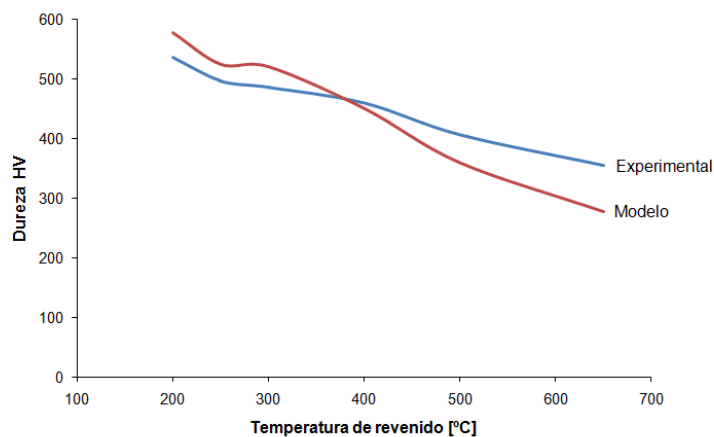


Figura 4.13: Comparación de la dureza para un acero AISI 4340 obtenida experimentalmente [47] y mediante el método para un tiempo de revenido de 2 horas

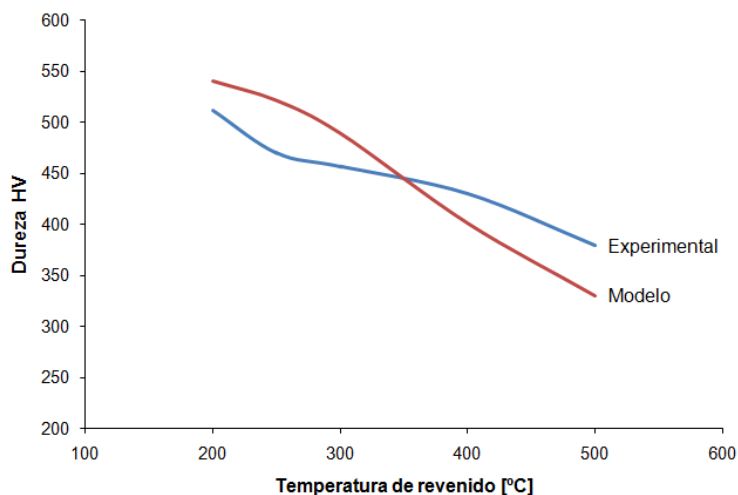


Figura 4.14: Comparación de la dureza para un acero AISI 4340 obtenida experimentalmente [47] y mediante el método para un tiempo de revenido de 48 horas

Analizando los resultados mostrados en la tabla 4.13 se obtiene un solo caso en donde el porcentaje de error es de sobre un 21 % que corresponde al caso de revenido durante dos horas a 650 [°C]. Sin embargo, con revenido por sobre los 600 [°C] suelen obtenerse durezas relativamente bajas que escapan del rango de los 400 o 500 [HB], por tanto en la estrategia difícilmente se pondrán temperaturas de revenido a esas temperaturas.

Errores menores a un 13 % pero superiores a un 10 % fueron obtenidos para temperaturas de revenido de 500 [°C]. Dada la forma de los gráficos de las figuras 4.13 y 4.14 se observa una tendencia de que el error aumenta a medida que la temperatura de revenido aumenta y se aleja del rango de los 300 y 400 [°C].

En el rango de los 300 y 400 [°C] se aprecian buenas aproximaciones, inferiores al 10 %, en este rango la dureza puede alcanzar valores altos, sin embargo ocurre un fenómeno de fragilización que, de acuerdo a lo explicado en el Sección 2.6.2, el carburo epsilon se redisuelve en cementita frágil, sin embargo éste fenómeno puede ser evitado añadiendo una adecuada cantidad de silicio según Sección 2.5.5.

Por debajo de los 300 [°C] también se obtienen buenas aproximaciones, salvo el caso particular del revenido a 250 [°C] por 48 horas.

#### 4.4.4. Microestructura en aceros bainíticos

El tamaño de grano de las subunidades bainíticas es estimado de acuerdo a la ecuación 2.5. Dicha expresión muestra que el tamaño de la subunidad depende de la temperatura de transformación isotérmica, de la fuerza impulsora para la transformación y de la resistencia de la austenita, sin embargo, estos dos últimos parámetros dependen también de la temperatura y composición química.

Para elaborar el modelo que representa el tamaño de grano, se trabajo con aceros que se muestran en la tabla

Tabla 4.14: Composición química de los aceros empleados en el trabajo de Singh y Bhadeshia [32]

Acero	C	Si	Mn	Ni	Cr	P	S	N
A	0,27	1,98	2,18	0,02	1,90	0,015	0,012	0,0054
C	0,46	2,10	2,15	0,02	–	0,014	0,013	0,0062
E	0,10	1,77	2,12	2,00	0,02	0,013	0,013	0,0053
F	0,26	1,85	2,10	0,02	–	0,015	0,013	0,0086
G	0,26	1,93	2,04	0,02	1,02	0,015	0,010	0,0069
H	0,10	1,63	1,99	0,03	1,97	0,013	0,011	0,0080

A continuación se ilustra una comparación entre resultados experimentales y obtenidos mediante la ecuación 2.5.

Tabla 4.15: Resultados obtenidos experimentalmente y mediante ecuación 2.5

Acero	Temperatura [°C]	d-calculado [ $\mu m$ ]	d-experimental [ $\mu m$ ]
A	260	0,069	–
	300	0,118	0,053
	380	0,200	0,130
	400	0,219	0,170
E	260	0,126	–
	300	0,175	–
	360	0,236	0,170
	400	0,327	0,240
F	300	0,100	–
	400	0,206	0,120
G	300	0,109	–
	400	0,211	0,120

El tamaño de grano de la sub-unidad es relativamente fijo dada una temperatura de transformación isotérmica, y está relacionado con el tamaño de la pluma bainítica la que a su vez está ligada a

propiedades mecánicas. Como se observa, en general se logran buenas estimaciones, sin embargo, para temperaturas por debajo de los 300 [°C], los tamaños de grano son relativamente pequeños y, por tanto, la contribución por tamaño de grano a la resistencia a la fluencia de la bainita (ver ecuación 2.29) es demasiado elevada y se obtienen resultados incoherentes. Razón por la cual solo se abordarán rangos de temperaturas por sobre los 300 [°C].

El método propuesto, como se ve en la figura 4.4, puede predecir la fracción de bainita, austenita y martensita formada para una temperatura de transformación isotérmica dada. Sin embargo, como se aprecia en la tabla 4.16, para temperaturas de transformación entre los 300 y 400 [°C] predice una alta cantidad de martensita formada (Acero 1: 0,32 %C-1,45 %Si-1,97 %Mn-1,26 %Cr-0,26 %Mo-0,10 %V Acero 2: 0,31 %C-1,51 %Si-1,44 %Cr-0,25 %Mo-3,52 %Ni-0,10 %V)

Tabla 4.16: Fracciones volumétricas en distintos aceros a diferentes temperaturas de transformación

Acero	Temperatura [°C]	Vol. Bainita [%]	Vol. Austenita [%]	Vol. Martensita [%]	$x_{\gamma}$
1	300	53,19	14,56	28,25	0,65
	340	45,69	7,59	46,72	0,56
	380	35,89	5,40	58,71	0,48
	400	29,70	4,62	65,68	0,44
2	300	59,48	20,72	16,88	0,72
	340	51,38	9,40	39,21	0,61
	380	41,74	6,24	52,02	0,51
	400	36,21	5,27	58,51	0,47

Como se aprecia en la tabla 4.16, en dos aceros distintos (el acero 1 a base de manganeso y el 2 en base níquel), una importante fracción de martensita de microestructura sin revenir es formada. De lo anterior se propone incorporar en el modelo un tratamiento de revenido para aliviar tensiones.

En sección 4.4.2 se compararon diversos diagramas que muestran el punto donde comienza la transformación bainítica, a continuación se verá como evoluciona la fracción bainítica desde la nucleación (que se considerará como tiempo cero) en función del tiempo.

En las figuras 4.15 y 4.16 se comparan los resultados obtenidos

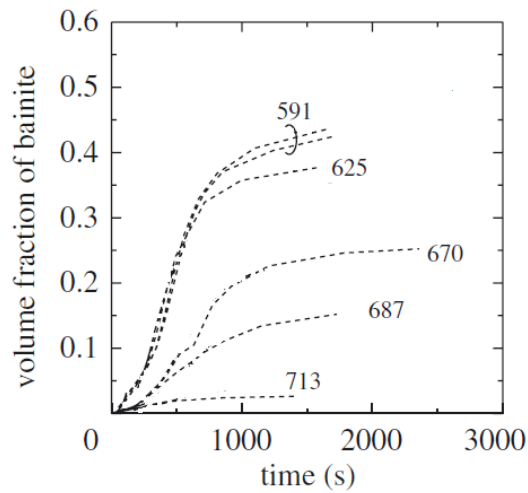


Figura 4.15: Evolución en el tiempo de la fracción volumétrica de la bainita a diferentes temperaturas de transformación (expresadas en [K]) obtenidas experimentalmente [26]

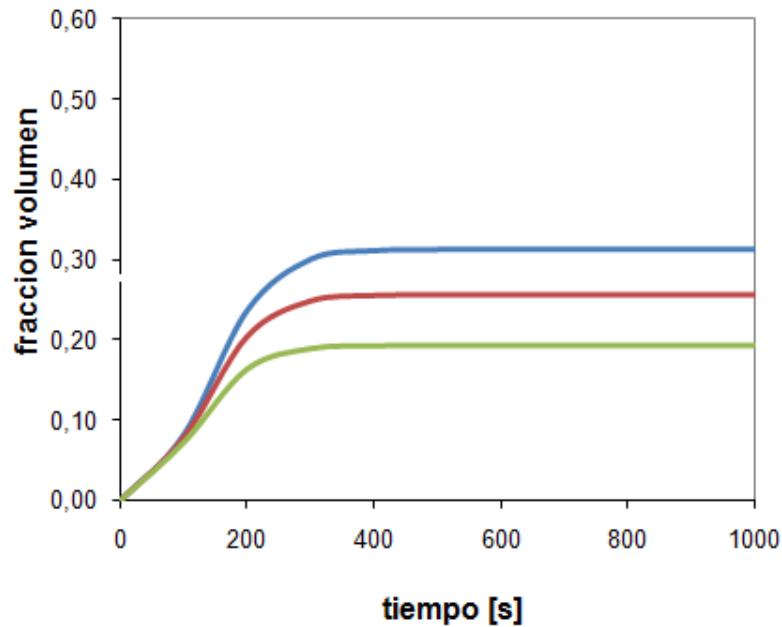


Figura 4.16: Evolución en el tiempo de la fracción volumétrica de la bainita a diferentes temperaturas de transformación (expresadas en [°C]) obtenidas mediante el modelo (ver Sección 2.5.2)

La composición de este acero es 0,44 %C, 1,74 %Si, 0,67 %Mn, 1,85 %Ni, 0,83 %Mo, 0,39 %Cr y 0,09 %V, y un tamaño de austenita de 86 [ $\mu m$ ]. En la figura 4.15 625 [K] (352 [°C]) es comparable a la curva de 360 en la figura 4.16 y 670 [K] (397 [°C]) es comparable a la curva de 400 en la figura

4.16.

Se aprecia que el volumen máximo obtenido experimentalmente es similar al obtenido mediante el modelo, y si bien en el modelo la evolución es más rápida comparado a lo obtenido experimentalmente, representa una buena aproximación.

Una mejor aproximación se muestra comparando las figuras 4.17 y 4.18

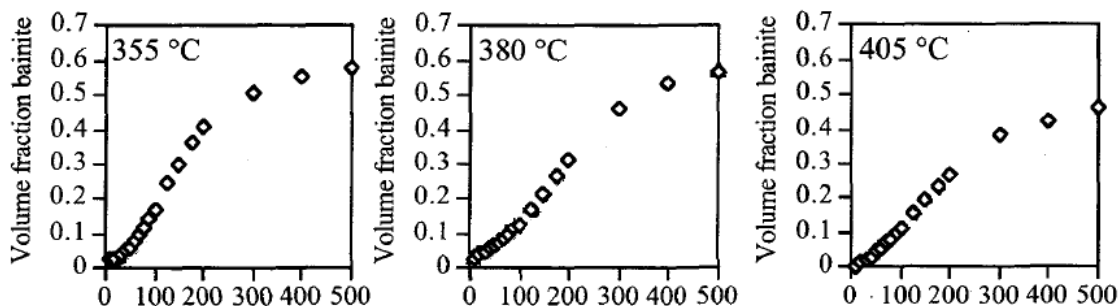


Figura 4.17: Evolución en el tiempo de la fracción volumétrica de la bainita a diferentes temperaturas de transformación obtenidas experimentalmente [32]

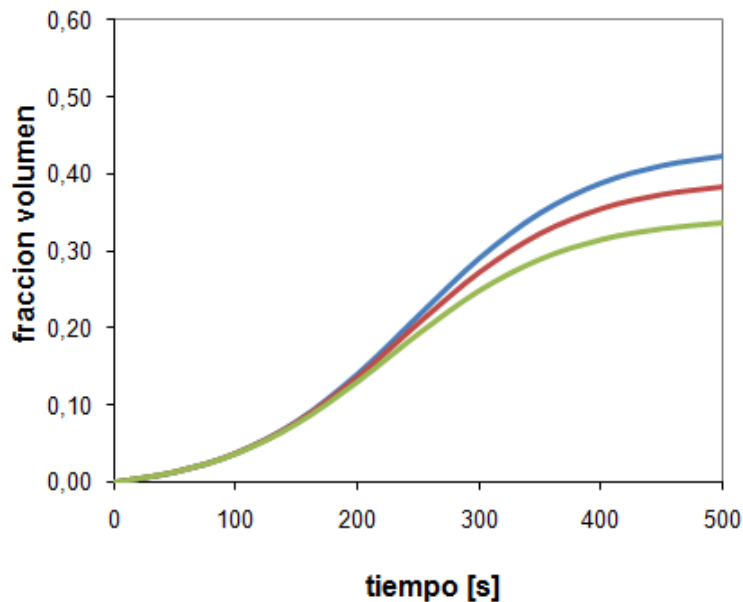


Figura 4.18: Evolución en el tiempo de la fracción volumétrica de la bainita a diferentes temperaturas de transformación (expresadas en [°C]) obtenidas mediante el modelo (ver Sección 2.5.2)

La composición del acero empleado en este caso es 0,38 %C, 1,29 %Si y 1,73 %Mn, austeniza-



do a 1000 [°C] durante 300 segundos.

De esta manera, se plantea y se valida un modelo que envuelve los principales parámetros microestructurales producidas por una transformación bainítica isotérmica (comienzo de la nucleación y evolución en el tiempo del crecimiento, tamaño de grano de una sub-unidad, tamaño de grano austenítico, fracción volumétrica de las diversas fases producidas durante la transformación). De esta manera los parámetros microestructurales pueden ser estimados y empleados para así obtener las propiedades mecánicas. Estos modelos arrojan resultados más confiables en el intervalo de transformación isotérmica entre 350 y 400 [°C].

Combinando tanto el tiempo de nucleación como el de crecimiento, se pueden obtener diagramas TTT no solo para el inicio de la transformación bainítica (figura 4.1) sino que también curvas para diversas fracciones de bainita, como se ilustra en la figura 4.19

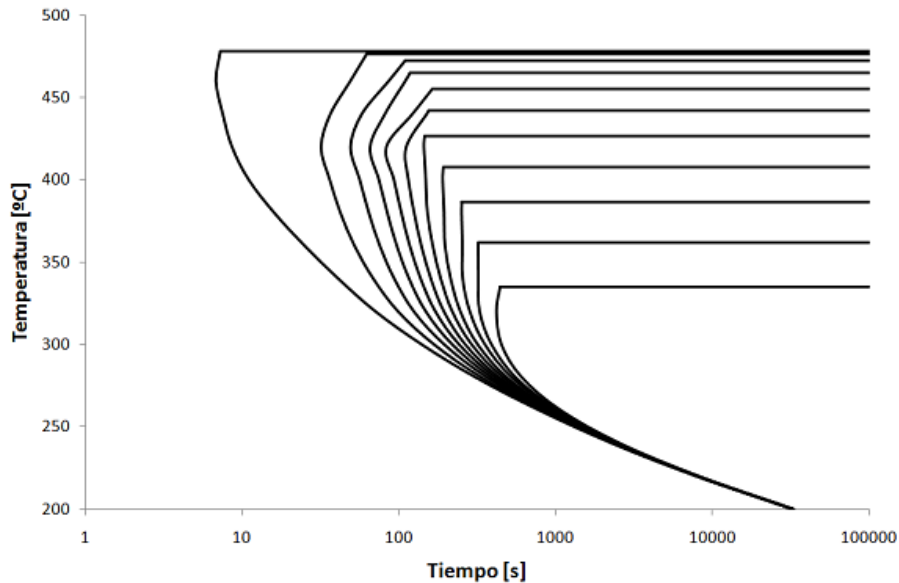


Figura 4.19: Diagrama de transformación isotérmica para un acero de composición 0,38 %C-1,29 %Si-1,73 %Mn, mediante elaboración propia en base a los métodos propuestos, la primera curva *C* representa la nucleación, hacia la derecha incrementos de 5 % hasta llegar a la curva para 50 %.

## 4.5. Modelo final para obtener propiedades mecánicas en aceros revenidos mezcla bainita-martensita

### 4.5.1. Método

Como se observó en la Sección 4.4.4, el modelo propuesto en figura 4.4 permite explicar bien las características microestructurales durante una transformación isotérmica a diversas temperaturas, sin embargo este modelo parece no representar de buena manera las propiedades mecánicas, además el modelo predice en algunos casos la formación de un alto contenido de martensita de microestructura sin revenir, de lo anterior, se sugiere aplicar un tratamiento de revenido, algo que el modelo presentado no tiene considerado.

De lo anterior, y basándose en el trabajo de Tomita y Okabayashi [58], se propone un nuevo modelo que considere el efecto de un revenido, sin embargo, en dicho trabajo, el mejor efecto era obtenido mediante un revenido de 473 [K] (200 [°C] por dos horas).

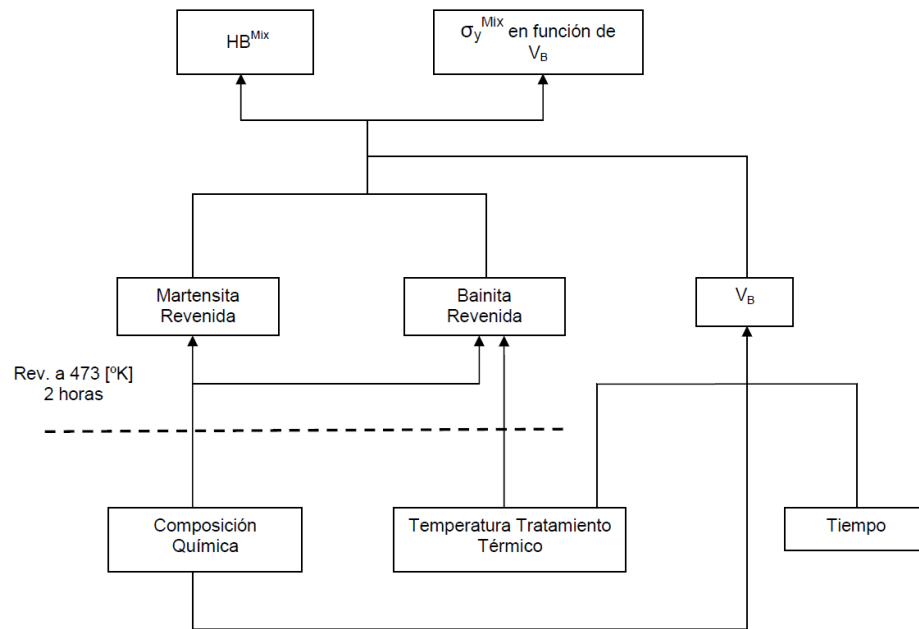


Figura 4.20: Modelo corregido para la obtención de la dureza en aceros bainíticos-martensíticos

El método propuesto en la figura 4.20 se explica a continuación:

- En función de la composición química y considerando un tratamiento de revenido a 473

[K] por dos horas se obtiene la resistencia a la fluencia de la martensita como elemento independiente, (se considera que una transformación isotérmica, genera una microestructura martensítica sin revenir), para determinar este valor se empleará el método de Grange et al. (Sección 2.6.2)

- En función de la composición química y de la temperatura de transformación isotérmica (parámetros que influyen directamente en los parámetros microestructurales), se obtiene el valor de la resistencia a la fluencia de la bainita empleando la ecuación 2.29, los parámetros microestructurales para emplear dicha ecuación se obtienen según Sección 2.5.1. Para considerar el efecto del revenido se considerará lo explicado en Sección 4.5.2
- Aplicando el método descrito en Sección 4.5.2 se pueden obtener gráficos que relacionen el límite de fluencia con respecto a  $V_B$ , el método considera que, toda la austenita no transformada se convierte en bainita luego del revenido.
- Para obtener la dureza en función de la resistencia a la fluencia de la mezcla se emplearán las ecuaciones 4.1 y 4.2 para la bainita y martensita respectivamente.
- Si bien los resultados son presentados como función de  $V_B$ , se debe tener presente que  $V_B$  es función de la composición química y tratamiento térmico aplicado (ver Sección 2.5.2)

Considerando el método anterior aplicado al experimento de Tomita y Okabayashi [58], la figura 4.21 muestra una comparación entre el resultado obtenido experimentalmente y mediante el método

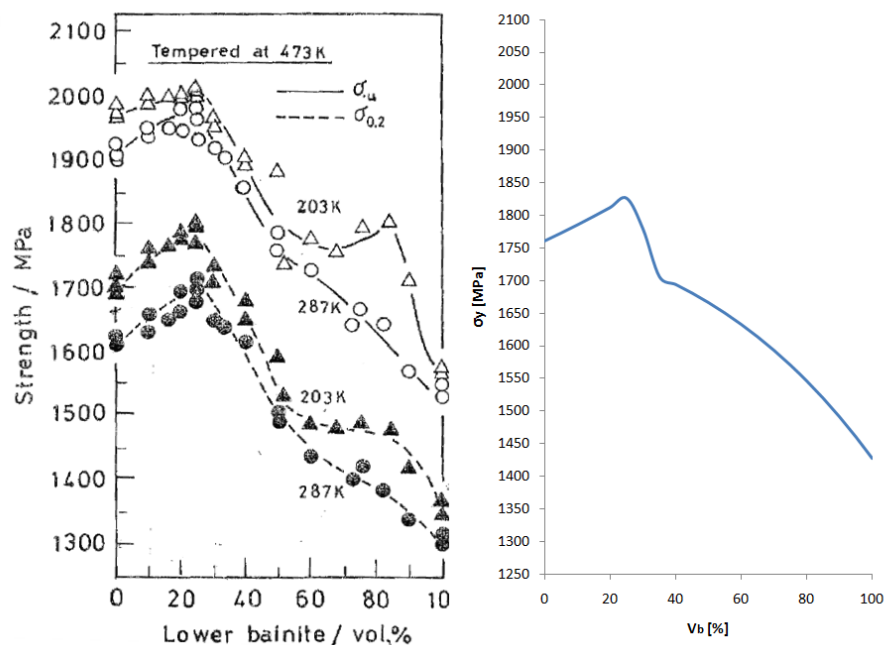


Figura 4.21: Comparación de los resultados obtenidos en el trabajo de Tomita y Okabayashi, a la izquierda los resultados experimentales, a la derecha el obtenido mediante el presente modelo

Como se aprecia en la 4.21, el resultado obtenido mediante el modelo propuesto para aceros que resultan de una mezcla de aceros martensíticos y bainíticos sobreestima levemente los resultados obtenidos experimentalmente. La contribución por bainita (considerando una transformación isotérmica de 320 [°C] según el experimento) se obtiene mediante la ecuación 2.29, un valor de 1785 [MPa], valor relativamente alto principalmente debido a la contribución por tamaño de grano, sin embargo aplicando una reducción del 20 % de acuerdo a lo expuesto en 4.5.2, se obtiene un valor de 1428 [MPa], en contraste con los 1300 [MPa] obtenidos experimentalmente.

