



Universidad Nacional Autónoma de México
Posgrado en Ciencia e Ingeniería de Materiales

ANALISIS DE FACTOR DE TEMPLE PARA ALEACIONES DE ALUMINIO

TESIS

QUE PARA OPTAR POR EL GRADO DE:
MAESTRA EN CIENCIA E INGENIERIA DE MATERIALES

PRESENTA:

IQM. MARIANA VALDEZ VÁZQUEZ

TUTOR PRINCIPAL

Dr. José Bernardo Hernández Morales
Facultad de Química

COMITÉ TUTOR

Dr. José Gonzalo González Reyes
Instituto de Investigaciones en Materiales
Dr. Ignacio Alejandro Figueroa Vargas
Instituto de Investigaciones en Materiales



Universidad Nacional
Autónoma de México



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

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

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

AGRADECIMIENTOS:

A mis padres, Leticia Vázquez y Roberto Valdez por todo el apoyo otorgado en esta etapa de mi vida, por impulsarme a seguir mis sueños y siempre ofrecerme su protección y consejo.

A mi hermano, Roberto Valdez por acompañarme en este trayecto y escucharme, estar cuando lo necesite.

A mis abuelos, por todos los consejos y motivaciones, que esperaban este momento con tantas ansias como yo, la culminación de un logro más en su compañía.

A mi familia, que me estuvo en este trayecto, para al fin leer: “Ya acabe mi tesis”, gracias por esperar pacientemente.

A los miembros de mi comité tutor, Dr. Bernardo Hernández, Dr. Gonzalo González y al Dr. Ignacio Figueroa, por su disposición y ayuda en la revisión de este proyecto.

A los miembros del Jurado, por sus observaciones, sugerencias y comentarios.

A mis amigos, que encontré en este camino: Fernanda Pascacio, Sebastián Espinoza y Carlos De La Trinidad, en especial a Carlos que fue un guía esencial en todos los trámites de la maestría.

A Kaleb Torres, que siempre me dio ánimos y fue parte importante en esta etapa de mi vida.

A Otto, gracias por ser un fiel amigo, siempre te recordaremos.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por la beca otorgada para mis estudios de Maestría.

Contenido

Resumen	1
Abstract	2
1. Introducción	3
1.1 Justificación	5
1.2 Hipótesis.....	5
1.3 Objetivo	5
1.4 Metas.....	5
2. Antecedentes.....	7
2.1 Clasificación de las aleaciones de aluminio	7
2.2 Endurecimiento por precipitación	10
2.2.1 Solubilización	11
2.2.2 Enfriamiento rápido (Temple).....	11
2.2.3 Envejecimiento.....	12
2.3. Sensibilidad de temple	14
2.4. Análisis de factor de temple	15
2.4.1 Precipitación en enfriamiento continuo [13]	15
2.4.2 Historia térmica durante el temple.....	21
2.4.3 Curvas Tiempo-Temperatura-Precipitación	21
2.4.4 Historia del Análisis de factor de temple	22
2.4.4.1 Predicción de propiedades de corrosión.....	28
2.4.4.2 Predicción de resistencia mecánica.....	29
2.4.5 Aplicaciones del análisis de factor de temple.....	30
2.5. Ensayo Jominy	35
2.6 Problema directo de conducción de calor	41
3. Metodología.....	43
4. Resultados y discusión	52
4.1 Eficacia del <i>QFA</i> en trabajos reportados.....	52
4.2 Resultados experimentales	74
4.3 Resultados computacionales.....	85
4.3.1 Curvas de enfriamiento	85
4.3.2 Perfiles de propiedades	87
5. Conclusiones	112

6. Bibliografía.....	113
Apéndice A. Uso de los programas desarrollados en <i>Mathematica</i>	120
Apéndice B. Códigos en Python	123
Apéndice C. Comparación de curvas <i>TTP</i>	127

Índice de Tablas

Tabla 2.1. Nomenclatura para aleaciones de aluminio [6].	8
Tabla 2.2. Designación de temple para aleaciones endurecibles [6].	9
Tabla 2.3. Efecto de la magnitud del paso de tiempo en el valor del factor de temple calculado [20].	26
Tabla 2.4. Comparación del modelo clásico de Evancho y Stanley [16] con el mejorado por Rometsch y colaboradores [21].	28
Tabla 3.1. Composición nominal de la aleación 6061.	44
Tabla 3.2. Propiedades térmicas de aleaciones de aluminio [59].	45
Tabla 3.3. Matriz experimental (ensayo Jominy).	47
Tabla 3.4. Coeficientes para calcular la curva TTP al 99.5% de las propiedades mecánicas [17 y otras fuentes].	49
Tabla 4.1. Valores recomendados del parámetro k_2 para las aleaciones estudiadas.	74
Tabla 4.2. Ecuaciones empíricas para predecir propiedades de aleaciones de aluminio a partir del factor de temple.	110

Índice de Figuras

Figura 2.1. Representación esquemática del ciclo térmico de las etapas de disolución y precipitación durante el proceso de endurecimiento por precipitación [7].	10
Figura 2.2. Efecto del tiempo sobre la resistencia a la fluencia durante el envejecimiento natural para tres aleaciones de aluminio previamente solubilizadas [11].	13
Figura 2.3. Solución sólida(α) de A rica en una fase de B [13].	16
Figura 2.4. Nucleación y crecimiento: a) dependencia de la rapidez de nucleación con la temperatura, b) Curva C resultante [16].	19
Figura 2.5. Determinación del factor de temple Q en combinación con una curva de enfriamiento y una curva C [13].	25
Figura 2.6. Ejemplo de curva de calibración para una aleación AA7075-T73 [17].	26
Figura 2.7. Tipo y profundidad de ataque de corrosión en placas AA2024-T4 como función del factor de temple [13].	31
Figura 2.8. Representación gráfica de la habilidad para endurecerse de las aleaciones de aluminio; las secciones A1 y C1 no son alcanzables [13].	32
Figura 2.9. Resistencia y tenacidad vs. factor de temple en una aleación AA 6351 de extrusión [13].	33
Figura 2.10. Especificaciones del ensayo Jominy [28].	36
Figura 3.1. Curvas tiempo-temperatura-propiedad al 95% del máximo esfuerzo de tracción para varias aleaciones de aluminio [3].	43
Figura 3.2. Representación esquemática del equipo experimental para el ensayo Jominy. ..	46
Figura 3.3. Posición de los termopares en la probeta Jominy.	46
Figura 3.4. Diagrama de flujo para obtener la curva C para las aleaciones de aluminio.	50
Figura 3.5. Diagrama de flujo para obtener el factor de temple Q.	51
Figura 4.1. Curva TTP reportada en [64] (línea) y calculada utilizando los coeficientes reportados (símbolos) para la aleación 7B50-T6.	52
Figura 4.2. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [64] y curva TTP variando el parámetro k_2 (líneas) para la aleación 7B50-T6.	53
Figura 4.3. Perfil de dureza a lo largo de la probeta: medido (círculos azules) [64], predicha en ese artículo (círculos grises) [64] y calculada en este trabajo (círculos naranjas) con QFA clásico para la aleación 7B50-T6.	54
Figura 4.4. Perfil de dureza medido (triángulos) [64] y calculado con diferentes valores de k_2 (otros símbolos) para la aleación 7B50-T6.	55
Figura 4.5. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [26] y curva TTP variando el parámetro k_2 (líneas) para la aleación 6061-T6.	56
Figura 4.6. Perfil de dureza a lo largo de la probeta: medido (círculos azules) [26], predicha en ese artículo (círculos grises) y calculada en este trabajo (círculos naranjas) con QFA clásico para la aleación 6061-T6.	56
Figura 4.7. Perfil de dureza medido (triángulos) [26] y calculado con diferentes valores de k_2 (otros símbolos) para la aleación 6061-T6.	57
Figura 4.8. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [65] y curva TTP variando el parámetro k_2 (líneas) para la aleación 6082-T6.	58

Figura 4.9. Dureza vs. Factor de temple(Q): predicción del artículo (círculos azules) [65] y calculada en este trabajo (círculos naranjas) con QFA clásico para la aleación 6082-T6.	59
Figura 4.10. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [25] y curva TTP variando el parámetro k_2 (líneas) para la aleación 7010-T76.	60
Figura 4.11. Perfil de dureza a lo largo de la probeta: medido (círculos azules) [25], predicha en ese artículo (círculos grises) y calculada en este trabajo (círculos naranjas) con QFA clásico para la aleación 7010-T76.	60
Figura 4.12. Perfil de dureza medido (triángulos) [25] y calculado con diferentes valores de k_2 (otros símbolos) para la aleación 7010-T76.	61
Figura 4.13. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [69] y curva TTP variando el parámetro k_2 (líneas) para la aleación 7050-T76.	62
Figura 4.14. Perfil de dureza a lo largo de la probeta: medido (círculos azules) [69] y calculada en este trabajo (círculos naranjas) con QFA clásico para la aleación 7050-T76.	62
Figura 4.15. Comparación de propiedad con diferentes k_2 Perfil de dureza medido (triángulos) [69] y calculado con diferentes valores de k_2 (otros símbolos) para la aleación 7050-T76.	63
Figura 4.16. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [34] y curva TTP (línea) para la aleación 7075-T6.	64
Figura 4.17. Limite elástico vs Factor de temple(Q): predicción del artículo (círculos azules) [15] y calculada en este trabajo (círculos naranjas) con QFA clásico para la aleación 7075-T6.	65
Figura 4.18. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [34] y curva TTP variando el parámetro k_2 (líneas) para de la aleación 7175-T73.	65
Figura 4.19. Perfil de dureza a lo largo de la probeta: medido (círculos azules) [34], predicha en ese artículo (círculos grises) y calculada en este trabajo (círculos naranjas) con QFA clásico para la aleación 7175-T73.	66
Figura 4.20. Comparación de propiedad con diferentes k_2 Perfil de dureza medido (triángulos) [34] y calculado con diferentes valores de k_2 (otros símbolos) para la aleación 7175-T73.	67
Figura 4.21. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [69] y curva TTP variando el parámetro k_2 (líneas) para de la aleación A356-T6.	67
Figura 4.22. Perfil de dureza a lo largo de la probeta: predicción del artículo (círculos azules) [69] y calculada en este trabajo (círculos naranjas) con QFA clásico para la aleación A356-T6.	68
Figura 4.23. Comparación de propiedad con diferentes k_2 Perfil de dureza medido (triángulos) [35] y calculado con diferentes valores de k_2 (otros símbolos) para la aleación A356-T6.	69
Figura 4.24. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [71] y curva TTP variando el parámetro k_2 (líneas) para de la aleación A357-T6.	70
Figura 4.25. Limite elástico vs Factor de Temple: medido (círculos amarillos) [70], predicha en ese artículo (círculos azules) y calculada en este trabajo (círculos de varios colores) con QFA clásico para la aleación A357-T6.	70
Figura 4.26. Límite elástico vs Factor de Temple: medido (triángulos) [70], y calculado con diferentes valores de k_2 (otros símbolos) para para. la aleación A357-T6.	71
Figura 4.27. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [66] y curva TTP variando el parámetro k_2 (líneas) para la aleación Al-5%Cu-0.4%Mn-T6.	72

Figura 4.28. Perfil de dureza a lo largo de la probeta: medido (círculos azules) [66], predicha en ese artículo (círculos grises) y calculada en este trabajo (círculos naranjas) con QFA clásico para la aleación Al-5%Cu-0.4%Mn-T6.....	72
Figura 4.29. Comparación de propiedad con diferentes k_2 Perfil de dureza medido (triángulos) [66] y calculado con diferentes valores de k_2 (otros símbolos) para la aleación Al-5%Cu-0.4%Mn-T6.....	73
Figura 4.30. Proceso de enfriamiento durante el ensayo Jominy de la aleación 6061.	75
Figura 4.31. Curvas de enfriamiento (suavizadas)medidas para una temperatura inicial 470°C y temple en agua a temperatura ambiente (líneas sólidas) y agua a 60°C (líneas punteadas).	76
Figura 4.32. Rapidez de enfriamiento para una temperatura inicial 470°C y temple en agua a temperatura ambiente (líneas sólidas) y agua a 60°C (líneas punteadas).	77
Figura 4.33. Curvas de enfriamiento (suavizadas)medidas para una temperatura inicial 505°C y temple en agua a temperatura ambiente (líneas sólidas) y agua a 60°C (líneas punteadas).	78
Figura 4.34. Rapidez de enfriamiento para una temperatura inicial 505°C y temple en agua a temperatura ambiente (líneas sólidas) y agua a 60°C (líneas punteadas).	79
Figura 4.35. Curvas de enfriamiento (suavizadas)medidas para una temperatura inicial 550°C y temple en agua a temperatura ambiente (líneas sólidas) y agua a 60°C (líneas punteadas).	80
Figura 4.36. Rapidez de enfriamiento para una temperatura inicial 550°C y temple en agua a temperatura ambiente (líneas sólidas) y agua a 60°C (líneas punteadas).	81
Figura 4.37. Rapidez de enfriamiento en la posición del termopar TC1 en función de la temperatura inicial para el temple en agua a temperatura ambiente.....	82
Figura 4.38. Rapidez de enfriamiento en la posición del termopar TC1 en función de la temperatura inicial para el temple en. agua a 60°C.....	83
Figura 4.39. Rapidez de enfriamiento en la posición del termopar TC2 con diferente temperatura inicial para temple con agua a temperatura ambiente.....	84
Figura 4.40. Rapidez de enfriamiento en la posición del termopar TC2 con diferente temperatura inicial para temple con agua a 60°C.....	84
Figura 4.41. Curvas de enfriamiento para el experimento con temperatura inicial a 470°C y enfriamiento con agua a temperatura ambiente: simuladas a 0 mm, 43.54 mm, 50.80 mm (líneas sólidas) y experimentales en las posiciones de TC1 Y TC2 (líneas punteadas).....	86
Figura 4.42. Curvas de enfriamiento simuladas (líneas sólidas) y medidas (líneas punteadas) para el experimento con temperatura inicial a 470°C y enfriamiento con agua a temperatura ambiente a lo largo de la probeta Jominy.	87
Figura 4.43. Perfil de dureza predicho para la aleación 7B50-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.	88
Figura 4.44. Perfil de dureza predicho para la aleación 7B50-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a 60°C.	89
Figura 4.45. Dureza HV predicha en función del factor de temple para una aleación 7B50-T6. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta.	89

Figura 4.46. Perfil de dureza predicho para la aleación 6061-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.	90
Figura 4.47. Perfil de dureza predicho para la aleación 6061-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a 60°C.	91
Figura 4.48. Dureza HV predicha en función del factor de temple para una aleación 6061-T6. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta.	91
Figura 4.49. Perfil de dureza predicho para la aleación 6082-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.	92
Figura 4.50. Perfil de dureza predicho para la aleación 6082-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a 60°C.	93
Figura 4.51. Dureza HV predicha en función del factor de temple para una aleación 6082-T6. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta.	94
Figura 4.52. Perfil de dureza predicho para la aleación 7010-T76 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.	95
Figura 4.53. Perfil de dureza predicho para la aleación 7010-T76 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a 60°C.	96
Figura 4.54. Dureza HV predicha en función del factor de temple para una aleación 7010-T76. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta.	96
Figura 4.55. Perfil de dureza predicho para la aleación 7050-T76 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.	97
Figura 4.56. Perfil de dureza predicho para la aleación 7050-T76 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a 60°C.	98
Figura 4.57. Dureza HB predicha en función del factor de temple para una aleación 7050-T76. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta.	98
Figura 4.58. Perfil de limite elástico predicho para la aleación 7075-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.	99
Figura 4.59. Perfil de limite elástico predicho para la aleación 7075-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a 60°C.	100
Figura 4.60. Limite elástico predicha en función del factor de temple para una aleación 7075-T6. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta.	100
Figura 4.61. Perfil de dureza predicho para la aleación 7175-T73 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.	101
Figura 4.62. Perfil de dureza predicho para la aleación 7175-T73 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a 60°C.	102
Figura 4.63. Dureza HV predicha en función del factor de temple para una aleación 7175-T73. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta.	102
Figura 4.64. Perfil de dureza predicho para la aleación A356-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.	103
Figura 4.65. Perfil de dureza predicho para la aleación A356-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua 60°C.	104
Figura 4.66. Dureza HV predicha en función del factor de temple para una aleación A356-T6. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta.	105

Figura 4.67. Perfil de esfuerzo de fluencia predicho para la aleación A357-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.	105
Figura 4.68. Perfil de esfuerzo de fluencia predicho para la aleación A357-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua 60°C.	106
Figura 4.69. Esfuerzo de fluencia predicho en función del factor de temple para una aleación A357-T6. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta.	107
Figura 4.70. Perfil de dureza HRB predicho para la aleación Al-5%Cu-0.4%Mn-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.	108
Figura 4.71. Perfil de dureza HRB predicho para la aleación Al-5%Cu-0.4%Mn-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a 60°C.	108
Figura 4.72. Esfuerzo de fluencia predicho en función del factor de temple para una aleación Al-5%Cu-0.4%Mn-T6. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta.....	109

Figura C. 1. Curva TTP reportada en [26] (línea) y calculada utilizando los coeficientes reportados (símbolos) para la aleación 6061-T6.	127
Figura C. 2. Curva TTP reportada en [65] (símbolos) y calculada utilizando los coeficientes reportados (línea) para la aleación 6082-T6.....	128
Figura C. 3. Curva TTP reportada en [25] (línea) y calculada utilizando los coeficientes reportados (símbolos) para la aleación 7010-T76.	128
Figura C. 4. Curva TTP reportada en [15] (línea) y calculada utilizando los coeficientes reportados (símbolos) para la aleación 7050-T76.	129
Figura C. 5. Curva TTP reportada en [15] (línea) y calculada utilizando los coeficientes reportados (símbolos) para la aleación 7075-T6.	130
Figura C. 6. Curva TTP reportada en [34] (línea) y calculada utilizando los coeficientes reportados (símbolos) para la aleación 7175-T73.	130
Figura C. 7. Curva TTP reportada en [35] (línea) y calculada utilizando los coeficientes reportados (símbolos) para la aleación A356-T6.....	131
Figura C. 8. Curva TTP reportada en [35] (línea) y calculada utilizando los coeficientes reportados (símbolos) para la aleación A357-T6.....	132
Figura C. 9. Curva TTP reportada en [66] (línea) y calculada utilizando los coeficientes reportados (símbolos) para la aleación Al-5%Cu-0.4%Mn-T6.....	132

Listado de símbolos.

Símbolo	Cantidad	Unidades
Q	Factor de temple	Adimensional
V	Volumen	cm^3
ΔG_v	Cambio en la energía libre asociada a la formación de volumen del precipitado	$J \cdot mol^{-1}$
A	Área	cm^2
ΔG_s	Energía libre de la superficie creada entre el precipitado y la matriz	$J \cdot mol^{-1}$
r^*	Radio crítico	cm
γ	Energía de deformación	J
ΔG^*	Energía necesaria para romper la barrera de nucleación	$J \cdot mol^{-1}$
I	Rapidez de nucleación	$nucleos \cdot cm^{-3} \cdot s^{-1}$
ΔG_m	Energía de activación por difusión	$J \cdot mol^{-1}$
k	Constante de Boltzmann	$J \cdot K^{-1}$
X	Fracción volumen transformada	Adimensional
C_T	Tiempo requerido para precipitar una cantidad constante de soluto	s
k_1	Constante igual al logaritmo natural de la fracción transformada durante el temple	Adimensional
k_2	Constante igual al recíproco de números de sitios de nucleación	s
k_3	Constante relacionada con la energía para formar núcleos	$J \cdot mol^{-1}$
k_4	Constante igual a la temperatura de <i>solvus</i>	K
k_5	Constante igual a la energía de activación para la difusión	$J \cdot mol^{-1}$
R	Constante universal de los gases	$J \cdot mol^{-1} K^{-1}$
T	Temperatura	K
t	Tiempo	s
σ_{min}	Valor mínimo medido de la propiedad	
σ_{max}	Valor máximo medido de la propiedad	
n	Exponente de la ecuación de Avrami	
η_i	Factor de impacto	
$\nabla \cdot \vec{q}_k$	Divergencia del <i>flux</i> de calor	$W \cdot m^{-2}$
q_G	Rapidez volumétrica de "generación" de calor debido a las transformaciones de fase	$W \cdot m^{-3}$
ρ	Densidad	$kg \cdot m^{-3}$
C_p	Capacidad calorífica específica a presión constante	$J \cdot K^{-1} \cdot kg^{-1}$
$\rho C_p \frac{\partial T(\vec{x}, t)}{\partial t}$	Rapidez volumétrica de acumulación de energía térmica en el sistema	$W \cdot m^{-3}$

Resumen

La predicción de las propiedades de aleaciones de aluminio endurecidas por temple + envejecimiento es un tópico de interés tanto en la industria como en la academia. En este contexto, una metodología que ha mostrado potencial es la del análisis del factor de temple (*QFA*, por sus siglas en inglés). Con datos obtenidos de la revisión bibliográfica, se ajustaron las curvas *TTP* (modificando el valor reportado de la constante k_2 , que representa la constante igual al recíproco de números de sitios de nucleación) para obtener una predicción más exacta. Para ello, se desarrolló un programa de cómputo en *Python* para el cálculo de las curvas *TTP* y del factor de temple (Q). Se midieron curvas de enfriamiento en una probeta Jominy de aleación 6061 en dos posiciones al interior de la probeta para tres valores de temperatura inicial (470°C, 505°C y 550°C) y dos valores de temperatura del medio de temple (agua a temperatura ambiente y agua a 60°C). Utilizando el *software Mathematica*, se filtraron los datos experimentales y se calculó un perfil de curvas de enfriamiento a lo largo de la probeta, suponiendo flujo de calor unidireccional; el modelo matemático se validó comparando valores predichos con experimentales. Bajo la premisa de que las aleaciones de aluminio tienen un comportamiento de conducción de calor similar entre sí, las curvas de enfriamiento calculadas con el modelo matemático se utilizaron, junto con las curvas *TTP* reportadas, para predecir perfiles de propiedades mediante el análisis de factor de temple.

De los resultados se desprende que el valor del factor de temple depende de la forma de la curva de enfriamiento y de su posición relativa con respecto a la curva *TTP*, siendo los valores parciales del factor de temple cerca de la nariz de la curva *TTP* los que más aportan al valor de Q .

La respuesta de las aleaciones estudiadas al cambio de temperatura inicial de temple es: Al-5%Cu-0.4%Mn-T6 < 6061-T6 < A356-T6 < 7B50-T6 < 7050-T76 < 7010-T76 < 6082-T6 < 7175-T73 < A357-T6 < 7075-T6, mientras que la de las aleaciones estudiadas al cambio de temperatura del medio de temple es: 7010-T76 < A356-T6 < Al-5%Cu-0.4%Mn-T6 < 6061-T6 < 7B50-T6 < 7050-T76 < 6082-T6 < 7175-T73 < A357-T6 < 7075-T6.

Abstract

Predicting the properties of hardened aluminium alloys by tempering + aging is a topic of interest in both, industry and academia. In this context, one methodology that has shown potential is quench factor analysis (*QFA*). With data obtained from the literature review, *TTP* curves were adjusted (modifying the reported value of the constant k_2 , which represents the constant equal to the reciprocal of the number of nucleation sites) to produce a more accurate prediction. To do this, a computer program was developed with *Python* to calculate *TTP* curves and quench factor (*Q*). Cooling curves were measured on a Jominy test piece of alloy 6061 in two positions inside of the Jominy specimen for three values of initial temperature values (470°C, 505°C and 550°C) and two temperature values of the cooling medium (water at room temperature and water at 60°C). Using *Mathematica*, the experimental data was filtered and a profile of cooling curves along the Jominy specimen was calculated, assuming unidirectional heat flow; the mathematical model was validated by comparing predicted and experimental values. Under the premise that aluminum alloys have a heat conduction behavior similar among themselves, the cooling curves calculated with the mathematical model were used, along with the reported *TTP* curves, to predict property profiles by quench factor analysis.

The results show that the value of the quench factor depends on the shape of the cooling curve and the position of the cooling curve relative to the *TTP* curve, with the partial values of the quench factor near the nose of the *TTP* curve contributing the most to the value of *Q*.

The sensitivity of the alloys studied to the initial temperature is: Al-5%Cu-0.4%Mn-T6 < 6061-T6 < A356-T6 < 7B50-T6 < 7050-T76 < 7010-T76 < 6082-T6 < 7175-T73 < A357-T6 < 7075-T6, while the sensitivity of the alloys studied to the temperature of the cooling medium is: 7010-T76 < A356-T6 < Al-5%Cu-0.4%Mn-T6 < 6061-T6 < 7B50-T6 < 7050-T76 < 6082-T6 < 7175-T73 < A357-T6 < 7075-T6.

1. Introducción

El aspecto fundamental que debe tomarse en cuenta cuando se quiere producir un componente ingenieril es la relación estructura-propiedades-procesamiento. El aluminio es un material de gran importancia en la actualidad dados los múltiples usos de las aleaciones de aluminio. El aluminio tiene baja densidad, alta resistencia a la corrosión y buena ductilidad [1]. Es por esto, que las aleaciones base aluminio se han utilizado en una variedad de productos tales como: domésticos, automotrices y aeroespaciales [1].

Las propiedades mecánicas deseadas en componentes fabricados con aleaciones de aluminio se obtienen con un tratamiento térmico basado en el mecanismo de endurecimiento por precipitación; este tratamiento térmico se conoce como de envejecimiento [1-3]. Típicamente, el proceso consta de tres etapas: 1) solubilización, 2) enfriamiento rápido y 3) precipitación. La etapa de solubilización se lleva a cabo en un rango de temperaturas de entre 400 y 580 °C, y tiene por objetivo disolver a los átomos de soluto para producir una solución sólida homogénea, rica en el soluto. La etapa de enfriamiento rápido se realiza para asegurar que los átomos de soluto se mantengan disueltos (es decir, que no formen precipitados), por lo que la estructura de la aleación al final de esta etapa consiste en una solución sólida sobresaturada, es decir, que contiene soluto en exceso. Finalmente, el componente se lleva a una temperatura menor a la de *solvus* y se mantiene a esa temperatura durante un tiempo tal que permita la precipitación que da origen al endurecimiento del componente.

La etapa de enfriamiento rápido (temple) en el proceso de endurecimiento debe llevarse al cabo de manera tal que, efectivamente, los átomos de soluto se mantengan disueltos en la matriz - evitando su precipitación anticipada - al mismo tiempo que se reduzca la distorsión lo más posible. La trayectoria de enfriamiento requerida para cumplir con este objetivo depende de la composición química de la aleación y de la geometría de la pieza, y es función directa de la historia de extracción de calor hacia el medio de temple. Para alcanzar rapidez de enfriamiento elevadas durante la etapa de enfriamiento rápido es común utilizar agua como medio de enfriamiento [3]. Sin embargo, esto tiene el inconveniente de que es posible generar distorsión en las piezas [4].

Diseñar procesos de tratamiento térmico es tardado si se hace mediante ensayo y error. El análisis de factor de temple (*Quench Factor Analysis (QFA)*), desarrollado por Evancho y Staley, es una metodología con la que se puede predecir el efecto que tiene la rapidez de enfriamiento local durante la etapa de temple sobre las propiedades mecánicas después del envejecimiento [5].

En este trabajo se analizó la eficacia del *QFA* utilizando tanto datos reportados en la literatura especializada como curvas de enfriamiento medidas en una probeta sometida a ensayo Jominy junto con curvas *TTP* publicadas.

1.1 Justificación

El análisis del factor de temple es una metodología que ha mostrado potencial para su uso en el diseño de tratamientos térmicos de aleaciones de aluminio por lo que es necesario continuar estudiándolo. Para ello, en este trabajo se tomó información reportada en la literatura especializada y se midieron curvas de enfriamiento en probetas de aleación de aluminio 6061 para analizar la eficacia del factor de temple y la sensibilidad de la metodología.

1.2 Hipótesis

Es posible utilizar curvas de enfriamiento adquiridas durante el ensayo Jominy de una probeta de aleación AA 6061, junto con los parámetros de curvas *TTP* y relaciones factor de temple-propiedad reportadas, para predecir propiedades mecánicas de diferentes aleaciones de aluminio mediante el método de análisis del factor de temple.

1.3 Objetivo

Predecir propiedades mecánicas de aleaciones de aluminio endurecibles térmicamente, utilizando el análisis del factor de temple, mediante curvas de enfriamiento medidas durante un ensayo Jominy y la cinética de precipitación descrita por la curva Tiempo-Temperatura-Propiedad junto con relaciones factor de temple-propiedad reportadas en la literatura.

1.4 Metas

- i. Obtener valores del factor de temple, Q , reportados para diferentes aleaciones de aluminio y diferentes curvas de enfriamiento

- ii. Obtener relaciones matemáticas reportadas entre propiedades mecánicas después del envejecimiento y el factor de temple
- iii. Realizar ensayos Jominy con distintos valores de temperatura inicial y de temperatura del agua
- iv. Predecir las propiedades mecánicas asociadas a las curvas de enfriamiento para cada aleación estudiada

2. Antecedentes

En años recientes, las aleaciones de aluminio han atraído la atención de muchos investigadores, ingenieros y diseñadores, con la promesa de poder utilizarse como materiales estructurales para la industria automotriz o para aplicaciones aeroespaciales, principalmente por su baja densidad. El aluminio es un metal que en estado puro tiene propiedades mecánicas bajas; para mejorar las propiedades mecánicas el aluminio se tiene que alea con otros elementos tales como el cobre, manganeso, silicio y zinc entre otros. La resistencia mecánica de estas aleaciones puede aumentarse por medio de deformación o de un tratamiento térmico [6].

2.1 Clasificación de las aleaciones de aluminio

Las aleaciones de aluminio se clasifican de acuerdo con su proceso de fabricación: fundición o forja. Los diferentes tipos de aleaciones se designan mediante un código de 4 dígitos: el primer dígito especifica los principales elementos aleantes, el segundo muestra su modificación y los números restantes se refieren a la composición de aluminio específica de la aleación. En la Tabla 2.1 se presenta la nomenclatura para las aleaciones de aluminio fabricadas por forja y por fundición. Toda aleación de aluminio puede recibir tratamiento térmico, por ejemplo recocido, pero solo algunas familias se pueden endurecer por tratamiento térmico.

Tabla 2.1. Nomenclatura para aleaciones de aluminio [6]. Las aleaciones con * son las tratables térmicamente.

Aleaciones para forja	
Serie	Elemento de aleación primario
1xxx	----
2xxx*	Cu
3xxx	Mn
4xxx	Si
5xxx	Mg
6xxx*	Mg-Si
7xxx*	Zn
Aleaciones para fundición	
1xx.x	----
2xx.x*	Cu
3xx.x*	Si (Cu y/o Mg)
4xx.x	Si
5xx.x	Mg
7xx.x*	Zn
8xx.x*	Sn

Para las aleaciones que se pueden endurecer existe una designación, esta designación sigue a la de la aleación separada con un guion.

La designación de un tratamiento básico consiste en una letra individual mayúscula. La subdivisión de los tratamientos básicos se indica con uno o más dígitos siguiendo a la letra; esos dígitos designan una secuencia específica de tratamientos que producen una combinación de propiedades. En la Tabla 2.2 se enlistan las designaciones usadas para las aleaciones de aluminio endurecibles por deformación y por tratamiento térmico.

Tabla 2.2. Designación de temple para aleaciones endurecibles por deformación o por tratamiento térmico [6].

Endurecibles por deformación	
F	Como se fabricó, sin control sobre el endurecimiento por deformación
O	Recocido, recristalizado (resistencia mínima y mayor ductilidad)
H1	Endurecido por deformación
H2	Endurecido por deformación y parcialmente recocido
H3	Endurecido por deformación y estabilizado
H112	Endurecido por deformación durante la fabricación (sin control en la deformación)
H321	Endurecido por deformación durante la fabricación (control en la deformación)
Endurecibles por tratamiento térmico	
W	Solución sólida
T1	Enfriado directamente de un proceso de formado a alta temperatura y envejecimiento natural
T2	Enfriado directamente de un proceso de formado a alta temperatura, trabajado en frío y envejecimiento natural en condiciones estables
T3	Tratamiento de solubilización, trabajo en frío y envejecimiento natural a condiciones estables
T4	Tratamiento de solubilización y envejecimiento natural a condiciones estables
T5	Enfriado directamente de un proceso de formado a alta temperatura y envejecimiento artificial
T6	Tratamiento de solubilización y envejecimiento artificial
T7	Tratamiento de solubilización y sobre envejecimiento o estabilizado
T8	Tratamiento de solubilización, trabajado en frío y envejecimiento artificial
T9	Tratamiento de solubilización, envejecimiento artificial y trabajado en frío
T10	Enfriado directamente de un proceso de formado a alta temperatura, trabajado en frío y envejecimiento artificial

2.2 Endurecimiento por precipitación

Las propiedades mecánicas en componentes fabricados con aleaciones de aluminio pueden mejorarse por medio de un tratamiento térmico (“envejecimiento”) basado en el mecanismo de endurecimiento por precipitación.

Para que una aleación sea susceptible a endurecimiento por precipitación debe cumplir con las siguientes condiciones [7]:

- a) Que el diagrama de fases tenga solubilidad parcial
- b) Que la solubilidad máxima de un componente en otro sea considerable
- c) Que la solubilidad decrezca con la disminución de la temperatura

Típicamente, el tratamiento térmico de envejecimiento consta de tres etapas: 1) solubilización, 2) enfriamiento rápido y 3) precipitación, como se ilustra en la Figura 2.1 [7]. La etapa de solubilización se lleva a cabo en un rango de temperaturas de entre 400 y 580 °C, y tiene por objetivo disolver a los átomos de soluto para producir una solución sólida homogénea, rica en el soluto. La descomposición de la solución sólida homogénea genera diferentes fases de los precipitados al aplicar temperatura en cierto paso de tiempo, pasando por la fase coherente, semi-coherente, llegando a su fase más estable, que es incoherente.

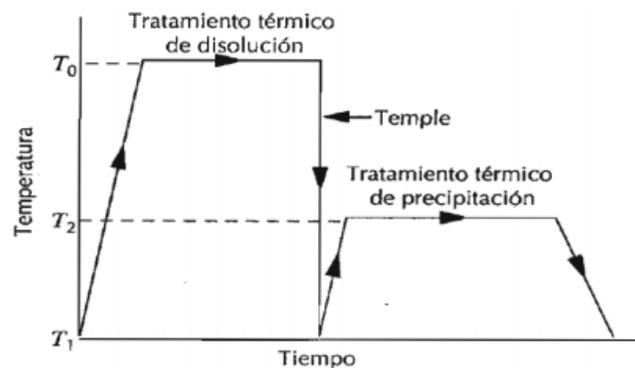


Figura 2.1. Representación esquemática del ciclo térmico de las etapas de disolución y precipitación durante el proceso de endurecimiento por precipitación [7].

Los elementos más utilizados para lograr un aumento en resistencia mecánica y dureza son: cobre, silicio, magnesio y zinc. La mayoría de los sistemas de aleación que admiten endurecimiento por precipitación son [8]:

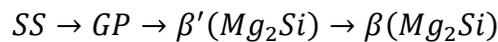
- Sistemas Al-Cu aumentan la resistencia mecánica por medio de CuAl_2



- Sistemas Al-Cu-Mg el magnesio acelera e intensifica la precipitación natural



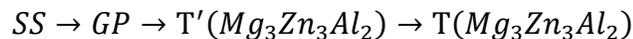
- Sistemas Al-Mg-Si aumenta la resistencia por medio del Mg_2Si



- Sistemas Al-Zn-Mg aumenta la resistencia por medio de MgZn_2



- Sistemas Al-Zn-Mg-Cu aumenta la resistencia por medio de $\text{Mg}_3\text{Zn}_3\text{Al}_2$



2.2.1 Solubilización

El principal propósito de la solubilización es disolver por completo los elementos aleantes, al elevar la temperatura hasta tener una sola fase. Esto sucede cuando los átomos de los componentes son casi del mismo tamaño, formando una solución sólida sustitucional, en la cual los átomos de soluto están distribuidos en toda la matriz. La disolución depende del tamaño y distribución de los precipitados existentes, la temperatura y el tiempo de permanencia y el grado de deformación [8].

2.2.2 Enfriamiento rápido (Temple)

El enfriamiento rápido se relaciona con la rapidez a la cual el metal pierde temperatura desde el tratamiento de solución hasta temperatura ambiente. El objetivo principal es mantener la estructura de solubilidad completa; a temperatura ambiente estará en un estado metaestable llamándole en ese momento una solución sólida sobresaturada. La aleación después del

enfriamiento rápido está sobresaturada y es inestable, es decir el exceso de soluto tenderá a salir de la solución sólida para formar precipitados, variando con la temperatura la rapidez a la que se produce la precipitación. En general, temperaturas bajas inducen difusión lenta y, por tanto, poca precipitación, mientras que temperaturas altas generan rápidamente un nivel de precipitación significativo, encontrándose en un valor intermedio la temperatura óptima a la que se produce el máximo endurecimiento en un tiempo razonable [4].

El agua es muy útil sobre todo porque se pueden obtener rapidezces de enfriamiento muy grandes o adecuadas para elementos no muy delgados [4]. Sin embargo, el enfriamiento rápido distorsiona la forma de elementos muy delgados ya que genera esfuerzos internos de compresión en la superficie y de tracción en el interior [4]. Los esfuerzos internos pueden causar inestabilidad dimensional, particularmente en piezas que tienen una forma irregular o que tienen que ser maquinadas.

2.2.3 Envejecimiento

La etapa de envejecimiento favorece la formación de precipitados, que ocurre cuando la aleación se calienta hasta una temperatura menor que la temperatura de solubilización, pero lo suficientemente alta como para superar la barrera de energía necesaria para la precipitación [2]. Los solutos disueltos en la solución sólida sobresaturada se transforman en precipitados a través de un número de estados metaestables que progresan desde un estado menos estable hasta el estado más estable, que se conoce como la fase de equilibrio.

Al transformarse en un estado más estable, el sistema reduce la energía libre y, por lo tanto, el precipitado tiende a avanzar hacia esa transformación [9]. La difusión debe permitir que se produzca la transformación anterior. La formación de precipitados generalmente resulta en una disminución de la energía libre si la creación de un núcleo da lugar a la destrucción de un defecto [10].

El envejecimiento natural está referido a la formación espontánea de zonas Guinier-Preston (*GP*) durante la exposición a temperatura ambiente. Los átomos de soluto, *clústers* o átomos segregados en la red, depende de la aleación, para formar las zonas *GP*, las cuales son más

resistentes al movimiento de las dislocaciones a través de la red y por lo tanto es más resistente. Las curvas en la Figura 2.2 muestran el cambio en la resistencia a la fluencia en función del tiempo de envejecimiento a temperatura ambiente de tres aleaciones de aluminio [11]. El incremento en esta propiedad es diferente para cada aleación. Por ejemplo, la resistencia a la tensión de la aleación 7075 no alcanzará un valor estable en estas condiciones, por lo tanto, casi nunca se utilizará un tratamiento de envejecimiento natural para esta aleación [11]. El aumento en la resistencia a la fluencia para la aleación 6061 es menor al que se podría alcanzar con el envejecimiento artificial.

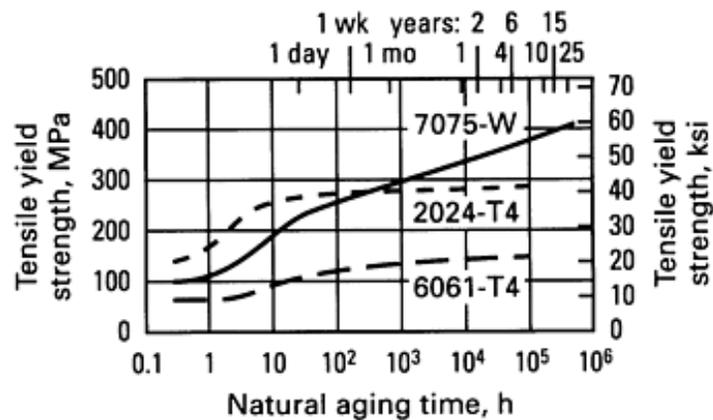


Figura 2.2. Efecto del tiempo sobre la resistencia a la fluencia durante el envejecimiento natural para tres aleaciones de aluminio previamente solubilizadas [11].

El envejecimiento artificial se refiere al proceso de envejecimiento a temperaturas por arriba de la temperatura ambiente, por lo que producen las formas metaestables del precipitado en equilibrio. Estos precipitados de transición son coherentes con la matriz y contribuyen al endurecimiento por precipitación. Con cierto tiempo de exposición a altas temperaturas, los precipitados de transición eventualmente se convertirán en fases de equilibrio que no son coherentes, lo cual hace a la aleación más suave [11].

Se piensa que el pico de máxima resistencia en las curvas de envejecimiento está controlado por un solo tipo de precipitado. Mientras las partículas son pequeñas, coherentes y poco espaciadas, interactúan con el movimiento de las dislocaciones. Debido a que las

dislocaciones tienen alguna flexibilidad, el número de partículas por unidad de longitud que atraviesa la dislocación es mayor y esto incrementa la resistencia, las partículas crecen y la resistencia se eleva. Después las partículas crecen más, coalescen y se convierten en incoherentes; el espaciamiento entre ellas se incrementa, permitiendo que las dislocaciones se puedan doblar y así rodear a la partícula y seguir avanzando sin interceptarlas, por lo que con el incremento en el espaciamiento de las partículas la resistencia disminuye.

2.3. Sensibilidad de temple

La sensibilidad de temple es un concepto importante en la manufactura de aleaciones de aluminio. La rapidez de enfriamiento durante el temple juega un papel importante sobre las propiedades mecánicas de la aleación; esto se debe a que el temple es precursor del proceso de endurecimiento por precipitación, y los elementos en solución en el estado después del temple serán los que posteriormente afectarán al fenómeno de endurecimiento. Después de alcanzar la temperatura de solubilización y mantener la pieza por cierta cantidad de tiempo, los precipitados han sido disueltos en una solución sólida y no se encontrarán precipitados en el sólido.

Todos los tratamientos térmicos de endurecimiento de aleaciones de aluminio pierden su habilidad de alcanzar el máximo de dureza con un particular tratamiento de envejecimiento cuando la rapidez de enfriamiento durante el temple disminuye debajo de un valor crítico. Esta "sensibilidad de temple" es atribuida a la pérdida de soluto por precipitación durante el enfriamiento rápido, en forma de partículas nucleadas gruesas y heterogéneas de la fase de equilibrio y la pérdida de vacancias [3].

La sensibilidad de temple entonces es la dependencia de las propiedades del material (después de ser endurecido) con la rapidez de enfriamiento durante el temple después del tratamiento de solubilización y debe considerarse al diseñar un tratamiento térmico de una aleación de aluminio. Otra forma de ver la sensibilidad de temple es como la habilidad de las aleaciones para tolerar rapidezces de enfriamiento bajas y no producir precipitados durante el temple. Esto es de suma importancia durante el endurecimiento por precipitación, ya que si

aparecen precipitados fuera de la solución entonces no habrá suficiente cantidad de elemento aleante en solución para precipitar en la etapa de envejecimiento [3].

El enfriamiento demasiado lento puede conducir a una reducción de la sobresaturación de vacancias, a la precipitación no deseada y al sobre-envejecimiento [3].

En la actualidad existen diferentes métodos para evaluar la sensibilidad de enfriamiento de una aleación de aluminio, tales como el ensayo Jominy, las curvas Temperatura-Tiempo-Transformación (*TTT*), las curvas Temperatura-Tiempo-propiedades (*TTP*) y las curvas de transformación bajo condiciones de enfriamiento continuo (CCT) [12].

2.4. Análisis de factor de temple

Los ingenieros de proceso desean cuantificar la pérdida para desarrollar alguna propiedad (mecánica o de resistencia a la corrosión) durante el enfriamiento después de la solubilización, de modo que se puedan diseñar procesos de enfriamiento con un balance comercialmente aceptable entre las propiedades y la tensión residual modificando la ruta de enfriamiento. El análisis de factor de temple se desarrolló por esta razón.

2.4.1 Precipitación en enfriamiento continuo [13]

De acuerdo con Gibbs, la nucleación es el trabajo necesario para la formación de nuevas fases. Considérese que se tiene una solución sólida de A sobresaturada de una fase de B como se muestra en la Figura 2.3 [13].

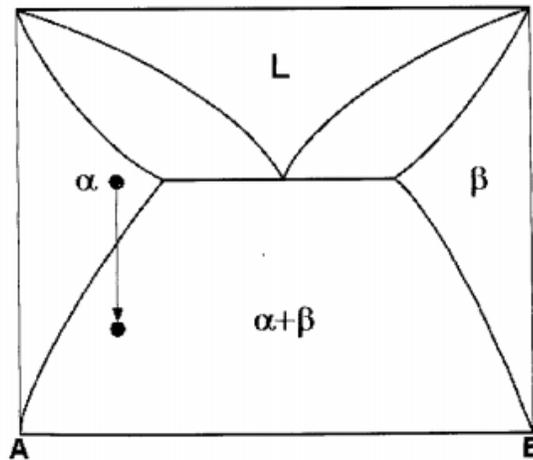


Figura 2.3. Solución sólida (α) de A rica en una fase de B [13].

Para la nucleación, los átomos de B junto con la matriz de A deben tener difusión para crear un volumen pequeño con la composición de β . Si es necesario, los átomos de B deberán reacomodarse en la estructura cristalina de β . Esto requiere la creación de una interfase nueva de α/β lo que conlleva una barrera de energía de activación.

El cambio de energía libre asociado con el proceso de nucleación proviene de 3 diferentes contribuciones:

- De la temperatura a la cual la fase β es estable, la creación de un volumen V de β causa la reducción de la energía libre de $V\Delta G_v$.
- Si se supone que la energía interfacial entre α y β es isotrópica, la creación de un área A de la interfase dará un incremento de la energía libre de $A\gamma$.
- En general, el volumen transformado ya no encajará en el espacio original ocupado por la matriz; esto da lugar a una energía de deformación ΔG_s por unidad de volumen de β que es proporcional al volumen de la inclusión.

Una partícula de precipitado puede nuclear de dos modos básicos: homogénea o heterogéneamente. La dificultad principal en el modo de formar núcleos homogéneamente se relaciona con la superficie que debe crearse cuando se nuclea una partícula de segunda fase.

La formación de una partícula va acompañada de un cambio de energía libre que se puede expresar por la ecuación siguiente:

$$\Delta G = -\Delta G_V + A_\gamma + \Delta G_s \quad (2.1)$$

Si se supone que, para la condición crítica, r^* , se toma el volumen de la esfera y el área del círculo y $\partial\Delta G/\partial r=0$. La energía necesaria para la barrera de nucleación es:

$$\Delta G^* = -\frac{16\pi\gamma^3}{3(\Delta G_V - \Delta G_s)^2} \quad (2.2)$$

Cuando una aleación endurecible por precipitación se enfría por encima de la temperatura de *solvus*, el cambio de energía libre aumenta progresivamente a medida que aumenta la diferencia entre la temperatura y la temperatura de *solvus*. Este cambio en la energía libre del sistema con subenfriamiento es la fuerza impulsora para la nucleación de una nueva fase. La rapidez de nucleación I como función de la temperatura T puede ser expresada como:

$$I = \beta \exp\left(-\frac{\Delta G_m}{kT}\right) \exp\left(-\frac{\Delta G^*}{kT}\right) \quad (2.3)$$

Donde

ΔG^* = energía de activación para la nucleación

ΔG_m = energía de activación por difusión

k = constante de Boltzmann

β = parámetro que incluye la densidad de los sitios de nucleación potenciales

La cinética de nucleación de los precipitados de equilibrio, los precipitados de transición y las zonas de Guinier-Preston (*GP*) muestran un comportamiento *TTP* en forma de curva C [15]. Las rapidez de nucleación se reducen a bajas temperaturas porque la cinética de difusión es baja, debido a la casi nula movilidad atómica, al igual que a altas temperaturas la fuerza impulsora se hace pequeña, por lo que es más difícil alcanzar el tamaño crítico de núcleo.

La cinética de crecimiento a una temperatura particular puede ser descrita por una ecuación de tipo Avrami. Para el crecimiento controlado por difusión, la forma general de la ecuación para las aleaciones de aluminio que describe la cinética de transformación isotérmica es [16]:

$$X = 1 - \exp[-t/k] \quad (2.4)$$

Donde

k = término dependiente de la temperatura el cual es proporcional al tiempo requerido para precipitar una cantidad constante de soluto

t = tiempo a la temperatura

X = fracción volumen transformada

La dependencia de la rapidez de nucleación con la temperatura se muestra en la Figura 2.4.

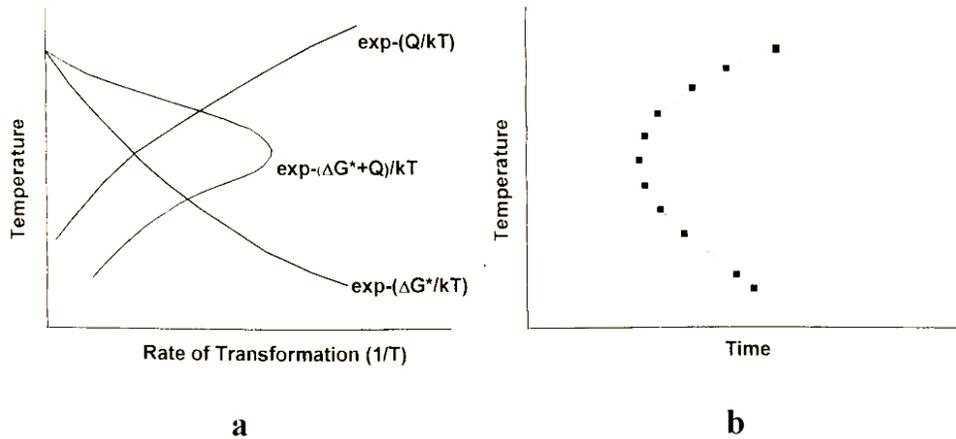


Figura 2.4. Nucleación y crecimiento: a) dependencia de la rapidez de nucleación con la temperatura, b) curva C resultante [16].

El valor de la constante k , y por lo tanto de la rapidez de precipitación, depende principalmente del grado de sobresaturación por difusión y puede ser estimado usando una forma recíproca de una ecuación que describe la rapidez de nucleación:

$$k = \frac{C_T}{k_1} = k_2 * \exp \left[\frac{k_3 * k_4^2}{R * T * (k_4 - T)^2} \right] * \exp \frac{k_5}{RT} \quad (2.5)$$

Donde

C_T = tiempo requerido para precipitar una cantidad constante de soluto (s)

k_1 = constante que es igual al logaritmo de la fracción transformada durante el temple (a)

k_2 = constante relacionada con el recíproco del número de sitios de nucleación (s)

k_3 = constante relacionada con la energía requerida para formar núcleos (J/mol)

k_4 = constante igual a la temperatura de solvus (K)

k_5 = constante igual a la energía de activación para la difusión (J/mol)

R = constante de los gases (J/molK)

T = temperatura (K)

Por lo que la ecuación (2.4) puede ser reescrita de la siguiente manera:

$$X = 1 - \exp[k_1 t / C_T] \quad (2.6)$$

Usando este modelo para la precipitación isotérmica, la fracción de soluto precipitado durante el temple puede calcularse.

Cahn [17] analizó la cinética de transformación en condiciones no isotérmicas (la cinética de precipitación durante el enfriamiento continuo) y notó que la reacción a diferentes temperaturas es aditiva siempre y cuando sean isocinéticas; demostró que las transformaciones que nuclean heterogéneamente (como lo hacen típicamente las aleaciones de aluminio durante el templado) tienden a obedecer las reglas de aditividad. Para tales reacciones aditivas, mostró que una medida de la cantidad transformada durante el enfriamiento continuo viene dada por la integral:

$$Q = \int_{t_0}^{t_f} \frac{1}{C_T} dt \quad (2.7)$$

Donde

C_T = tiempo crítico de la curva tipo C *TTP* (s)

t = tiempo de la curva de enfriamiento (s)

t_0 = tiempo al comienzo del temple (s)

t_f = tiempo al final del temple (s)

Q = medida de la cantidad transformada.

Cuando $Q = 1$, la fracción transformada es igual a la fracción representada por la curva C.

2.4.2 Historia térmica durante el temple

La etapa de enfriamiento rápido de un proceso de tratamiento térmico requiere de un fluido refrigerante apropiado: el medio de temple. La curva de enfriamiento determina el tiempo disponible para la transformación microestructural a cada temperatura, y por lo tanto es el vínculo entre la respuesta metalúrgica y la transferencia de calor hacia el medio de temple.

Se pueden usar curvas de enfriamiento (temperatura-tiempo) para comparar las rapidezces de enfriamiento en diferentes ubicaciones y evaluar los efectos de la rapidez de enfriamiento de la superficie y los gradientes de temperatura interna en la distribución de propiedades finales del material [14].

2.4.3 Curvas Tiempo-Temperatura-Precipitación

Los diagramas de tiempo- temperatura-precipitación isotérmicos para las aleaciones de aluminio son análogos a los diagramas de transformación *TTT* para aceros. Si una aleación de aluminio se enfría rápidamente a una temperatura por debajo de *solvus* y se mantiene a esa temperatura intermedia durante un tiempo suficiente antes de enfriarse rápidamente a temperatura ambiente, se descompondrá por precipitación. Dependiendo de la fase, los precipitados pueden nuclear en los límites de los granos, los límites de los subgranos o en los límites de la interfase de α/β [14].