De lo anterior se desprende que el modelo propuesto representa una buena aproximación de los resultados experimentales. Sin embargo este método, como se aprecia, no es excluyente del modelo propuesto según la figura 4.4, pues algunos de los parámetros para el modelo 4.20 son obtenidos mediante este método, algunos de estos parámetros son  $V_B$  en función del tratamiento térmico y la resistencia a la fluencia de la bainita.

#### 4.5.2. Relación resistencia a la fluencia y dureza

Para estimar la fluencia en aceros que resultan de una mezcla de microestructuras bainíticas y martensíticas se emplearán las ecuaciones descritas en la tabla 2.6. A continuación se detalla como

obtener los parámetros de dichas ecuaciones.

**Contribución martensita**

Dada la expresión para la martensita ( $\sigma_i + kS_M^{-1/2}$ ), se debe obtener cada uno de los parámetros, la tabla 4.17 muestra, como en el experimento de Tomita y Okabayashi [58] varía  $S_M$  con respecto a la fracción volmétrica  $V_B$

Tabla 4.17: Variación de  $S_M$  con respecto a  $V_B$  en el experimento de [58]

$V_B$ [%]	$S_M$ [ $\mu\text{m}$ ]
10	5,7
25	4,3
50	2,7
75	2,0

En este experimento, el tamaño de la austenita previa que generó ambas fases fue de  $d_\gamma = 9,8$  [ $\mu\text{m}$ ]. Graficando los resultados de la tabla 4.17 (figura 4.22) se observa que la curva que mejor representa la variación de  $S_M$  con respecto a  $V_B$  es una exponencial.

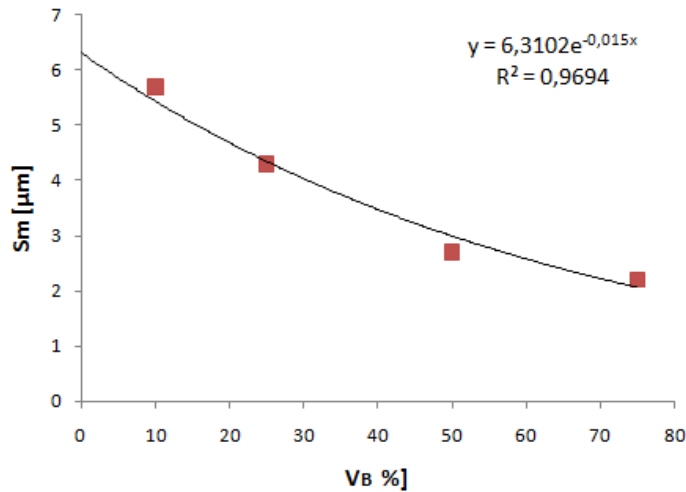


Figura 4.22: Variación de  $S_M$  con respecto a  $V_B$  en el trabajo de Tomita y Okabayashi

Entonces para determinar  $S_M$  se empleará una expresión del tipo:

$$S_M = A \cdot e^{-0,015V_B} \tag{4.3}$$

Con  $V_B$  en %,  $A$  debe representar el caso cuando  $V_B = 0$  es decir para un acero completamente martensítico, por tanto  $A$  será denominado por  $S_{M0}$ . En el experimento de Tomita y Okabayashi no se menciona, pero de la interpolación se obtiene un valor de 6,31 [ $\mu\text{m}$ ]. A partir de la ecuación 2.33 que relaciona el tamaño de la austenita previa con el de la martensita que genera, considerando el valor de 9,8 obtenido en el experimento, se obtiene un valor estimado para el tamaño de martensita de 6,70 (similar a 6,31 obtenido por la interpolación).

Del análisis anterior, se concluye que, la relación que mejor representa  $S_M$  con respecto a  $V_B$  es:

$$S_M = S_{M0} \cdot e^{-0,015V_B} \tag{4.4}$$

Donde  $S_{M0}$  es obtenido mediante ecuación 2.33

Ahora se continúa con la obtención del parámetro  $k$ . Para este caso se asumirá que el parámetro  $k$  se mantiene relativamente constante para el caso general de aceros de baja aleación y temperatura de revenido de 473 [K]. Notar que la expresión  $\sigma_i + kS_M^{-1/2}$  corresponde a una expresión del tipo Hall-Petch, y en dicha ecuación  $k$  representa la constante de dislocaciones durante la deformación, se puede asumir que este parámetro no debería variar de manera significativa para cuando se emplean aceros de baja aleación y revenidos a la misma temperatura.

Del gráfico ilustrado en la figura 2.15 se obtienen las siguientes aproximaciones:

Tabla 4.18: Valores estimados para cada contribución en  $\sigma_y^{Mix}$  con respecto a  $V_B$

$V_B$ [%]	$S_M$ [ $\mu\text{m}$ ]	$S_M^{-1/2}$ [ $\mu\text{m}$ ]-1/2	$\sigma_y^{Mix}$ [MPa]
0	6,7	0,386	1600
10	5,7	0,419	1630
25	4,3	0,482	1680

Para la tabla , los valores de  $S_M$  para 10 y 25 % son obtenidos de la tabla 4.17 mientras que para 0 el valor es estimado a partir de la ecuación 2.33, los valores de  $\sigma_y^{Mix}$  son valores aproximados obtenidos mediante la relación mostrada en el gráfico de la figura 2.15. Notar que para este caso (cuando  $V_B$  es menor o igual a 25 %), se emplea la ecuación 2.39

La figura 4.23 muestra,  $\sigma_y^M$  (en [MPa]) con respecto a  $S_M^{-1/2}$  ( $S_M$  en [ $\mu\text{m}$ ]), junto a una interpolación lineal de donde se puede obtener el valor de  $k$ , y el de  $\sigma_i$  (para este caso particular).

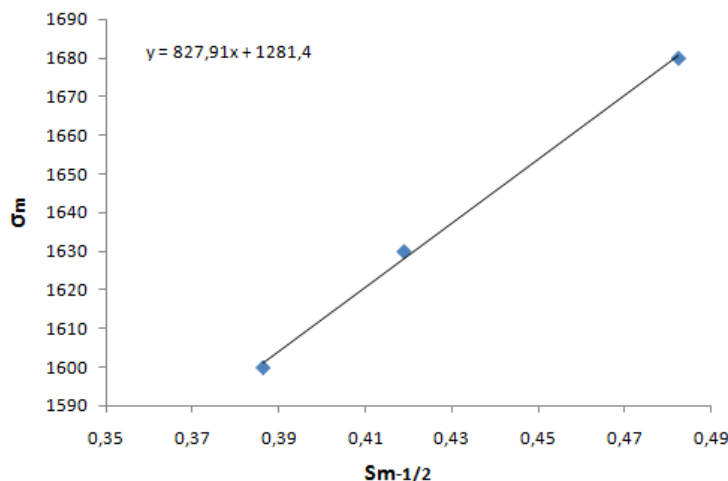


Figura 4.23: Variación de  $\sigma_y^M$  (en [MPa]) con respecto a  $S_M^{-1/2}$  ( $S_M$  en [ $\mu\text{m}$ ]) en el trabajo de Tomita y Okabayashi

Dado que  $\sigma_y^{Mix}$  es de la forma  $\sigma_i + kS_M^{-1/2}$  de la figura se obtiene un valor de  $k$  igual a 827,91. Además se puede obtener el valor de  $\sigma_i$  (1281 [MPa]), sin embargo este valor es solo aplicable para este acero en particular.

Para obtener el valor de  $\sigma_i$  para cualquier acero de baja aleación, se describe la metodología a continuación. Del trabajo de Grange, se puede obtener la dureza de diversos aceros (solo en función de la composición química), y para diferentes condiciones de revenido, en particular para el caso de revenido a 473 [K] (ver Sección 2.6.2). Con el valor de la dureza, la resistencia a la fluencia puede ser calculada mediante la ecuación 4.2.

Empleando este método, para el acero empleado por Tomita y Okabayashi, se obtiene una resistencia a la fluencia de 1764 [MPa], solo un 10 % superior a la obtenida experimentalmente (1600 [MPa]), lo que muestra que, empleando el método de Grange se puede obtener una buena aproximación del valor de la fluencia cuando es un caso 100 %, el método de Grange es independiente del tamaño de grano austenítico.

Luego con el valor de  $\sigma_y^M$  obtenido mediante el método de Grange (que representa el caso particular para un 0 % de  $V_B$ ), y con el valor de  $S_{M0}$  obtenido a partir del tamaño de grano austenítico (según la composición química y los parámetros de austenización) mediante la ecuación 2.33 se puede determinar  $\sigma_i$ .

Del mismo modo como se ha definido la fluencia, y llamando  $\sigma_m$  al término  $\sigma_i + kS_M^{-1/2}$ , se puede definir la dureza de la mezcla bainita martensita mediante las ecuaciones:

$$H_{mix} = H_M(1 - V_B) + H_B(V_B) \quad (4.5)$$

$$H_{mix} = H_M(1 - V_B) \quad (4.6)$$

En las cuales  $H_M$  y  $H_B$  corresponde a las durezas de la contribución por martensita y bainita revenidas, empleando las ecuaciones 4.2 y 4.1 respectivamente. De lo cual  $H_{mix}$  queda definido de acuerdo a la tabla 4.19

Tabla 4.19: Ecuaciones a emplear para la obtención de  $H_{mix}$

Rango $V_B$ [%]	$H_{mix}$
$0 \leq V_B \leq 25$	ecuación 4.6
$25 < V_B \leq 30$	promedio ecuaciones 4.5 y 4.6
$30 < V_B$	ecuación 4.5

### Contribución bainita

Dado lo difícil que es estimar el efecto del revenido, y con los antecedentes expuestos en Sección 2.5.4, y además considerando que la temperatura de revenido es de solo 200 [°C], no habría transformación a ferrita ni un crecimiento de cementita, además dado que son aceros de baja aleación ricos en silicio, el efecto del revenido en la bainita es menor (probablemente exista algo de recuperación dinámica de dislocaciones).

Por seguridad, se considerará que la resistencia a la fluencia de la bainita revenida por dos horas a 473 [K] decrecerá en un 10 % (debido a recuperación por dislocaciones y a un eventual crecimiento de grano).

También se considerará que la austenita retenida en la aleación con el revenido se transformará a bainita.

### 4.5.3. Relación tenacidad

Considerando que dada la extensa evidencia experimental en que la tenacidad varía con respecto al tamaño de grano, en base a los resultados se propone una relación que permita estimar la energía de impacto Charpy según el tamaño de grano  $S_M$ , teniendo presente la ecuación 4.5.3, se propone un modelo de la forma  $A \cdot S_M^{-0,5}$ .



Sin embargo, esta función es solo dependiente del tamaño de grano de la martensita formada ( $S_M$ ), si, se diera el caso por ejemplo, de un acero con igual  $S_M$ , pero con un  $V_B$  distinto se debiera esperar que tuviera mayor tenacidad aquel acero con  $V_B$  mayor. Por tanto se propondrá un modelo que considere la fracción volumétrica de la bainita:

$$CVN = (A \cdot S_M^{-0,5}) \cdot f(V_B) \quad (4.7)$$

Para  $f(V_B)$  se propondrá un modelo polinomial de orden 2.

Para relacionar  $S_M$  con  $CVN$ , se emplea la ecuación 4.4 (notar como  $CVN$  dependerá del tamaño de grano austenítico original), de donde se obtiene la tabla 4.20.

Tabla 4.20: Valores estimados de  $S_M$  con respecto a  $V_B$

$V_B$ [%]	$S_M$ [ $\mu\text{m}$ ]
0	6,7
5	6,2
10	5,7
15	5,3
20	4,7
25	4,6

De lo anterior, los parámetros de la función que minimizan el error entre los valores experimentales (figura 2.19) dan como resultado la siguiente ecuación (con  $V_B$  en fracción):

$$CVN = (65,3 \cdot S_M^{-0,5}) \cdot (-5,96V_B^2 + 2V_B + 0,87) \quad (4.8)$$

En la figura 4.24 se compara los valores experimentales (en línea continua), con los valores obtenidos a partir de la ecuación 4.5.3:

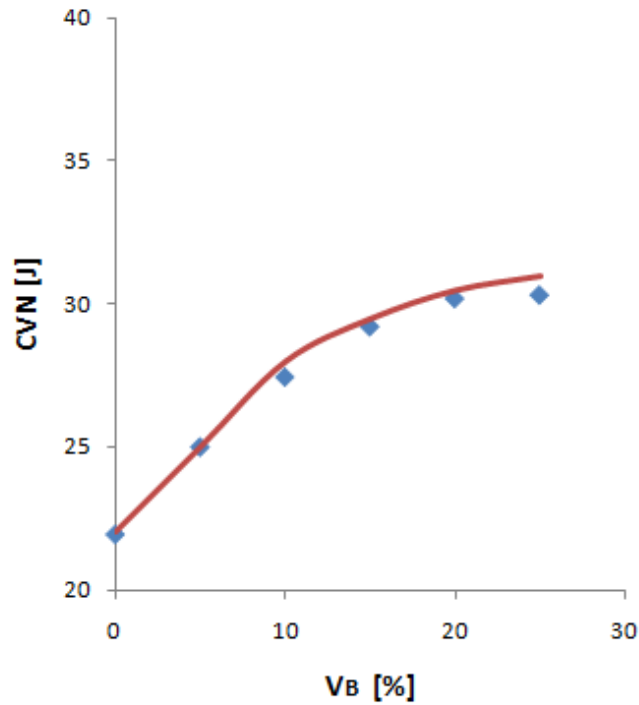


Figura 4.24: CVN obtenido mediante ecuación 4.8 con respecto a  $V_B$

De acuerdo a lo explicado en 2.8, la expresión 4.8 es válida para valores de  $V_B$  entre 0 y 25 %, para valores de  $V_B$  mayores a 25 %, se considera el valor obtenido para  $V_B$  igual a 25 %.

Notar que el presente modelo es solo aplicable para aceros de baja aleación enfriados a temperatura ambiente y revenidos posteriormente a 200 [°C] por dos horas.

La relación de Barson y Rolfe (ecuación 4.9) permite relacionar la energía de absorción obtenida mediante el ensayo estandarizado de Charpy, con la tenacidad del material

$$K_{ic}^2 = 5\sigma_y \left( CVN - \frac{\sigma_y}{20} \right) \quad (4.9)$$

En dicha ecuación los parámetros  $\sigma_y$  y  $CVN$  deben ser ingresados en [kpsi] y [lbf·ft], y el resultado de  $K_{ic}$  es obtenido en [kpsi $\sqrt{in}$ ].

## Capítulo 5

# Resultados

### 5.1. Curva de enfriamiento

Los aceros posterior al tratamiento de austenización serán enfriados al aire, razón por la cual resulta importante obtener la forma de la curva de enfriamiento.

En la Figura 2.20, se aprecia como la temperatura en la superficie depende del coeficiente de transferencia de calor del medio  $h$ , en este caso, el medio es aire. Este coeficiente resulta de la suma de coeficientes tanto convectivo del aire,  $h_c$  como la pérdida de calor por radiación del metal  $h_r$ .

El valor de  $h_c$  para el caso del aire por convección natural, varía entre 12 y 15 [ $W/m^2K$ ] [61], se empleará un valor de 13,5.

El valor de  $h_r$  es determinada mediante la siguiente expresión:

$$h_r = \varepsilon \sigma (\bar{T}^2 + T_\infty^2)(\bar{T} + T_\infty) \quad (5.1)$$

Donde  $\varepsilon$  corresponde al factor de emisividad, que varía entre 0,7 y 0,9 [62]. En este caso se empleará 0,8.  $\bar{T}$  corresponde a la temperatura media del acero.  $\sigma$  corresponde a la constante de Stefan-Boltzman  $5,67 \times 10^{-8}$  [ $W/m^2K^4$ ]. Se considerará una temperatura de austenización de 900 [°C] y que se espera enfriar a una temperatura ambiente de 10 [°C], de lo cual  $\bar{T}$  corresponde a 430 [°C].  $T_\infty$  corresponde a la temperatura del medio de enfriamiento, en este caso aire.

De lo anterior se obtiene un valor de  $h_r$  26,7 [ $W/m^2K$ ], y un  $h$  global de 39,2 [ $W/m^2K$ ]

Con respecto a las propiedades del acero, se emplearán las propiedades térmicas de aceros

pertenecientes a la serie 4000 [63].

Para modelar el enfriamiento del lifter, se le considerará como una placa rectangular de largo 200 mm y de alto 150 mm, respetando las dimensiones consideradas en Anexo B. para efectos de diseño se ha simplificado la geometría del lifter. Para desarrollar el modelo se empleará la teoría expuesta en Sección 2.9

La tabla 5.1 presenta las propiedades y dimensiones de la placa de acero del lifter.

Tabla 5.1: Propiedades y características de la placa de acero considerada para el análisis

Nombre propiedad	Símbolo	Valor	Unidades
conductividad térmica	$k$	44,5	W/mK
densidad	$\rho$	7,85	g/cc
capacidad calórica	$c$	0,745	J/gK
mitad del largo	$L_x$	100	mm
mitad del alto	$L_y$	75	mm

Se considerará que la que la placa se remmplaza cuando el desgaste es de 40 mm en el sentido horizontal, y de 30 mm en el sentido vertical (desde el punto de vista indicado en la figura 5.1).

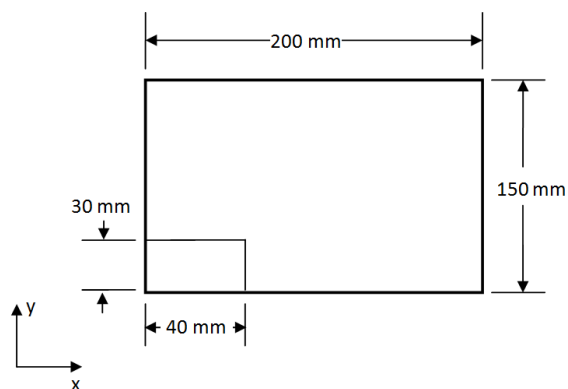


Figura 5.1: Dimensiones empleadas en el modelo de enfriamiento de placa de desgaste, para estimar curva de enfriamiento en la superficie y en el interior

Con dichos valores, y empleando el método gráfico descrito en Sección 2.9, se obtienen curvas de enfriamiento, tanto en la superficie como en el interior, como lo ilustra la figura 5.2

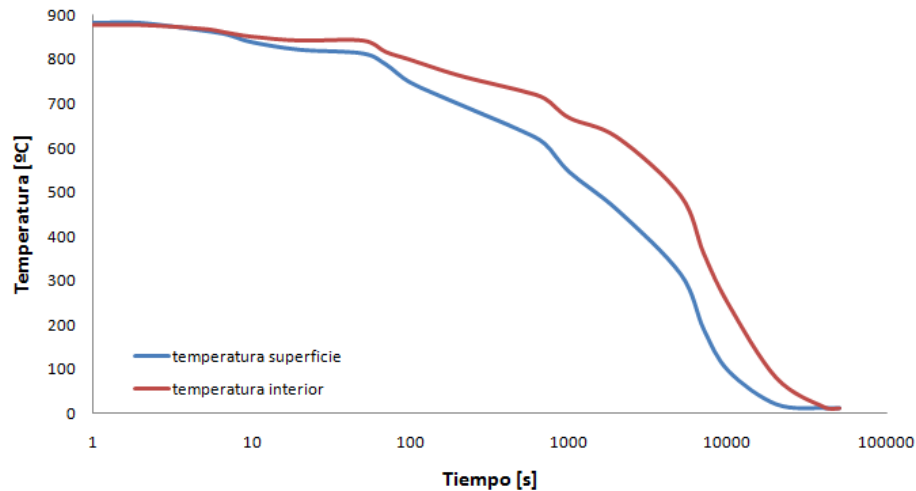


Figura 5.2: Curvas de enfriamiento continuo por aire, de acuerdo a los parámetros dados en la tabla 5.1

Mediante esta curva de enfriamiento se puede estimar la evolución de la microestructura en función del tiempo y con ello obtener la microestructura final.