A pesar de su importancia para comprender la precipitación, los diagramas tiempo-temperatura-precipitación, han sido reemplazados, ya que a diferencia de lo diagramas *TTT*, no se pueden utilizar para predecir propiedades. Por lo que los metalúrgicos desarrollaron diagramas tiempo-temperatura-propiedad, es decir diagramas *TTP* [5].

El procedimiento que se sigue es el someter a varias muestras a una temperatura, mantenerlas a diferentes tiempos y, posteriormente, enfriarlas rápidamente; después se someten a un envejecimiento artificial y se determina cuál de ellas obtuvo, por ejemplo, un valor del 99.5% del esfuerzo máximo que se hubiera alcanzado si la muestra se hubiera

enfriado con una rapidez infinita. Con otras muestras se sigue el mismo procedimiento, pero a diferentes temperaturas, obteniendo tiempos diferentes, si se grafica el tiempo necesario para precipitar una curva tipo C (ecuación 2.5).

Existe para cada aleación de aluminio endurecible por envejecimiento una curva C, o una curva de tiempo temperatura-propiedad. Por lo general, se requieren tiempos prolongados para una cantidad dada de precipitación de soluto a temperaturas en el rango de 370-525 °C, porque la cantidad de sobresaturación de soluto es baja, por lo tanto, la fuerza impulsora termodinámica es baja, por lo que es más difícil alcanzar el tamaño crítico, a temperaturas intermedias la velocidad de nucleación llega al máximo.

A temperaturas aún más bajas, por debajo de 200°C, el tiempo requerido para una cantidad determinada de precipitación aumenta a cientos o miles de segundos porque los coeficientes de difusión de soluto son bajos. El potencial termodinámico de precipitación es alto debido al alto grado de sobresaturación del soluto, pero la tasa de formación de precipitados es baja debido a la incapacidad de los átomos para difundir y formar precipitados.

2.4.4 Historia del Análisis de factor de temple

Históricamente, la rapidez promedio (en un cierto rango de temperatura) de enfriamiento ha sido usada para predecir propiedades y microestructuras después del tratamiento térmico de aleaciones de aluminio; sin embargo, no es lo suficientemente eficaz para servir como una herramienta predictiva. El factor de temple fue desarrollado para predecir cuantitativamente propiedades de aleaciones de aluminio tratadas térmicamente; esta técnica ha sido aplicada desde inicios de los años 70's para predecir el efecto de la rapidez de enfriamiento durante el temple sobre el esfuerzo de fluencia y la resistencia a la corrosión de las aleaciones de aluminio tratadas térmicamente [15].

Fink y Wiley [15] realizaron trabajos en los cuales describen los efectos del temple en las aleaciones de aluminio, utilizando temples isotérmicos para construir curvas *TTP* para predecir el esfuerzo máximo de la aleación 7075-T6 y para poder predecir la resistencia a la corrosión de la aleación 2024-T4. Predijeron propiedades basándose en la rapidez de

enfriamiento promedio, dando buenos resultados si la rapidez de enfriamiento era uniforme, en cambio tuvieron problemas cuando la rapidez de enfriamiento no era uniforme; ellos identificaron el rango de temperatura crítico, donde la precipitación fue más rápida [15-16].

Es importante notar que la temperatura crítica puede ser identificada de la curva tipo C para cada aleación; cada curva puede tener diferentes valores, dependiendo la propiedad que se está midiendo.

Con base en el trabajo realizado por Fink y Willey, Evancho y Stanley [17] determinaron que las propiedades pueden predecirse mediante el uso de una curva tiempo-temperatura-propiedad (*TTP*) que puede describirse matemáticamente de la forma siguiente:

$$C_T(T) = k_1 k_2 * \exp \left[\frac{k_3 * k_4^2}{R * T * (k_4 - T)^2} \right] * \exp \frac{k_5}{RT} \quad (2.8)$$

Para predecir las propiedades mecánicas utilizaron la ecuación siguiente:

$$\left(\frac{\sigma_x - \sigma_{min}}{\sigma_{max} - \sigma_{min}} \right) = e^{k_1 Q} \quad (2.9)$$

Donde

Q = factor de temple

σ_{min} = valor mínimo medido de la propiedad

σ_{max} = valor máximo medido de la propiedad

σ = valor calculado de la propiedad

k_1 = constante igual al logaritmo de la fracción transformada durante el temple

Evancho y Staley hicieron la suposición de que $\sigma_{min} = 0$, debido a que $\sigma_{min} \ll \ll \sigma_{max}$ en aleaciones de alta resistencia mecánica, con lo que se simplifican los cálculos.

El factor de temple se calcula utilizando la siguiente ecuación:

$$Q = \int_{t_0}^{t_f} \frac{1}{C_T} dt \quad (2.10)$$

Esta metodología también se ha aplicado en aceros y aleaciones de aluminio coladas y ahora es reconocida como una técnica útil para la predicción de propiedades finales. El análisis de factor de temple es una herramienta que se basa en el uso de la cinética de transformación isotérmica para predecir el comportamiento de la transformación después del tratamiento térmico.

La primera etapa del análisis de factor de temple involucra discretizar una curva de enfriamiento local medida mediante pequeñas etapas isotérmicas, como se muestra en la Figura 2.5. De esta manera, el efecto de la historia térmica en la cinética de transformación puede tomarse en cuenta para cualquier enfriamiento; el tiempo transcurrido a cada temperatura (ΔT_i) se divide entre el tiempo requerido para tocar la curva *TTP* (C_{Ti}) obteniéndose así un valor parcial del factor de temple “ q_i ” (ecuación 2.11). Experimentalmente, las curvas de enfriamiento se generan con datos adquiridos de temperatura-tiempo con pasos de tiempo finitos (Δt_i) como se muestra en la Figura 2.5. Ese valor es típicamente tomado como el paso de tiempo para calcular el factor de temple [18].

$$q_i = \frac{\Delta t}{C_{Ti}} \quad (2.11)$$

El valor de factor de temple (Q) se calcula sumando todos los valores parciales (ecuación 2.12), a medida que la pieza se enfría a través del rango de precipitación. Normalmente se calcula entre 425°C-150°C. El procedimiento se ilustra en la Figura 2.5 [19].

$$Q = \frac{\Delta t_1}{C_{T1}} + \frac{\Delta t_2}{C_{T2}} + \dots + \frac{\Delta t_{n-1}}{C_{Tn-1}} = \sum_1^{n-1} \frac{\Delta t_i}{C_{Ti}} \quad (2.12)$$

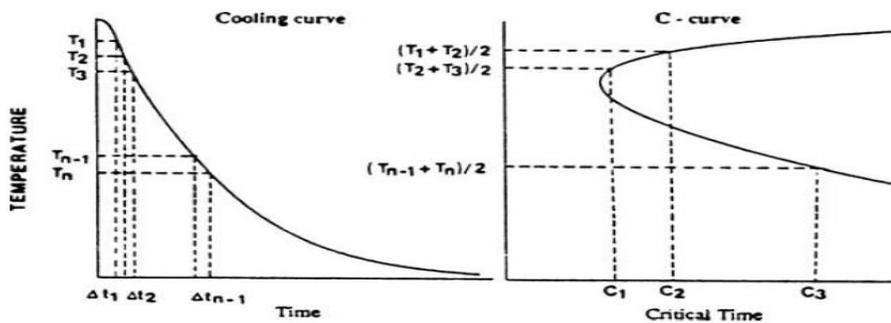


Figura 2.5. Determinación del factor de temple Q en combinación con una curva de enfriamiento y una curva C [13].

Bates y colaboradores [20] hicieron un estudio del efecto de tamaño del paso del tiempo Δt en el factor de temple para una aleación 7075-T73. Los resultados mostraron que en un rango de 0.1 a 0.4 segundos no hay un cambio apreciable en el valor del factor de temple calculado; sin embargo, variaciones de 0.5 a 0.8 segundos causan una dispersión considerable en el cálculo del factor de temple, como se observa en la Tabla 2.3. Pasos de tiempos excesivamente largos pueden resultar en un número inadecuado de datos para calcular correctamente la transición en la parte crítica de la nariz de la curva C, por lo que se recomienda que la caída de temperatura en un intervalo de tiempo dado no sea mayor de 25 °C en el rango de enfriamiento crítico para la aleación de interés.

Tabla 2.3. Efecto de la magnitud del paso de tiempo en el valor del factor de temple calculado [20].

Paso de tiempo (s)	0.1	0.2	0.3	0.4	0.5	0.6	0.7	0.8
Factor de temple	1.19	1.19	1.17	1.14	1.30	1.52	1.53	1.33

Una vez que se han obtenido valores de factor de temple a partir de varias curvas de enfriamiento y se ha medido la propiedad de interés, esta información se utiliza para generar una curva de calibración. Por ejemplo, en la Figura 2.6 se grafican valores de tensión a la fluencia en función del factor de temple para una aleación 7075-T73. Así, una vez calculado un factor de temple para una curva de enfriamiento dada es posible predecir el valor de la propiedad (en este caso, la tensión a la fluencia).

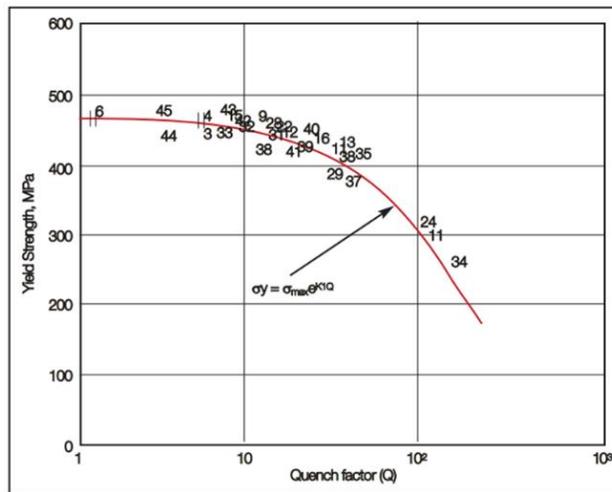


Figura 2.6. Ejemplo de curva de calibración para una aleación AA7075-T73 [17].

Rometsch y colaboradores [21] evaluaron el modelo del análisis de factor de temple, e hicieron sugerencias para mejorar el QFA clásico, es decir la propuesta original de Evancho y Staley. El primer punto que mencionan es que en el modelo clásico la resistencia varía linealmente con la concentración de soluto; sin embargo, las teorías del desarrollo del límite elástico basado en el bloqueo del movimiento de dislocaciones por obstáculos indican que las

contribuciones de fortalecimiento debidas a los precipitados son proporcionales a la raíz cuadrada de la fracción de volumen del precipitado, por lo que la mejora propone una incorporación de la dependencia de la raíz cuadrada del límite elástico en la fracción volumen de precipitados. Como resultado obtuvieron que la predicción de propiedades es similar en resistencia y dureza, pero con curvas C posicionadas de manera más realista.

La segunda mejora habla de que Evancho y Stanley [16] supusieron que la cinética de transformación es descrita para el caso específico de la ecuación de Avrami cuando $n = 1$. Sin embargo, las teorías de crecimiento y nucleación controladas por difusión indican que $n < 1.5$ no es posible por las reacciones que involucran el crecimiento por difusión en tres dimensiones. Por lo que el QFA clásico contradice la noción de que la sensibilidad de temple se relaciona principalmente con la formación de precipitados que se forman antes del tratamiento, dentro de los granos durante el enfriamiento. La ecuación de Avrami a menudo no describe adecuadamente las reacciones de precipitación controladas por difusión; sin embargo, las ecuaciones del modelo clásico suponen que el impacto entre los campos de difusión puede ser descritos por la ecuación de Avrami (que es válido para el impacto fuerte, pero no para el impacto suave), que es válida para templees relativamente rápidos que producen cantidades limitadas de precipitados ampliamente espaciados, pero podría haber numerosos casos donde el impacto se vuelva importante. Por lo que la modificación planteada es utilizar la ecuación modificada de Starink-Zahra [20] con lo que aumenta la precisión en la predicción y describe lo que ocurre realmente en la aleación cuando se utiliza un exponente en la ecuación de Avrami de 1.5 o mayor.

Otra consideración en el modelo clásico es que la resistencia mínima es igual a cero. Esto hace que se pierda precisión a medida que σ/σ_{\max} disminuye, por lo que incluyeron un modelo de solución regular para describir la variación de σ_{\min} con la temperatura.

Tabla 2.4. Comparación del modelo clásico de Evancho y Stanley [16] con el mejorado por Rometsch y colaboradores [21].

Clásico	Rometsch y colaboradores
$\left(\frac{\sigma_x - \sigma_{min}}{\sigma_{max} - \sigma_{min}}\right) = e^{k_1 Q}$	$\left(\frac{\sigma_x - \sigma_{min}}{\sigma_{max} - \sigma_{min}}\right) = [e^{k_1 Q}]^{1/2}$
$X = 1 - \exp[t/k]$	$X = 1 - \left[\frac{(kt)^n}{\eta_i} + 1\right]^{-\eta_i}$
$\left(\frac{\sigma_x - \sigma_{min}}{\sigma_{max} - \sigma_{min}}\right) = e^{k_1 Q}$	$\left(\frac{\sigma_x - \sigma_{min(T)}}{\sigma_{max(T)} - \sigma_{min(T)}}\right) = \left[\frac{(-k_1 Q)^n}{\eta_i} + 1\right]^{-\eta_i/2}$

Sin embargo, por cuestiones prácticas se ha empleado el *QFA* clásico debido a que los investigadores han obtenido resultados aceptables en las predicciones de las propiedades. Liu y sus colaboradores obtuvieron excelentes resultados usando *QFA* para predecir la dureza de una aleación 7055 [22]. Mudawar y colaboradores utilizaron *QFA* para predecir la respuesta metalúrgica al templear con *spray* extrusiones de aluminio 2024-T6 y han validado experimentalmente sus resultados [23, 24]. Flynn y Robinson obtuvieron excelentes resultados utilizando *QFA* para modelar propiedades de una aleación de aluminio 7010 [25].

2.4.4.1 Predicción de propiedades de corrosión

Wiley [13] aplicó la curva *TTP* de propiedades en el estudio de la corrosión de AA 2024-T4 de manera cualitativa para predecir los efectos de la rapidez de enfriamiento. Correlacionó el modo de corrosión de las muestras templadas en varios medios con la rapidez de enfriamiento a través del rango de temperatura crítica establecido a partir de la curva C. Cuando la rapidez de enfriamiento estaba por encima de un nivel crítico, las muestras se corroían por picaduras, pero por debajo de este nivel mostraban evidencia de corrosión tanto por picadura como por ataque intergranular. A rapidezces de enfriamiento más bajas la corrosión fue completamente intergranular. El efecto del enfriamiento lento en la resistencia a

¹ η_i incluye el factor de impacto.

la corrosión se atribuye a la naturaleza, ubicación y morfología de los precipitados que se forman durante el enfriamiento. En la aleación AA2024, el Al_2CuMg se precipita en los límites de grano durante el enfriamiento lento; las áreas empobrecidas de soluto alrededor de la matriz son anódicas a la matriz y se corroen preferentemente en ambientes agresivos.

Para el análisis del factor de temple, se desarrolló un modelo a partir de la idea de que el modo de corrosión cambia de picaduras a intergranular cuando se precipita una cantidad crítica de Al_2CuMg , siendo la reacción de precipitación isocinética. Se supuso que la fracción Q de la cantidad crítica de Al_2CuMg que precipita a una temperatura particular en cualquier tiempo de retención menor que el tiempo crítico dado por la curva C es igual al cociente del tiempo transcurrido t a esa temperatura dividido por el tiempo crítico a esa temperatura:

$$Q = \frac{X}{X_c} = \frac{t}{C_T} \quad (2.13)$$

Dónde:

C_T = tiempo crítico a la temperatura

t = tiempo transcurrido

X = cantidad precipitada

X_c = cantidad crítica precipitada

2.4.4.2 Predicción de resistencia mecánica

Predecir los efectos de la ruta de enfriamiento en una propiedad como la dureza o el límite elástico después del envejecimiento es un problema más complejo que separar dos modos de ataque por corrosión. El ataque de corrosión es una predicción de si ocurre o no; sin embargo, para predecir la resistencia mecánica, se debe encontrar alguna relación entre Q y la capacidad de desarrollar un límite elástico después del temple y envejecimiento. Para establecer esta relación, se desarrolla un modelo que primero determina la relación entre el

tiempo a la temperatura de mantenimiento isotérmico y la pérdida de capacidad para desarrollar el límite elástico. Luego, el modelo se extiende a un enfriamiento continuo.

2.4.5 Aplicaciones del análisis de factor de temple

Hay muchas aplicaciones potenciales en el análisis de factor de temple: diseño de tratamientos térmicos, cuantificación del rendimiento de enfriamiento, el desarrollo de prácticas de enfriamiento que optimizan combinaciones de alta resistencia y baja tensión residual y distorsión, predicciones de la magnitud de la pérdida de fuerza resultante de condiciones inapropiadas de enfriamiento y la especificación de medios de temple, entre otras [13].

Cuando se estaba diseñando el primer horno grande para el tratamiento térmico de láminas de forma continua en posición horizontal se tenía en mente lograr las mejores propiedades y minimizar la deformación. Los ingenieros de diseño tenían un modelo que predijo que la deformación podía reducirse mediante una práctica de enfriamiento de dos pasos: enfriamiento lento en la etapa inicial, seguido de un enfriamiento rápido. Sin embargo, no se disponía de un modelo para predecir cómo las propiedades de las aleaciones de aluminio endurecibles por precipitación se verían afectadas por diferentes rutas de enfriamiento, por lo que se utilizó el análisis de factor de temple. Implementaron la predicción para corrosión de la aleación 2024 (ver Figura 2.7) ya que ésta es muy sensible a los cambios de rapidez de enfriamiento. Con esto se llegó a la conclusión de que un valor de $Q > 1$ produciría un mayor daño a la resistencia a la corrosión, aunque ninguna de las curvas de enfriamiento que utilizaban los dos pasos proporcionaba un rendimiento de corrosión aceptable, por lo que al diseñar el sistema se optó por realizar prácticas de un solo paso.

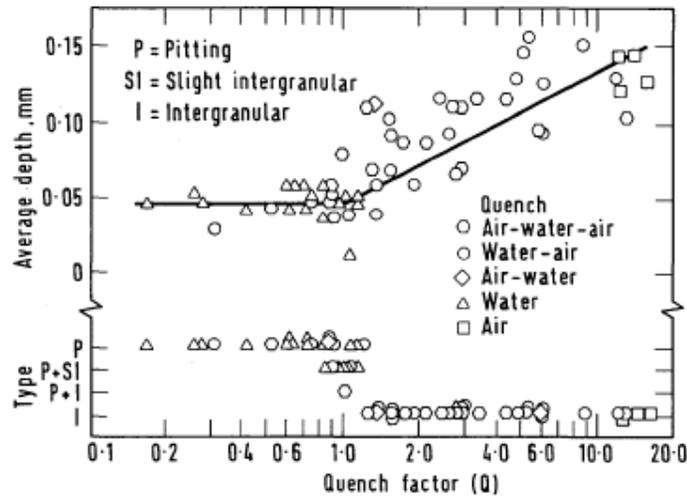


Figura 2.7. Tipo y profundidad de ataque de corrosión en placas AA2024-T4 como función del factor de temple [13].

El QFA se ha utilizado también para el diseño de un sistema de extrusión-temple [13]. Surgió el problema de diseño de enfriamiento para enfriar formas extruidas de tamaño mediano de AA6061, debido a que las secciones delgadas se enfriaban con aire y las secciones gruesas con agua y alcanzaban las propiedades deseadas, pero para las secciones de tamaño mediano estos enfriamientos eran demasiado lentos o bien demasiado rápidos. Mediante el factor de temple se evaluó la capacidad requerida de los ventiladores para desarrollar las propiedades deseadas en estos espesores, que no se podía alcanzar con eficacia con el equipo anteriormente disponible.

El análisis de factor de temple también se ha utilizado para la optimización de la resistencia y los esfuerzos residuales, junto con el análisis de transferencia de calor y el análisis de tensión [13]. El problema es que una pieza tiene diferentes espesores, por lo que se debe promover la disminución de la diferencia de temperaturas durante el temple ya que es la que provoca la distorsión. Proponen el uso de material aislante para ayudar a enfriar más lentamente las partes con espesores más pequeños. Al poder predecir la resistencia mecánica se redujo el número de pruebas necesarias para determinar el espesor y el tipo de material aislante para reducir la rapidez de enfriamiento. Otros investigadores combinaron el análisis de factor de temple con el análisis de transferencia de calor con el fin de desarrollar prácticas de

enfriamiento que proporcionarían combinaciones óptimas esfuerzo residual-resistencia después del envejecimiento [16]. Desarrollaron un gráfico (ver Figura 2.8) donde la línea A representa las combinaciones de tensión residual y resistencia mecánica alcanzables que se puede desarrollar enfriando en agua a diferentes temperaturas, la línea B representa la combinación que se puede desarrollar revistiendo la pieza con una sustancia refractaria antes del tratamiento térmico y la línea C representa el método de enfriamiento que los diseñadores consideraron optimo: un enfriamiento que proporcionó una rapidez de enfriamiento inicialmente baja que luego aumentó continuamente.

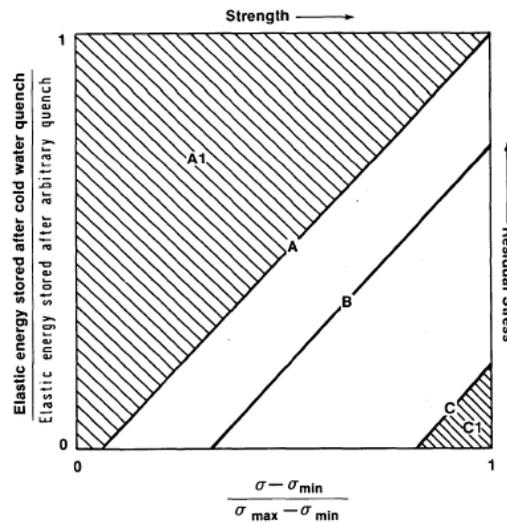


Figura 2.8. Representación gráfica de la habilidad para endurecerse de las aleaciones de aluminio; las secciones A1 y C1 no son alcanzables [13].

También se han hecho investigaciones sobre el comportamiento de las aleaciones de la serie 6000 para predecir los efectos de la trayectoria de enfriamiento sobre la tenacidad y la tensión de fluencia [19]. En la Figura 2.9 se muestra la curva que muestra la relación entre la resistencia (o la tensión de fluencia) y el factor de temple. La parte sólida de la curva de tenacidad indica que la energía para la propagación de grietas disminuyó al aumentar el factor de temple hasta que la pérdida de resistencia se acercó al 50%; el aumento de la tenacidad a

valores altos del factor de temple se atribuye a la gran zona plástica, que desarrolla resistencias muy bajas.

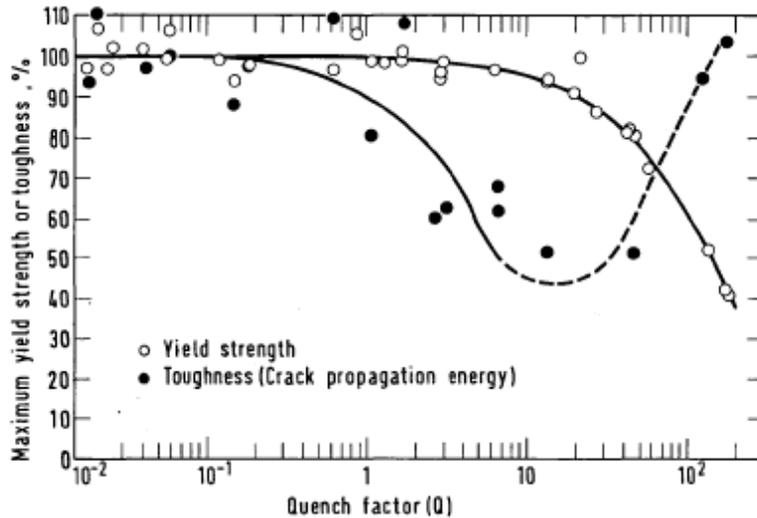


Figura 2.9. Resistencia y tenacidad vs. factor de temple en una aleación AA 6351 de extrusión [13].

Dolan y Robinson [26] estudiaron tres aleaciones de aluminio (AA7175-T73, AA6061-T6 y AA2017A-T4) que fueron templadas por inmersión o rociadas usando agua fría. Determinaron que disminuyendo las rapidezces de enfriamiento durante el temple puede reducirse la magnitud de los esfuerzos residuales. No obstante, esta práctica también puede resultar en decremento de las propiedades mecánicas, particularmente en el enfriamiento de aleaciones sensibles al temple. Con las curvas *TTP* que fueron generadas se pudo determinar que la precipitación ocurre más rápidamente en el rango de temperatura crítico. El factor de temple que determinaron muestra generalmente una muy buena relación entre la dureza predicha y la medida para las tres aleaciones. La precisión de las predicciones disminuye con el aumento del tiempo de enfriamiento, es decir para enfriamientos lentos.

En otra investigación, realizada por Shang y colaboradores [27], en la que usaron muestras de la aleación AA6082 para construir la curva *TTP* por medio del análisis de factor de temple, observaron que, a temperatura moderada en la zona cercana a 360°C, la transformación

necesita poco tiempo y la aleación tiene una muy alta sensibilidad de temple, mientras que a bajas y altas temperaturas la sensibilidad es más baja. Así también Shen-lan y colaboradores [28] estudiaron la aleación AA6351 para determinar la sensibilidad del temple por medio del diagrama *TTT* y las curvas *TTP*, el efecto de la rapidez de enfriamiento durante el temple en las propiedades pudo ser predicho por el método de análisis de factor de temple. La alta sensibilidad de temple para esta aleación está en la zona de temperatura entre 230 y 430°C.

En el trabajo de Fontecchio y colaboradores [29] se realizaron ensayos de temple en agua destilada variando la temperatura del baño y la rapidez de la agitación. Se recabaron datos de temperatura vs. tiempo durante el temple los cuales permitieron concluir que un aumento en la agitación causa un incremento en la rapidez de enfriamiento y, por lo tanto, una disminución en el factor de temple. Un esfuerzo más por estudiar la sensibilidad de temple fue realizado por Robinson y colaboradores [30] para una aleación AA7010. Construyeron el diagrama *TTP* mediante el método de temple interrumpido en un baño de sales (mezcla de nitrato de potasio y nitrato de sodio) en el rango de 450 a 210°C. El factor de temple se calculó en cuatro posiciones de cada muestra usando las curvas de enfriamiento y las curvas *TTP*. Se obtuvo una buena correlación entre las propiedades predichas y las medidas.

Hong-ying y colaboradores [31] estudiaron la sensibilidad de temple de la aleación AA6063 vía la construcción de las curvas *TTP* mediante la técnica de temple interrumpido. Los resultados muestran que la sensibilidad de temple para la aleación AA6063 es más baja que para las aleaciones AA6061 o AA6082. Esto sugiere que para la producción industrial en gran escala de la aleación AA6063, la rapidez de enfriamiento durante el templado debe disminuirse apropiadamente desde la temperatura de solución a 410°C, luego podría aumentarse tanto como sea posible en el rango de temperatura de sensibilidad (410-300°C) para suprimir la precipitación heterogénea, mientras que a temperaturas menores a 300°C podría ser disminuida para dar mejores propiedades mecánicas.

2.5. Ensayo Jominy

El ensayo Jominy fue diseñado para medir la templabilidad de los aceros [32] pero se ha utilizado para estudiar transformaciones de fase en otros sistemas. Deng [33] usó este método para evaluar la templabilidad de varias aleaciones Al-Zn-Mg-Cu. Con este ensayo se puede facilitar la investigación de la sensibilidad de temple de las aleaciones de aluminio, en lugar de utilizar método convencional de curvas tipo C, que es más lento y costoso; lo utilizó para encontrar la sensibilidad de temple de las aleaciones 7050, 7055 y 7085.

El ensayo Jominy ofrece un método para estudiar muchas condiciones de temple con pocas pruebas; el enfriamiento desde un extremo proporciona un rango continuo de rapidezces de enfriamiento, que se pueden usar para comparar rapidezces de enfriamiento en diferentes medios. Esto es una ventaja sobre el estudio de piezas individuales para tratamientos térmicos ya que lo único que varía es la tasa de enfriamiento. El ensayo Jominy se ha utilizado con éxito para determinar el efecto de la rapidez de enfriamiento en las propiedades finales de tratamiento térmico [34].

Algunos investigadores, como Dolan y colaboradores [34], implementaron el ensayo Jominy para minimizar la carga de trabajo requerida para la calibración de la curva C. El uso del ensayo Jominy aumentó la rapidez de adquisición de historias térmicas, así como la medición de durezas a lo largo de la probeta. Aplicaron el método del elemento finito para determinar las curvas de enfriamiento en intervalos regulares a lo largo de la probeta Jominy y llegaron a la conclusión de que usando el ensayo Jominy, junto con la técnica de análisis de factor de temple, es posible obtener los parámetros de la ecuación de la curva C siendo más práctico y rápido realizarlo además de que conlleva menos esfuerzo que las técnicas anteriores.

El ensayo Jominy consiste en [35]:

- Preparar una probeta cilíndrica de la aleación en estudio con las siguientes dimensiones: 25 mm de diámetro y 100 mm de longitud
- Calentar la probeta dentro de un horno a la temperatura de solubilización de la aleación, manteniéndola a esa temperatura el tiempo necesario dependiendo de la aleación

- Enfriar la probeta por la cara inferior con una columna de agua a temperatura ambiente; la salida de este flujo debe tener un orificio de 12.7mm de diámetro con una presión para que el agua alcance 63.5 cm de altura libre, la distancia entre el extremo inferior de la probeta y la salida de agua es de 12.7 mm, como se muestra en la Figura 2.10; en la parte superior se maquina una cuerda para poder insertar la lanza que soporta la probeta.

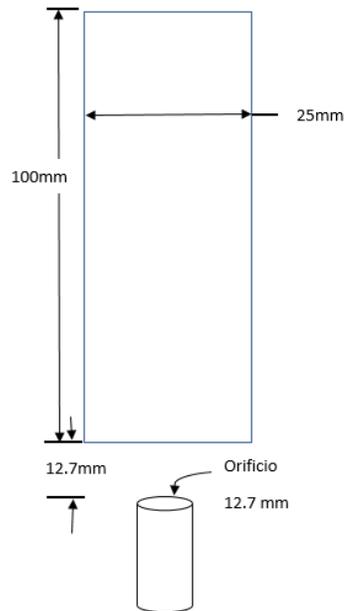


Figura 2.10. Especificaciones del ensayo Jominy [28].

El ensayo Jominy fue desarrollado por Jominy y Boegehold [36] para generar enfriamiento unidireccional en una probeta cilíndrica. Esta prueba fue utilizada por varios años como una herramienta de calidad y para determinar la templabilidad de los aceros. Para las aleaciones de aluminio, puede ser utilizado para el desarrollo de procesos, la respuesta del tratamiento térmico y para la examinación profunda de las microestructuras.

Loring, Baer y Carlton [37] publicaron el primer artículo en el que se reporta el uso del ensayo Jominy para estudiar aleaciones de aluminio para obtener un amplio rango de rapidezces de enfriamiento. La dureza la midieron en escalas Rockwell B, F y Vickers (5 kg). Se observó que a altas rapidezces de enfriamiento el campo de dureza decrece en condición de temple,

mientras que las bajas rapidezces de enfriamiento produjeron cambios relativamente pequeños en la dureza.

Totten y Mackenzie [38] utilizaron el ensayo Jominy para cuantificar la sensibilidad de temple del aluminio en diferentes medios de enfriamiento ya conocidos, como lo son las soluciones acuosas de polímeros. Para encontrar medios de enfriamiento alternativos al agua caliente, para disminuir la distorsión, grietas y esfuerzos residuales; además de los efectos de la composición química, la relación entre la sensibilidad de temple, el factor de temple y las propiedades físicas.

Xiong y colaboradores [39] investigaron el efecto de la rapidez de enfriamiento durante el temple en la conductividad eléctrica y la microestructura de muestras de la aleación AA7050 empleando el ensayo Jominy. Determinaron que el tamaño y volumen de los precipitados inducidos por el temple crecen en dirección de la longitud de la barra mientras que el número de precipitados disminuye; por otra parte, la conductividad eléctrica aumenta con el incremento de la distancia del extremo templado.

En un trabajo de t'Hart y colaboradores [40], el ensayo Jominy fue aplicado en barras extruidas de 2024 y 7075. Las barras se envejecieron bajo las condiciones 2024-T4, 2024-T6 y 7075-T73. Las barras Jominy se evaluaron mediante microscopía electrónica de transmisión (*TEM*) y pruebas de corrosión para examinar la relación entre la rapidez de enfriamiento, las propiedades de corrosión y la microestructura. Se encontró que la aleación 7075 es muy sensible al temple, por lo que solo se encontraron aumento de dureza en los primeros 60 mm de la barra. La rapidez de enfriamiento y la operación de templado influyeron en el ancho de la zona libre de precipitados (*PFZ*); esta zona se forma cerca de los bordes de grano y es relativamente débil, por lo que es un lugar preferente para el crecimiento de fisuras; se demostró que las tasas de enfriamiento más rápidas producían una *PFZ* más delgada.

Esos autores también evaluaron las aleaciones de aluminio 7010 y P/M 7091 tratadas térmicamente con tratamientos T6 y T73 [41]. Se determinaron propiedades de corrosión y la microestructura en función de la rapidez de enfriamiento. Se descubrió que la aleación 7010 tiene una baja sensibilidad al temple comparada con la aleación 7075. Se observó que la zona libre de precipitado en las aleaciones 7091 y 7075 son más dependientes de la rapidez de enfriamiento que en el caso de la aleación 7010.

Hecker [42] utilizó un aparato similar al que se usa en la prueba Jominy para evaluar los ciclos de envejecimiento en función del tiempo para una aleación Al-Mg-Si y una Al-Zn-Mg-Cu. Demostró que el silicio tiene un efecto significativo sobre las características de endurecimiento por envejecimiento de las aleaciones Al-Zn-Mg-Cu, al aumentar el tiempo de incubación antes del endurecimiento inicial.

Bomas [43] utilizó una probeta de 15mm x 140 mm x 300 mm, con la cara de 15 mm x 140mm expuesta al medio de enfriamiento, para determinar el diagrama *TTP* de una aleación de Al-Zn-Mg. Esta disposición expuso la muestra a una condición de transferencia de calor unidimensional, similar a la observada en el ensayo Jominy. Se obtuvieron muestras para ensayo de tracción en varios puntos perpendiculares al eje del medio de enfriamiento, dando como resultado propiedades de tracción dependientes de la rapidez de enfriamiento. Utilizando un aparato similar al diseñado por Bomas, Arthur y colaboradores [44] desarrollaron modelos de la acumulación de tensiones residuales durante el proceso de enfriamiento rápido en varias aleaciones de aluminio; modelaron la conducción de calor y las propiedades mecánicas a altas temperaturas utilizando ecuaciones constitutivas.

Newkirk y Mackenzie [45] desarrollaron un método eficaz para utilizar el ensayo Jominy en aleaciones no ferrosas. Las muestras, fabricadas de varillas extruidas de 7075-T6 y 7050-T7451, se trataron térmicamente para envejecerlas artificialmente. Este trabajo aportó información valiosa sobre la respuesta de las aleaciones no ferrosas a las condiciones de procesamiento, especialmente al temple. Mostraron que la aleación 7075 es más sensible al temple que la 7050, pero los puntos de inflexión en las curvas de dureza son casi idénticos.

Wei [46] estudió el efecto de la rapidez de enfriamiento en las propiedades de una aleación Al-Zn-Mg-Cu. Su trabajo mostró que la distribución de la dureza sigue una relación de Avrami, con un exponente de Avrami de 4 en el caso de las aleaciones de aluminio 7075 y 7050. Los estudios de tracción utilizaron muestras de la probeta Jominy. Las barras de tracción se cortaron de manera que la dirección longitudinal de la barra fuera paralela al borde inferior de la placa. La resistencia máxima a la tracción (*UTS*), la resistencia a la fluencia (*YS*) y el porcentaje de alargamiento disminuyeron a medida que disminuyó la rapidez de enfriamiento. En el caso de las probetas con muescas, la resistencia a la fractura disminuyó con la rapidez de enfriamiento. Este estudio mostró que un tiempo de envejecimiento excesivo en la primera

etapa da como resultado una disminución en la resistencia mecánica, mientras que el envejecimiento prolongado da como resultado una mayor ductilidad debido a una microestructura más uniforme y precipitados distribuidos más uniformemente.

Dolan y colaboradores [47] trabajaron con una probeta Jominy de una aleación 7175-T73 instrumentada con tres termopares, colocados 3, 38 y 78 mm del extremo templado. A partir de los datos experimentales calcularon curvas de enfriamiento usando análisis de elementos finitos. En este caso se construyó un modelo de transferencia de calor del ensayo Jominy construido en el *software* ABAQUS; debido a la simetría de la barra Jominy se utilizó solo un cuarto de la barra. Las propiedades de conductividad térmica, densidad y calor específico se obtuvieron de la literatura. La condición de frontera en la cara fría se estableció por la curva de enfriamiento medida a 3 mm de la barra Jominy.

Jiang y colaboradores [48] utilizaron el ensayo Jominy para investigar la sensibilidad de temple de la aleación 7046A. Midieron distintas propiedades como lo son dureza y resistencia a la tensión en la aleación envejecida; estudiaron la microestructura por difracción de rayos X y microscopía electrónica de transmisión. Se utilizó una probeta Jominy instrumentada con termopares a: 5 mm, 36 mm, 70 mm, 100 mm, 150 mm, y 190 mm desde la base de la probeta. Se encontró que la dureza de las aleaciones envejecidas disminuye con la distancia desde el extremo templado de la barra. Se estudió la influencia de los *clústers* de Al_3Zr y los *clústers* Al_6Mn sobre el comportamiento de precipitación de $MgZn_2$, resultando que los primeros precipitados son sitios de precipitación en el proceso de enfriamiento lento.

Li y colaboradores [49] utilizaron el método de elemento finito para investigar la distribución de tensión residual después del temple en aleaciones de aluminio 7085. El proceso de enfriamiento fue simulado por el *software* ANSYS y los coeficientes de transferencia de calor entre la probeta y el agua fueron calculados por el método inverso de conducción de calor. El orden de los efectos de las dimensiones de las placas en la distribución de las tensiones residuales de temple es: espesor > ancho = largo.

Gandikota [50] estudió la variación de las propiedades mecánicas a lo largo de la sección transversal de las aleaciones de aluminio tratables térmicamente. Para minimizar esa variación, se requiere conocer las transformaciones cinéticas y la estimación de las propiedades mecánicas. El ensayo Jominy se utilizó para medir la dureza a lo largo de la

barra Jominy; estos datos se utilizaron para determinar los parámetros de la ecuación de Avrami (k, n) para varios tratamientos térmicos de las aleaciones. Los valores experimentales y su ajuste con la ecuación de Avrami se representaron gráficamente como una función de la distancia desde el extremo templado, dando valores estimados que tenían una precisión del 95%, permitiendo predecir las propiedades mecánicas a una rapidez de enfriamiento determinada.

Gil-Figueroa [51] hizo un estudio comparativo de cinco aleaciones de aluminio para caracterizar el efecto de la rapidez de solidificación y de temple sobre la microestructura y las propiedades. Las aleaciones fueron fundidas en una geometría de probeta Jominy para proporcionar datos sobre múltiples rapidezces de enfriamiento en una sola muestra e ilustrar la sensibilidad de temple de una aleación. Con este fin se crearon 3 moldes: un molde de arena, uno semipermanente y uno permanente. Se evaluó la resistencia a la tracción, dureza, porosidad y conductividad eléctrica, en un intento de comparar las sensibilidades de enfriamiento de las muestras. Los datos de conductividad eléctrica que se recopilaron de las barras mostraron que aumentaba a lo largo de la barra, lo que se relaciona con que el soluto se precipita fuera de la solución. El espacio interdendrítico aumenta a medida que disminuye la rapidez de solidificación; sin embargo, la dureza no siguió la tendencia esperada debido a que las piezas fundidas pasaron por un proceso de fundición mal controlado.

Kaczyński y colaboradores [52] estudiaron el efecto de la rapidez de enfriamiento de las aleaciones de aluminio 7075 sobre las propiedades de resistencia y la microestructura de las probetas moldeadas a presión, que consiste en prensar el metal líquido a alta presión en un molde de fundición en el que se endurece. Se probaron dos tecnologías de producción: 1) conformado en caliente por medio de herramientas sin precalentamiento y 2) conformado en frío en solución. Ambas tecnologías permitieron obtener una alta resistencia del producto final, similar al estado de T6. Se llevaron a cabo análisis metalográficos, revelando los cambios microestructurales inducidos por la rapidez variable de enfriamiento. Este trabajo sirvió para decidir sobre el proceso del material para partes de la carrocería que son responsables de absorber una gran cantidad de energía durante un accidente automovilístico, determinándose que el proceso de conformado a presión de material en solución es el mejor para su uso en la industria automotriz.

Güzel y colaboradores [53] desarrollaron un método para la estimación numérica de la distribución de dureza final de las aleaciones de aluminio tratadas térmicamente e implementaron en una herramienta comercial de elementos finitos, realizando pruebas Jominy para determinar la sensibilidad de temple de la aleación de aluminio EN AW- 6082. La distribución de dureza de la aleación después del temple se relacionó con las rapidezces de enfriamiento correspondientes; esta relación se probó en una aplicación industrial mediante la investigación del tratamiento térmico de una estructura prototipo para absorción de impactos.

Chaudhury y Apelian [54] investigaron los efectos del contenido de Mg y Cu sobre la sensibilidad al temple de las aleaciones fundidas a base de Al-Si-Mg. Se realizó el ensayo Jominy para evaluar la sensibilidad de temple de aleaciones Al-Si-Mg y Al-Si-Mg-Cu. Se observó que, la sensibilidad al temple de la aleación Al-Si-Mg aumentó con el contenido de Mg; sin embargo, al agregar cobre a la aleación se reduce significativamente la sensibilidad de temple de la aleación.

2.6 Problema directo de conducción de calor

Cuando se conoce el flujo térmico o la temperatura en la superficie exterior de un sólido (generalmente en función del tiempo) y las propiedades termofísicas del material, entonces es posible encontrar la distribución de temperaturas en su interior a medida que transcurre el tiempo. Esto es lo que se conoce como problema directo de conducción de calor (*DHCP*, *Direct Heat Conduction Problem*). La mayor parte de los problemas de transferencia de calor son problemas de este tipo [55].

Los problemas directos se definen, en general, mediante modelos matemáticos, es decir, por un conjunto de: 1) ecuaciones diferenciales, 2) ecuaciones que definen las condiciones de frontera y 3) las condiciones iniciales. Estos problemas están matemáticamente “bien planteados” en tanto que su solución existe y es única.

La solución analítica exacta del problema directo sólo es posible en determinados casos, frecuentemente alejados de situaciones reales. En general, la no linealidad inherente a los

problemas reales de interés científico e industrial requiere la selección de métodos numéricos o analíticos aproximados para encontrar soluciones.

La formulación matemática de este tipo de problema se realiza empleando la ecuación general de conducción de calor [56], que describe la evolución del campo térmico.

$$\nabla \cdot \vec{q}_k + q_G = \rho C_p \frac{\partial T(\vec{x}, t)}{\partial t} \quad (2.14)$$

Donde $(\nabla \cdot \vec{q}_k)$ es la divergencia del campo de *flux* de calor (por el mecanismo de conducción), es decir, el flujo neto de calor por unidad de volumen; (q_G) es la rapidez volumétrica de “generación” de calor debido a las transformaciones de fase; y $(\rho C_p \frac{\partial T(\vec{x}, t)}{\partial t})$ es la rapidez volumétrica de acumulación de energía térmica en el sistema. Esta ecuación resulta de realizar un balance microscópico de energía en el sistema, dividir todos los términos entre el volumen de control y tomar los límites cuando ese volumen tiende a cero y cuando el Δt tiende a cero [57]. Esta forma general se simplifica para el caso de interés (ver el Capítulo “Metodología”).

3. Metodología

El primer paso consistió en seleccionar la aleación más adecuada para este trabajo de investigación. En la Figura 3.1 se muestran las curvas tiempo-temperatura-propiedad para cuatro aleaciones comerciales [3]. La aleación que se seleccionó para este trabajo fue la aleación 6061, debido al rango de tiempo que tiene para enfriar rápidamente sin formar precipitados durante el temple, es decir su baja sensibilidad al temple. La otra aleación considerada fue la aleación 7075. Al tener la “nariz” más cercana al eje de las ordenadas, la aleación 7075 es más sensible al temple que la aleación 6061, razón por la que se descartó para este estudio.

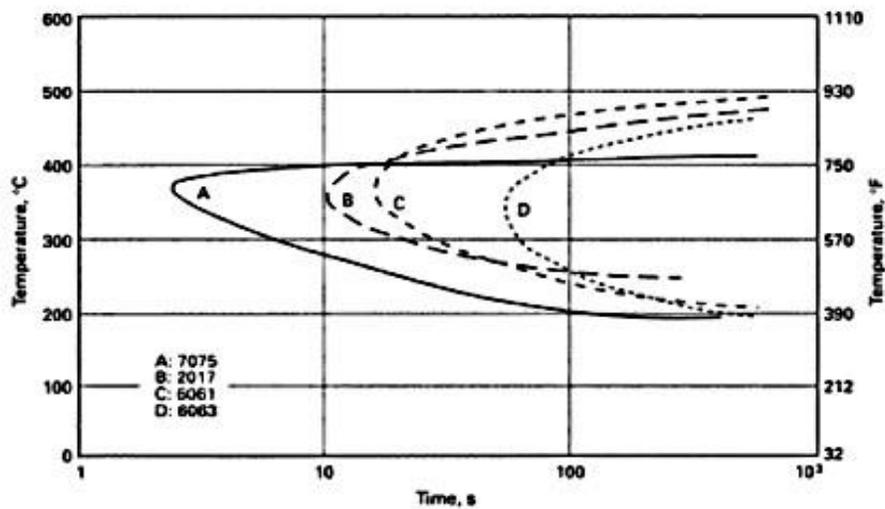


Figura 3.1. Curvas tiempo-temperatura-propiedad al 95% del máximo esfuerzo de tracción para varias aleaciones de aluminio [3].

La composición nominal de la aleación 6061 es [58]:

Tabla 3.1. Composición nominal de la aleación 6061.

Aleación	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Ti	otros	Al
6061	0.4 - 0.8	0.7	0.15 - 0.4	0.15	0.8-1.2	0.04 - 0.35	0	0.25	0.15	0.15	RESTO

Para confirmar la composición química se realizó un análisis mediante la técnica de espectrometría de emisión óptica, con un espectrómetro marca BRUKER, modelo Q8 Magellan.

En este proyecto se caracterizaron varias combinaciones entre las curvas de enfriamiento y las curvas *TTP* de aleaciones de aluminio reportadas en la literatura. Se parte de la premisa que las aleaciones de aluminio, al ser mayormente de aluminio, tendrán un comportamiento similar en términos de conducción de calor. En la Tabla 3.2 se presentan valores de la capacidad calorífica a presión constante y de la conductividad térmica de varias aleaciones de aluminio; como puede verse, los valores no cambian mucho de aleación a aleación.

Tabla 3.2. Propiedades térmicas de aleaciones de aluminio [59].

Aleación	Calor específico, J/(kg*K)	Conductividad térmica, W/(m*K)
7175	864	177
7005	875	166
7050	860	180
6070	891	172
6061	896	180
4032	864	155
3004	897	173
2218	871	155
2124	882	152
2036	882	159
2011	864	152

Para la caracterización de la respuesta térmica durante el temple se realizó un ensayo Jominy, el cual dará como resultado un perfil de rapidez de enfriamiento. Para este experimento se utilizarán barras cilíndricas de la aleación de aluminio 6061, con las medidas estándar de la norma ASTM A255-02 [60].

El ensayo Jominy se realizó utilizando un horno construido por docentes de la Facultad de Química. Para poder llevar al cabo el templado en la base de la probeta, se utilizó un soporte para alinear la lanza que sostendrá a la probeta en posición vertical como se muestra en la Figura 3.2. De acuerdo con la norma, la base de la probeta tiene que estar a una distancia de 0.5 in (12.7 mm), sobre un orificio de 0.5 in (12.7 mm) de diámetro, del cual sale una columna de agua, que debe tener una altura libre de 2.5 in (63.5 mm). El agua, a temperatura ambiente y a 60°C, estará en un contenedor desde el que se bombeará con una bomba de agua sumergible que opera a 127 V, con flujo máximo de 125 L/min.

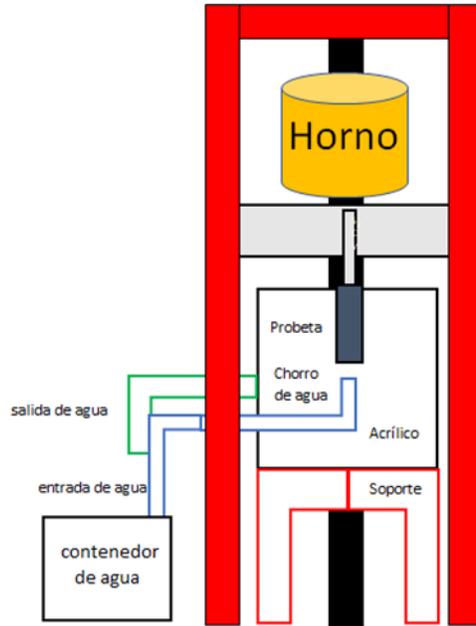


Figura 3.2. Representación esquemática del equipo experimental para el ensayo Jominy.

La respuesta térmica durante el ensayo se registró con dos termopares tipo K, de 1/16 “, posicionados como indica la Figura 3.3. Los termopares estaban conectados a un adquisidor de datos marca IOTECH, personal Daq/56, controlado con el software “Personal DaqView”.

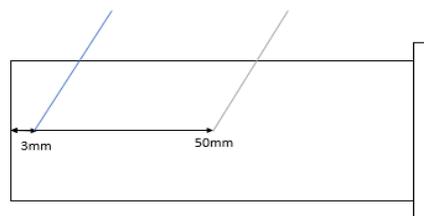


Figura 3.3. Posición de los termopares (los barrenos para termopar se muestran como líneas) en la probeta Jominy.

El procedimiento experimental fue como sigue: se calentó la probeta en el interior del horno tipo libro hasta alcanzar la temperatura inicial de enfriamiento (que representa a la

temperatura de solubilización). Posteriormente se abrió el horno y se bajó manualmente la lanza que sujeta la probeta, para enfriar la pieza desde la parte inferior; de acuerdo con la norma debe tardarse máximo 5 segundos desde que el horno se abre hasta que la pieza toca el chorro de agua. La probeta permaneció enfriándose durante 10 minutos, como lo indica la norma. Dado que solo se necesitaban las respuestas térmicas durante el temple, la probeta no se solubilizó.

Se realizaron enfriamientos desde tres valores de temperatura inicial con dos valores de la temperatura del agua. De esta forma, se tiene la matriz experimental mostrada en la Tabla 3.3.

Tabla 3.3. Matriz experimental (ensayo Jominy).

Ensayo	Temperatura inicial [°C]	Medio de temple
Jominy 1	470	Agua Tamb
Jominy 2	505	Agua Tamb
Jominy 3	550	Agua Tamb
Jominy 4	470	Agua 60°C
Jominy 5	505	Agua 60°C
Jominy 6	550	Agua 60°C

La respuesta esperada a lo largo de la probeta es un perfil de curvas de enfriamiento, que pueden caracterizarse mediante termopares. Pero, para no saturar la probeta de termopares, se desarrolló un modelo matemático para simular el enfriamiento local a lo largo de la probeta; para validar al modelo matemático se compararon las respuestas térmicas medida y calculada, en el centro geométrico de la probeta (posición del termopar 2). La formulación matemática del problema está definida por las ecuaciones 3.1 a 3.4.

$$\frac{\partial}{\partial x} \left(-k \frac{\partial T}{\partial z} \right) = \rho C p \frac{\partial T}{\partial t}; 0 \leq z \leq L, t > 0 \quad (3.1)$$

$$C.I. \quad T(r, z, 0) = T_0 \quad 0 \leq r \leq r_0 \quad 0 \leq z \leq L \quad (3.2)$$

$$C.F.1 \quad -k \frac{\partial T}{\partial t} \Big|_{r,0,t} = q_1(t) \quad 0 \leq r \leq r_0, t > 0 \quad (3.3)$$

$$C.F.2 \quad -k \frac{\partial T}{\partial t} \Big|_{0,z,t} = 0 \quad 0 \leq z \leq L, t > 0 \quad (3.4)$$

Se utilizaron dos programas desarrollados en *Mathematica* [61] para el tratamiento de datos. El primero de estos programas sirvió para filtrar las respuestas obtenidas con los termopares y con el segundo se simuló el enfriamiento local a lo largo de la probeta resolviendo el modelo matemático mediante diferencias finitas explícitas (ver Apéndice A).