## 5.2. Obtención de Aceros

### 5.2.1. Estrategia

Con el fin de obtener aceros mediante el método diseño, se adoptarán los siguientes pasos:

- El tratamiento inicial de austenización será fijo para todos los casos
- En el presente trabajo se buscan aceros que resulten de mezclas de microestructura bainítica y martensítica, no es deseable la formación de fases ferríticas y/o perlíticas.
- Debido a la razón anterior, primeramente se analizará el efecto de los elementos aleantes en las curvas de inicio de las fases difusionales (ferrita y perlita)
- Variando la composición química, se definirán diferentes aceros que resulten de mezclas de microestructuras bainíticas, martensíticas y austeníticas, comparando las propiedades mecánicas resultantes.

### **5.2.2. Parámetros fijos**

En el presente trabajo, el tratamiento de austenización, previo al enfriamiento continuo, será para todos los casos, de 900 [°C] por 2 horas.

El porcentaje de carbono, silicio y vanadio, serán mantenidos fijos en 0,40 %, 1,50 % y 0,10 % respectivamente, y se analizará el efecto del cromo, molibdeno, manganeso y níquel. Los aceros serán propuestos en base a los resultados para los efectos de los elementos aleantes analizados.

El tratamiento térmico de revenido será fijo para todos los casos, manteniendo la temperatura a 200 [°C] por 2 horas, de acuerdo a lo expuesto en 4.5.

### **5.2.3. Efecto de los elementos aleantes en las curvas de formación de fases ferrítica perlítica**

#### **Efecto del Cr**

Para analizar el efecto de Cr, se consideró como base un acero de 0,4 % carbono y 1,5 % silicio, a partir de cuál se varió el Cr de 0, 0,5, 1, 1,5 y 2 %. Los resultados se muestran en la figura 5.3.

En la figura 5.3 se aprecia un desplazamiento gradual de las curvas de ferrita hacia la derecha con el incremento de Cr hasta un 1,5 %. Para un 2 % de Cr, la curva es similar que para el caso de 1 %.

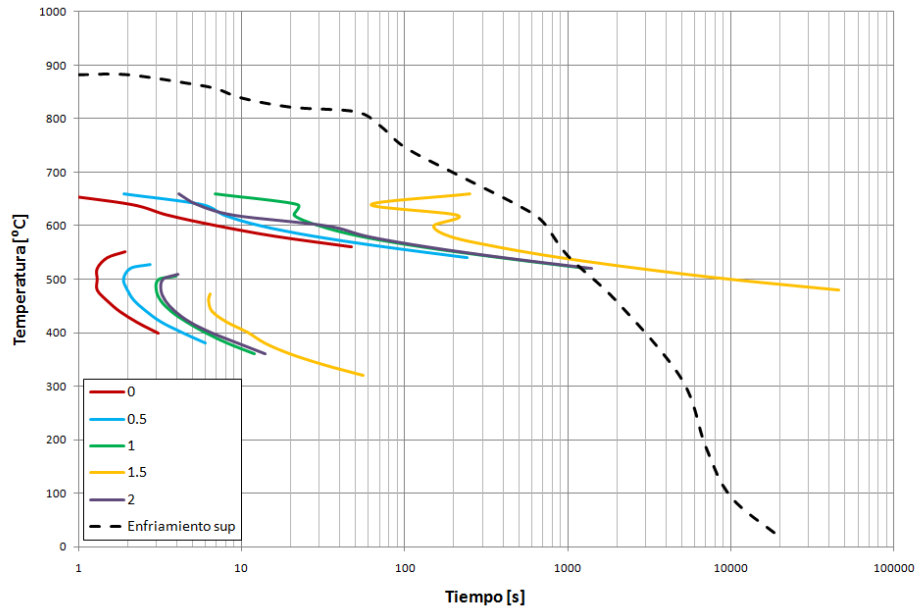


Figura 5.3: Efecto del Cr en la curvas de inicio de formación de las fases difusionales (ferrita-perlita) y adifusionales (bainita)

### Efecto del Mo

Para analizar el efecto de Mo, se consideró como base un acero de 0,4 % carbono y 1,5 % silicio, a partir del cuál se varió el Mo de 0, 0,15, y 0,25 %, que corresponde al rango recomendado, También para efectos de análisis se consideró un Mo de 1,0, y 1,5 %. Los resultados se muestran en la figura 5.4.

En la figura 5.4 no se aprecia una modificación significativa por efecto del Mo, a pesar del conocido efecto en las curvas de formación ferrítica y perlítica.

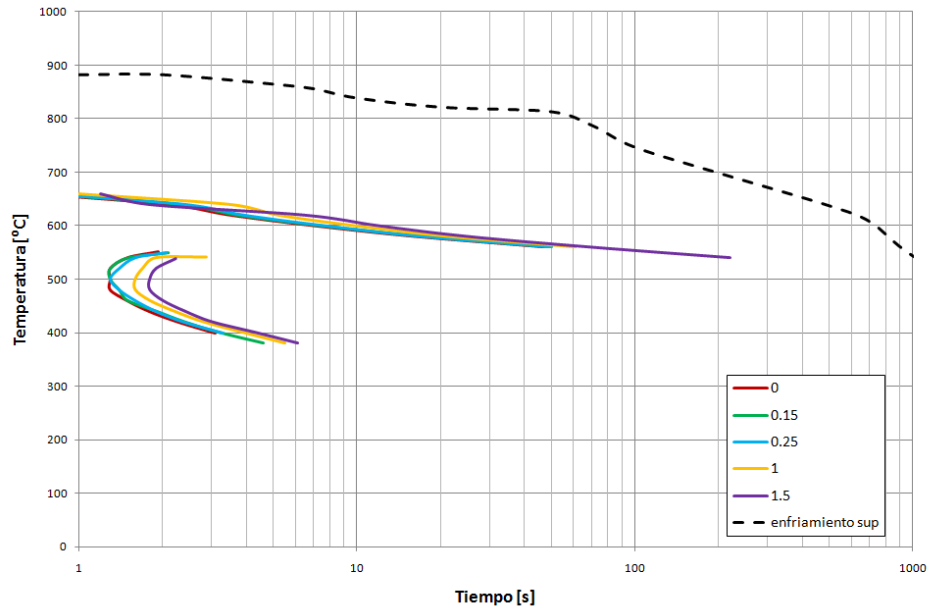


Figura 5.4: Efecto del Mo en la curvas de inicio de formación de las fases difusionales (ferrita-perlita) y adifusionales (bainita)

### Efecto del Mn

Para analizar el efecto de Mn, se consideró como base un acero de 0,4 % carbono y 1,5 % silicio, a partir del cuál se varió el Mn de 0, 1,0, 2,0 y 2,5 %. Los resultados se muestran en la figura 5.5.

En la figura 5.4 se aprecia un importante efecto gradual en desplazar las curvas de transformación ferríticas y bainíticas, además de disminuir las temperaturas Bs y Ms.



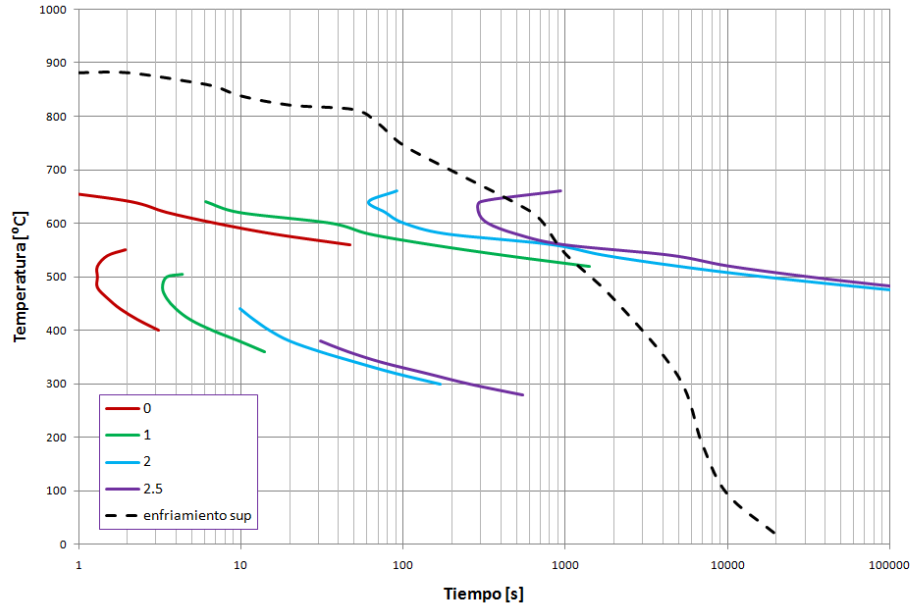


Figura 5.5: Efecto del Mn en las curvas de inicio de formación de las fases difusionales (ferrita-perlita) y adifusionales (bainita)

### Efecto del Ni

Para analizar el efecto de Ni, se consideró como base un acero de 0,4 % carbono y 1,5 % silicio, a partir del cuál se varió el Mn de 0, 1,0, 2,0 y 3,5 %. Los resultados se muestran en la figura 5.6.

En la figura 5.6 se aprecia un importante efecto gradual en desplazar las curvas de transformación ferríticas y bainíticas, aunque dicho efecto es menor que para el caso del Mn.

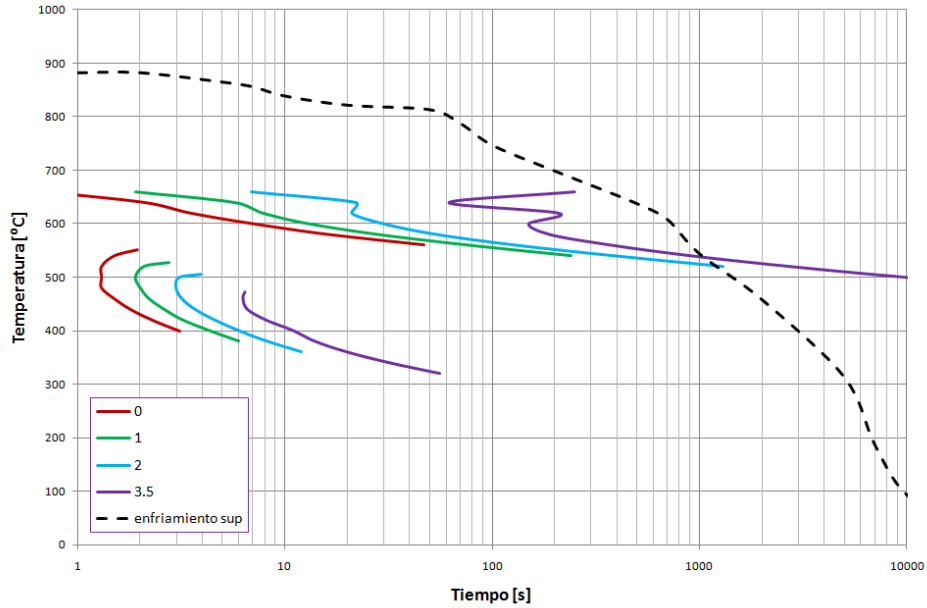


Figura 5.6: Efecto del Ni en la curvas de inicio de formación de las fases difusionales (ferrita-perlita) y adifusionales (bainita)

### Efecto combinado CrMo

Se analizó el efecto del Cr y del Mo combinados, a pesar de que anteriormente el análisis para el Mo mostraba que dicho elemento no influía significativamente en las curvas, se aprecia que al combinarse con el Cr si tiene un efecto importante en las curvas de formación de fases (ver en la figura 5.7, curvas 1%Cr-0%Mo, 1%Cr-0,15%Mo, 1%Cr-0,25%Mo y 1%Cr-0,5%Mo). También se consideró el efecto del Cr, en el análisis anterior el cromo había obtenido un mejor resultado al 1,5% (ver figura 5.3), sin embargo en el presente análisis se observa que el mejor resultado es obtenido al 1% de cromo (ver curvas 1%Cr-0,25%Mo y 1,5%Cr-0,25%Mo).

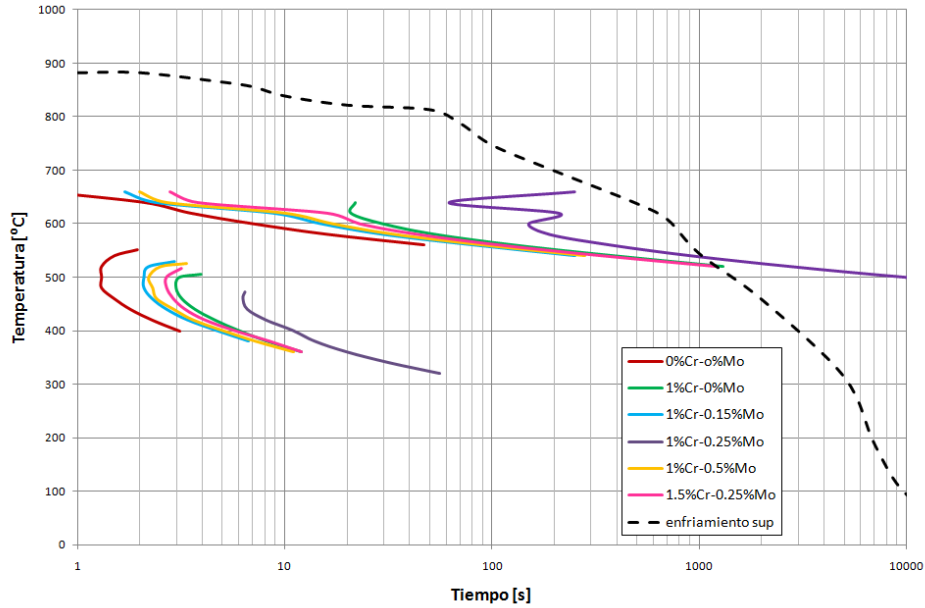


Figura 5.7: Efecto combinado del Cr y Mo en la curvas de inicio de formación de las fases difusionales (ferrita-perlita) y adifusionales (bainita)

En el presente análisis se obtiene que el mejor resultado es obtenido para la combinación 1 %Cr-0,25 %Mo, valor que está dentro de los rangos recomendados, razón por la cual para la definición de los aceros por diseño, dicho valor se mantendrá fijo, y se variarán los valores del Mn y Ni, dichos elementos solo tienen un efecto positivo en desplazar las curvas de formación, sin embargo, un exceso de estos elementos provocaría la formación de solo martensita, sin fases bainíticas.

### 5.3. Definición de Aceros

Como ya se fue expuesto en el punto anterior, para definir los aceros de diseño se variará solo el contenido de Mn y Ni, el Cr y Mo será fijado en 1 % y 0,25 % de acuerdo a los resultados obtenidos en el análisis del efecto combinado CrMo. En la tabla 5.2 se presentan los diferentes aceros considerados y sus respectivas composiciones químicas.

Tabla 5.2: Composición química de los aceros definidos

Acero	% C	% Si	% Cr	% Mo	% Mn	% Ni	% V
Acero 1	0,40	1,50	1,0	0,25	2,0	2,0	0,1
Acero 2	0,40	1,50	1,0	0,25	0,0	3,5	0,1
Acero 3	0,40	1,50	1,0	0,25	1,0	3,5	0,1
Acero 4	0,40	1,50	1,0	0,25	2,0	1,0	0,1
Acero 5	0,40	1,50	1,0	0,25	1,5	2,0	0,1
Acero 6	0,40	1,50	1,0	0,25	1,5	2,5	0,1
Acero 7	0,40	1,50	1,0	0,25	0,75	3,0	0,1
Acero 8	0,40	1,50	1,0	0,25	1,0	3,0	0,1

En la 5.8 se aprecia las curvas de formación de fases ferríticas-perlíticas de los diferentes aceros de diseño y se comparan con las curvas de enfriamiento tanto en la superficie como en el interior. Se aprecia que solo los aceros 2 y 7 la curva de formación está por sobre la de enfriamiento para el caso de enfriamiento en el interior. Si bien esto produciría un efecto indeseable por la formación de ferrita, éste podría ser corregido con la adición de elementos aleantes como el boro, que tiene un conocido efecto en desplazar las curvas de formación ferrítica, sin modificar las curvas de formación bainítica. razón por la cual dichos aceros serán igualmente considerados.

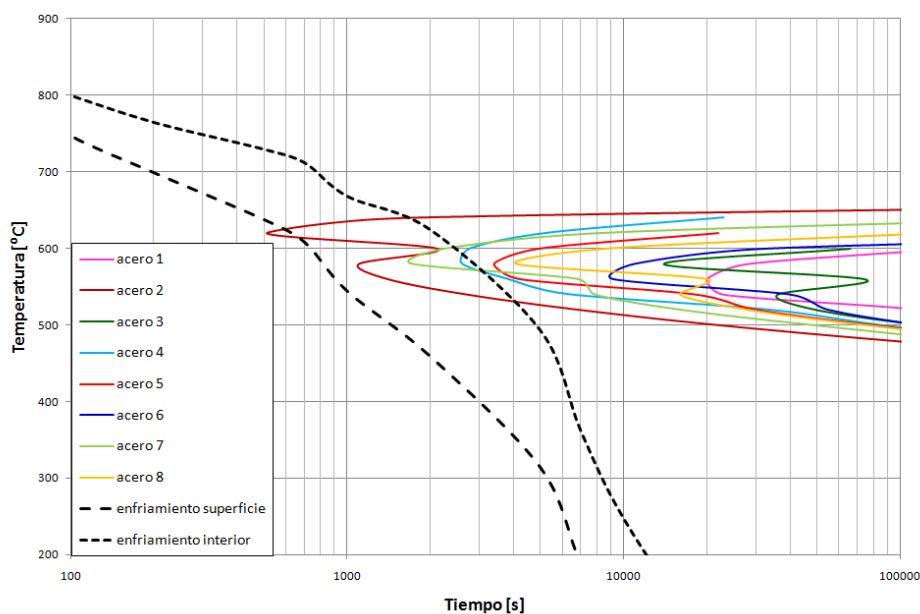


Figura 5.8: Curvas de inicio de las fases difusionales (ferrita-perlita) de los diferentes acers definidos

A continuación se explicará la metodología para la obtención de propiedades mecánicas de los diversos aceros, la cual es la misma para todos los casos.

Se ingresan los valores de composición química en el software (ver Sección 4.1), a partir del cual se obtienen los diversos parámetros que permitirán realizar las siguientes etapas de los cálculos

Con los valores obtenidos del software, se obtiene, para temperaturas de transformación isotérmica que van desde los 200 [°C] (incrementándose en 20 [°C]), el límite de fluencia de la austenita, y empleando la ecuación 2.29, el de la bainita.

Considerando el tiempo de nucleación, dado por los resultados del software, y el tiempo de crecimiento, se construyen diagramas TTT enfocados en la zona de transformación bainítica, los que incluyen las curvas de enfriamiento tanto en la superficie como en el interior, como se presenta en la figura 5.9

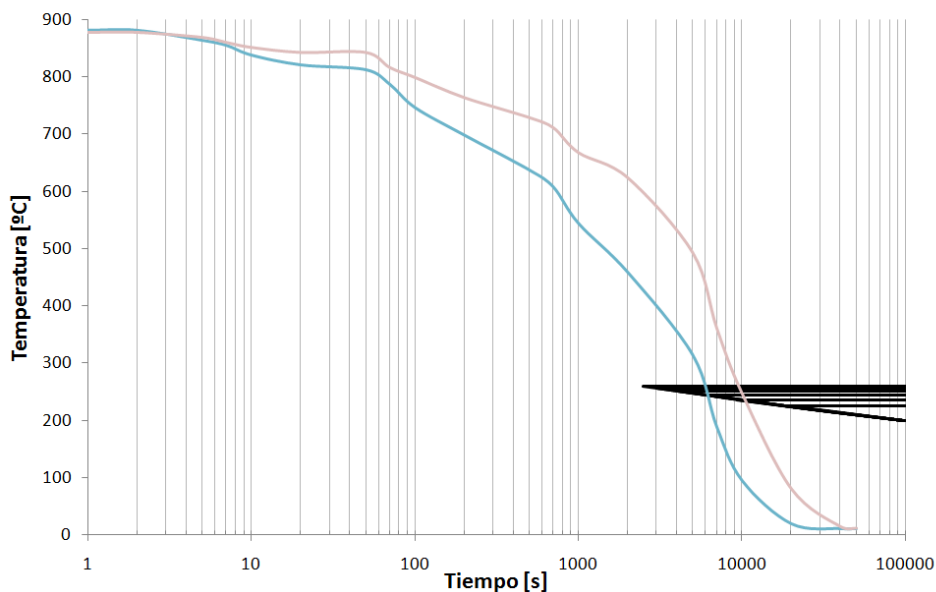


Figura 5.9: Curva TTT enfocada en la transformación bainítica para Acero 1 y curvas de enfriamiento continuo

A partir de la figura 5.9 se obtiene una estimación de  $V_B$  (primeramente para el caso de las características del acero obtenido en la superficie), en este caso, 15 %, razón por la cual el porcentaje de austenita residual es de 85 %

Empleando la ecuación 2.26, se obtiene la concentración de carbono en la austenita residual, en el presente caso,  $x_\gamma = 0,47$ . Debido a que la concentración de carbono se incrementa, la temperatura de inicio de transformación martensítica  $M_S$  de la austenita residual disminuye con respecto al del valor de la aleación original, en el presente caso, empleando la ecuación 2.27, se obtiene un  $M_S = 181[°C]$ .

Dado la disminución de  $M_S$ , la fracción de martensita formada a partir de la austenita residual se modifica, para obtener la fracción  $\xi$  de martensita formada con respecto a la austenita residual se emplea la ecuación 2.28, en el presente caso  $\xi = 84,7\%$

De los pasos anteriores se obtienen las fracciones de bainita, austenita retenida y martensita siendo 15, 13 y 72 % respectivamente.

El caso del enfriamiento continuo en la superficie se asimila a un tratamiento isotérmico equivalente de 473 [°C], razón por la cual las propiedades mecánicas de la bainita y austenita son estimadas a partir de dicha temperatura, en el presente caso, los límites de fluencia son 1415 y 118 [MPa] respectivamente. El límite de fluencia de la austenita se obtiene mediante la ecuación 2.6, mientras que el de la bainita es obtenido mediante la ecuación 2.29, dado que dichos valores son obtenidos cada 20 [°C], se debe interpolar entre los valores correspondientes.