Inicialmente, los cálculos del factor de temple se realizaron con curvas *TTP* descritas por los coeficientes listados en la Tabla 3.4. Algunos de los datos en la tabla están reportados en la referencia [17] y otros se recopilaron de diversas fuentes.

Tabla 3.4. Coeficientes para calcular la curva TTP al 99.5% de las propiedades mecánicas [17 y otras fuentes].

Aleación	$k_1(a)$	k_2, s	$k_3,$ J/mol	k_4, K	$k_5, J/mol$	Rango, °C	Ref.
7010-T76	-0.00501	5.6×10^{-20}	5780	897	1.90×10^5	425-150	[25]
7050-T76	-0.00501	2.2×10^{-19}	5190	850	1.8×10^5	425-150	[15]
7075-T6	-0.00501	4.1×10^{-13}	1050	780	1.4×10^5	425-150	[15]
7075-T73	-0.00501	1.37×10^{-13}	1069	737	1.37×10^5	425-150	[26]
7175-T73	-0.00501	1.8×10^{-9}	526	750	1.017×10^5	425-150	[62]
7175-T73	-0.00501	7×10^{-12}	798	778	1.3006×10^5	425-150	[34]
2024-T6	-0.00501	2.38×10^{-12}	1310	840	1.47×10^5	425-150	[23]
2024-T851	-0.00501	1.72×10^{-11}	45	750	3.2×10^4	425-150	[23]
2219-T87	-0.00501	0.28×10^{-7}	200	900	2.5×10^4	425-150	[63]
6061-T6	-0.00501	5.1×10^{-8}	978	822	9.418×10^4	425-150	[26]
356-T6	-0.0066	3.0×10^{-4}	61	764	1.3×10^5	425-150	[50]
357-T6	-0.0062	1.1×10^{-10}	154	750	1.31×10^5	425-150	[71]
7B50-T6	-0.00501	7.64×10^{-17}	5876.1	907.7	159770	425-150	[64]
6082-T6	0.05129	3.2×10^{-9}	2422	896	103683	425-150	[65]
Al-5%Cu- 0.4%Mn-T6	0.007528	0.000172	2322	1036	54093	425-150	[66]

Se digitalizaron las gráficas TTP y de curvas de enfriamiento de los artículos revisados, usando el software WebPlot [67]. Con base en esta información se aplicó la ecuación de QFA desarrollada por Evancho y Staley para conocer qué tan eficaz era el método para cada

aleación estudiada, con el fin de determinar la precisión en cada una y así poder predecir las propiedades de las aleaciones con las curvas de enfriamiento y las curvas *TTP*.

Para el cálculo de la curva *TTP* y del factor de temple (*Q*) se desarrollaron dos programas en *Python* [68] para obtener los datos de la curva *C* y el valor de cada factor de temple para cada curva de enfriamiento (ver Apéndice B). Los diagramas de flujo correspondientes se muestran en las Figuras 3.4 y 3.5, respectivamente.

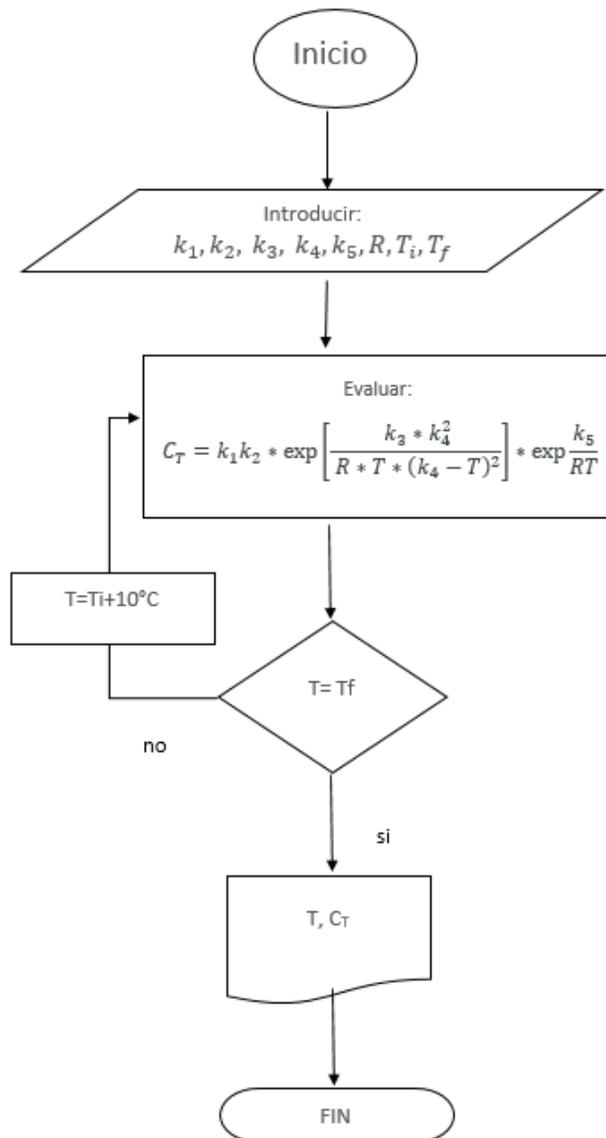


Figura 3.4. Diagrama de flujo para obtener la curva *C* para las aleaciones de aluminio.

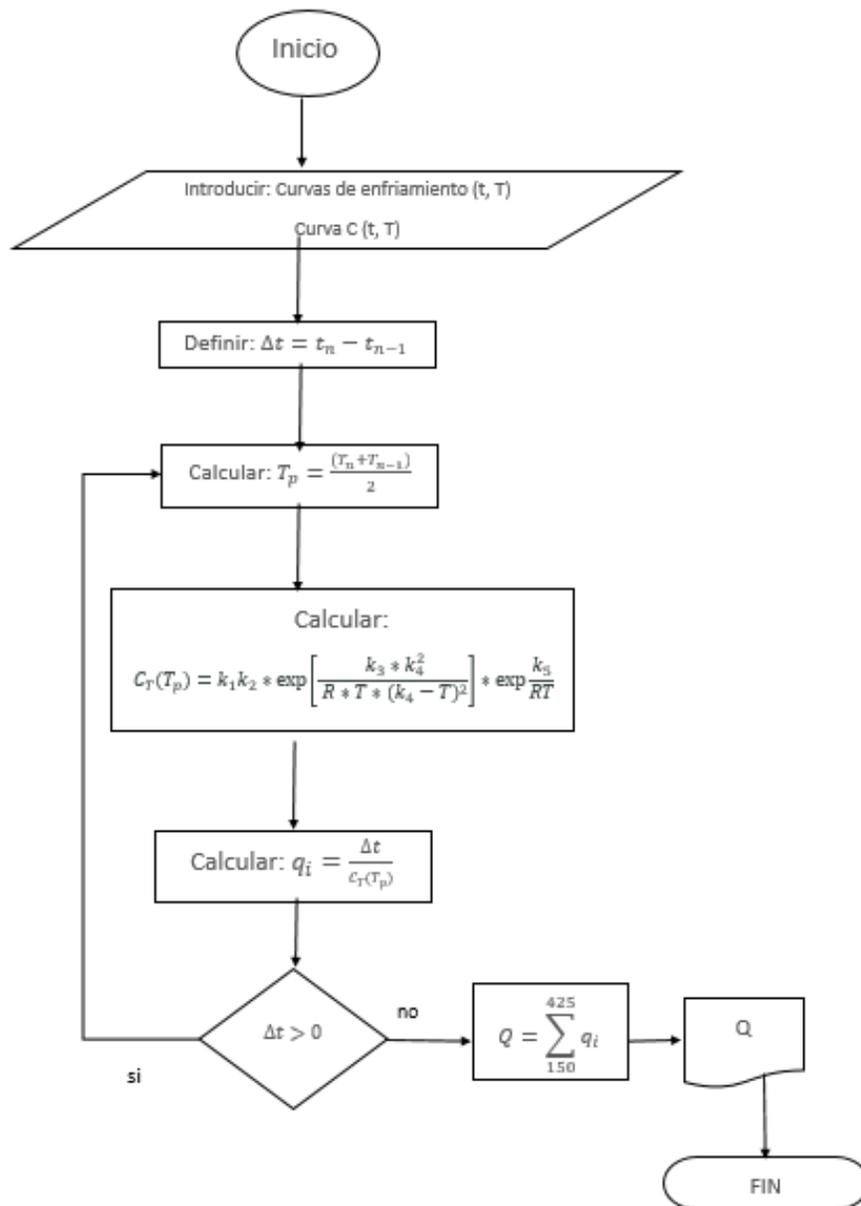


Figura 3.5. Diagrama de flujo para obtener el factor de temple Q.

4. Resultados y discusión

Los resultados obtenidos en este trabajo se presentan y discuten en este capítulo: demostración de la eficacia del QFA en relación con otros trabajos, la respuesta térmica durante el ensayo tipo Jominy, la simulación de curvas de enfriamiento a lo largo de la probeta y la predicción de propiedades de diferentes aleaciones a partir de las curvas de enfriamiento simuladas.

4.1 Eficacia del QFA en trabajos reportados

Con los valores de los parámetros para la aleación 7B50 para un tratamiento T6 [64] (ver Tabla 3.4) se graficó la curva *TTP* que se muestra en la Figura 4.1; por otra parte, se recuperaron los valores de la gráfica publicada en el artículo, usando el *software WebPlot* [67]. Como puede apreciarse, hay buena concordancia entre ambas gráficas, lo que da certeza para utilizar los parámetros reportados. Este mismo tratamiento, para las aleaciones estudiadas se muestra en el Apéndice C.

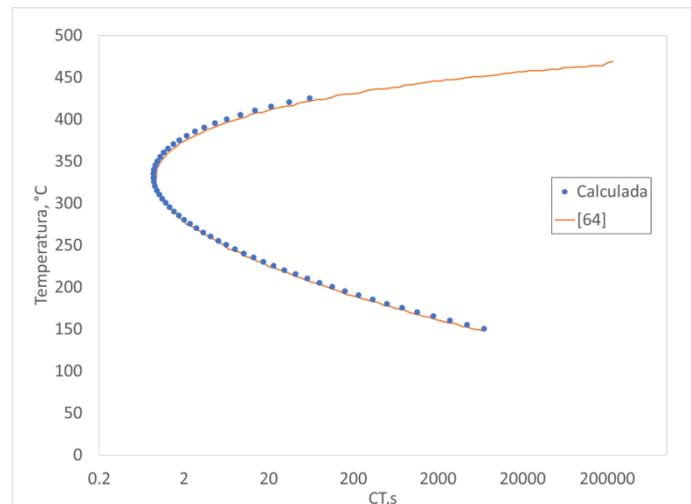


Figura 4.1. Curva *TTP* reportada en [64] (línea) y calculada utilizando los coeficientes reportados (símbolos) para la aleación 7B50-T6.

Se prosiguió a obtener los datos de dureza HV con la predicción de *QFA* clásico. Adicionalmente, se decidió realizar predicciones variando el valor de la constante k_2 (el recíproco de los números de sitios de nucleación) para conocer su efecto en la predicción de propiedades.

En la Figura 4.2 se grafican las curvas de enfriamiento reportadas por Kang y colaboradores [64], junto con curvas *TTP* correspondientes a diversos valores de k_2 . Como puede observarse en la Figura 4.2, al modificar k_2 se modifica la posición de la curva C: si aumenta el valor se desplaza a la derecha y si disminuye el valor se desplaza a la izquierda. Esto se debe a que, a mayor número de sitios de nucleación menos tiempo se tomará para alcanzar la barrera de formación de precipitados.

En la Figura 4.2 se utilizan dos ejes de abscisas, para facilitar la visualización de los dos tipos de curvas: las curvas de enfriamiento, que se leen en el eje de abscisas superior, y las curvas *TTP*, que se leen en el eje de abscisas inferior. Este formato se utiliza en figuras similares a lo largo del documento.

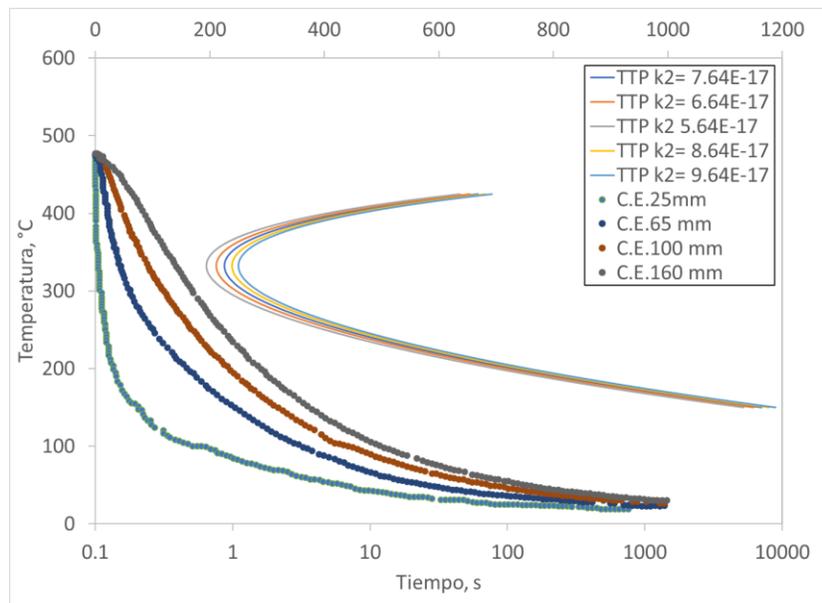


Figura 4.2. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [64] y curva *TTP* variando el parámetro k_2 (líneas) para la aleación 7B50-T6.

Para el cálculo del factor de temple, Kang y colaboradores [64] utilizaron una dureza máxima de 190.2 HV y una dureza mínima de 83.7 HV, obteniendo una desviación de las propiedades menor a 2.7%. Con esa información, se calculó el perfil de dureza a lo largo de la probeta, a partir del factor de temple (Q), que se muestra en la Figura 4.3, junto con los valores calculados, los predichos y los medidos reportados en [64].

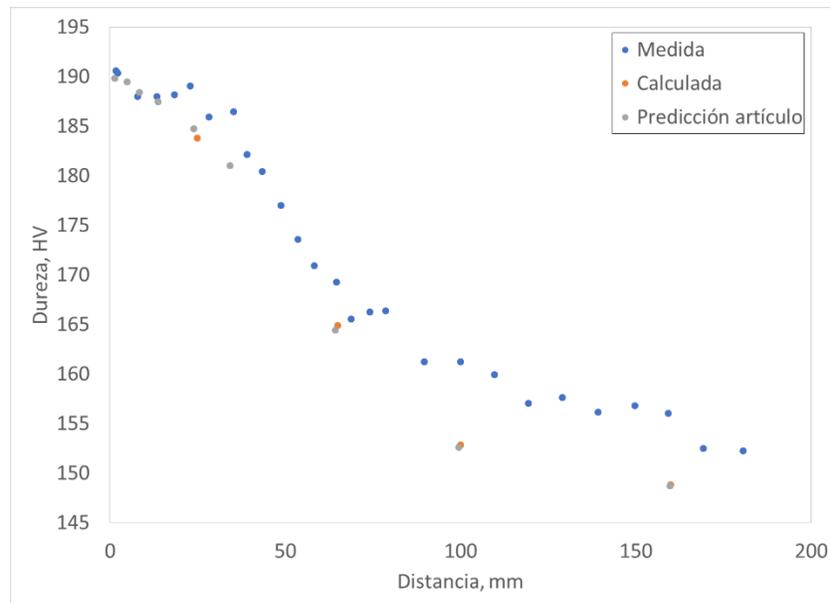


Figura 4.3. Perfil de dureza a lo largo de la probeta: medido (círculos azules) [64], predicha en ese artículo (círculos grises) [64] y calculada en este trabajo (círculos naranjas) con QFA clásico para la aleación 7B50-T6.

Como se puede observar en la Figura 4.3, las predicciones en ambos casos son bastantes parecidas; sin embargo, a rapideces de enfriamiento más lentas (que ocurren a distancias más grandes), lo que resulta en valores del factor de temple (Q) más grandes, los valores de Q reportados y calculados son distintos entre sí. Por lo que se prosiguió a comparar la dureza obtenida al variar el valor de k_2 , como se muestra en la Figura 4.4

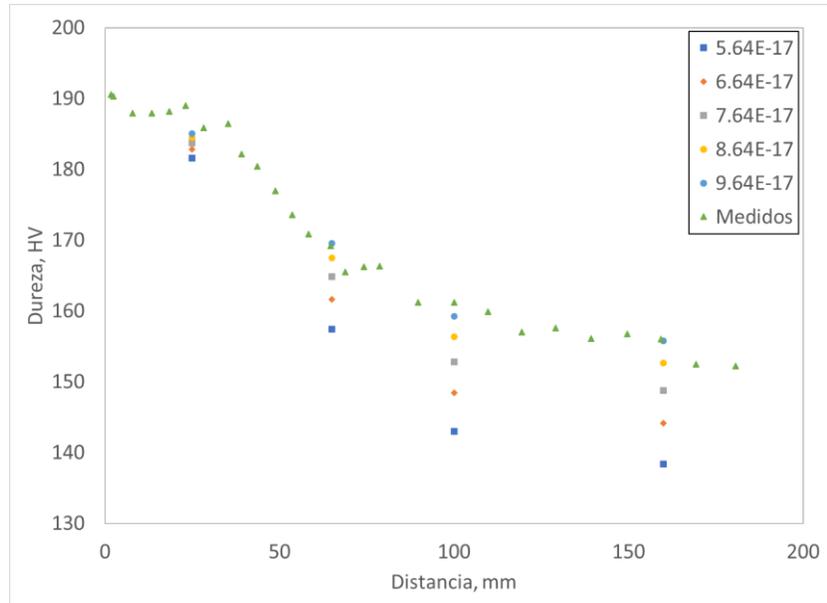


Figura 4.4. Perfil de dureza medido (triángulos) [64] y calculado con diferentes valores de k_2 (otros símbolos) para la aleación 7B50-T6.

Al modificar el valor del parámetro k_2 a valores más grandes hace que las predicciones sean más cercanas a los valores medidos, incluso para valores de distancia más alejados. Por ejemplo, con el valor de $k_2 = 9.64 \times 10^{-17}$ s se obtienen valores más cercanos a los valores medidos, como se observa en la Figura 4.4. Esto puede implicar un menor número de sitios de nucleación que los considerados en el artículo.

En la Figura 4.5, se muestran las curvas de enfriamiento reportadas por Dolan y colaboradores [26], junto con curvas TTP , para la aleación 6061-T6, correspondientes a diversos valores de k_2 , en la cual se observa el mismo efecto que en la aleación anterior. Dolan y colaboradores [26] obtuvieron estas curvas de enfriamiento de distintas probetas, para identificar el mejor tratamiento que se podía utilizar para tener una buena relación entre las propiedades obtenidas y los esfuerzos residuales que produce el gradiente térmico al tener un enfriamiento rápido, encontrando que el tratamiento térmico podría realizarse en dos etapas: enfriamiento lento antes de llegar a la nariz y después un enfriamiento súbito en agua, disminuyendo así los esfuerzos residuales sin afectar la dureza.

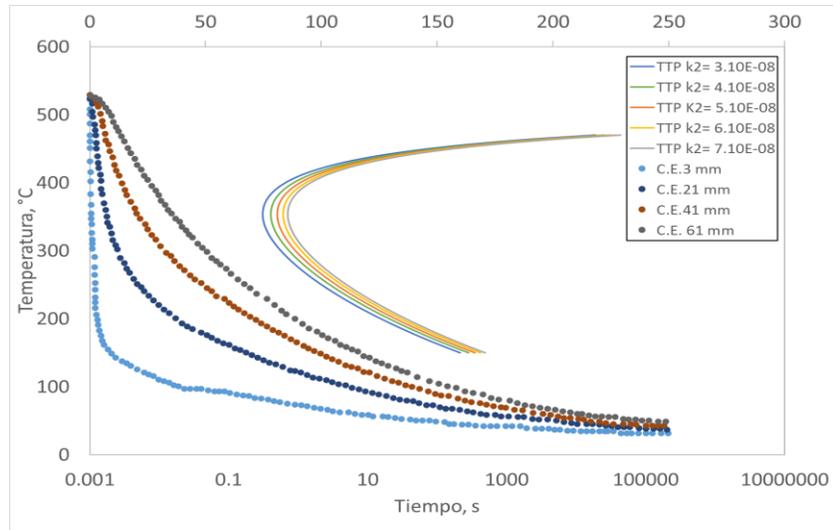


Figura 4.5. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [26] y curva TTP variando el parámetro k_2 (líneas) para la aleación 6061-T6.

Para el cálculo del factor de temple, Dolan y colaboradores [26] utilizaron una dureza máxima de 127 HV y una dureza mínima de 95.5 HV. Con esa información, se calculó el perfil de dureza a lo largo de la probeta a partir del factor de temple (Q), que se muestra en la Figura 4.6, junto con los valores calculados, predichos y medidos reportados en [26].

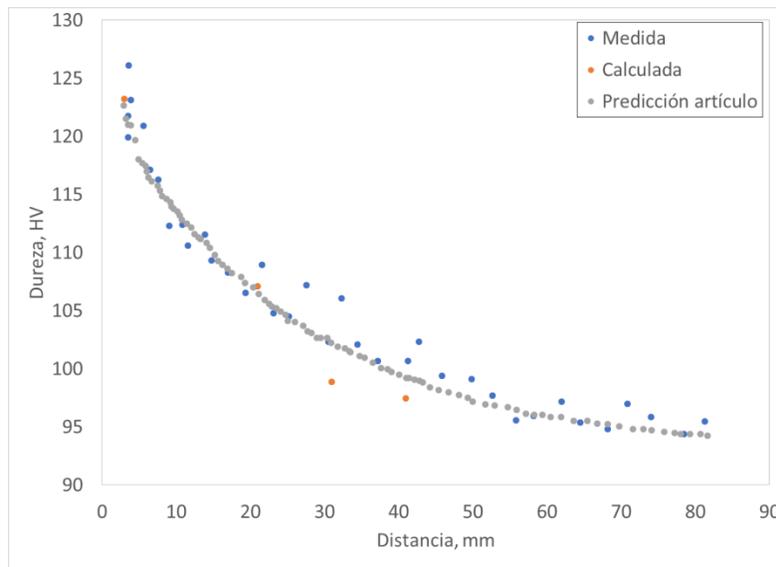


Figura 4.6. Perfil de dureza a lo largo de la probeta: medido (círculos azules) [26], predicha en ese artículo (círculos grises) y calculada en este trabajo (círculos naranjas) con QFA clásico para la aleación 6061-T6.

Como se puede observar en la Figura 4.6, para los primeros 20 mm las predicciones son muy parecidas entre sí y con respecto a los valores de dureza medidos; sin embargo, a medida que se aleja de la cara del frente de enfriamiento los cálculos de este trabajo son distintos a los reportados. Las predicciones del artículo fueron realizadas con curvas de enfriamiento simuladas, por lo que la predicción del artículo y la calculada varían. Debido a que la dureza calculada se encuentra por debajo del valor esperado, en la Figura 4.7, se muestra el efecto de variar el valor de k_2 sobre los valores calculados del perfil de dureza.

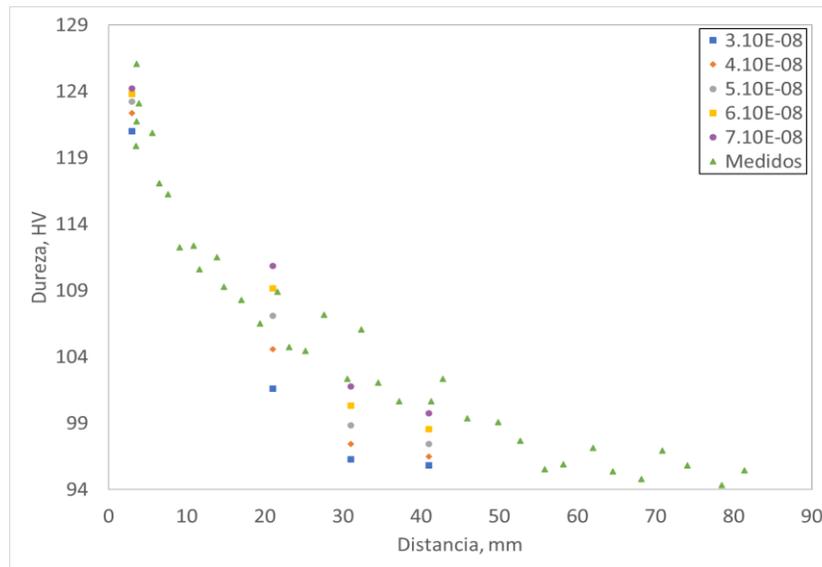


Figura 4.7. Perfil de dureza medido (triángulos) [26] y calculado con diferentes valores de k_2 (otros símbolos) para la aleación 6061-T6.

Se tiene mejor correspondencia con el valor de $k_2 = 7.1 \times 10^{-8}$ s; al aumentar el valor de k_2 y desplazar la curva a la derecha describe mejor el comportamiento de la dureza HV en la aleación 6061-T6, incluso a distancias mayores de 20 mm.

Dado que en el trabajo de Rometsch [65] no se reportaron las curvas de enfriamiento, se utilizaron las curvas de enfriamiento de Dolan y colaboradores [34]. En la Figura 4.8 se grafican las curvas de enfriamiento reportadas por Dolan y colaboradores [34] junto con curvas TTP , para la aleación 6082-T6, correspondientes a diversos valores de k_2 . Para la aleación 6082 -T6 se compararon los dos cálculos de factores de temple, el obtenido por Rometsch [65] y el clásico, mostrando así que el análisis de factor de temple obtenido por

Rometsch no tiene un efecto significativo en las curvas predichas; sin embargo, es mejor posicionando a la curva *TTP* más realísticamente.

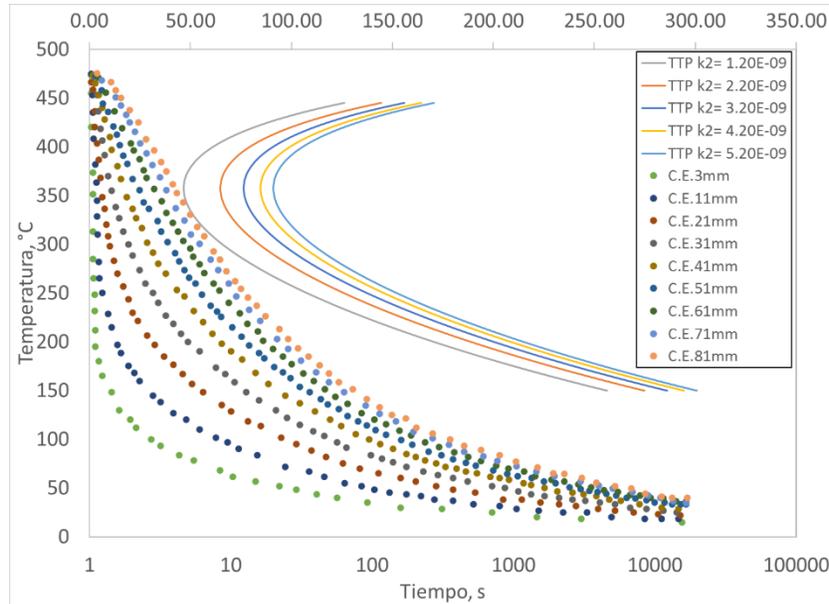


Figura 4.8. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [65] y curva *TTP* variando el parámetro k_2 (líneas) para la aleación 6082-T6.