Empleando la ecuación 4.1 se obtiene la dureza de la base bainita-austenita, en este caso  $HB = 320[HB]$ , la dureza de la martensita (en este caso sin revenir) se obtiene a partir de la ecuación 2.36, de la cual se obtiene un valor de  $HB = 609[HB]$ .

Empleando ley de mezcla, se obtiene un valor resultante de dureza para el Acero 1, en su estado sin revenir, de 528 [HB], y un límite de fluencia de 1813 [MPa]. La metodología presentada corresponde a lo expuesto en figura 4.4

Para la obtención de la dureza del Acero 1 en estado revenido se aplicará la metodología presentada en 4.20, en el presente modelo, se asume que la austenita retenida se transforma a bainita durante el revenido. Los parámetros para este caso son:  $V_B$  (parámetro conocido, en este caso corresponde a la suma de las fracciones de bainita y austenita, 28 %), y los parámetros por obtener: tamaño de la martensita revenida  $S_M$ , la constante  $k$  y  $\sigma_i$  (ver ecuaciones 2.38 y 2.39) y  $\sigma_B^{0,2}$ :

En este caso, el tamaño de la austenita previa corresponde a 28,18 [ $\mu\text{m}$ ], empleando la ecuación 2.33, de la cual se obtiene  $S_{M0}$  (que corresponde al tamaño que tendría el mismo acero con  $V_B = 0$ , es decir 100 % martensítico), de la cual  $S_{M0} = 14,57 [\mu\text{m}]$ .

Empleando la ecuación 4.4, se obtiene que  $S_M = 9,57 [\mu\text{m}]$ , que corresponde al valor del tamaño de grano de la martensita debido al efecto de refinamiento de grano producido por la bainita revenida.

Para obtener el valor de  $\sigma_i$ , primero se debe obtener el valor de la dureza de la martensita revenida para el caso en que  $V_B = 0$ , es decir, es 100 % martensítico. Para ese caso, empleando el método de Grange (ver Sección 2.6.2), y considerando un revenido de 200 [°C] por 2 horas, se

obtiene un valor de  $\sigma_m = 1942$  [MPa], dicho valor debe obedecer la expresión  $\sigma_m = \sigma_i + kS_M^{-1/2}$ , en el caso particular cuando  $V_B = 0$ ,  $S_M = 14,57$ , y considerando la constante  $k = 827,91$ , se obtiene un valor de  $\sigma_i$  igual a 1725 [MPa].

Teniendo todos los parámetros, y considerando que en este caso  $V_B$  es 28 %, para obtener la dureza de la mezcla se emplea la ecuación que corresponda de acuerdo a la tabla 4.19, en este caso se usa el promedio ponderado de las ecuaciones y se obtiene una dureza de la mezcla 519 [HB], y un límite de fluencia de 1780 [MPa].

Para el caso de la tenacidad, se debe tener presente que para cuando  $V_B$  es mayor o igual a 25 %, la tenacidad es equivalente a la que se obtendría con  $V_B$  igual a 25 %, dado que en presente caso  $V_B$  es igual a 28 % se debe determinar la tenacidad que tendría si fuese 25 %, para ello primero se debe estimar  $S_M(V_B = 25\%)$ , empleando la ecuación 4.4 se obtiene que dicho valor es 10,01 [ $\mu\text{m}$ ]. Empleando la ecuación 4.8, se obtiene una energía absorbida de 20,58 [J].

La misma metodología descrita anteriormente se aplica para el caso de la microestructura y propiedades mecánicas obtenidas mediante la curva de enfriamiento correspondiente al interior de la pieza.

Debido a que la misma metodología es empleada en todos los aceros definidos, a continuación solo se presentarán los resultados en las tablas siguientes, los diagramas TTT y las curvas de enfriamiento continuo de estos aceros son presentados en Anexo E

Tabla 5.3: Características microestructurales de los aceros definidos, en la zona de la superficie

Acero	tamaño austenita [ $\mu\text{m}$ ]	Bainita [%]	Austenita [%]	B + A [%]	Martensita [%]	$M_S$ [°C]	$B_S$ [°C]	$x_\gamma$
Acero 1	21,18	15	13	28	72	218	260	0,47
Acero 2	23,39	60	40	100	0	293	400	0,96
Acero 3	23,39	37	17	54	46	240	300	0,62
Acero 4	31,91	41	23	64	36	241	320	0,66
Acero 5	28,18	42	23	65	35	246	320	0,67
Acero 6	26,49	37	18	55	45	234	300	0,62
Acero 7	24,89	50	30	80	20	264	340	0,77
Acero 8	24,89	44	24	68	32	251	320	0,69

Tabla 5.4: Propiedades mecánicas de los aceros definidos, en la zona de la superficie

Acero	Dureza B+A [HB]	Dureza M [HB]	Dureza mix [HB]	$\sigma_y$ mix [MPa]	Dureza mix rev. [HB]	$\sigma_y$ mix rev. [MPa]	CVN [J]	Tenacidad [MPa $\sqrt{m}$ ]
Acero 1	320	609	528	1813	519	1780	20,58	59,7
Acero 2	353	—	353	895	316	806	21,64	84,5
Acero 3	399	651	514	1653	464	1449	21,63	83,2
Acero 4	367	659	472	1474	419	1273	19,96	78,3
Acero 5	374	661	474	1476	423	1279	20,58	81,4
Acero 6	388	651	505	1619	454	1415	20,91	80,1
Acero 7	365	674	426	1237	383	1096	21,27	86,2
Acero 8	378	665	470	1442	420	1260	21,27	85,1

Tabla 5.5: Características microestructurales de los aceros definidos, en la zona del interior

Acero	Bainita [%]	Austenita [%]	B + A [%]	Martensita [%]	$x_\gamma$
Acero 1	22	15	37	63	0,50
Acero 2*	63	37	100	0	1,03
Acero 3	41	23	64	36	0,66
Acero 4	45	28	73	27	0,70
Acero 5	46	29	75	25	0,72
Acero 6	40	24	64	36	0,65
Acero 7*	53	39	92	8	0,82
Acero 8	47	29	76	24	0,73

(\*) Estos aceros en la zona interior no son bainíticos-martensíticos (ver figura 5.8), sin embargo para efectos de análisis se consideraron como tal.

Tabla 5.6: Propiedades mecánicas de los aceros definidos, en la zona del interior

Acero	Dureza B+A [HB]	Dureza M [HB]	Dureza mix [HB]	$\sigma_y$ mix [MPa]	Dureza mix rev. [HB]	$\sigma_y$ mix rev. [MPa]	CVN [J]	Tenacidad [MPa $\sqrt{m}$ ]
Acero 1	350	622	521	1752	476	1563	20,58	72,6
Acero 2	369	—	369	933	331	841	21,64	85,3
Acero 3	378	659	478	1490	430	1309	21,63	86,1
Acero 4	353	666	436	1317	389	1150	19,96	80,2
Acero 5	359	668	438	1310	387	1136	20,58	83,2
Acero 6	369	657	474	1185	421	1284	20,91	83,0
Acero 7	342	677	369	1004	328	891	21,27	84,9
Acero 8	365	670	438	1303	391	1141	21,27	86,1



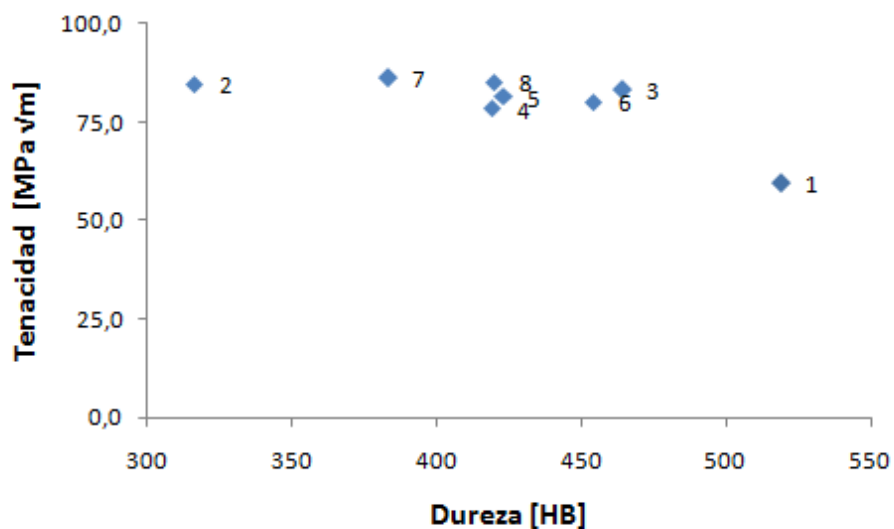


Figura 5.10: Relación dureza-tenacidad obtenida para los aceros definidos en 5.2, en la zona de la superficie luego del revenido

En la 5.10 se presentan la relación dureza-tenacidad para cada uno de los aceros definidos en 5.2, observándose que todos los aceros están por sobre la tenacidad requerida ( $45 \text{ [MPa}\sqrt{m}]$ ). En ninguno de los casos se consiguió la dureza buscada ( $550 \text{ [HB]}$ ), sin embargo los Aceros 1, 3 y 6 son los que muestran una mejor dureza.

De lo anterior, con el fin de alcanzar la dureza requerida, se definiran tres nuevos aceros como Acero 9, 10 y 11 respectivamente, los cuales tienen las composiciones de los Aceros 1, 3 y 6 respectivamente, sin embargo, presentan un incremento en el carbono a un  $0,5 \%$ . en la tabla 5.7 se presenta la composición de dichos aceros:

Tabla 5.7: Composición química de los nuevos aceros definidos

Acero	% C	% Si	% Cr	% Mo	% Mn	% Ni	% V
Acero 9	0,50	1,50	1,0	0,25	2,0	2,0	0,1
Acero 10	0,50	1,50	1,0	0,25	1,0	3,5	0,1
Acero 11	0,50	1,50	1,0	0,25	1,5	2,5	0,1

En Anexo E están incluidos los diagramas TTT y las curvas de enfriamiento de los Aceros 9, 10 y 11.

En las siguientes tablas se presentan los resultados obtenidos para dichos aceros:

Tabla 5.8: Características microestructurales de los nuevos aceros definidos, en la zona de la superficie

Acero	tamaño austenita [ $\mu\text{m}$ ]	Bainita [%]	Austenita [%]	B + A [%]	Martensita [%]	$M_S$ [ $^{\circ}\text{C}$ ]	$B_S$ [ $^{\circ}\text{C}$ ]	$x_{\gamma}$
Acero 9	27,17	0	18	18	82	165	240	0,50
Acero 10	22,55	26	29	55	45	190	280	0,67
Acero 11	25,53	20	24	44	56	184	260	0,62

Tabla 5.9: Propiedades mecánicas de los nuevos aceros definidos, en la zona de la superficie

Acero	Dureza B+A [HB]	Dureza M [HB]	Dureza mix [HB]	$\sigma_y$ mix [MPa]	Dureza mix rev. [HB]	$\sigma_y$ mix rev. [MPa]	CVN [J]	Tenacidad [MPa $\sqrt{m}$ ]
Acero 9	193	621	542	1872	596	2136	20,49	–
Acero 10	299	601	463	1534	416	1376	21,87	86,2
Acero 11	279	652	486	1660	449	1520	21,12	78,0

Tabla 5.10: Características microestructurales de los nuevos aceros definidos, en la zona del interior

Acero	Bainita [%]	Austenita [%]	B + A [%]	Martensita [%]	$x_{\gamma}$
Acero 9	3	18	21	79	0,51
Acero 10	30	34	64	36	0,70
Acero 11	25	29	54	46	0,66

Tabla 5.11: Propiedades mecánicas de los nuevos aceros definidos, en la zona del interior

Acero	Dureza B+A [HB]	Dureza M [HB]	Dureza mix [HB]	$\sigma_y$ mix [MPa]	Dureza mix rev. [HB]	$\sigma_y$ mix rev. [MPa]	CVN [J]	Tenacidad [MPa $\sqrt{m}$ ]
Acero 9	225	626	544	1877	564	1978	20,57	38,1
Acero 10	296	666	430	1348	383	1240	21,87	88,1
Acero 11	286	659	457	1520	418	1382	21,12	82,1

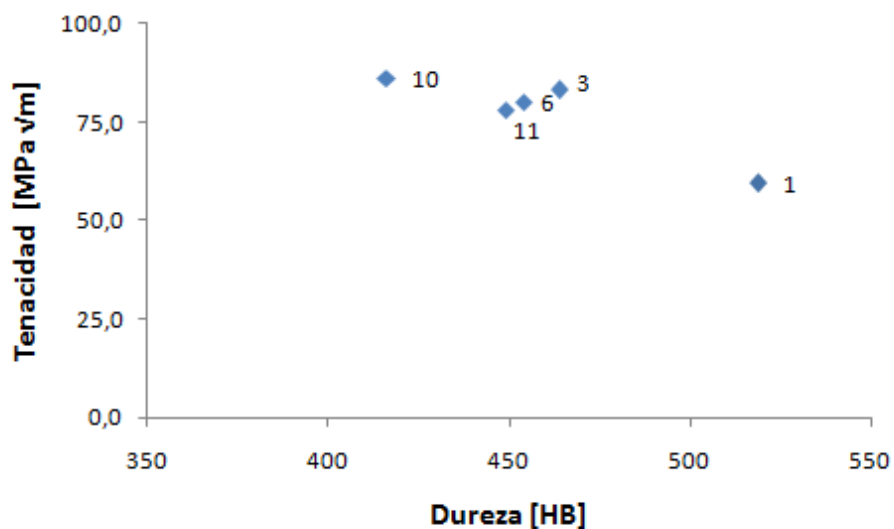


Figura 5.11: Relación dureza-tenacidad obtenida para los aceros indicados en el gráfico, en la zona de la superficie luego del revenido

En la 5.11 se presentan la relación dureza-tenacidad para cada uno de los nuevos aceros definidos y de sus respectivos aceros de las cuales se idearon, el Acero 9 presenta un comportamiento anómalo, pues la dureza aumenta en una manera importante luego de revenir, esto es por que la metodología propuesta en el caso de cuando  $V_B$  es menor que 25 %, el modelo asume que la dureza de la mezcla se comporta como la de un acero 100 % martensítico revenido, cuyos granos son refinados por la matriz bainítica. Sin embargo, en los casos anteriores esto era válido pues, si bien en los casos anteriores había austenita retenida que se asume que transforma a bainita luego del revenido, también había una importante cantidad de bainita fina relativamente dura formada por el enfriamiento continuo. Para el Acero 9, toda la bainita proviene de la austenita retenida, la que es una austenita relativamente blanda, por tanto dicha presunción no es del todo aplicable. Por tanto para efectos de análisis se descarta el Acero 9. Además en el caso del Acero 9, no se puede obtener la tenacidad en la superficie mediante la ecuación 4.9.

Al revés de lo esperado, la dureza disminuyó en los Aceros 10 y 11 con respecto a sus pares 3 y 6, esto es explicado por el hecho de que, al aumentar la cantidad de carbono, disminuye la cantidad de bainita formada, lo que genera una mayor cantidad de austenita residual, pero dado que se incrementó la cantidad de carbono, dicha austenita residual es más estable térmicamente, por tanto una cantidad relativamente menor de martensita se formará.

La tenacidad en los Aceros 10 y 11 no varió significativamente con respecto a sus pares 3 y 6.

Debido al efecto anterior, se decide definir tres nuevos aceros como Aceros 12, 13 y 14 cuya composición química corresponde a la de los Aceros 1, 3 y 6 respectivamente, pero con una cantidad de carbono de 0,3 %. La composición de estos aceros aparece en la tabla 5.12.

Tabla 5.12: Composición química de los nuevos aceros definidos

Acero	% C	% Si	% Cr	% Mo	% Mn	% Ni	% V
Acero 12	0,30	1,50	1,0	0,25	2,0	2,0	0,1
Acero 13	0,30	1,50	1,0	0,25	1,0	3,5	0,1
Acero 14	0,30	1,50	1,0	0,25	1,5	2,5	0,1

En Anexo E están incluidos los diagramas TTT y las curvas de enfriamiento de los Aceros 12, 13 y 14.

En las siguientes tablas se presentan los resultados obtenidos para dichos aceros:

Tabla 5.13: Características microestructurales de los nuevos aceros definidos, en la zona de la superficie

Acero	tamaño austenita [ $\mu\text{m}$ ]	Bainita [%]	Austenita [%]	B + A [%]	Martensita [%]	$M_S$ [ $^{\circ}\text{C}$ ]	$B_S$ [ $^{\circ}\text{C}$ ]	$x_{\gamma}$
Acero 12	29,24	40	3	43	57	271	300	0,48
Acero 13	24,27	52	14	66	34	289	340	0,59
Acero 14	27,48	51	14	65	35	286	340	0,58

Tabla 5.14: Propiedades mecánicas de los nuevos aceros definidos, en la zona de la superficie

Acero	Dureza B+A [HB]	Dureza M [HB]	Dureza mix [HB]	$\sigma_y$ mix [MPa]	Dureza mix rev. [HB]	$\sigma_y$ mix rev. [MPa]	CVN [J]	Tenacidad [MPa $\sqrt{m}$ ]
Acero 12	482	614	557	1821	500	1557	20,39	71,6
Acero 13	439	646	510	1564	454	1332	21,42	84,7
Acero 14	435	644	509	1566	449	1321	20,71	81,3

Tabla 5.15: Características microestructurales de los nuevos aceros definidos, en la zona del interior

Acero	Bainita [%]	Austenita [%]	B + A [%]	Martensita [%]	$x_{\gamma}$
Acero 12	44	3	47	53	0,51
Acero 13	55	16	71	29	0,63
Acero 14	54	16	70	30	0,62

Tabla 5.16: Propiedades mecánicas de los nuevos aceros definidos, en la zona del interior

Acero	Dureza B+A [HB]	Dureza M [HB]	Dureza mix [HB]	$\sigma_y$ mix [MPa]	Dureza mix rev. [HB]	$\sigma_y$ mix rev. [MPa]	CVN [J]	Tenacidad [MPa $\sqrt{m}$ ]
Acero 12	485	625	559	1819	498	1538	20,39	72,4
Acero 13	432	654	496	1492	443	1279	21,42	85,6
Acero 14	428	652	495	1495	439	1269	20,71	82,2

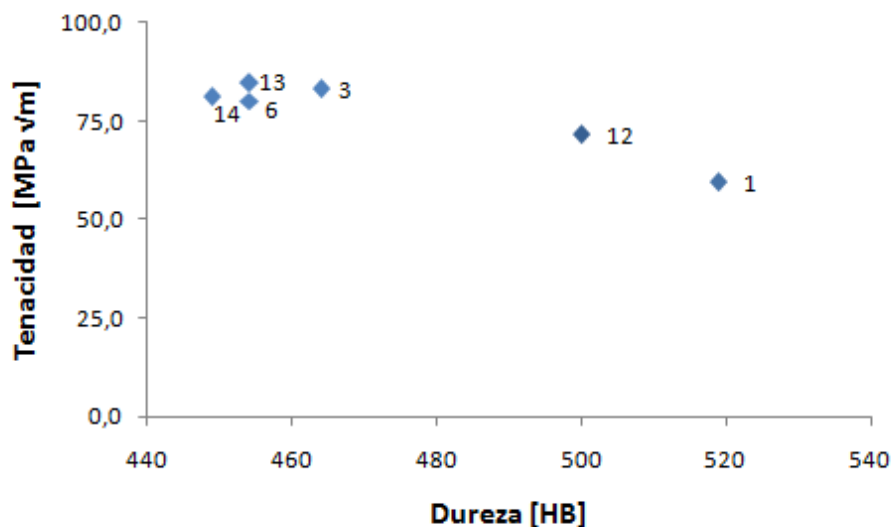


Figura 5.12: Relación dureza-tenacidad obtenida para los aceros indicados en el gráfico, en la zona de la superficie luego del revenido

En la 5.12 se presentan la relación dureza-tenacidad para cada uno de los nuevos aceros definidos y de sus respectivos aceros de las cuales se idearon, se aprecia, como en todos los casos, los nuevos aceros presentan una menor dureza cuando luego de revenir, sin embargo, solo en el caso del Acero 12, éste presenta una mayor dureza que el Acero 1, pero en el caso previo al revenido. Además el Acero 12 presenta una mayor dureza luego de revenir que el Acero 1, en la zona interior

En las figuras 5.13 y 5.14 se presenta la dureza de todos los aceros luego del revenido, de la superficie y de la zona interior respectivamente. La línea anaranjada horizontal representa la dureza 500 [HB] y la vertical representa la tenacidad objetivo 45 [MPa  $m^{1/2}$ ].

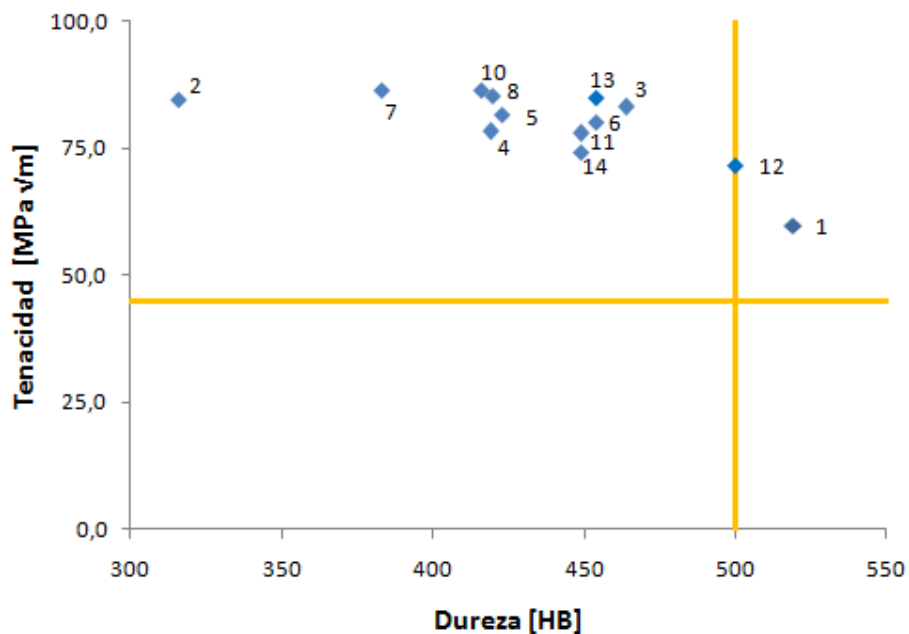


Figura 5.13: Relación dureza-tenacidad obtenida para los aceros indicados en el gráfico, en la zona de la superficie luego del revenido

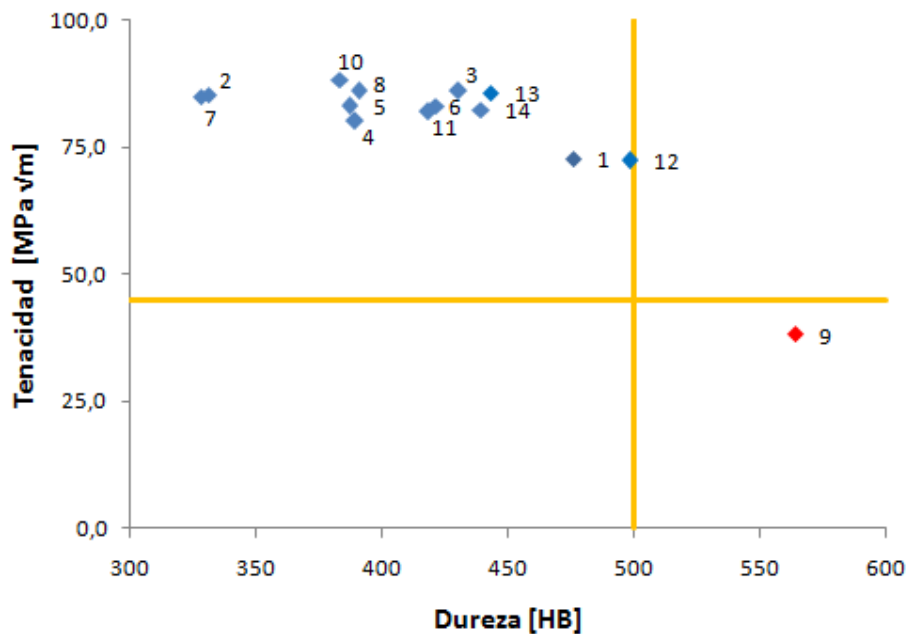


Figura 5.14: Relación dureza-tenacidad obtenida para los aceros indicados en el gráfico, en la zona del interior luego del revenido

## 5.4. Análisis de Resultados

El presente trabajo consistió en diseñar una metodología que permita correlacionar la composición química y las características microestructurales con las propiedades mecánicas, en el caso particular de obtener una dureza y tenacidad que satisfaga ciertos requerimientos para una determinada aplicación, en el presente caso, con las solicitudes mecánicas de las placas de desgaste empleadas en los molinos SAG. Durante el desarrollo del trabajo se propuso una metodología, la que consta de diversas etapas, siendo cada una de ellas validadas de manera independiente, sin embargo, no se pudo validar el conjunto de la metodología en completo, por no encontrarse durante la búsqueda bibliográfica aceros de referencia para comparar.

Para la tenacidad se propuso un modelo que incorpora el tamaño de grano  $S_M$  y la fracción de bainita  $V_B$  en el acero, dicha relación representó de buena manera lo ocurrido en el trabajo de Tomita y Okabayashi [58]. En el presente trabajo los valores de CVN fueron relativamente semejantes entre sí, lo que es explicado por el hecho de que la variación del tamaño de grano austenítico no es significativa entre los aceros, sin embargo la tenacidad a la fractura  $K_{ic}$ , como propiedad del acero, dado que depende tanto de la energía de impacto como del límite de fluencia, varía en un rango mayor.

La energía de absorción CVN, de acuerdo al modelo propuesto, es solo dependiente de  $S_M$ , que a su vez depende del tamaño de la austenita previa, y de  $V_B$ . Para determinar el tamaño de la austenita previa se emplea un modelo que correlaciona dicho tamaño con la temperatura, tiempo y la cantidad de C, Cr, Mo, y Ni; no está incluido el efecto del Mn. Dado que el crecimiento de grano es vía difusión, el Mn debe representar un importante efecto, pues, como se vió anteriormente, tiene un importante efecto en la formación de las fases difusionales.

La tenacidad, a diferencia de la fluencia, no es una propiedad característica promedio, es decir, mientras que el límite de fluencia está relacionado con el valor promedio de los parámetros microestructurales (tamaño de grano, densidad de dislocaciones, etc.), la fractura de un material ocurrirá donde haya una irregularidad, razón por la cual está relacionada con el tamaño de grano más grueso, o con el carburo más grueso, debido a ésto, resulta bastante complejo relacionar la tenacidad con los parámetros microestructurales, aunque diversos autores han relacionado la tenacidad con los mencionados parámetros (ver Sección 2.8). En el presente caso, se relacionó con el tamaño de grano. Debido a lo descrito anteriormente, cualquier modelo propuesto para estimar la tenacidad tendrá un amplio margen de error.

Como se aprecia en Anexo B, el principal daño producido en los *lifters* por la interacción del material del molino SAG se debe a las cargas de impacto, sin embargo, dichas piezas metálicas es-

tán fabricadas de tal manera que son mayormente resistentes al impacto, y por tanto su principal modo de falla corresponde a desgaste abrasivo. El diseño de estas piezas está, por tanto, principalmente enfocado a aumentar la dureza en ellos.

Para obtener la dureza en el presente trabajo, se la ha relacionado con el límite de fluencia, sin embargo, es ampliamente sabido que la dureza está más relacionada con la resistencia a la tracción. Se optó por relacionarla con el límite de fluencia pues es donde hay mayor información sobre como varía ésta con los parámetros microestructurales, logrando aceptables resultados.

Luego de validado cada una de las etapas del método, se estudió el efecto de los elementos aleantes, observándose que el níquel y el manganeso desplazan las curvas de transformaciones bainíticas y martensíticas en diagramas TTT hacia la derecha, siendo más potente el Mn (un 2,5 % de Mn es más efectivo que un 3,5 % de Ni). El Mo por si solo, o combinado con el Mn o el Ni no presenta un efecto positivo, solo se aprecia un efecto en las curvas TTT cuando se combina con el Cr, correspondiendo la mejor combinación 1 %Cr-0,25 %Mo.

Con respecto a las propiedades mecánicas obtenidas, se aprecia que el principal camino para variar la dureza de un material es mediante la modificación de la microestructura más que el efecto en la dureza de un elemento aleante en particular. Obsérvese los Aceros 4 y 5, los que poseen diferentes combinaciones de Mn y Ni, sin embargo, dichas combinaciones producen microestructuras similares, y sus propiedades mecánicas también son semejantes.

Luego se aumentó el carbono en determinados aceros, con el fin de aumentar la dureza de los mismos. El carbono consiguió desplazar las curvas de formación bainítica hacia la derecha, lo que produciría una mayor dureza debido a una menor formación de bainita y más martensita, sin embargo dicho efecto se ve compensado, pues al incrementar el carbono, la austenita residual ve incrementada su  $x_\gamma$ , estabilizando a la austenita y, por tanto, produciendo una menor cantidad relativa de martensita. La dureza de la bainita está más ligada a sus parámetros microestructurales que a la cantidad de carbono en ella, pues la bainita tiende a reyectar el carbono en la austenita residual, a diferencia de la martensita, cuya dureza está directamente relacionada con el contenido de carbono en ella. El incremento de carbono produce por tanto, un aumento de la dureza de la martensita, pero disminuye la proporción relativa de ésta fase.

Con respecto a los resultados obtenidos, el Acero 9 posee un comportamiento anómalo, presenta una mayor dureza cuando está revenido que cuando está sin revenir. En el trabajo de Tomita y Okabayashi, un acero revenido martensítico-bainítico revenido se comporta como un 100 % martensítico revenido (cuando  $V_B$  es menor a 25 % como en este caso), y además dicha martensita es refinada debido a la acción de la bainita dura. En el presente caso, se asume que dicha bainita



proviene 100 % del revenido de una austenita, por tanto no debiera ser una bainita dura que refine a la mencionada martensita, razón por la cual, dicho acero no es compatible con el modelo de Tomita y Okabayashi.

En la gran mayoría de los resultados de los aceros, la bainita revenida proviene en una parte de una bainita previa dura, y otra parte de la austenita retenida. En los Aceros 12, 13, y 14 la proporción de la bainita dura es considerablemente mayor que la de la bainita obtenida del revenido de la austenita retenida, así que es donde mejor se aplica el modelo, y los valores sean, con mayor probabilidad, más representativos.

Los mejores aceros, en cuanto a la dureza luego del revenido corresponden a los Aceros 1, 9 y 12, con la salvedad de que en el Acero 9 no presenta bainita, corresponde a un acero martensítico con austenita retenida la que luego se transformará a bainita. Teniendo presente solo los Aceros 1 y 12, el 12 es el que mejor exhibe una relación de dureza en la superficie y en el interior (500 y 498 [HB]), mientras que el Acero 1 posee 519 [HB] en la superficie y 476 [HB] en el interior. En ningún caso se logró alcanzar la dureza de 550 [HB] en estado revenido (los Aceros 1 y 12 la alcanzan sin revenir 521 y 559 [HB] respectivamente). El incremento de la dureza vía adición de carbono provoca la formación de austenita residual más estable, y por tanto una menor formación de martensita. En cuanto a la tenacidad, el Acero 12 presenta un mejor comportamiento en la superficie que el Acero 1.

## 5.5. Limitaciones del Modelo

El presente modelo está primeramente limitado al rango de composición química dado para el software de Bhadeshia, de otra manera, solo es aplicable a aceros de baja aleación. La tabla 5.17 presenta dicho rango de variación.

Tabla 5.17: Valores máximos y mínimos empleados que pueden ser ingresados en el software

Elemento	% Peso máx.	% Peso mín.
C	2,0	0,001
Si	2,5	0,0
Mn	3,5	0,0
Ni	3,5	0,0
Mo	1,5	0,0
Cr	3,5	0,0
V	1,5	0,0

También en el presente trabajo se ha asumido que el carbono de la bainita precipita en la

austenita, siendo por tanto, la bainita, libre en carbono, sus particulares propiedades mecánicas se deben principalmente a sus parámetros microestructurales, como el tamaño de grano de una sub-unidad, o de la densidad de dislocaciones. Dicho fenómeno de precipitado ocurre con la adición adecuada de silicio, por tanto este trabajo está enfocado para aceros con cantidades de silicio de entre 1,5 y 2 %, que permitirían asegurar que dicho fenómeno ocurra.

En el presente trabajo, se han podido determinar las curvas TTT en función de la composición química del acero, sin embargo dichas curvas corresponden a transformación isotérmica y no a curvas de transformación por enfriamiento continuo, sin embargo, las curvas de transformación isotérmica representan una aceptable representación.

El presente trabajo fue enfocado en la realización de aceros que resultasen de mezcla de fases bainíticas-martensíticas, por tanto la obtención de propiedades mecánicas no es aplicable en aceros que presenten fases ferríticas o perlíticas.

En el presente trabajo se ha asumido que el enfriamiento continuo es con un tamaño de grano austenítico formado, el que se asume constante, sin embargo, durante el enfriamiento continuo no se ha asumido un cambio en el tamaño de grano de la austenita, el que debiera crecer. El tamaño de grano es influenciado de manera más significativa por la temperatura que por el tiempo, por tanto el valor obtenido representa una buena estimación.

En base al mismo punto anterior, el tamaño de grano de la austenita debiera ser mayor en el interior de la pieza que en el exterior, pues el enfriamiento es más lento, sin embargo se ha empleado el mismo valor en ambos casos.

El presente modelo también está sujeto a todas las limitaciones propias de cada una de las estimaciones y conversiones realizadas, que si bien fueron validadas, presentan errores propios por lo azaroso de los procesos de fabricación.

## Capítulo 6

### Conclusiones

En el presente trabajo se elaboró una metodología de diseño mediante relaciones numéricas de las cuales se obtienen características microestructurales de aceros al carbono de baja aleación y, mediante éstas, las propiedades mecánicas. Dado lo complejo y ambicioso que resulta obtener una metodología de semejantes características, el presente modelo se ha acotado a un rango de composición y una microestructura resultante que debe ser del tipo martensítica-bainítica con un tratamiento de revenido acotado.

El presente trabajo nació ante la inquietud de diseñar, mediante métodos analíticos, aceros que relacionen su microestructura con sus propiedades mecánicas con el fin de aplicarla al diseño de aceros resistentes al desgaste para su uso en la minería, específicamente en el uso de revestimientos de molinos SAG. Para satisfacer las solicitudes mecánicas, y mejorar con respecto a los aceros existentes, se propuso alcanzar en los revestimientos una dureza de 550 [HB] y una tenacidad de 45 [MPa  $m^{1/2}$ ]. Sin embargo en el presente trabajo, en base a la metodología propuesta se logró diseñar un acero con cuya composición, y mediante enfriamiento continuo, llegar a los 500 [HB] y 71 [MPa  $m^{1/2}$ ] en la superficie, y no se modifica mayormente hacia el interior ([498 HB]), dicho acero corresponde al definido como Acero 12, lo cual está dentro del rango superior de los aceros usados actualmente.

A pesar de que se combinaron aleaciones de 14 maneras diferentes, dentro de los parámetros en que es aceptable el modelo, no se logró conseguir una dureza superior a los 500 [HB]; incrementos en el carbono, para disminuir la formación de bainita y obtener una martensita más dura, se ve compensado con el hecho de que al incrementar el carbono, se incrementa la estabilidad de la austenita residual, disminuyendo por tanto la cantidad relativa de martensita.

En el presente trabajo, además se alcanzaron todos los objetivos específicos propuestos:

- Se logró recopilar y validar mediante datos bibliográficos modelos que relacionan las propiedades mecánicas con la microestructura, en base a los cuales se elaboró una metodología global.
- El modelo se sensibilizó a diferentes composiciones químicas, en base a las cuales se obtenían diferentes microestructuras y por tanto diferentes propiedades mecánicas. Se estudió, para ello, el efecto de los elementos aleantes y se modificó en base a ello, la composición para obtener diversas microestructuras y propiedades mecánicas, además se buscó las combinaciones que permitían obtener aceros sin fases perlíticas-ferríticas.
- Si bien en el presente estudio solo se trabajó mediante el enfriamiento continuo por aire, el modelo es perfectamente aplicable a otros tratamientos térmicos, ya sean isotérmicos o mediante otros medios de temple, esto es debido al hecho de que en el presente modelo se obtienen los diagramas TTT, en los cuales se superpone la técnica de tratamiento térmico, para así obtener las características microestructurales.
- En el presente trabajo se propuso el tratamiento térmico de enfriamiento continuo mediante aire por ser el más aplicable para el presente caso, dada las grandes dimensiones de la pieza.

## Bibliografía

- [1] Marco Antonio Arratia; *Modelo Matemático para la Estimación de la Vida Útil de Revestimientos en Molinos Semiautógenos* Trabajo de Titulación para optar al Título de Ingeniero Mecánico, Universidad Austral, (2006)
- [2] H.A. Aglan, Z.Y. Liu, M.F. Hassan & M. Fateh; *Mechanical and fracture behavior of bainitic rail steel*, Journal of Materials Processing Technology, 151 (2004) 268-274
- [3] F.Qi, X. Hou & X. Mao; Foundry 12 (1998), 27-29
- [4] H. Yokoyama, S. Mitao, S. Yamamoto, Y. Kataoka & T. Sugiyama; NKK Tech. Rev. 84 (2001) 44
- [5] Meng-Yin Tu, Cheng-An Hsu, Wen-Hsiung Wang & Yung-Fu Hsu; *Comparison of microstructure and mechanical behavior of lower bainite and tempered martensite in JIS SK5 steel*, Materials Chemistry and Physics, 107 (2008) 418-425
- [6] Hong-Sheng Fang, Chun Feng, Yan-Kang Zheng, Zhi-Gang Yang & Bing-Zhe Bai; *Creation of Air-Cooled Mn Series Bainitic Steels*, Journal of Iron and Steel Research, International, 2008, 15(6) (2008) 01-09
- [7] Cristián Viáfara & Juan Manuel Vélez; *Transformación Bainítica en Aleaciones Fe-C*, Ingeniería y Ciencia, ISSN 1794-9165, Vol. 1, N° 2, Colombia (2005) 83-96.
- [8] H.K.D.H. Bhadeshia *Bainite in Steels*, IOM Communications Ltd 2º Edición, Londres, 2001.
- [9] F.B.Pickering; *The Structure and Properties of Bainite in Steels* Symposium: Transformation and Hardenability in Steels, 1967
- [10] E.P Klier & T. Lyaman; *The Bainite reaction in hypoeutectoid steels*, Trans. AIMME, 158 (1944) 394-419
- [11] <http://www.msm.cam.ac.uk/phase-trans/spanish/bainiaes.html>

- [12] K.W. Andrews; *Journal Iron Steel Inst.*, 203 (1965) 271
- [13] G. Krauss; *Microstructures, Processing and Properties of Steels, Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys*, Vol 1, ASM Handbook, 1990, 26
- [14] G. Krauss; *Principles of the Heat Treatment of Steels* American Society for Metals, 1980, 291.
- [15] C. García-Mateo, F.G. Caballero & H.K.D.K Bhadeshia; *Superbainita. Una nueva microestructura bainítica de alta resistencia*, *Revista de Metalurgia*, Madrid, 41 (2005) 186-193
- [16] Hodgson & Gibbs; *A mathematical model to predict the mechanical properties of hot rolled C-Mn and microalloyed steels*, *ISIJ International*, 32 (1992) 1329-1338
- [17] S.H. Zahiri, S.B Byon, Sung-II Kim, Y. Lee & P. Hodgson; *Static and metadynamic recrystallization of interstitial free steels during hot deformation*, *ISIJ International*, 44 (2004) 1918-1933
- [18] Y.C. Lin; *Study of static recrystallization in a low alloy steels*, *Computational Materials Science* 44, (2008), 316-321
- [19] Seok-Jae Lee & Young-Kook Lee; *Prediction of austenite grain growth during austenization of low alloy steels*, *Materials and Design*, 29 (2008), 1840-1844
- [20] A. Ali & H.K.D.H Bhadeshia; *Mater. Sci. Tech.* 6 (1990) 781-784
- [21] C. García-Mateo & H.K.D.H Bhadeshia; *Mater. Sci. Eng. A*, 378 (2004) 289 - 292
- [22] H.K.D.H Bhadeshia; *Acta Metall* 29 (1981) 1117-1130
- [23] W. Steven & G. Haynes; *JISI*, 183 (1956) 349
- [24] T. Kunitake & Y. Okada; *J. Iron and Steel Inst.*, Japan ,84 (1998) 137
- [25] J.S.Kirkaldy & D. Venugopalan; *Phase Transformations in Ferrous Alloys*, Editado por A.R. Marder y J.I. Goldstein (TMS-AIME, Warrendale, PA, 1984) p 125
- [26] Hiroshi Matsuda & H.K.D.H Bhadeshia; *Kinetics of the bainite transformation*, *Proceedings of the Royal Society*, A 460 (2004) 1707-1722
- [27] M Azuma, N. Fujita, M. Takahashi, T. Senuma, D. Quidort & T. Lung; *Modelling Upper and Lower Bainite Transformation in Steels*, *ISIJ International*, 45 (2005) 221-228
- [28] P.P. Koistinen & R.E. Marburger; *Acta Metallurgica*, 7 (1959) 59-60

- [29] V.T.T Miihkinen & D.V Edmonds; *Mat. Sci. and Tech.*, 3 (1987) 432-440
- [30] F.G. Caballero, H.K.D.H Bhadeshia, K.J.A Mawella, D.G.Jones & P. Brown; *Design of novel high strengt bainitic steels: Part 1*, *Materials Science and Technology*, 17 (2001) 512-516
- [31] N.A. Chester & H.K.D.H. Bhadeshia; *Mathematical Modelling of Bainite Transformation Kinetics*, *J. Phys. IV France, Colloque C5*, (1997) C5-41 - C5-46
- [32] S.B.Singh & H.K.D.H Bhadeshia; *Estimation of bainite plate-thickness in low alloy steels*, *Materials Science and Engineering*, A245 (1998) 72
- [33] M.Takahashi & H.K.D.H Bhadeshia; *Mater. Sci. Technol.*, 6 (1990) 592-603
- [34] W.C. Leslie; *Metall. Trans.*, 3 (1972) 5-26
- [35] J.W. Christian; *Strengthening methods in crystals* Editado por A. Kelly y R. Nicholson (1971) 261-329; Amsterdam, Elsevier/North Holland
- [36] F.G. Caballero, H.K.D.H Bhadeshia, K.J.A Mawella, D.G.Jones & P. Brown; *Design of novel high strengt bainitic steels: Part 2*, *Materials Science and Technology*, 17 (2001) 517-522.
- [37] X. Su & P. Clayton; *Wear*, 197 (1996) 137-144
- [38] U.P Singh, B. Roy, S. Jha & S.K. Bhattacharyya; *Microstructure and mechanical properties of as rolled high strength strength bainitic rail steels*, *Mater. Sci. Technol.*, 17 (2001) 33-38
- [39] H. Yokoyama, S. Mitao, S. Yamamoto & M. Fujikake; *Effect of the angle of attack on flaking behaviour in pearlitic and bainitic steel rails*, *Wear*, 253 (2002) 60-66
- [40] S.A. Kotrechko, Yu. Ya. Meshkov & R.V. Televich; *Effect of the size of martensite laths and carbide particles on the brittle strength of low-carbon martensitic steels*, *Meta Science and Heat Treatment*, 48 (2006) 405
- [41] H. Ohtani, E. Terasaki & T. Kunitake; *Trans. ISIJ*, 12 (1972) 118-127
- [42] V.J Roberts; *Metall. Trans.*, 1 (1997) 3287
- [43] R.A. Grange, H.R. Hribal & L.F. Porter; *Hardness of tempered martensite in carbon and low-alloy steels*, *Metallurgical Transactions A*, 8A (1977) 1775-1785
- [44] L.D. Jaffe & E. Gordon; *Trans ASM*, 49 (1957) 359-371
- [45] ASM International; *Materials Selection and Design*, ASM HandBook Vol 20 (1997).
- [46] A.G Allten & P Payson; *Trans ASM*, 45 (1953) 498-532