Para el cálculo del factor de temple, Rometsch y colaboradores [65] utilizaron una dureza máxima de 117.82 HV y una dureza mínima de 49.66 HV para las predicciones de dureza, pero no reportan las propiedades medidas. Como se observa en la Figura 4.9, se obtuvo la variación de la dureza con el factor de temple obtenido en las predicciones Rometsch y colaboradores [65] y calculada en este trabajo. La forma de la curva de dureza vs. factor de temple sigue la misma tendencia para los dos métodos.

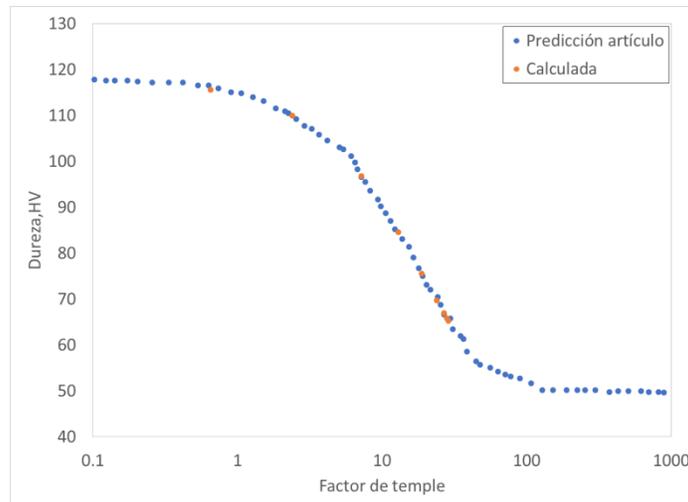


Figura 4.9. Dureza vs. Factor de temple (Q): predicción del artículo (círculos azules) [65] y calculada en este trabajo (círculos naranjas) con QFA clásico para la aleación 6082-T6.

En la Figura 4.9 se grafican valores de factor de temple y de dureza HV. Los valores obtenidos y los valores de Rometsch y colaboradores [65] son bastante parecidos entre sí; sin embargo, no hay una relación entre dureza y distancia, por lo que no tiene sentido variar k_2 , ya que, para el cálculo del valor de factor de temple, al tener la dureza máxima y dureza mínima definidas, los valores obtenidos van a variar dentro de toda la curva mostrada en la Figura 4.9.

En la Figura 4.10, se muestran las curvas de enfriamiento reportadas por Flynn y colaboradores [34], obtenidas de la simulación de curvas de enfriamiento para una probeta Jominy, junto con curvas TTP correspondientes a diversos valores de k_2 .

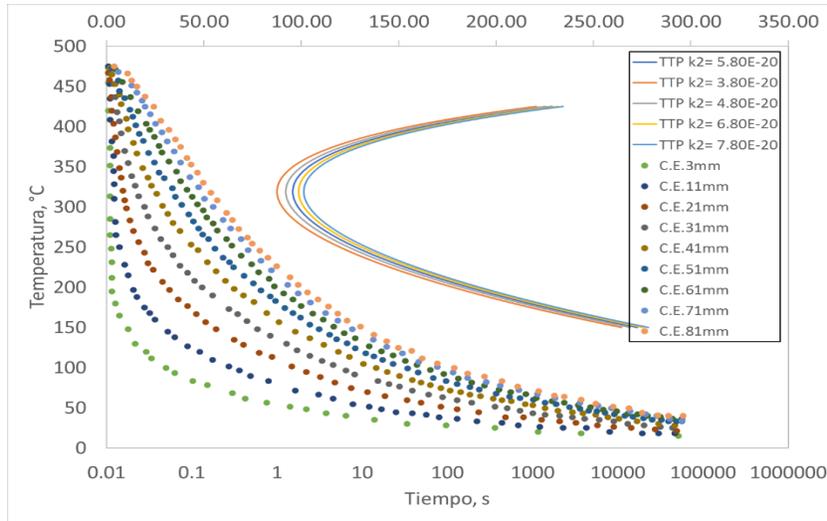


Figura 4.10. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [25] y curva TTP variando el parámetro k_2 (líneas) para la aleación 7010-T76.

Para el cálculo de los datos de dureza HV se utilizó un valor de dureza máxima 192.62 HV y dureza mínima de 169 HV. Flynn y colaboradores [25] utilizaron el modelo QFA clásico para el cálculo de las propiedades. En la Figura 4.11 se muestran los datos obtenidos experimentalmente y las predicciones de Flynn y colaboradores [25], junto con los valores calculados para este experimento.

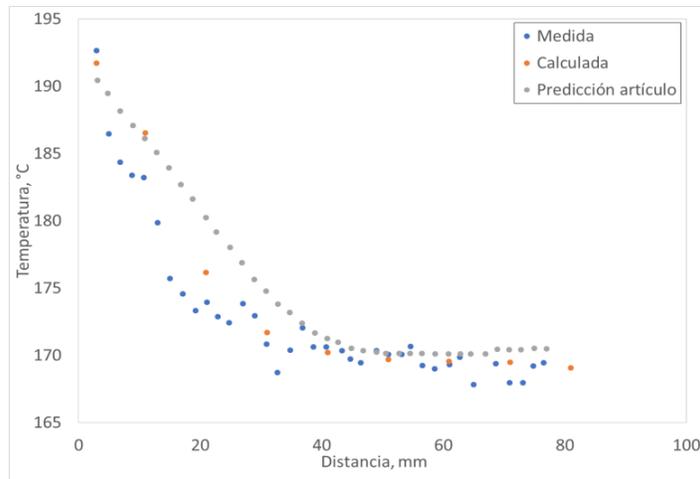


Figura 4.11. Perfil de dureza a lo largo de la probeta: medido (círculos azules) [25], predicha en ese artículo (círculos grises) y calculada en este trabajo (círculos naranjas) con QFA clásico para la aleación 7010-T76.

Como se puede observar en la Figura 4.12, la predicción de Flynn y colaboradores [25] está alejada en los primeros 40 mm, mientras que los datos calculados en este trabajo muestran mayor similitud con los datos medidos a lo largo de la probeta, mostrando la eficacia del modelo *QFA* clásico cuando se usan los valores correctos de los parámetros de la curva *TTP*. En la Figura 4.13, se muestra el efecto de variar el valor de k_2 sobre los valores calculados del perfil de dureza.

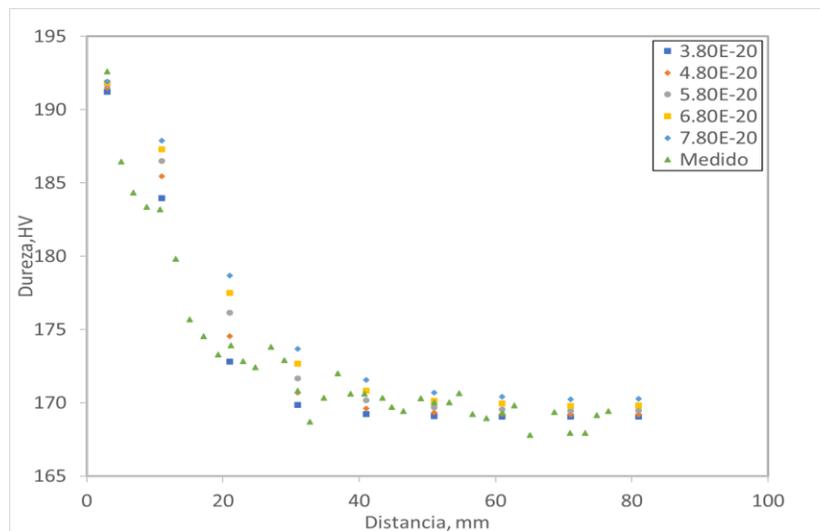


Figura 4.12. Perfil de dureza medido (triángulos) [25] y calculado con diferentes valores de k_2 (otros símbolos) para la aleación 7010-T76.

Al cambiar el parámetro de k_2 a un valor menor, como el de $k_2 = 4.8 \times 10^{-20}$ s, la curva *TTP* se desplaza hacia la izquierda y aumenta la exactitud del cálculo de la dureza HV; esto implica un aumento en el número de sitios de nucleación.

En la Figura 4.13, se muestran las curvas de enfriamiento reportadas por Li y colaboradores [69], junto con curvas *TTP*, para la aleación 7050-T76, correspondientes para diversos valores de k_2 . En el trabajo de Li y colaboradores [69], trabajaron con el ensayo Jominy para obtener la sensibilidad de temple de varias aleaciones de la serie 7000, las cuales son afectadas por la velocidad de enfriamiento mediante el ensayo Jominy, todas las curvas de enfriamiento obtenidas son medidas con termopares.

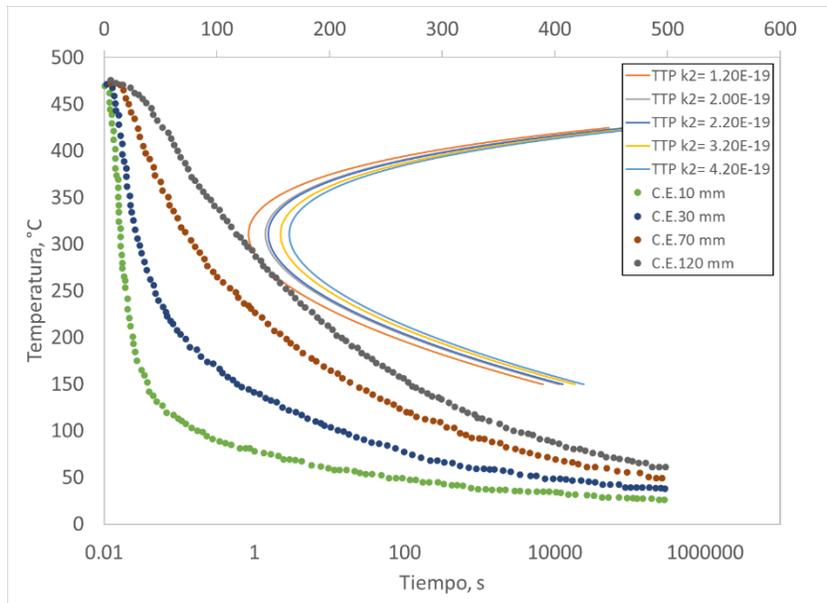


Figura 4.13. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [69] y curva TTP variando el parámetro k_2 (líneas) para la aleación 7050-T76.

Para el cálculo de los datos de dureza HB se utilizó un valor de dureza máxima 168.8 HB y dureza mínima de 55 HB que fueron obtenidos por Li y colaboradores [69]. En ese trabajo solo se midieron las propiedades. En la Figura 4.14 se muestra el perfil de dureza (HB) medido y calculado para este trabajo.

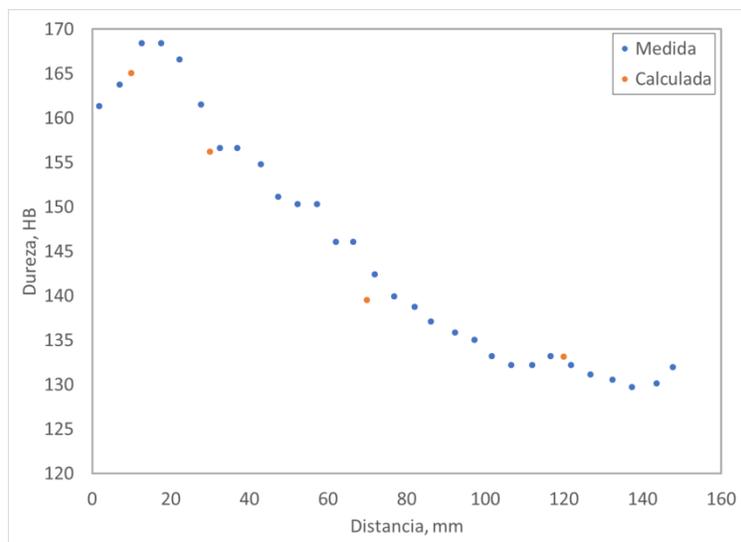


Figura 4.14. Perfil de dureza a lo largo de la probeta: medido (círculos azules) [69] y calculada en este trabajo (círculos naranjas) con QFA clásico para la aleación 7050-T76.

Como se puede observar en la Figura 4.14, el QFA clásico para calcular propiedades en la aleación 7050-T76 da valores bastante parecidos a los valores medidos. Con esto se muestra la eficacia del uso del análisis del factor de temple, para poder utilizar estas predicciones en otros trabajos, al igual que se observa que el ensayo Jominy estandarizado da durezas muy similares, aunque se utilicen diferentes curvas de enfriamiento. Para observar si se puede obtener más exactitud en la predicción en la Figura 4.15, se muestra el efecto de variar el valor de k_2 sobre los valores calculados del perfil de dureza.

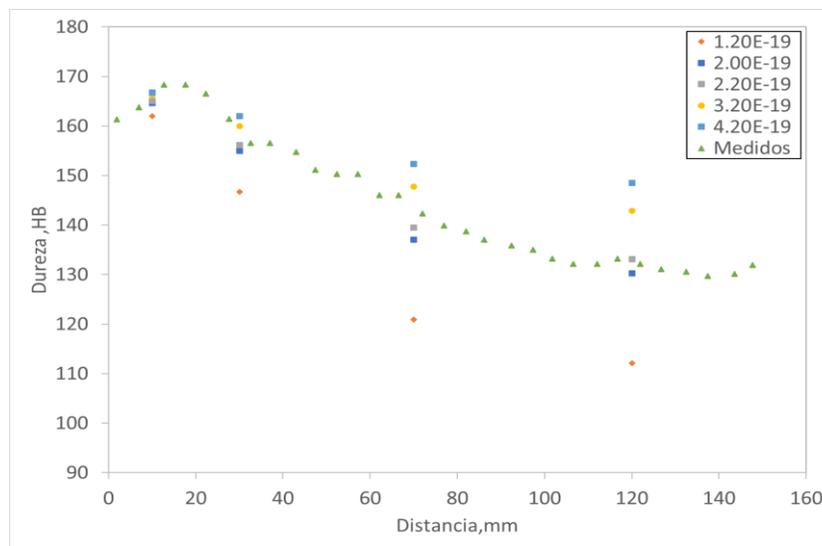


Figura 4.15. Comparación de propiedad con diferentes k_2 Perfil de dureza medido (triángulos) [69] y calculado con diferentes valores de k_2 (otros símbolos) para la aleación 7050-T76.

Al modificar el parámetro de k_2 la predicción realizada con los valores de la Tabla 3.4 se aleja de los valores medidos, por lo que la k_2 óptima es la de $k_2 = 2.2 \times 10^{-19}$ s, como se observa en la Figura 4.15.

En la Figura 4.16, se muestran las curvas de enfriamiento reportadas por Flynn y colaboradores [34], junto con las curvas TTP , para la aleación 7075-T6, correspondientes para diversos valores de k_2 . En el trabajo de Flynn y colaboradores [34] solo se tienen predicciones y no las propiedades medidas, que es el mismo caso de la aleación 6082-T6.

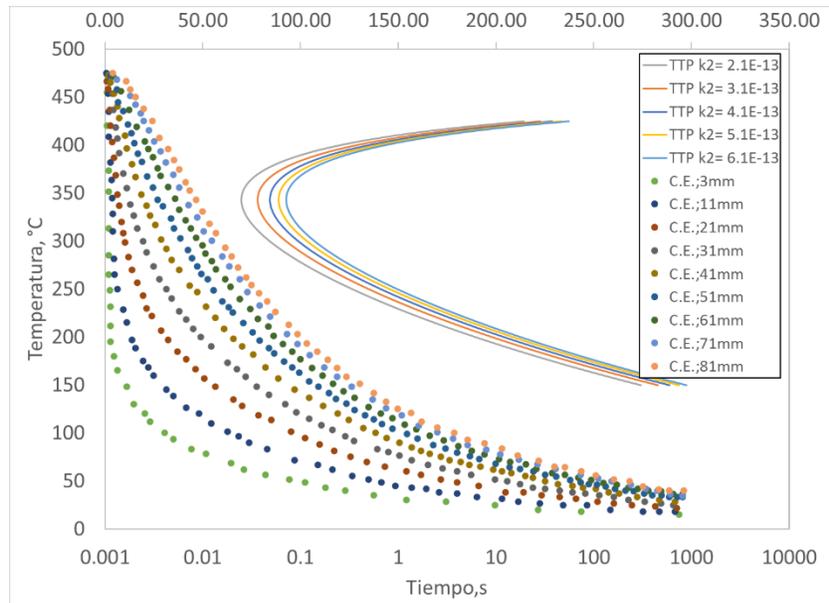


Figura 4.16. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [34] y curva TTP (línea) para la aleación 7075-T6.

Para el cálculo del factor de temple del artículo utilizaron los valores de límite elástico máximo de 498.8 MPa y un valor mínimo de 149.15 MPa. Sin embargo, Flynn y colaboradores [34] solo reportan esta propiedad en función del factor de temple por lo que no se pueden obtener resultados sobre la variación de k_2 . En la Figura 4.17, se observa la variación del límite elástico en función del factor de temple; se muestran, ambas predicciones estimadas del QFA clásico, sin embargo, no se tiene información de la distancia.

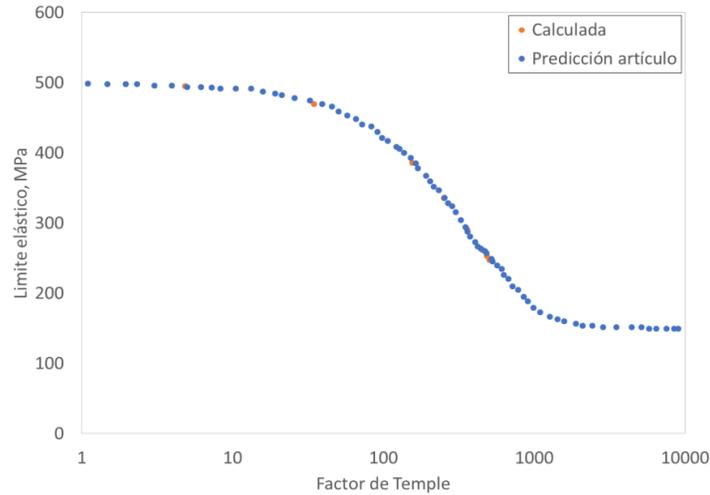


Figura 4.17. Limite elástico vs Factor de temple (Q): predicción del artículo (círculos azules) [15] y calculada en este trabajo (círculos naranjas) con QFA clásico para la aleación 7075-T6.

En la Figura 4.18 se muestran las curvas de enfriamiento reportadas, junto con curvas TTP correspondientes a diversos valores de k_2 . En el trabajo de Dolan y colaboradores [34] se demuestra la eficacia de los ensayos Jominy ya que son una manera rápida y simple para calibrar las constantes de la ecuación de las curvas TTP . Aunado a esto, desarrollaron un análisis de elemento finito para simular curvas de enfriamiento a lo largo de la probeta (Figura 4.18), obteniendo valores con un máximo de error del 2.4%.

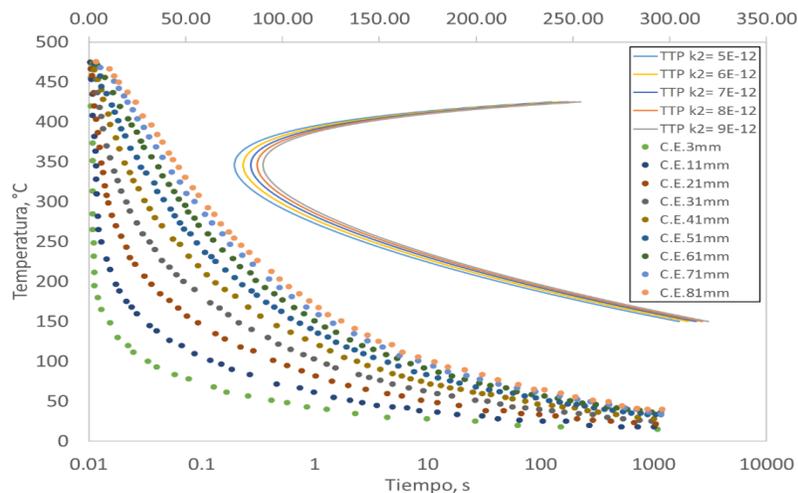
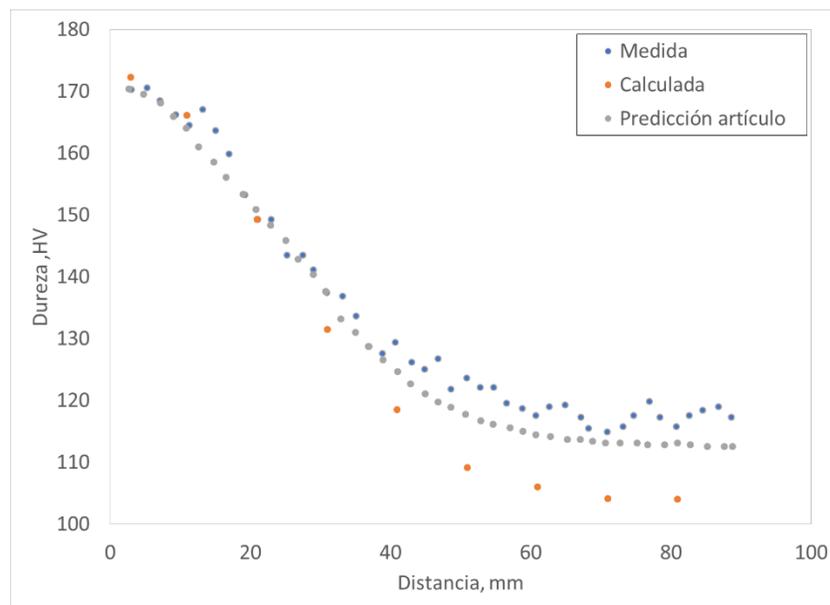


Figura 4.18. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [34] y curva TTP variando el parámetro k_2 (líneas) para de la aleación 7175-T73.

Para el cálculo de los datos de dureza HV se utilizó un valor de dureza máxima 173.3 HV y dureza mínima de 57.7 HV. En ese artículo se utilizó un *QFA* mejorado por Staley y Tiryakioglu [5,34] donde la propiedad se modifica conforme cambia la temperatura. Sin embargo, no fue posible replicar los resultados debido a la falta de datos en el artículo, por lo que se utilizaron los datos para calcular la dureza HV con *QFA* clásico. En la Figura 4.19 se muestra la comparación de los resultados del artículo, el medido y la predicción [34], junto con la dureza predicha en este trabajo. Se observa que, dentro de los primeros 30 mm, las predicciones son bastante parecidas, pero a una mayor distancia de la cara templada la predicción con *QFA* clásico empieza a diferir de la predicción del artículo y las propiedades medidas.



*Figura 4.19. Perfil de dureza a lo largo de la probeta: medido (círculos azules) [34], predicha en ese artículo (círculos grises) y calculada en este trabajo (círculos naranjas) con *QFA* clásico para la aleación 7175-T73.*

En la Figura 4.20, se muestra el efecto de variar el valor de k_2 sobre los valores calculados del perfil de dureza. Como se puede observar, con el valor de $k_2 = 9 \times 10^{-12}$ s, la curva *TTP* de la aleación es desplazada hacia la izquierda; cuando esto ocurre el valor predicho con la ecuación de *QFA* clásico es más exacto, inclusive más exacto que el valor calculado con el *QFA* modificado.

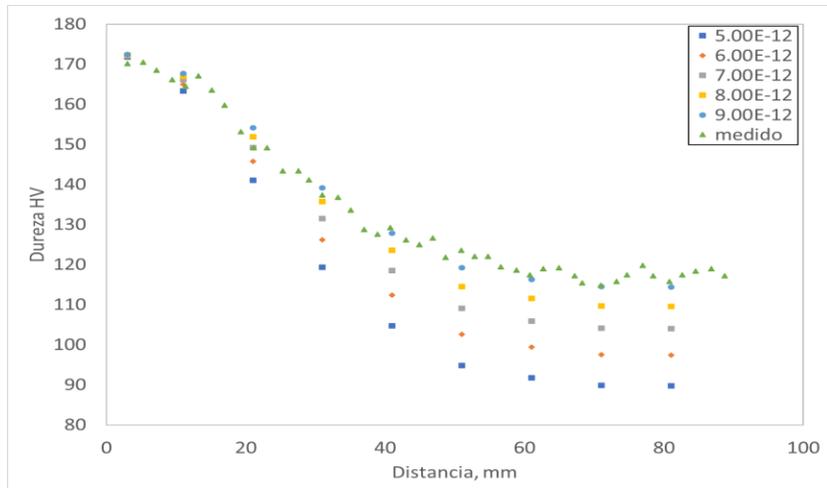


Figura 4.20. Comparación de propiedad con diferentes k_2 Perfil de dureza medido (triángulos) [34] y calculado con diferentes valores de k_2 (otros símbolos) para la aleación 7175-T73.

Ma y colaboradores [69] reportan en la misma gráfica los datos predichos y medidos; sin embargo, como los datos son muy parecidos, en este trabajo solo se lograron rescatar los datos de la predicción. En la Figura 4.21 se muestran las curvas de enfriamiento reportadas en el trabajo de Ma y colaboradores [69], junto con curvas TTP , para la aleación 356-T6, correspondientes a diversos valores de k_2 . En el trabajo de Ma y colaboradores se obtuvieron los parámetros cinéticos para el cálculo de la curva TTP ; al comparar la predicción obtenida con los resultados experimentales se aprecia que son muy similares.