- [47] Woei-Shyan Lee & Tzay-Tian Su; *Mechanical properties and microstructural features of AISI 4340 high-strength alloy steel under quenched and tempered conditions*, Journal of Materials Processing Technology, 87 (1999) 198-206
- [48] P. Bowen, S.C. Druce & J.F. Knott; *Effects of microstructure on cleavage fracture in pressure vessel steel*, Acta Metall., 34 (1986) 1121-1131
- [49] D.A. Curry & J.F. Knott; Metals Sci., 12 (1978) 511
- [50] P. Brozzo, Buzzichelli, A. Mascanzoni & M. Mirabile; Metal. Sci., 11 (1977) 123
- [51] A. Di Schino & C. Guarnaschelli; *Effect of microstructure on cleavage resistance of high-strength quenched and tempered steels*; Materials Letters, 63 (2009) 1968-1972
- [52] Omari McPherson; *Grain Growth in AISI 4140*; A Major Qualifying Project submitted to the faculty of Worcester Polytechnic Institute (2008)
- [53] P.W. Cleary; *Recent advances in DEM modeling of tumbling mills*; Minerals Engineering, 14 (2001) 1295
- [54] J.H. Tylczak; Abrasive Wear, *friction, lubrication and wear technology*, Vol 18, ASM Handbook, 1990
- [55] P.P.J. Alison & H. Wilman; *The different behavior of hexagonal and cubic materials in their friction, wear and work hardening during abrasion*; Brit. J. Appl. Phys., 15 (1964) 281-289.
- [56] A. Fernández-Vicente, M. Carsí, F. Peñalba, E. Taleff & O.A. Ruano; *Toughness dependence on the microstructural parameters for an ultrahigh carbon steel (1.3 wt. % C)*, Materials Science and Engineering, A335 (2002) 175-185.
- [57] United States Steel Corporation; *Supplement to Atlas of Isothermal Transformation Diagrams*; Pittsburgh: The Corporation (1953)
- [58] Y. Tomita & K. Okabayashi; *Improvement in lower temperature mechanical properties of 0.4 Pct C-Ni-Cr-Mo ultrahigh strength steel with the second phase lower bainite*, Metallurgical Transactions A, Vol 14A (1983) 485.
- [59] C.H. Young & H.K.D.H. Bhadeshia; *Computer modelling for the yield strength of the mixed micro-structures of bainite and martensite*, Journal de Physique IV, Vol. 5 (1995) C8-267.
- [60] K.C. Russell; Acta Metall., Vol. 17 (1969) 1123.
- [61] <http://www.sc.ehu.es/nmwmigaj/ALETA.htm>



- [62] C. Cicutti; *Heat transfer in the continuous casting of steels. Part 2 Secondary Cooling*, Rev. Metal. Madrid Vol. 6 (1997) 393.
- [63] <http://http://www.matweb.com>

## Anexo A

# Cinética de la molienda SAG y su empleo en Chile

La teoría clásica del proceso dinámico en un molino SAG consiste en que el material es reducido por la acción del mismo mineralizado presente en partículas de variados tamaños, y por la acción de numerosas bolas de acero (de ahí su nombre de molienda semiautógena) [1]. Cuando el molino gira en torno a su eje horizontal, las partículas granuladas y las bolas son elevadas por los revestimientos y lanzadas en caída libre (figura A.1)

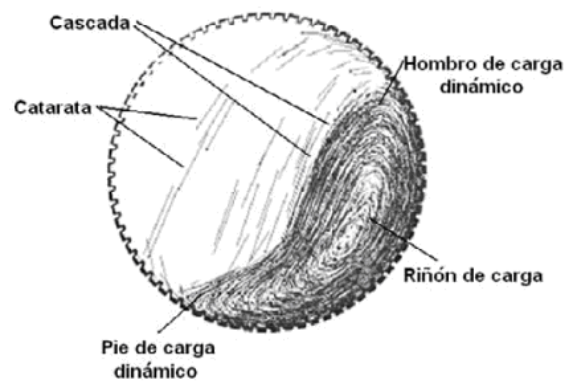


Figura A.1: Características del movimiento de riñón de carga [1]

La figura A.1 ilustra tres tipos de movimiento, rotación en torno a su propio eje, lo que provoca la forma de *riñón*, caída en cascada donde las partículas bajan rodando por la superficie de otros cuerpos y caída en catarata, donde las partículas caen sobre la superficie libre de otros cuerpos.

Dentro de la línea de producción de concentrado de cobre, la molienda es el proceso final de la etapa de reducción de la granulometría del material para pasar a la siguiente etapa de flotación.

La tabla A.1 muestra los molinos SAG empleados actualmente en Chile

Tabla A.1: Molinos SAG empleados en Chile en las faenas mineras, con sus respectivas dimensiones y capacidades

Faena	Díámetro [ft]	Largo [ft]	Capacidad [tpd]
Andina	36	15	36.000
Candelaria SAG1	36	15	35.000
Candelaria SAG2	36	15	35.000
Carmen Andacollo	36	15	58.000
Codelco Norte SAG1	32	15	28.000
Codelco Norte SAG2	32	15	36.000
Collahuasi SAG1	32	13,25	36.312
Collahuasi SAG2	32	13,25	36.312
Collahuasi SAG3	40	22	100.000
El Soldado	34	15,25	15.000
Escondida SAG1	28	12,5	28.800
Escondida SAG2	28	12,5	28.800
Escondida SAG3	36	17.25	84.000
Escondida SAG4	38	20	105.000
Esperanza	40	26	98.000
Los Bronces SAG1	28	12,5	13.000
Los Bronces SAG2	34	15,25	24.000
Los Pelambres SAG1	36	17	60.000
Los Pelambres SAG2	36	17	60.000
Los Pelambres SAG3	36	17	60.000
Teniente SAG1	36	15,25	24.000
Teniente SAG2	38	22	43.200

## Anexo B

### Cargas y predicción de daño en lifters

Una técnica para analizar las cargas aplicadas en el interior de los molinos SAG que esta siendo empleado actualmente es el método de elementos discretos (DEM por sus siglas en inglés), éste simula el comportamiento mecánico de un medio formado por un conjunto de partículas las cuales interaccionan entre si a través de sus puntos de contacto.

En el trabajo de Cleary [53] un molino con las siguientes características es modelado mediante DEM (tabla B.1):

Tabla B.1: Parámetros del Molino SAG simulado mediante DEM

diámetro molino	10,86 m
ángulo del lifter	7°
altura del lifter	200 mm
ancho del lifter	150 mm
número de lifters	72
nivel de llenado	30 % del volumen
carga de bolas	10 % del volumen
velocidad del molino	10 rpm (78 % de vel. crítica)

Como se aprecia en la tabla B.1, se trata de un molino de 36 [ft] de diámetro, de los cuales hay una gran cantidad en Chile (ver tabla A.1)

En el modelo empleado, la contribución de cada colisión de cada una de las partículas con los liners es acumulada. La figura B.1 ilustra la distribución de esfuerzos en los liners.

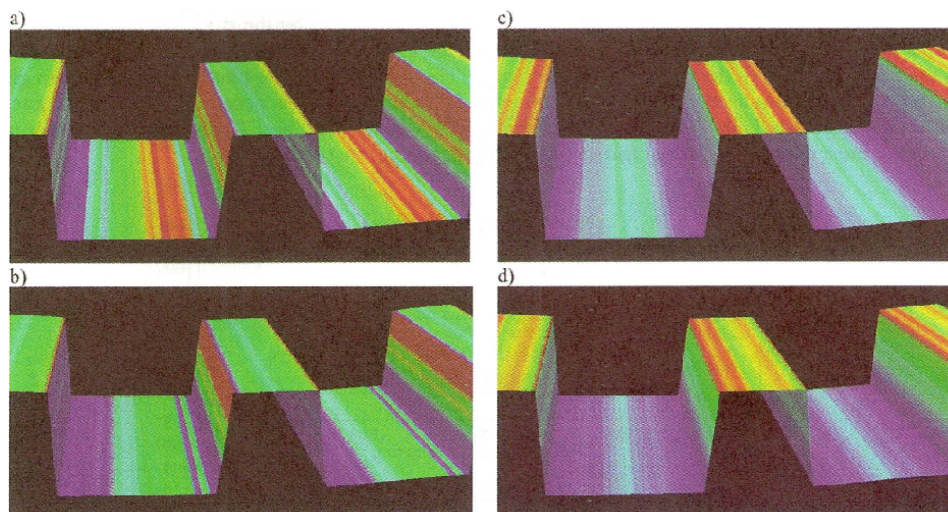


Figura B.1: Distribución de los esfuerzos normal (a) y de corte (b), daño por impacto (c) y por abrasión (d). En todos los casos el color rojo representa magnitudes altas, verde moderadas y azul baja

La figura B.2 muestra el trabajo en el sentido normal y el daño predicho por impacto.

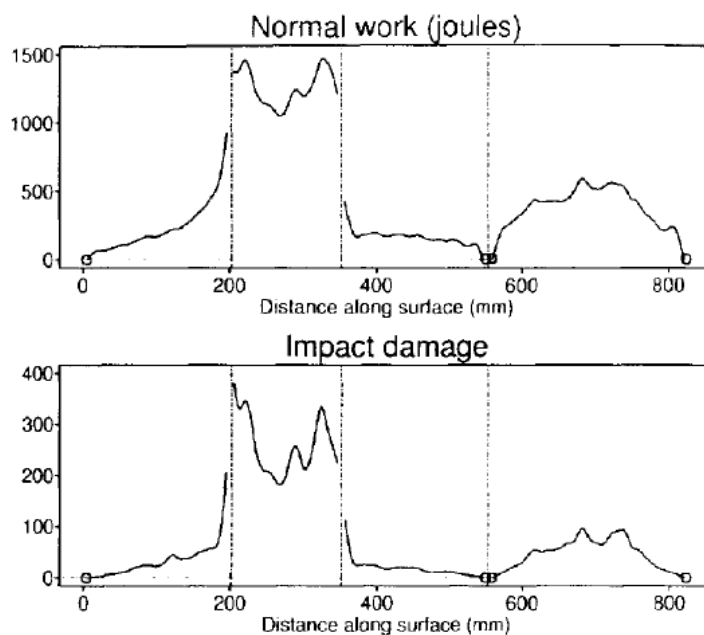


Figura B.2: Distribución del trabajo del esfuerzo en el sentido normal y predicción del daño por impacto, la primera separación muestra la cara frontal del lifter, la segunda la cara superior, la tercera la cara posterior y la última la base del liner (placa)

Para predecir el daño por impacto se tuvo dos consideraciones, la primera es la energía disipada en la dirección normal en las colisiones entre las partículas y el liner y la segunda es el exceso

de energía cinética de impacto, velocidades bajas de colisión (menor a 0.1 [m/s]) las cuales son grandes en numero pero de limitada importancia en cuanto a su efecto en los revestimientos, no contribuyen en la estimación del daño, pero velocidades de colisiones altas provocan mucho mas daño debido a la dependencia cuadrática de la velocidad.

La figura B.3 muestra el trabajo en el sentido tangencial y el daño predicho por abrasión.

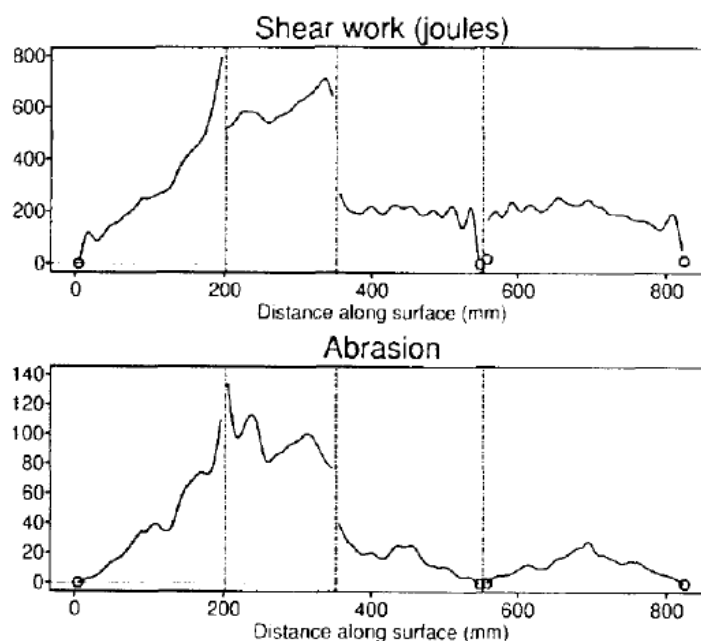


Figura B.3: Distribución del trabajo de corte y la predicción del daño por abrasión, la primera separación muestra la cara frontal del lifter, la segunda la cara superior, la tercera la cara posterior y la ultima la base del liner (placa)

Para estimar el daño por abrasión se tuvo dos consideraciones, la primera es la energía disipada por deslizamiento tangencial y la segunda emplea la energía cinética de cada colisión con la inclusión de una fuerte dependencia angular. Esto toma en cuenta el hecho de que colisiones en torno a los  $22^\circ$  produce significativamente un mayor daño por erosión que partículas que deslizan directamente a través del borde y que los impactos en el eje normal.

Como se aprecia en las figuras B.2 y B.3 la zona a la cual se espera un mayor daño tanto por impacto como por abrasión es en la cara superior del lifter.

Ambas figuras concluyen que el trabajo normal es alrededor del doble que el trabajo por corte, esto podría concluir que el daño predominante se deberá al impacto que a la abrasión. Sin embargo, las tasas de daño estimadas deben también ser dependientes de las propiedades mecánicas del material del liner y de su resistencia al daño por impacto y por abrasión. De un acero de alta

calidad se debe esperar que tenga una gran resistencia al impacto, por lo que el daño es provocado principalmente por abrasión.

## Anexo C

### Aporte ( $\Delta HV$ ) en aceros martensíticos revenidos

Los gráficos acá presentados son las contribuciones de los elementos aleantes para diferentes temperaturas. Todos ellos son copias construidas por el alumno de los correspondientes gráficos obtenidos en el trabajo de Grange et al. [43]

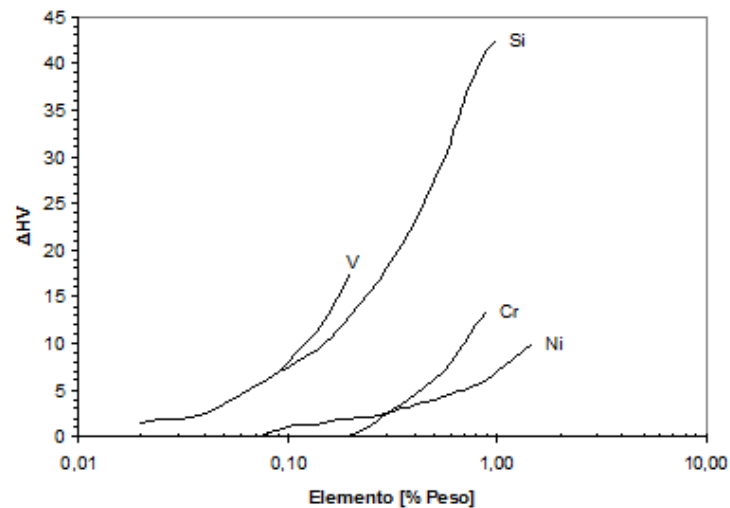


Figura C.1: Efecto de los elementos en la dureza de la martensita revenida a 400 [°F] por una hora



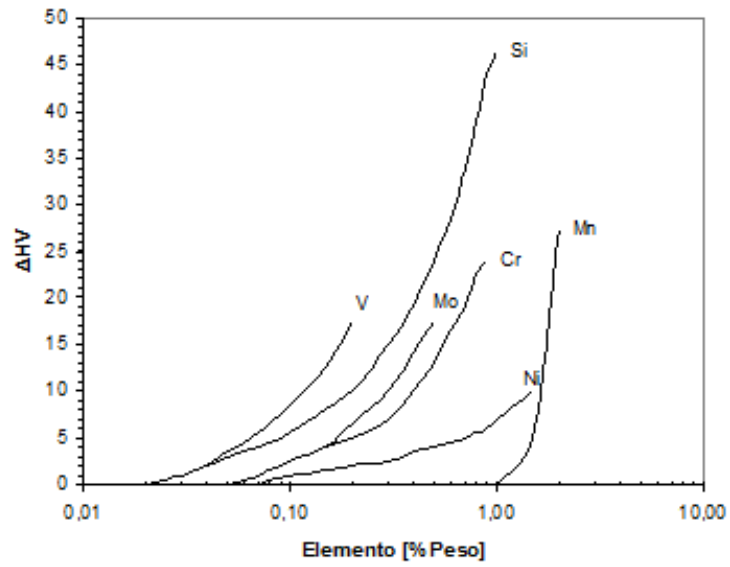


Figura C.2: Efecto de los elementos en la dureza en la dureza de la martensita revenida a 500 [°F] por una hora

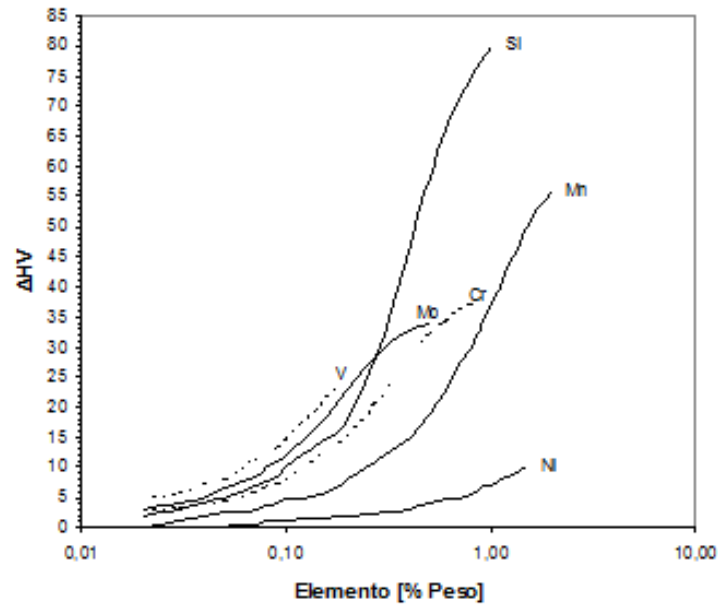


Figura C.3: Efecto de los elementos en la dureza en la dureza de la martensita revenida a 600 [°F] por una hora

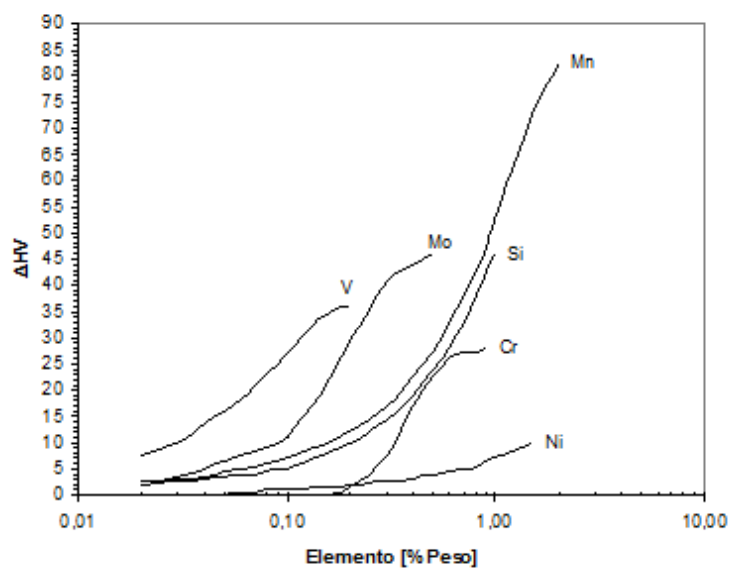


Figura C.4: Efecto de los elementos en la dureza en la dureza de la martensita revenida a 700 [°F] por una hora

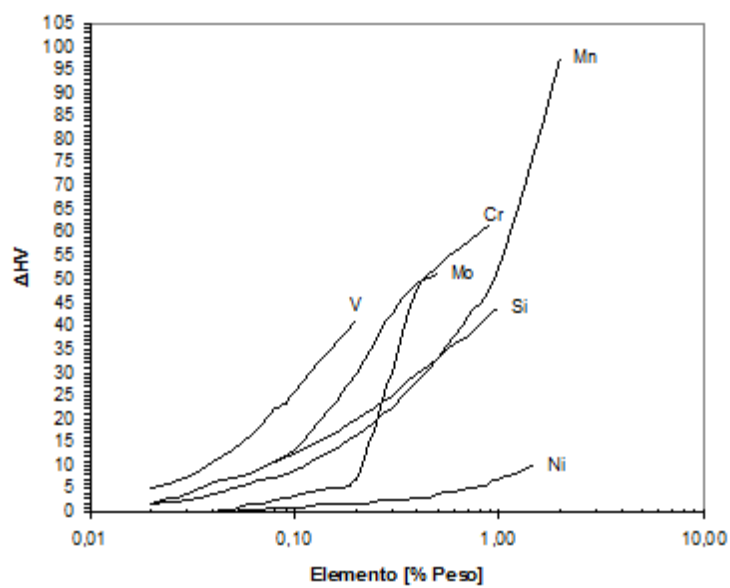


Figura C.5: Efecto de los elementos en la dureza en la dureza de la martensita revenida a 800 [°F] por una hora

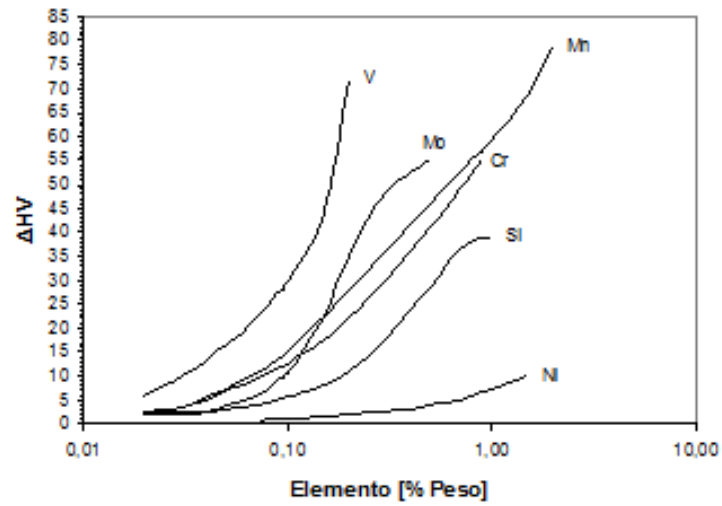


Figura C.6: Efecto de los elementos en la dureza en la dureza de la martensita revenida a 900 [°F] por una hora

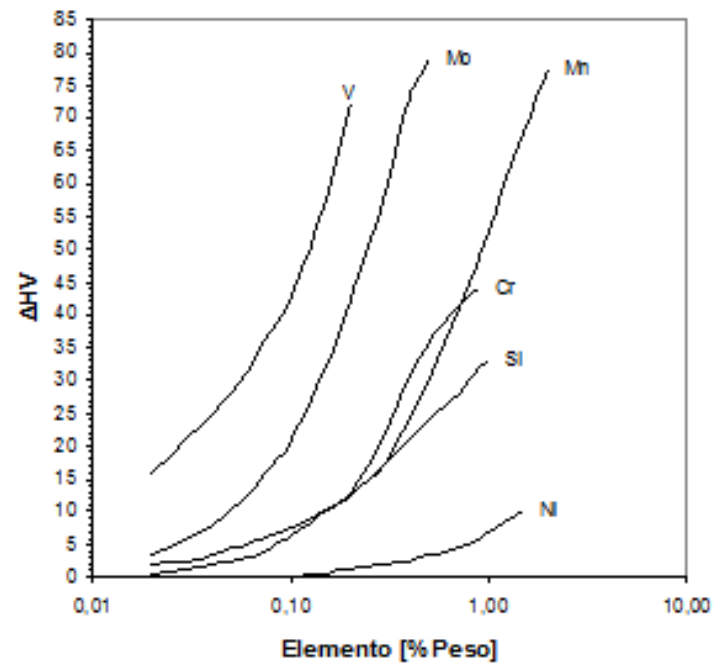


Figura C.7: Efecto de los elementos en la dureza en la dureza de la martensita revenida a 1000 [°F] por una hora

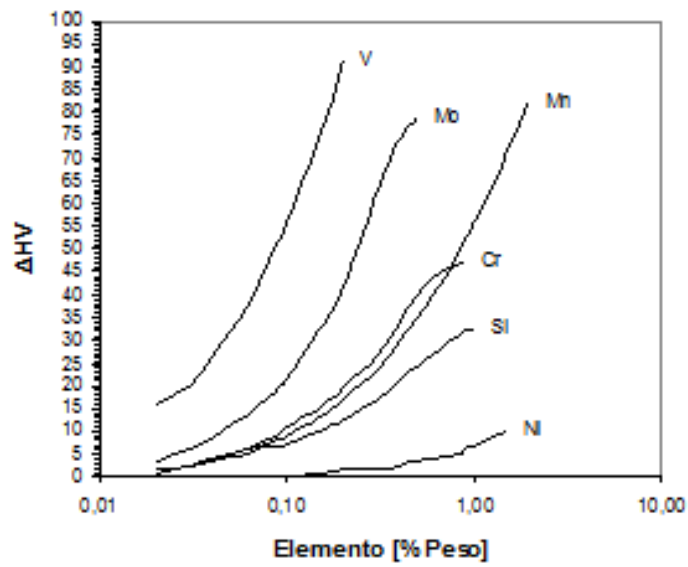


Figura C.8: Efecto de los elementos en la dureza en la dureza de la martensita revenida a 1100 [°F] por una hora

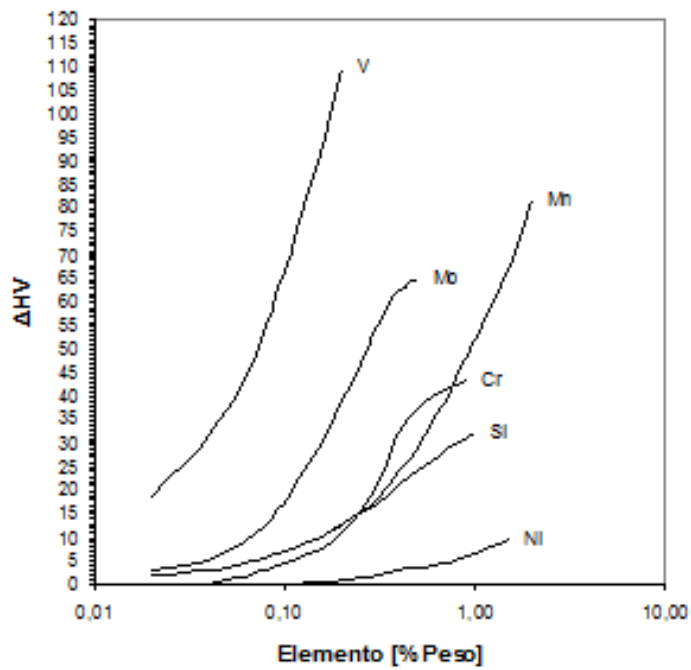


Figura C.9: Efecto de los elementos en la dureza en la dureza de la martensita revenida a 1200 [°F] por una hora

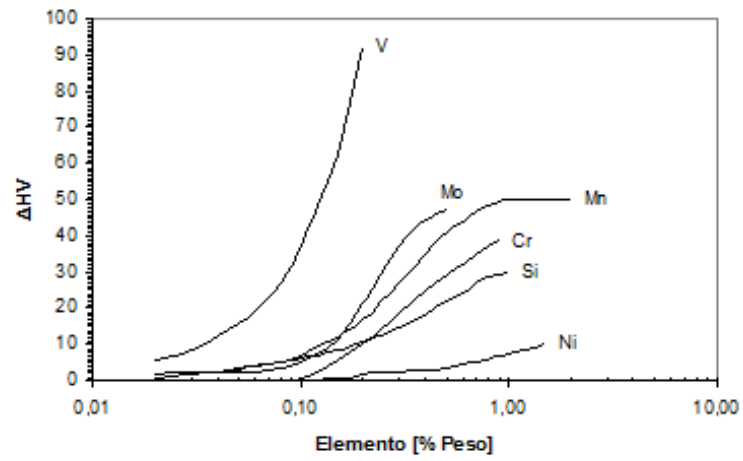


Figura C.10: Efecto de los elementos en la dureza en la dureza de la martensita revenida a 1300 [°F] por una hora

## Anexo D

# Diagramas TTT, Atlas Transformación Isotérmica [57]

- Acero i

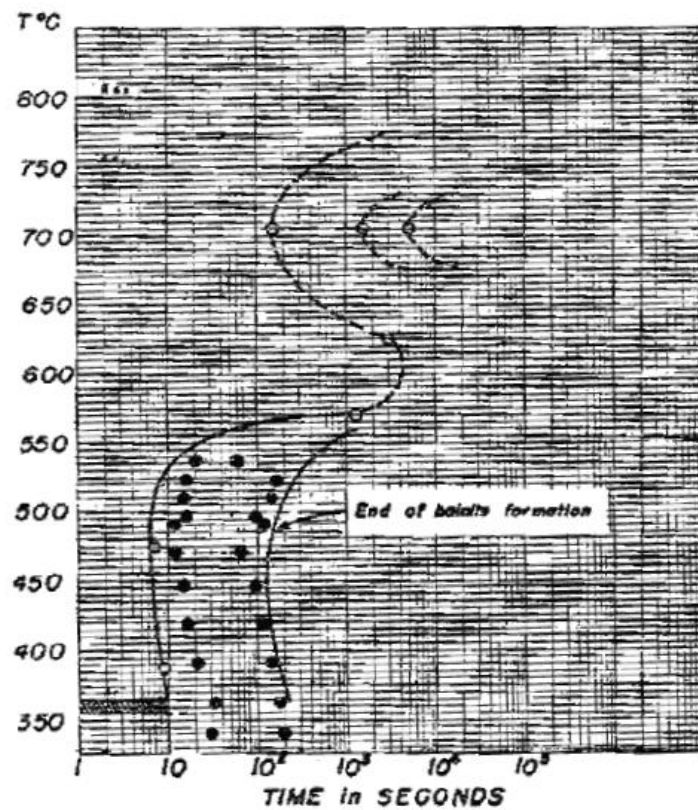


Figura D.1: Diagrama TTT para acero i según [57]

■ Acero ii

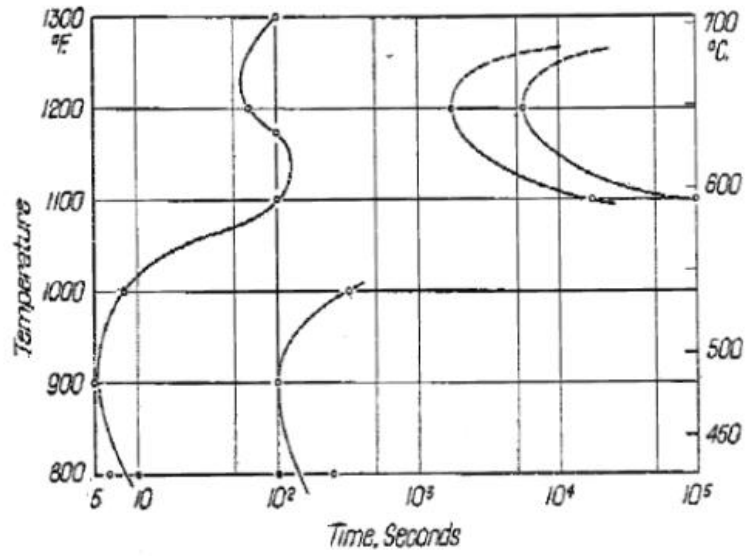


Figura D.2: Diagrama TTT para acero ii según [57]

■ Acero iii

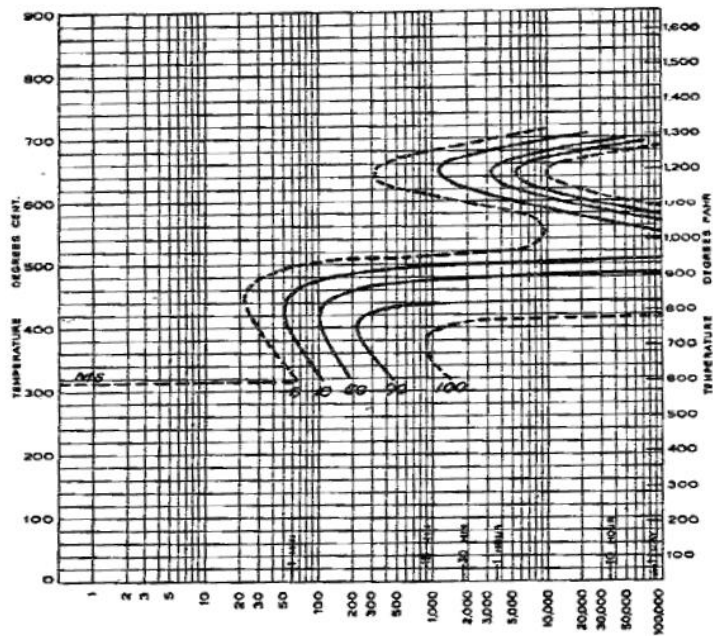


Figura D.3: Diagrama TTT para acero iii según [57]

■ Acero iv

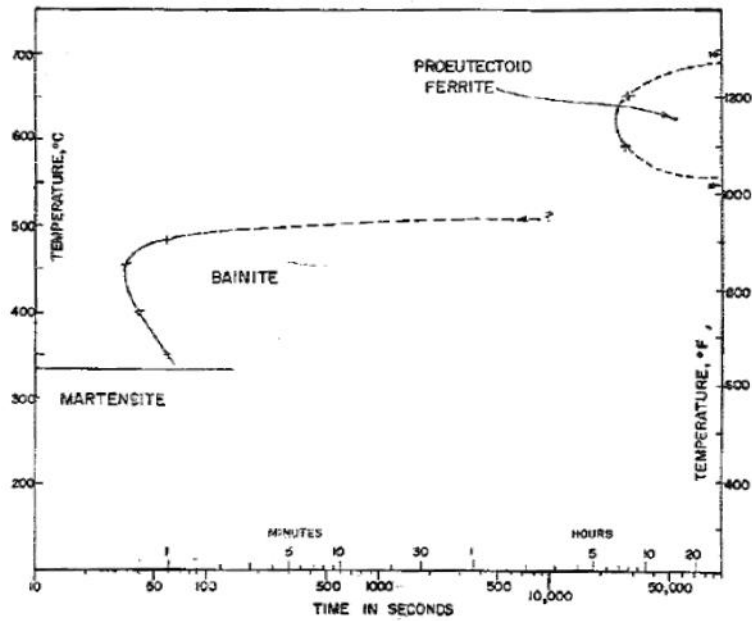


Figura D.4: Diagrama TTT para acero iv según [57]

■ Acero v

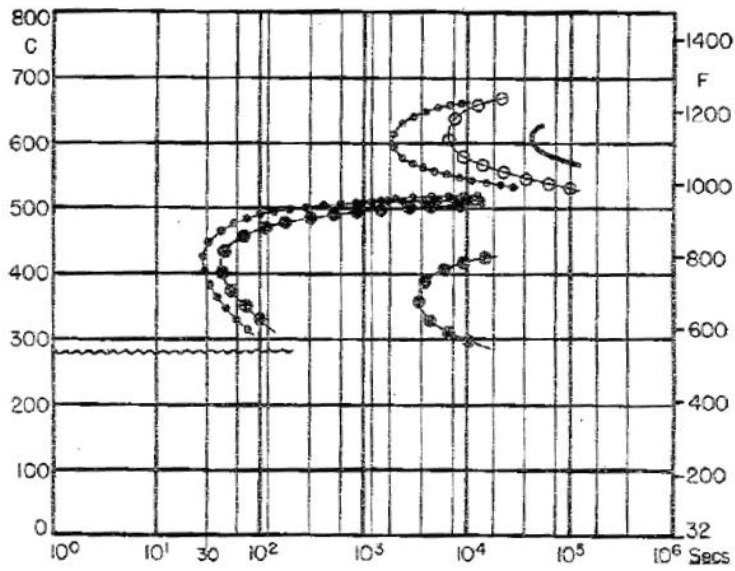


Figura D.5: Diagrama TTT para acero v según [57]

■ Acero vi



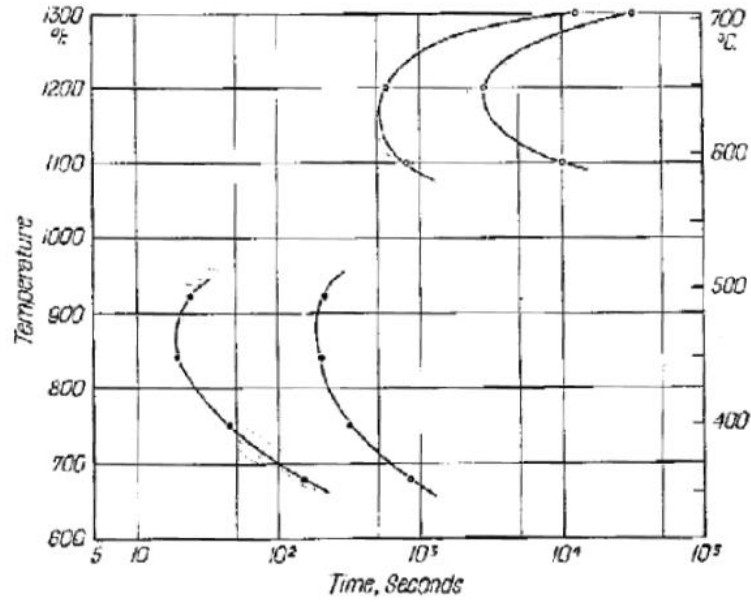


Figura D.6: Diagrama TTT para acero vi según [57]

■ Acero vii

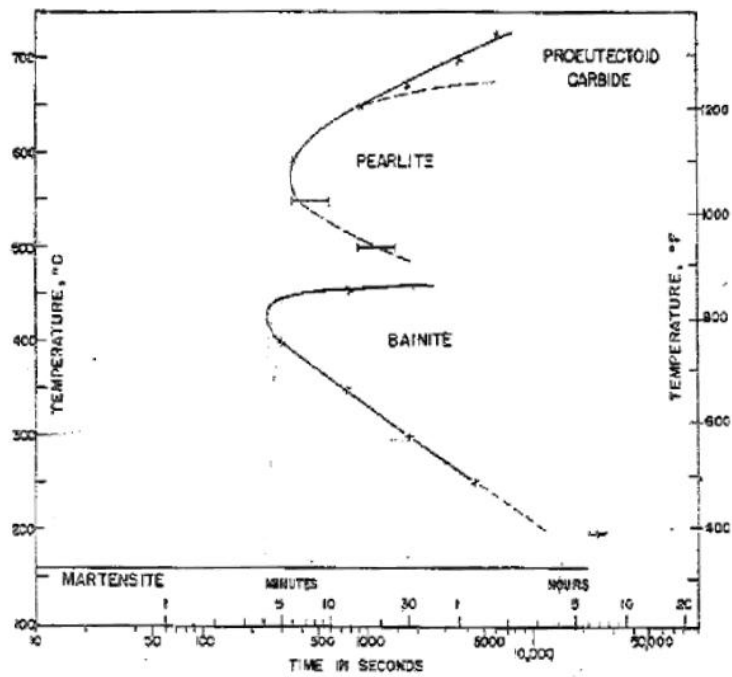


Figura D.7: Diagrama TTT para acero vii según [57]

## Anexo E

### Diagramas TTT de los aceros definidos

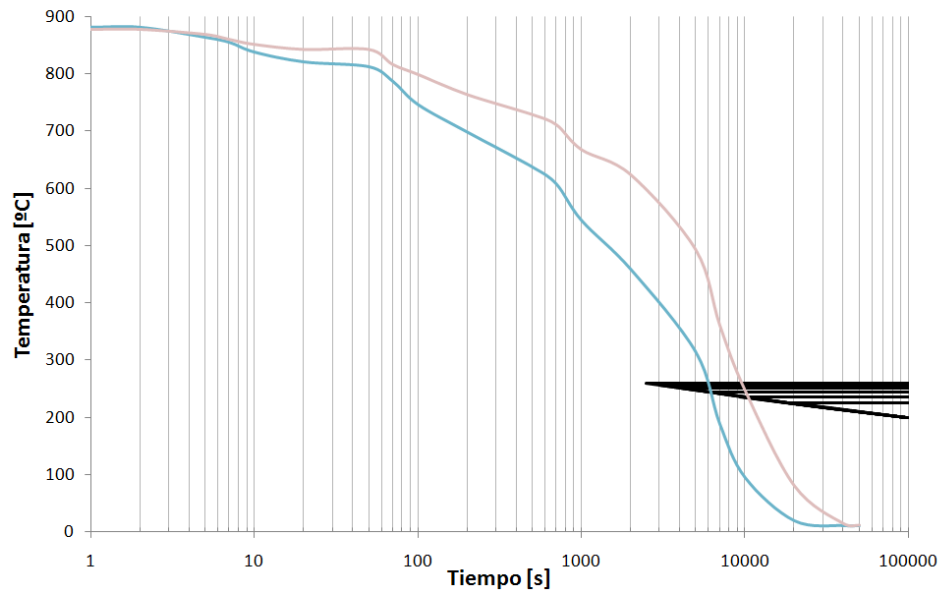


Figura E.1: Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 1 y curvas de enfriamiento continuo

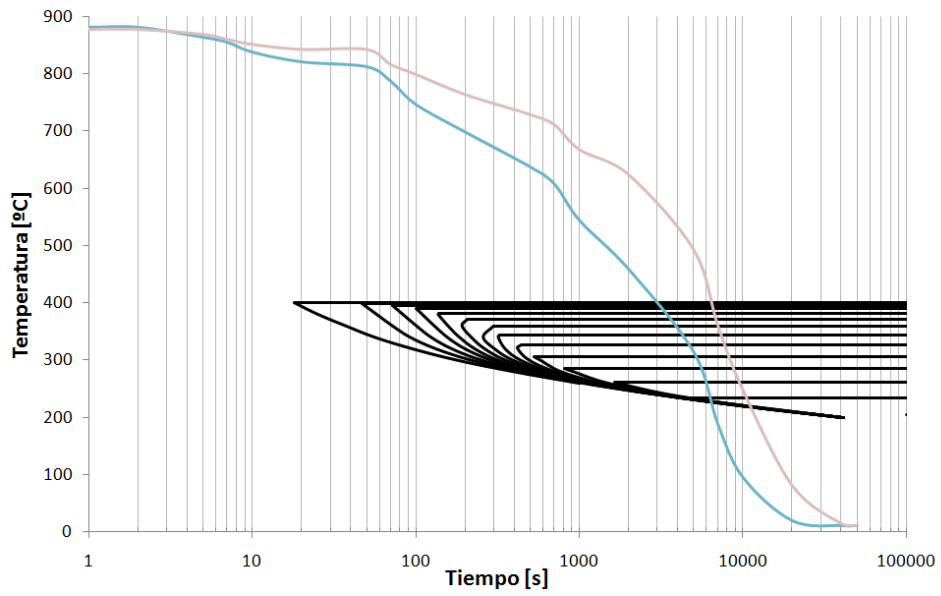


Figura E.2: Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 2 y curvas de enfriamiento continuo