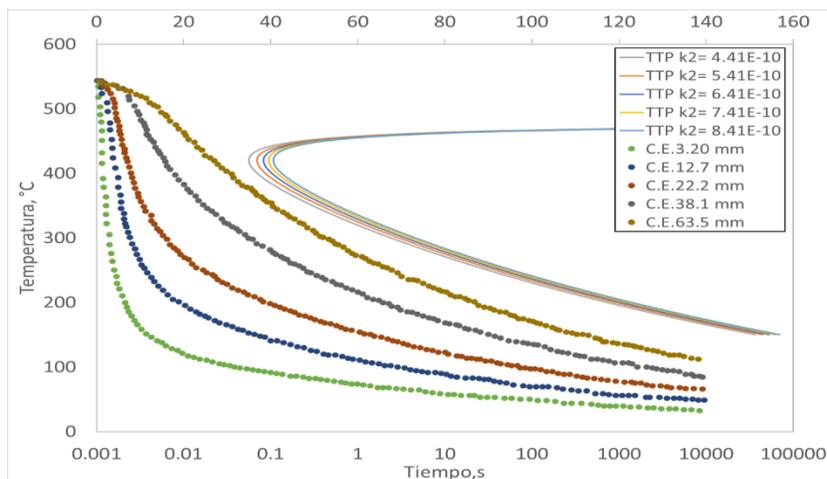


Figura 4.21. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [69] y curva TTP variando el parámetro k_2 (líneas) para de la aleación A356-T6.

Para el cálculo de los datos de dureza se utilizó una dureza Meyer máxima de 143.5 MPa y una dureza Meyer mínima de 130 MPa, realizando los cálculos con el QFA clásico. Con estos datos, se calculó el perfil de dureza a lo largo de la probeta a partir del factor de temple (Q), que se muestra en la Figura 4.22, junto con los valores medidos reportados por Ma y colaboradores [69]. Los datos calculados con el QFA clásico empiezan a perder exactitud después de los 10 mm de distancia, por lo que se prosiguió a comparar la eficacia del modelo variando el valor de k_2 .

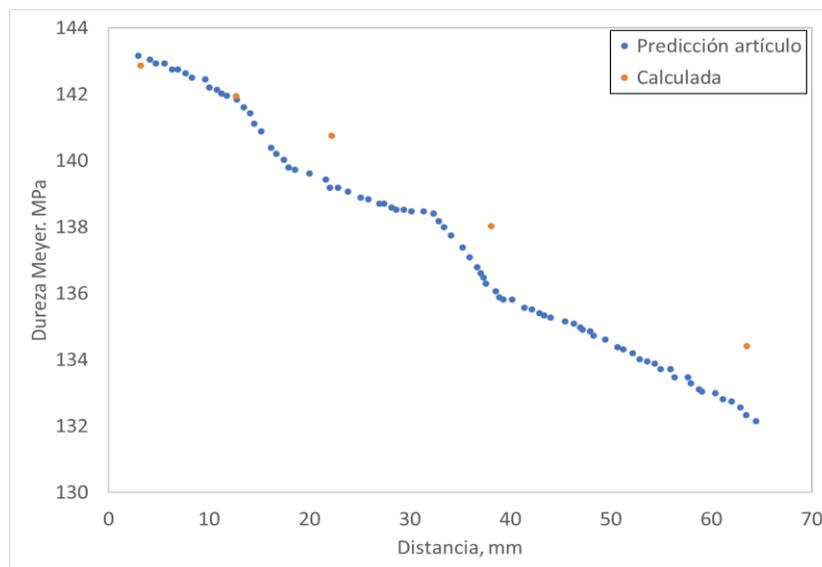


Figura 4.22. Perfil de dureza a lo largo de la probeta: predicción del artículo (círculos azules) [69] y calculada en este trabajo (círculos naranjas) con QFA clásico para la aleación A356-T6.

En la Figura 4.23, se muestra el efecto de variar el valor de k_2 sobre los valores calculados del perfil de dureza Meyer. Como se puede observar cuando se modifica el valor de $k_2 = 4.41 \times 10^{-10}$ s, la curva TTP se desplaza hacia la izquierda, al mismo tiempo la predicción utilizando el QFA clásico se vuelve más exacta con este valor.

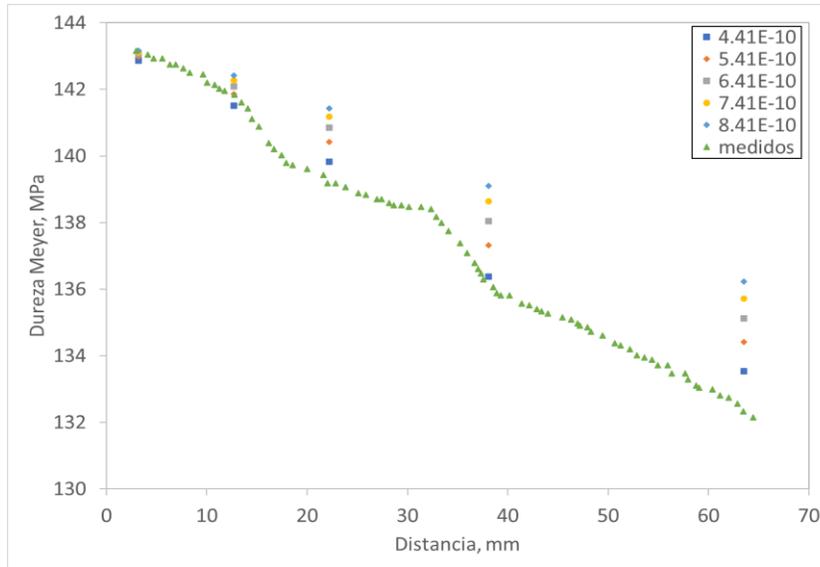


Figura 4.23. Comparación de propiedad con diferentes k_2 Perfil de dureza medido (triángulos) [35] y calculado con diferentes valores de k_2 (otros símbolos) para la aleación A356-T6.

En el trabajo de Rometsch y colaboradores [71] se probaron diferentes medios de temple, para conocer el comportamiento de esta aleación. Los medios de enfriamiento utilizados fueron: agua a 25°C (RTWQ), agua a 60°C (60WQ), agua a 100°C (BWQ), aire forzado (FAC), aire quieto (SAC) y enfriamiento lento en un reactor de lecho fluidizado en un periodo de 24 horas (FBFC). Para la predicción se utilizó el modelo QFA clásico y un modelo cambiando el exponente de Avrami, utilizando un exponente con valor de 0.63, dando como resultado una mayor precisión con el modelo clásico. En la Figura 4.24, se muestran las curvas de enfriamiento reportadas en el artículo, junto con curvas TTP, para la aleación A357-T6, correspondientes a diversos valores de k_2 . Solo dos de las curvas de enfriamiento no interceptan a las curvas TTP. Los autores encontraron que se puede calcular el factor de temple para predecir propiedades de cualquier curva de enfriamiento, teniendo una incertidumbre ± 10 MPa para las curvas de enfriamiento más lento y que en las aleaciones Al-7Si-Mg la sensibilidad de temple puede ser explicada en términos de los *clústers* de Si durante el enfriamiento rápido.

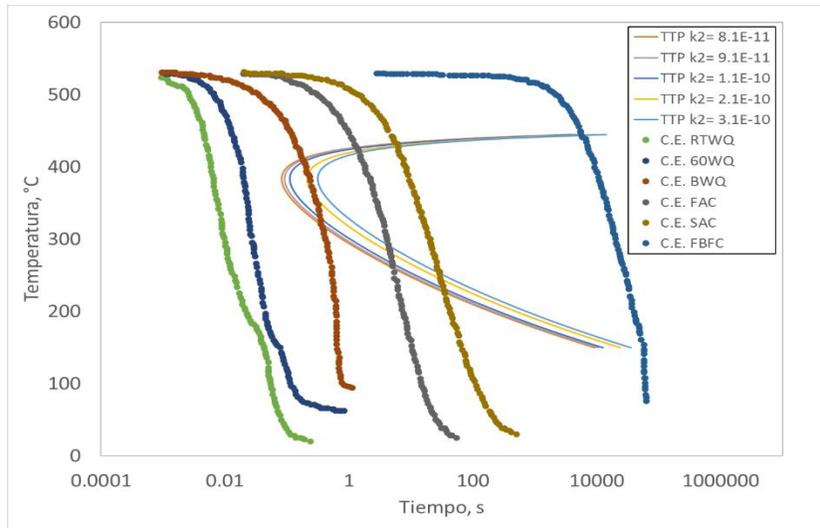


Figura 4.24. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [71] y curva TTP variando el parámetro k_2 (líneas) para de la aleación A357-T6.

Para el cálculo del factor de temple Rometsch y colaboradores [71], utilizaron los valores de límite elástico máximo de 299.81 MPa y un valor mínimo de 57.7 MPa, realizando los cálculos con el modelo QFA clásico. En la Figura 4.25 se muestra la comparación de los resultados reportados por Rometsch y colaboradores [71], el medido y la predicción y el límite elástico calculado en este trabajo.

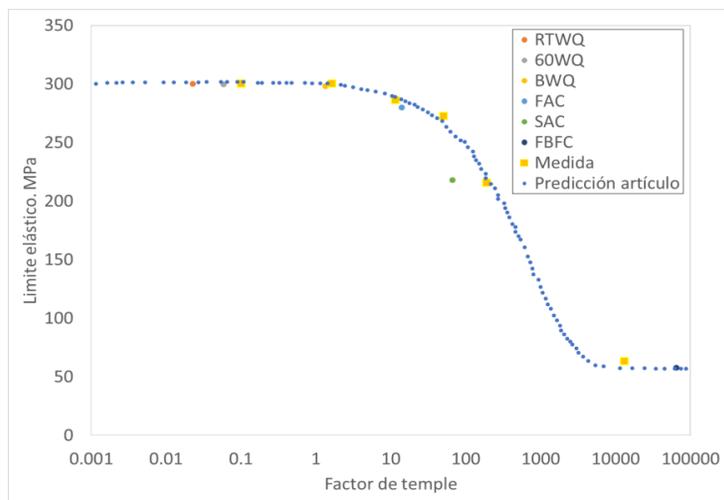


Figura 4.25. Límite elástico vs Factor de temple: medido (círculos amarillos) [70], predicha en ese artículo (círculos azules) y calculada en este trabajo (círculos de varios colores por cada medio de enfriamiento) con QFA clásico para la aleación A357-T6.

En la Figura 4.25, se puede observar que los datos obtenidos con el cálculo clásico de *QFA* y las mediciones no son muy parecidos, por lo que se decidió variar la constante k_2 para observar el efecto de este en las predicciones. Las predicciones son ligeramente diferentes al iniciar la pendiente de la curva tipo sigmoïdal.

En la Figura 4.26, se muestra el efecto de variar el valor de k_2 sobre los valores calculados del límite elástico. La mejor predicción de las propiedades ocurre para un valor de $k_2 = 1.1 \times 10^{-10}$ s; sin embargo, para el agua a 90°C y para el enfriamiento en lecho fluidizado, las predicciones están alejadas de las mediciones.

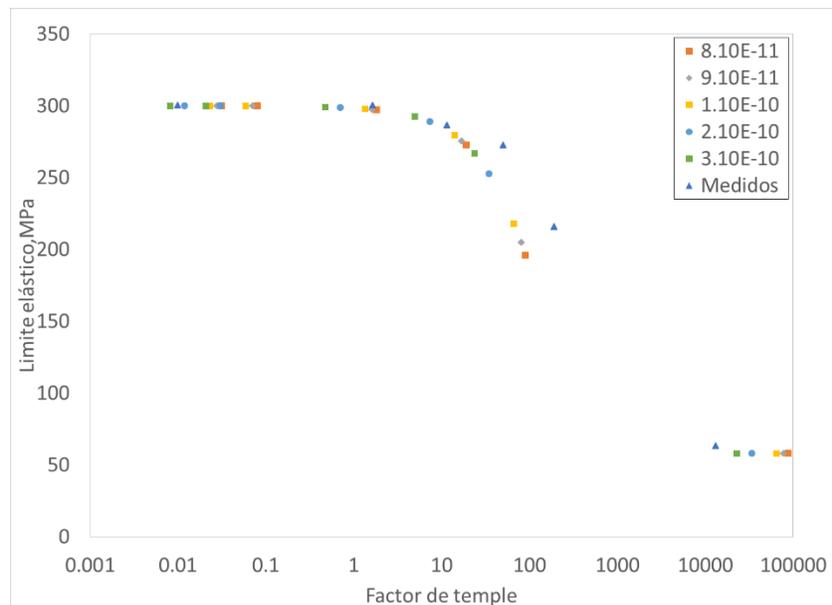


Figura 4.26. Límite elástico vs factor de temple: medido (triángulos) [70], y calculado con diferentes valores de k_2 (otros símbolos) para la aleación A357-T6.

En la Figura 4.27, se muestran las curvas de enfriamiento reportadas en el artículo, junto con curvas *TTP* correspondientes a diversos valores de k_2 . Hu y colaboradores [66], utilizaron el modelo *QFA* clásico.

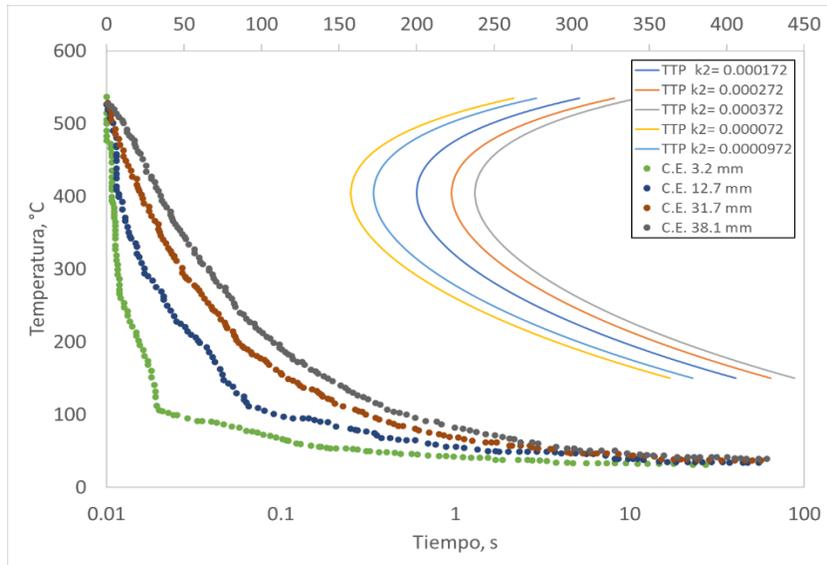


Figura 4.27. Curvas de enfriamiento reportadas (símbolos) [66] y curva TTP variando el parámetro k_2 (líneas) para la aleación Al-5%Cu-0.4%Mn-T6.

Para el cálculo de datos de dureza HRB se utilizó como dureza máxima 82.5 HRB y como dureza mínima 67 HRB, como lo indican en [66]. Como se puede observar en la Figura 4.28, la predicción del artículo es muy precisa.

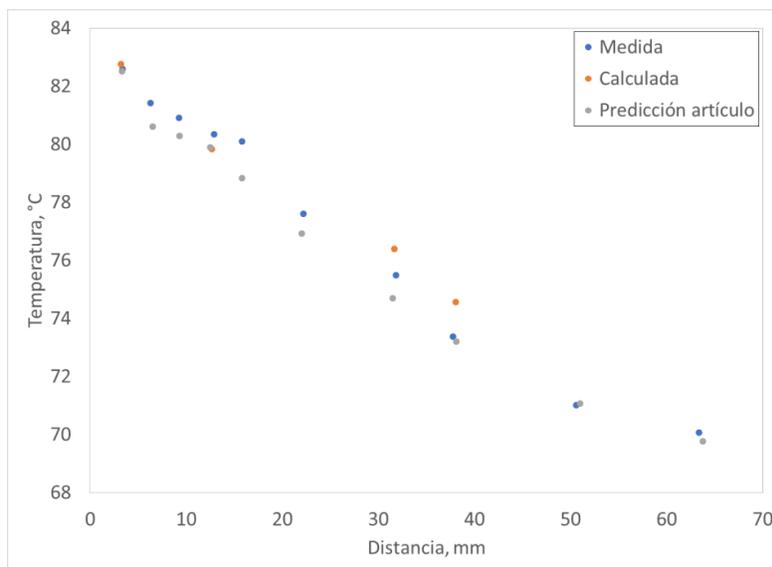


Figura 4.28. Perfil de dureza a lo largo de la probeta: medido (círculos azules) [66], predicha en ese artículo (círculos grises) y calculada en este trabajo (círculos naranjas) con QFA clásico para la aleación Al-5%Cu-0.4%Mn-T6.

La predicción es incluso más precisa a distancias mayores. Con los datos obtenidos con las curvas de enfriamiento de *WebPlot* la predicción calculada en este trabajo es bastante precisa en los valores más cercanos a la base, sin embargo, después de la distancia de 30 mm la predicción deja de ser tan precisa, por ello se hizo un cambio en la constante k_2 para observar cómo afectaba en la predicción.

En la Figura 4.29 se muestra el efecto de variar el valor de k_2 sobre los valores calculados del perfil de dureza, sin embargo, al variar los distintos valores de k_2 la predicción era menos exactas por lo que el valor de k_2 con mayor exactitud fue el que fue reportada por Hu y colaboradores [66].

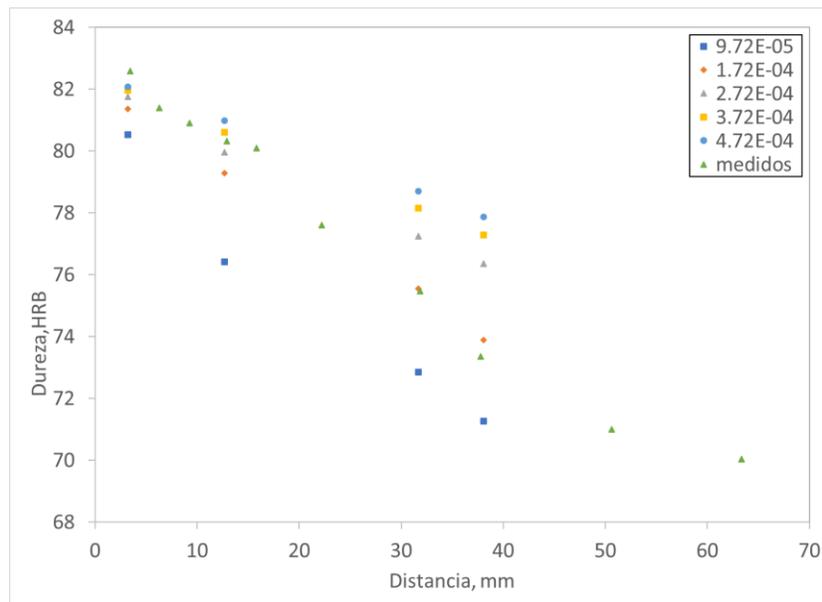


Figura 4.29. Comparación de propiedad con diferentes k_2 Perfil de dureza medido (triángulos) [66] y calculado con diferentes valores de k_2 (otros símbolos) para la aleación Al-5%Cu-0.4%Mn-T6.

Al realizar la modificación del valor de k_2 , las predicciones son más cercanas a los valores medidos. En un sentido físico, esto representa un aumento o disminución de los sitios de nucleación.

Como resultado de los cálculos mostrados en esta sección se obtuvieron curvas a partir de los valores modificados de k_2 que produjeron mejores resultados. Los valores optimizados de ese parámetro, junto con el error resultante en las predicciones, se muestran en la Tabla 4.1. Las gráficas de esta sección dan la confianza de utilizar el modelo clásico del *QFA* para realizar predicciones de estas aleaciones, por lo que en próximos trabajos se podría bien utilizar los datos presentados en la Tabla 4.1

Tabla 4.1. Valores recomendados del parámetro k_2 para las aleaciones estudiadas.

Aleación	k_2 modificada	% error
7B50-T6	9.64×10^{-17}	0.638
6061-T6	7.10×10^{-8}	1.175
6082-T6	3.2×10^{-9}	-----
7010-T76	4.8×10^{-20}	0.461
7050-T76	2.2×10^{-19}	1.269
7075-T6	4.1×10^{-13}	-----
7175-T73	9×10^{-12}	1.671
A356-T6	4.41×10^{-10}	0.396
A357-T6	1.1×10^{-10}	2.786
Al-5%Cu-0.4%Mn-T6	1.72×10^{-4}	0.900

El porcentaje de error obtenido modificando la constante k_2 siempre es menor que el 3%, por lo que los ajustes sobre los cálculos se consideran muy buenos.

4.2 Resultados experimentales

Se realizaron tres experimentos para cada medio de temple, cuidando para cada experimento la altura del chorro, la altura entre la tobera y la probeta, la alineación de la probeta y el flujo de agua para alcanzar la altura del chorro especificada en la norma. En la Figura 4.30, se muestra una fotografía tomada durante el enfriamiento de la probeta de aluminio 6061. Al impactar la base de la probeta, la columna de agua con la que se enfría la probeta toma la forma típica de una sombrilla durante el enfriamiento. La simetría de la sombrilla indica que la probeta se colocó correctamente con respecto a la columna de agua.



Figura 4.30. Proceso de enfriamiento durante el ensayo Jominy de la aleación 6061.

En la Figura 4.31, se grafican las curvas de enfriamiento medidas para una probeta de la aleación 6061 con una temperatura de inicio objetivo de 470 °C. Los valores medidos son 470 °C \pm 3°C, por lo que la temperatura inicial para estos dos experimentos es reproducible. Las curvas de enfriamiento muestran un mayor enfriamiento en la posición del termopar TC1, el cual está a 3 mm de la superficie de temple. Al templar la probeta con agua a 60°C, se observa - a partir de los 220 °C aproximadamente - un enfriamiento más lento que al templar la probeta con agua a temperatura ambiente. Por otra parte, para el termopar TC2 (que está a una distancia de 50 mm de la base templada) se empieza a notar un enfriamiento más lento aproximadamente a los 270 °C, para la probeta templada con agua a 60 °C.

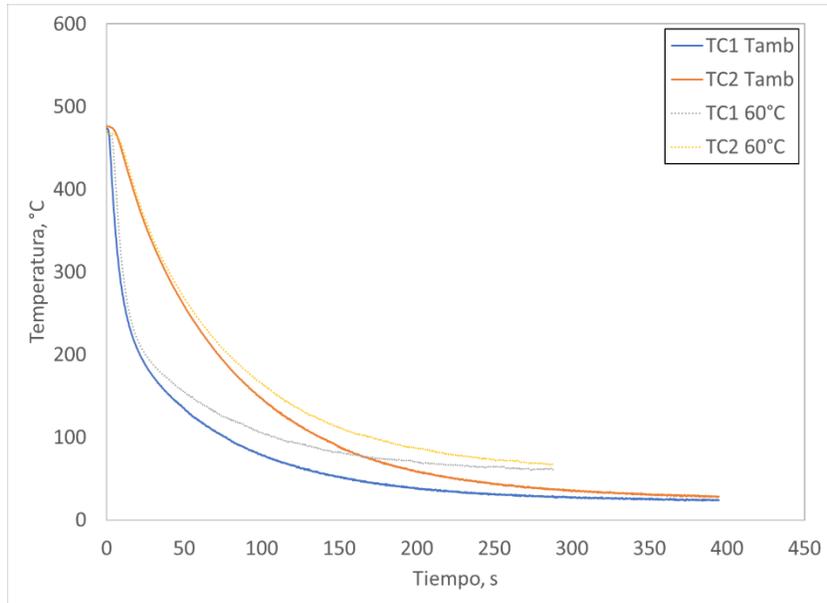


Figura 4.31. Curvas de enfriamiento (suavizadas) medidas para una temperatura inicial 470°C y temple en agua a temperatura ambiente (líneas sólidas) y agua a 60°C (líneas punteadas).

En la Figura 4.32, se grafican las rapidezces de enfriamiento de las dos probetas con temperatura inicial de 470°C con los dos termopares. Se observa que hay diferencias entre los dos medios de temple. La probeta templada a temperatura ambiente empieza su enfriamiento más rápido que la probeta templada a 60°C; para el termopar TC1 la rapidez de enfriamiento máxima alcanzada es de 33.5 °C/s templando con agua a temperatura ambiente y de 30.6 °C/s templando con agua a 60°C, esta diferencia se conserva - aunque en menor magnitud - en el TC2, para el que la rapidez de enfriamiento máxima es de 9.4 °C/s templando con agua a temperatura ambiente (25°C) y 8.3 °C/s templando con agua a 60°C.

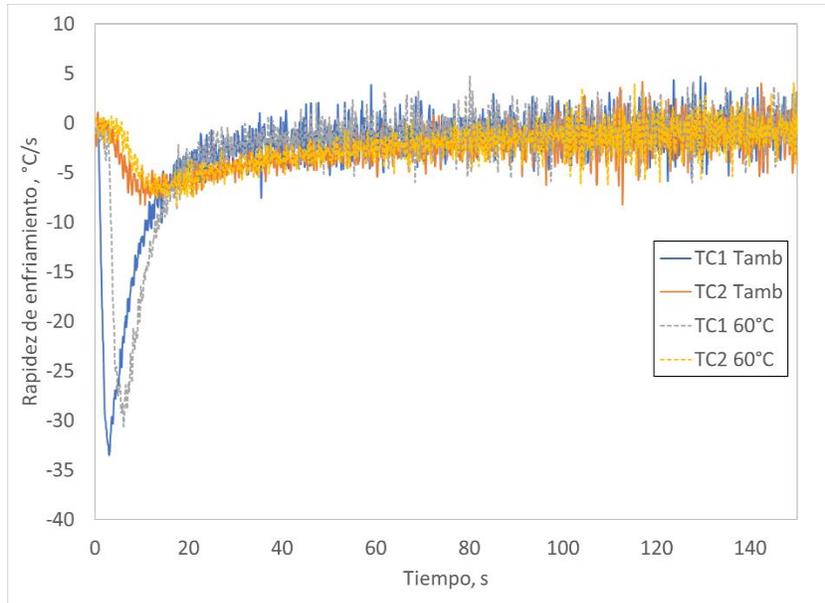


Figura 4.32. Rapidez de enfriamiento para una temperatura inicial 470°C y temple en agua a temperatura ambiente (líneas sólidas) y agua a 60°C (líneas punteadas).

En la Figura 4.33, se observan las curvas de enfriamiento de una aleación 6061 con una temperatura inicial objetivo de 505 °C. Los valores son de 505°C ± 3°C para los distintos medios de enfriamiento (agua a temperatura ambiente y agua a 60°C). Las curvas de enfriamiento muestran un comportamiento similar que al usar una temperatura inicial 470°C: las curvas de enfriamiento para el caso de usar agua a 60°C empiezan a separarse de las correspondientes curvas producidas al utilizar agua a temperatura ambiente en el termopar TC1 esta diferencia se empieza a notar aproximadamente a los 210°C y en el termopar TC2 - más alejado de la superficie templada - ocurre a los 300°C aproximadamente.