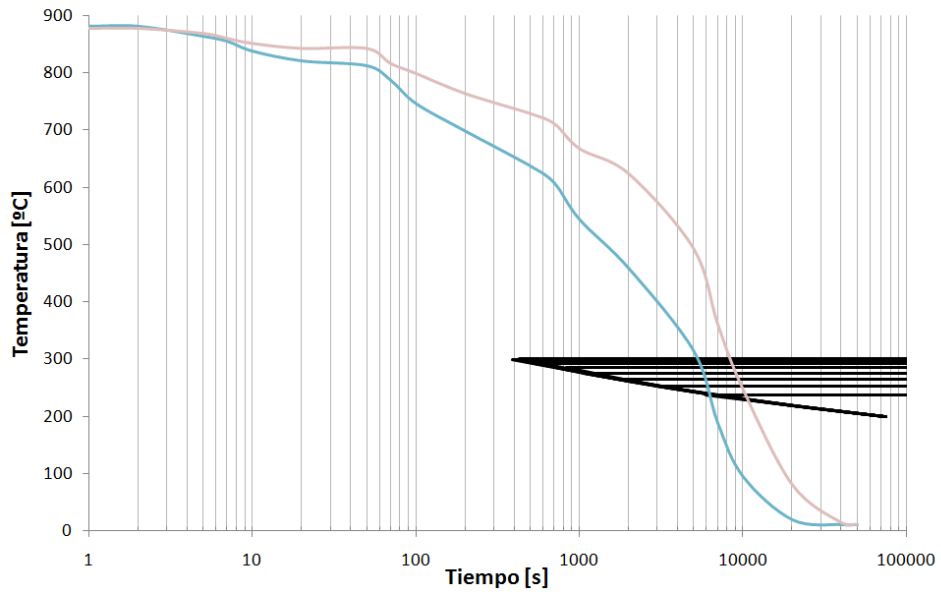


Figura E.3: Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 3 y curvas de enfriamiento continuo

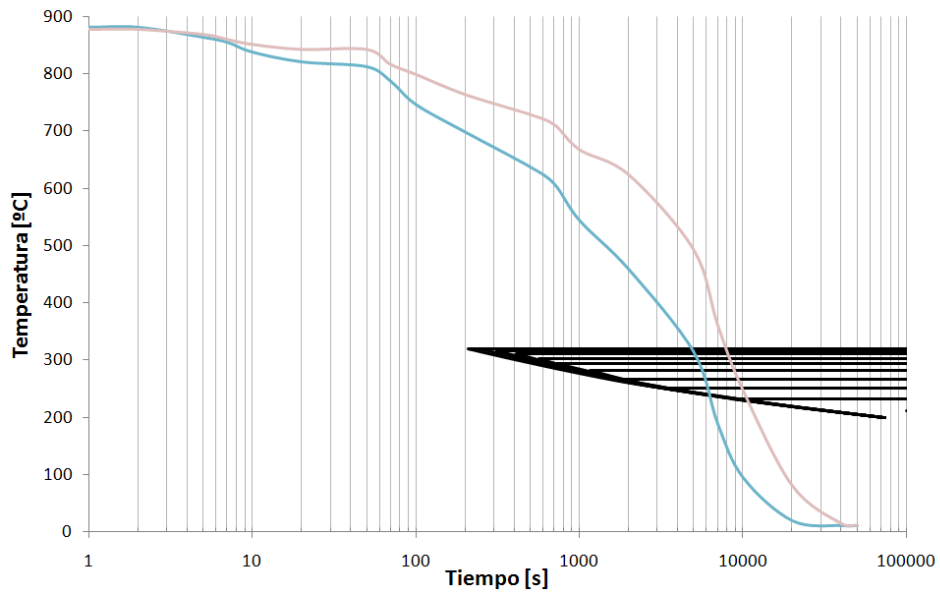


Figura E.4: Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 4 y curvas de enfriamiento continuo

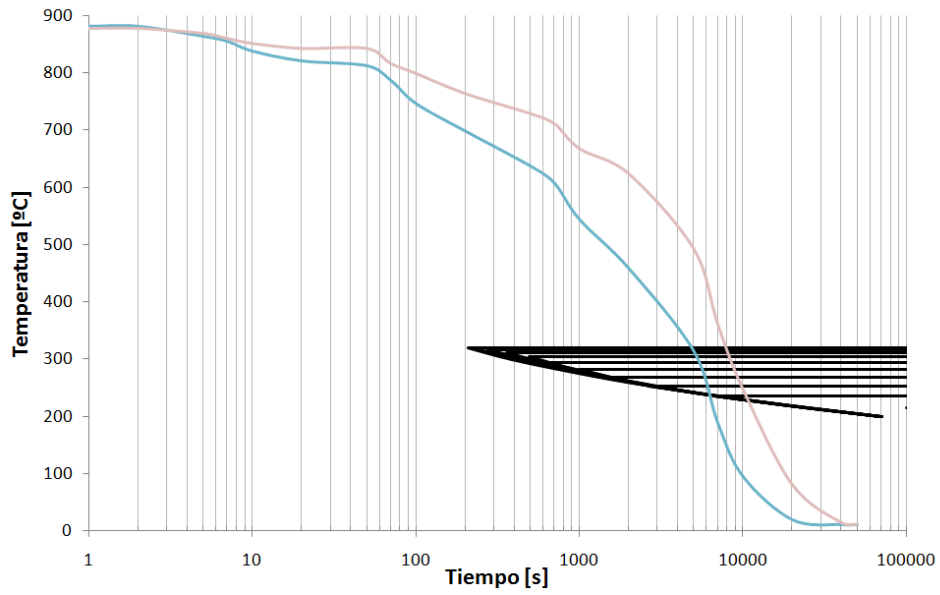


Figura E.5: Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 5 y curvas de enfriamiento continuo

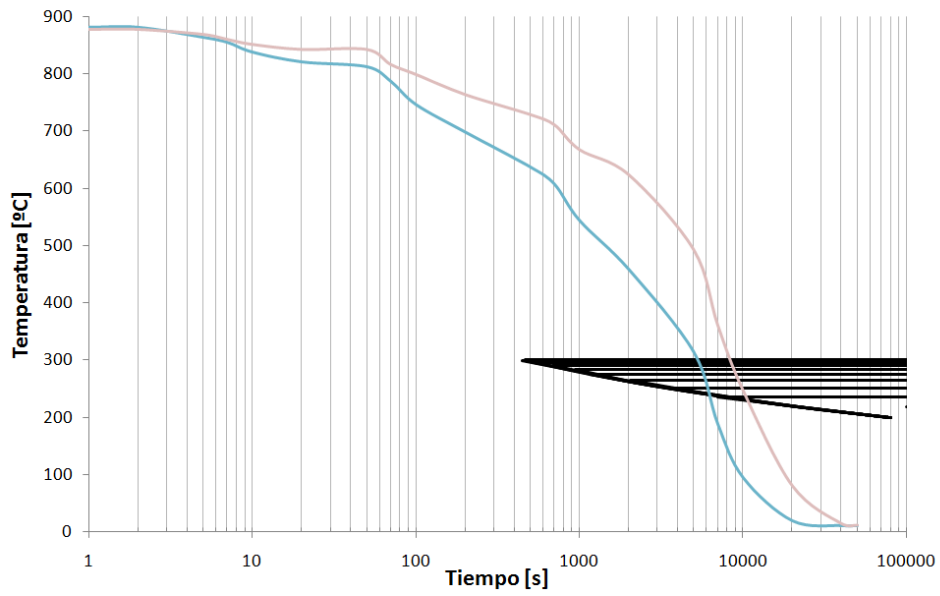


Figura E.6: Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 6 y curvas de enfriamiento continuo

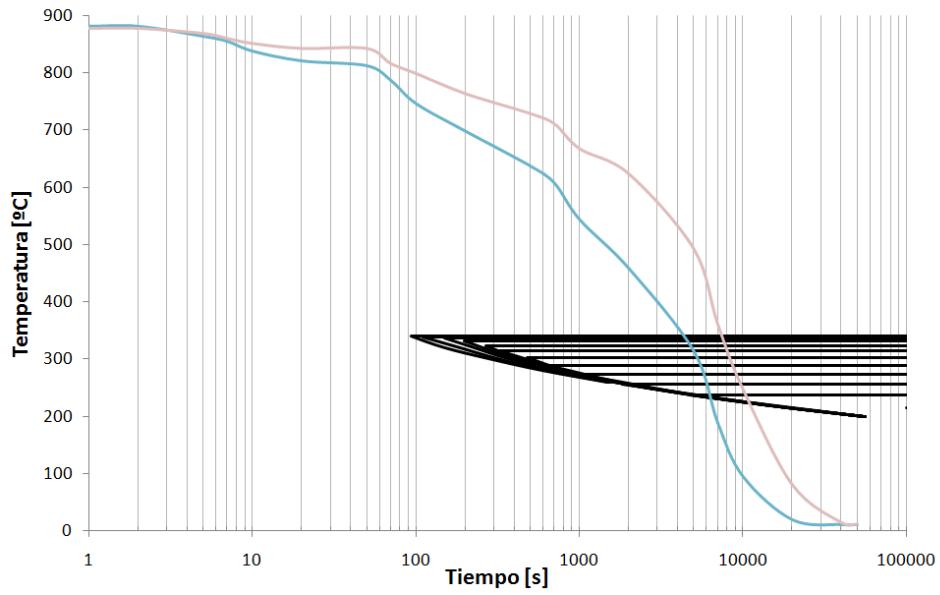


Figura E.7: Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 7 y curvas de enfriamiento continuo

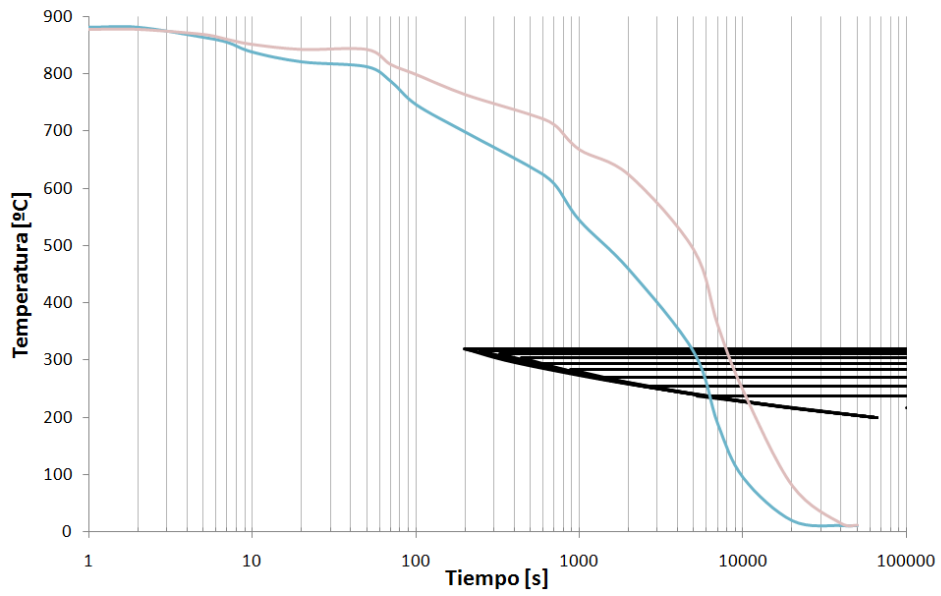


Figura E.8: Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 8 y curvas de enfriamiento continuo

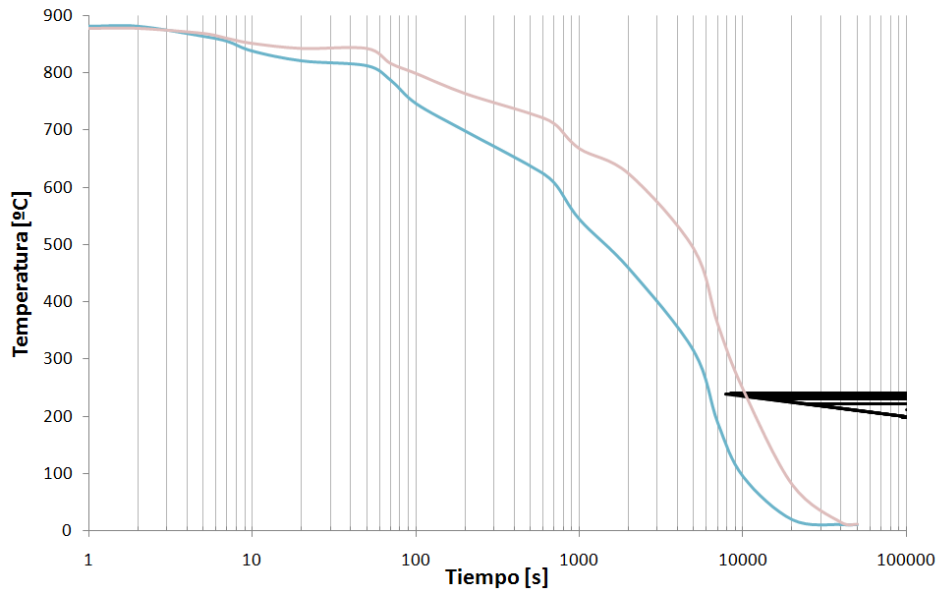


Figura E.9: Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 9 y curvas de enfriamiento continuo

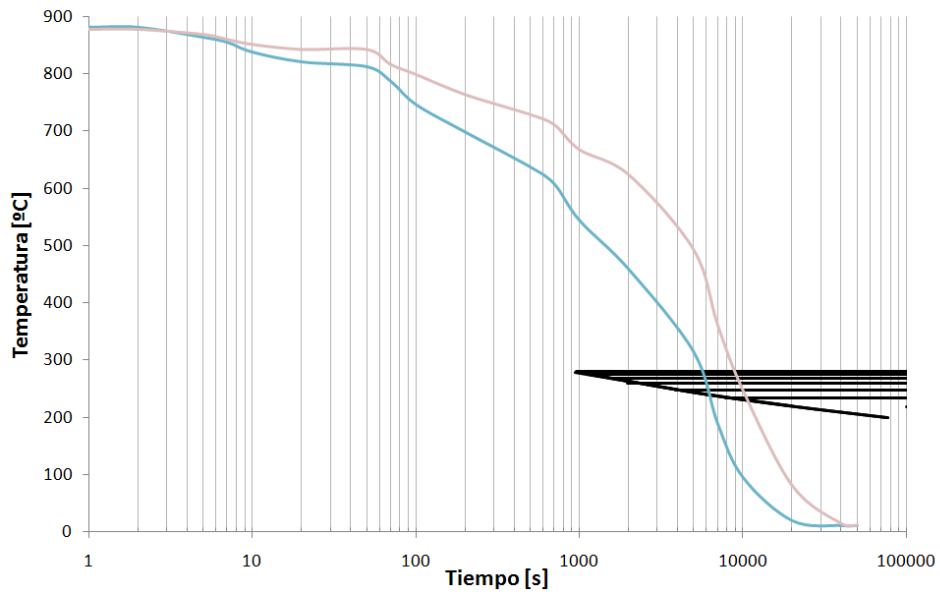


Figura E.10: Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 10 y curvas de enfriamiento continuo

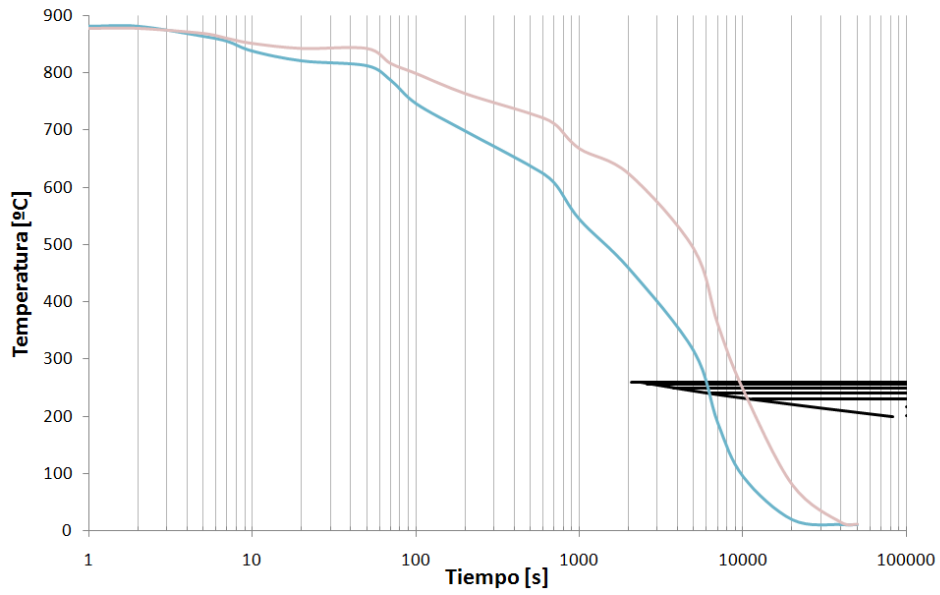


Figura E.11: Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 11 y curvas de enfriamiento continuo

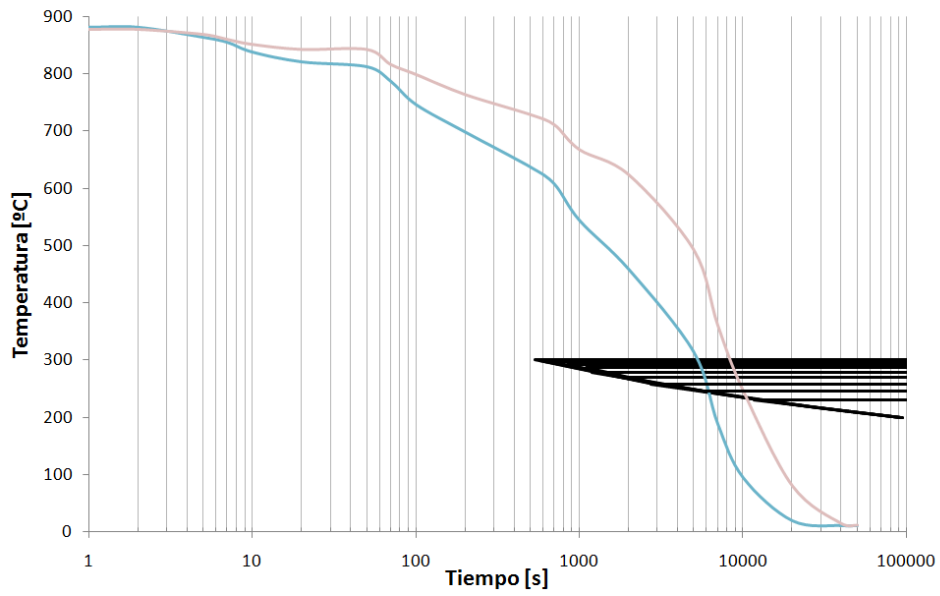


Figura E.12: Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 12 y curvas de enfriamiento continuo

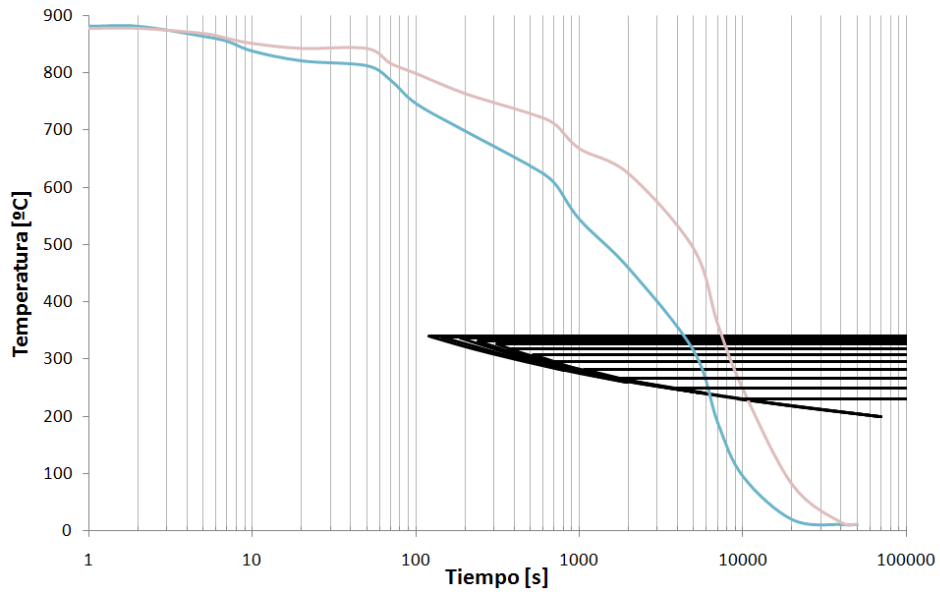


Figura E.13: Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 13 y curvas de enfriamiento continuo



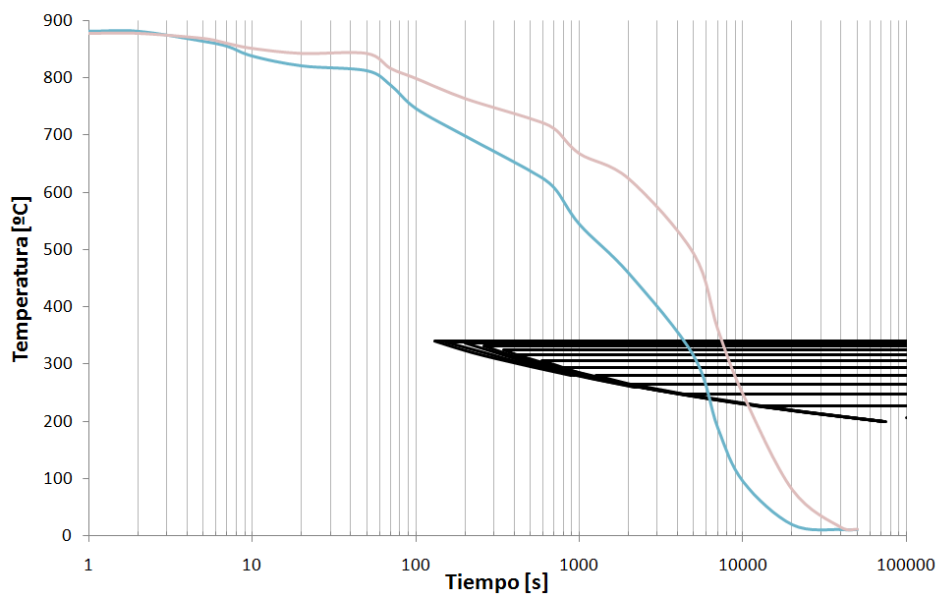


Figura E.14: Curva TTT enfocado en la transformación bainítica para Acero 14 y curvas de enfriamiento continuo