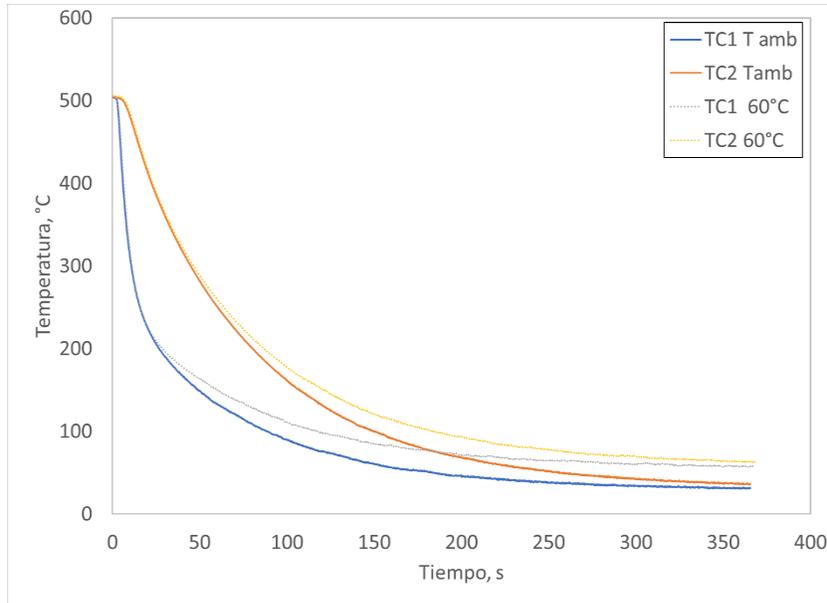


Figura 4.33. Curvas de enfriamiento (suavizadas) medidas para una temperatura inicial 505°C y temple en agua a temperatura ambiente (líneas sólidas) y agua a 60°C (líneas punteadas).

En la Figura 4.34, se grafican las rapidezces de enfriamiento para las probetas con temperatura inicial de 505°C. Aunque en un principio el enfriamiento es bastante similar, a los 5 segundos - aproximadamente - la probeta templada a 60°C alcanza una menor rapidez de enfriamiento. Para el termopar TC1 se alcanzan valores máximos para agua a temperatura ambiente y agua a 60°C de 33.8 °C/s y 32.3 °C/s, respectivamente. Mientras que en el termopar TC2 (el más alejado de la superficie) se alcanza un valor máximo de rapidez de enfriamiento de 8.3 °C/s y 7.9 °C/s, respectivamente.

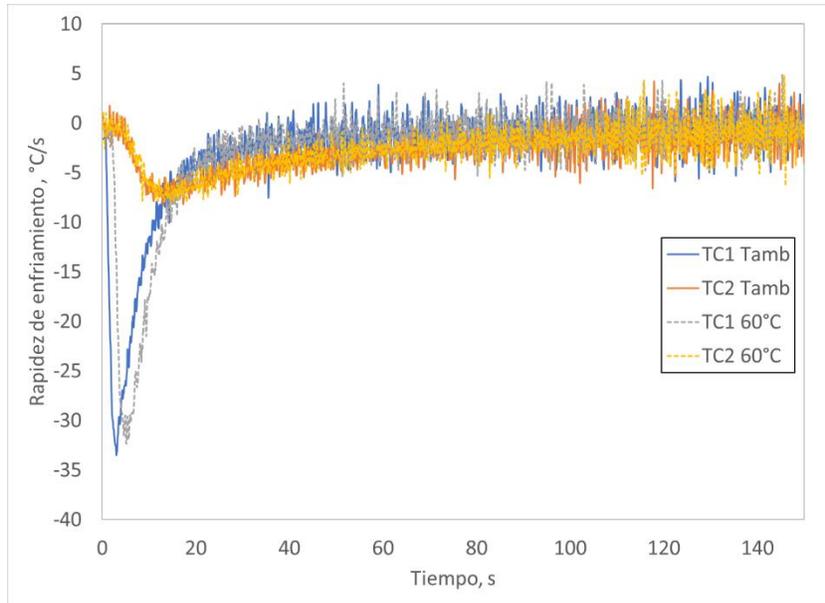


Figura 4.34. Rapidez de enfriamiento para una temperatura inicial 505°C y temple en agua a temperatura ambiente (líneas sólidas) y agua a 60°C (líneas punteadas).

En la Figura 4.35, se muestran las curvas de enfriamiento de la probeta de aleación 6061 con una temperatura inicial de objetivo de 550 °C. Los valores medidos de temperatura inicial están en el rango de 550°C± 3°C. Las curvas de enfriamiento muestran un comportamiento similar a los experimentos anteriores; sin embargo, en la posición del termopar TC1 la curva de enfriamiento de la probeta templada con agua a 60°C se separa de la probeta templada con agua a temperatura ambiente a los 190°C, mientras que para el termopar TC2 se separa a una temperatura de aproximadamente 230°C.

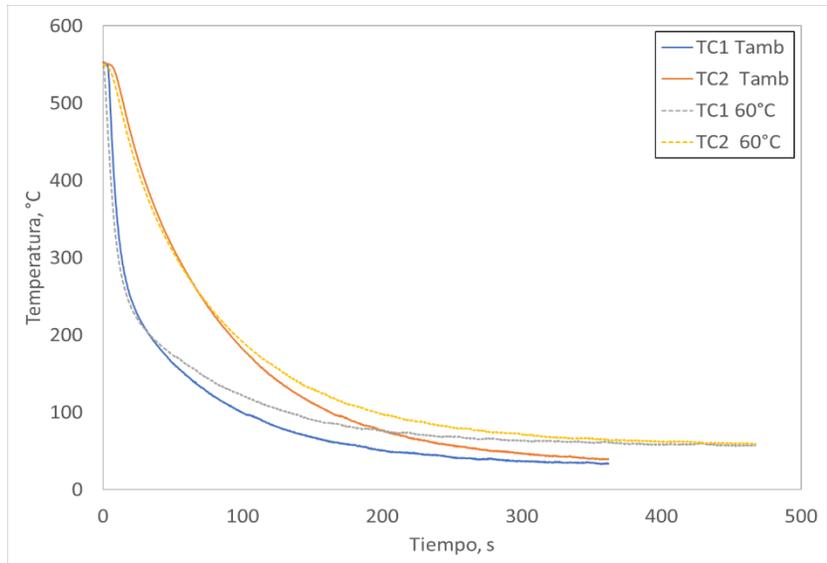


Figura 4.35. Curvas de enfriamiento (suavizadas) medidas para una temperatura inicial 550°C y temple en agua a temperatura ambiente (líneas sólidas) y agua a 60°C (líneas punteadas).

En la Figura 4.36, se grafican las rapidezces de enfriamiento para una temperatura inicial de 550 °C. El termopar TC2 se comporta bastante parecido para las dos condiciones de temple, alcanzando un valor máximo de rapidez de enfriamiento de 9.2 °C/s y 8.3 °C/s para el enfriamiento a temperatura ambiente y agua a 60°C, respectivamente. Esta diferencia es más notable en el termopar TC1 para el que el temple con agua a 60°C tarda mucho más en enfriar la probeta que en el temple con agua a temperatura ambiente; con agua a temperatura ambiente se alcanza una rapidez de enfriamiento máxima de 40.3 °C/s mientras que con agua a 60°C es de 33.3 °C/s.

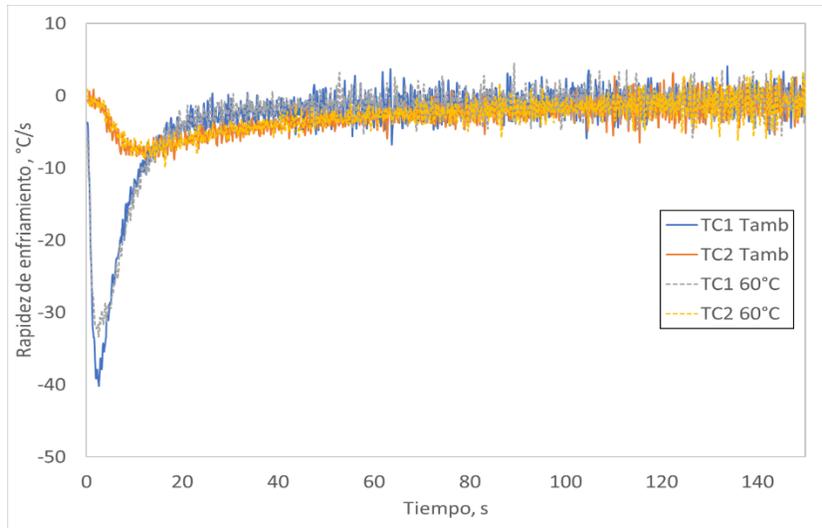


Figura 4.36. Rapidez de enfriamiento para una temperatura inicial 550°C y temple en agua a temperatura ambiente (líneas sólidas) y agua a 60°C (líneas punteadas).

En la Figura 4.37, se puede apreciar que la temperatura inicial afecta la historia de rapidez de enfriamiento al templar la probeta con agua a temperatura ambiente. Al aumentar la temperatura inicial aumenta la rapidez de enfriamiento, por lo que la probeta con temperatura inicial de 470°C es la probeta con menor rapidez de enfriamiento (33.5 °C/s), con una temperatura inicial de 505°C se llega a una rapidez de 33.8 °C/s, mientras que la probeta con temperatura inicial de 550°C es la probeta con mayor rapidez de enfriamiento (40.2 °C/s).

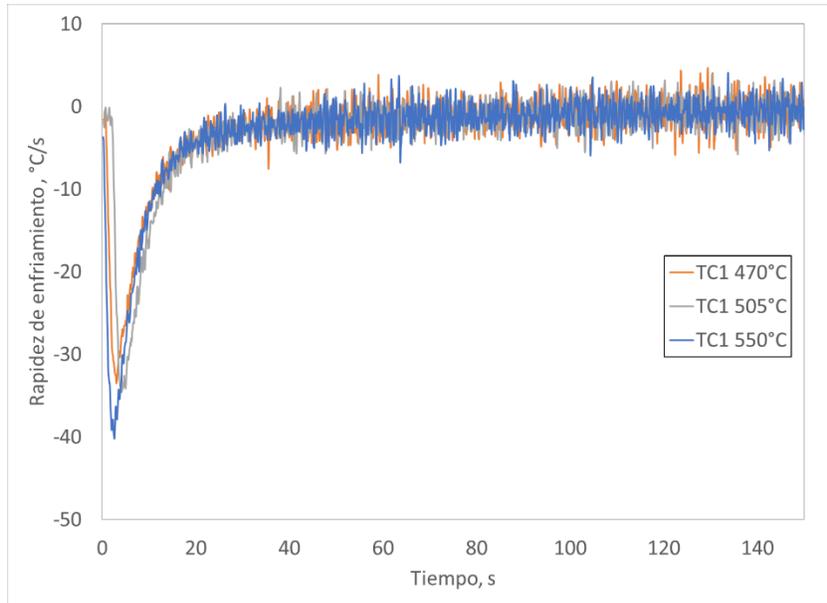


Figura 4.37. Rapidez de enfriamiento en la posición del termopar TC1 en función de la temperatura inicial para el temple en agua a temperatura ambiente.

En la Figura 4.38 se observa que la rapidez de enfriamiento durante los experimentos con agua a 60 °C cambia en función de la temperatura inicial de cada prueba, siendo la probeta con temperatura inicial de 470°C la que tiene menor rapidez de enfriamiento (30.6 °C/s), mientras que la temperatura inicial de 550°C es la que tiene la mayor rapidez de enfriamiento (33.3 °C/s). El cambio de las rapidezces de enfriamiento es de menor magnitud comparado con el cambio que se observa en las probetas templadas con agua a temperatura ambiente.

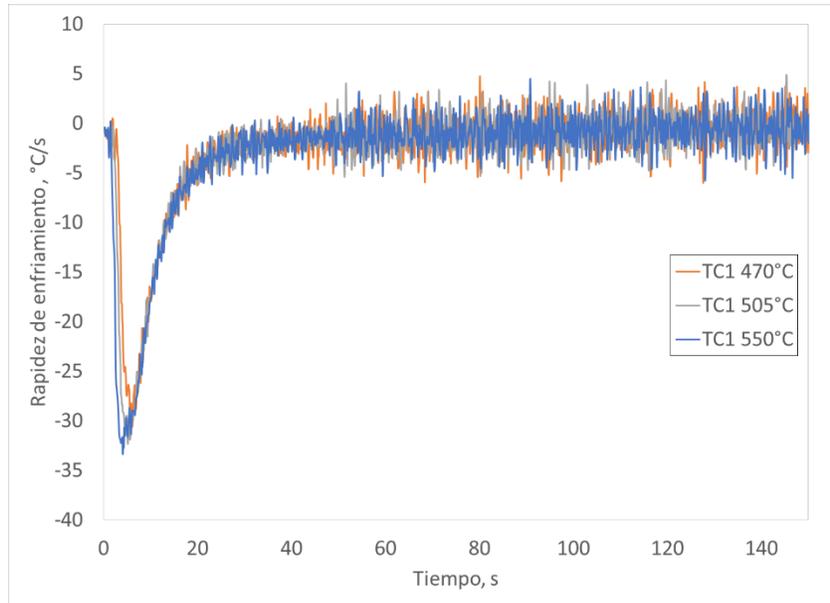


Figura 4.38. Rapidez de enfriamiento en la posición del termopar TC1 en función de la temperatura inicial para el temple en agua a 60°C.

En la Figura 4.39, se grafican las rapidezces de enfriamiento en la posición del termopar TC2 para temple con agua a temperatura ambiente desde tres distintos valores de temperatura inicial. Se observa que la temperatura inicial del temple tiene un impacto despreciable en la rapidez de enfriamiento, alcanzándose valores de rapidez de enfriamiento máxima de 9.2 ± 0.9 °C/s.

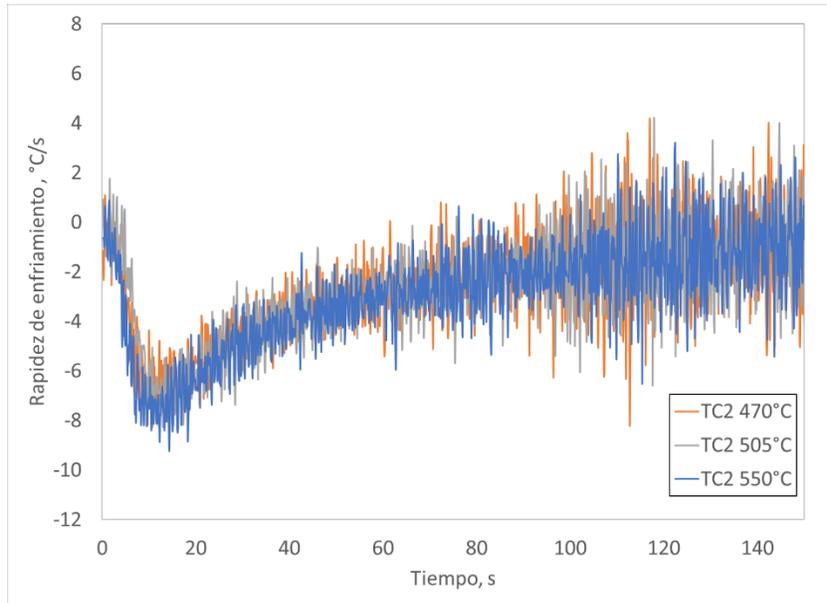


Figura 4.39. Rapidez de enfriamiento en la posición del termopar TC2 con diferente temperatura inicial para temple con agua a temperatura ambiente.

En la Figura 4.40 se puede apreciar que la diferencia de rapidez de enfriamiento máxima en la posición del termopar TC2- el más alejado de la superficie templada- cuando se temple con agua a 60 °C, es mínima, siendo el valor de 7.9 ± 0.4 °C/s.

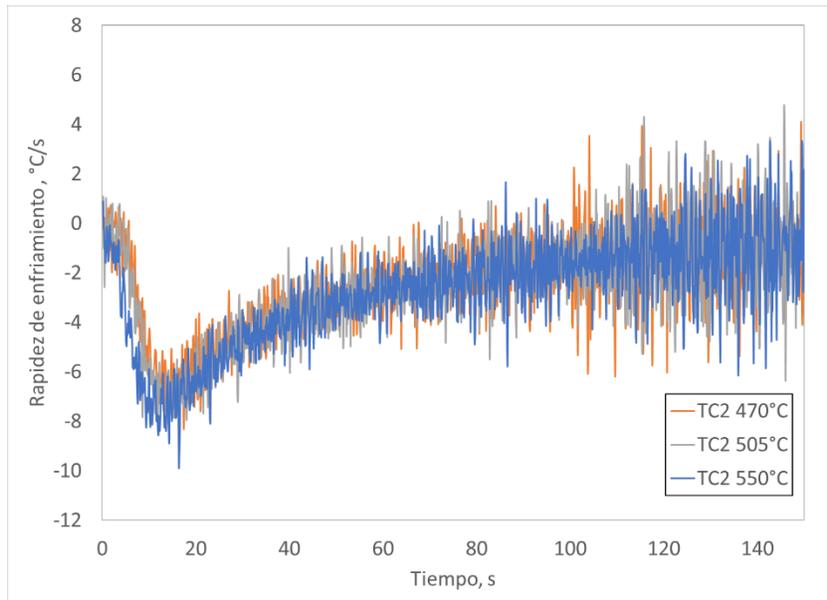


Figura 4.40. Rapidez de enfriamiento en la posición del termopar TC2 con diferente temperatura inicial para temple con agua a 60°C.

Las figuras presentadas en esta sección muestran que dentro del rango de temperaturas mostrados en la tabla 3.4, para el cálculo del factor de temple - que es de 450-150 °C -, las curvas de enfriamiento muestran variaciones en su posición relativa con respecto a la curva *TTP*, lo que resulta en diferentes valores de Q para cada una de las curvas de enfriamiento presentadas en la sección 4.2. Cabe mencionar que los valores calculados de q_i son mayores cuando se está cerca de la nariz, por lo que es el punto crítico para el cálculo del factor de temple, repercutiendo en la predicción de propiedades.

Las curvas de enfriamiento muestran diferentes rapidezces de enfriamiento dependiendo de la temperatura inicial: el incremento de la temperatura inicial aumenta la rapidez de enfriamiento y al elevar la temperatura del medio de temple disminuye la rapidez de enfriamiento.

4.3 Resultados computacionales

4.3.1 Curvas de enfriamiento

Se prosiguió a realizar simulaciones con el programa de diferencias finitas explícitas para predecir el comportamiento térmico a lo largo de la probeta.

Para realizar la simulación se utilizó la curva de enfriamiento del termopar TC1 que se encuentra a 3 mm de la base enfriada como condición a la frontera, debido a que - por la conductividad térmica de las aleaciones de aluminio - se puede suponer que esa es la respuesta térmica en la base de la probeta. Para comprobar esta suposición, se graficó la respuesta térmica en la posición del termopar TC2, que está a una distancia de 50 mm. La simulación (ver Figura 4.41) muestra que la curva medida en la posición del termopar TC2 (50 mm) se encuentra entre las curvas simuladas correspondientes a 43.54 mm y 50.80 mm desde la base de la probeta, por lo que la simulación es bastante exacta. Por lo tanto, se puede afirmar que la condición de frontera térmica fue estimada correctamente y que puede aplicarse con confianza para predecir la historia térmica en cualquier punto del sistema, por lo que se prosiguió a simular curvas de enfriamiento a lo largo de toda la probeta.

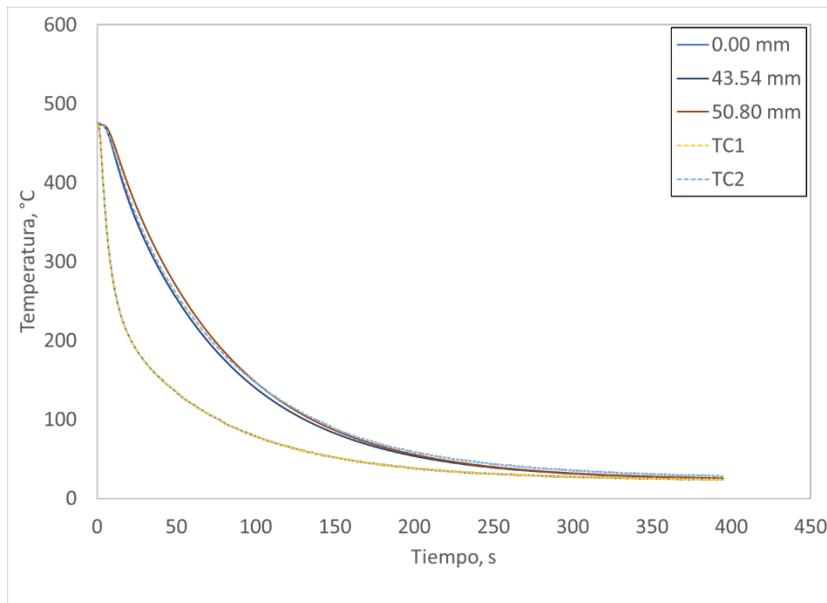


Figura 4.41. Curvas de enfriamiento para el experimento con temperatura inicial a 470°C y enfriamiento con agua a temperatura ambiente: simuladas a 0 mm, 43.54 mm, 50.80 mm (líneas sólidas) y experimentales en las posiciones de TC1 Y TC2 (líneas punteadas).

En la Figura 4.42 se grafican las curvas de enfriamiento simuladas para el experimento con temperatura inicial de 470 °C y enfriamiento con agua a temperatura ambiente para: 0 mm, 7.26 mm, 14.51 mm, 21.77 mm, 29.03 mm, 36.29 mm, 43.54 mm, 50.80 mm, 58.06 mm, 65.31mm, 72.57 mm, 79.83 mm, 87.09 mm, 94.34 mm y 101.6 mm. Se realizó el mismo procedimiento para cada uno de los seis enfriamientos (matriz experimental de tres valores de temperatura inicial y dos valores de la temperatura del agua). Posteriormente, se utilizaron las curvas de enfriamiento para el cálculo de factor de temple para cada una de las aleaciones de la Tabla 4.1.

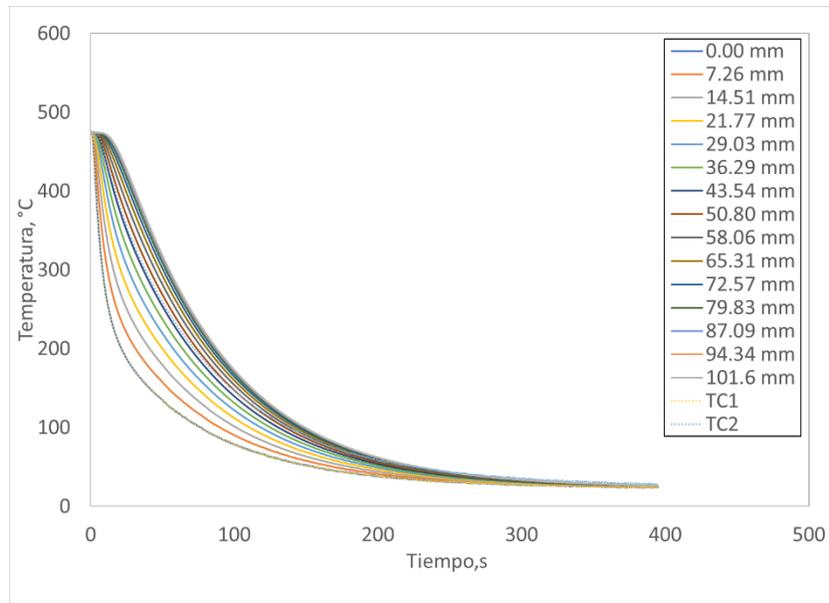


Figura 4.42. Curvas de enfriamiento simuladas (líneas sólidas) y medidas (líneas punteadas) para el experimento con temperatura inicial a 470°C y enfriamiento con agua a temperatura ambiente a lo largo de la probeta Jominy.

4.3.2 Perfiles de propiedades

Combinando el modelo clásico de QFA (con el valor modificado de k_2 , de la Tabla 4.1) y las curvas de enfriamiento simuladas, se obtuvieron predicciones de propiedades para diversas aleaciones.

En la Figura 4.43, se muestran las predicciones para la aleación 7B50-T6 de 3 probetas enfriadas con agua a temperatura ambiente con las distintas temperaturas iniciales. Se puede observar que, a menor temperatura inicial, mayor es la propiedad alcanzada a lo largo de la probeta. Sin embargo, esta diferencia disminuye después de los 60 mm. El valor máximo que alcanza la aleación, al templarla con agua a temperatura ambiente, es de 187.64 HV (para una temperatura inicial de 470 °C) y de 186.90 HV (para una temperatura inicial de 550 °C), disminuyendo así 0.74 HV. El valor mínimo para todas las aleaciones es cercano a 179 HV.

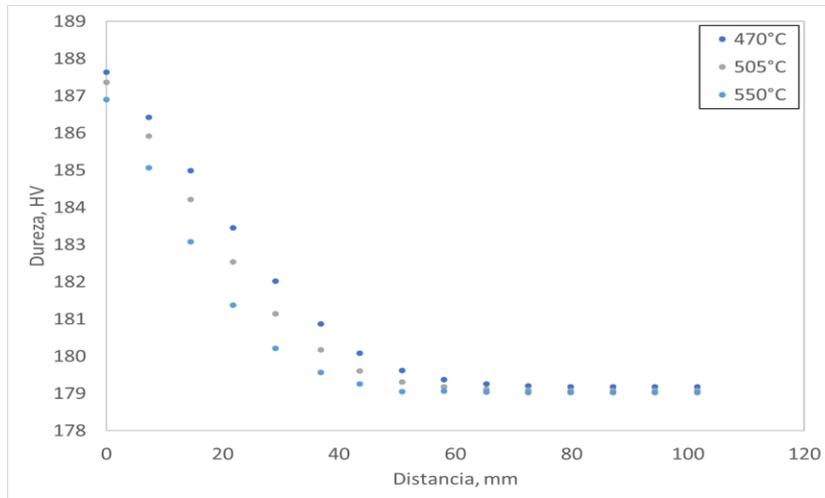


Figura 4.43. Perfil de dureza predicho para la aleación 7B50-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.

Mientras que en la Figura 4.44, se observan las durezas obtenidas durante el temple de las probetas con agua a 60 °C con distintas temperaturas iniciales, para la aleación 7B50-T6. Se puede observar que la dureza máxima alcanzada al templar con agua a 60 °C es de 187.63 HV (para una temperatura inicial de 470 °C) y 186.87 HV (para una temperatura inicial de 550 °C), teniendo una disminución de 0.81 HV, por lo que al templar las probetas con agua a 60 °C se obtiene una mayor diferencia que al templarla con agua a temperatura ambiente. El valor mínimo para todas las probetas – que se alcanza después de los 60 mm de distancia - es aproximadamente 178 HV. Comparando con la Figura 4.43, los valores de dureza máximo son similares, sin embargo, al avanzar en la probeta al enfriar las probetas con agua a 60 °C, pierden 1 HV de dureza - con respecto a las templadas con agua a temperatura ambiente - al llegar al valor mínimo.

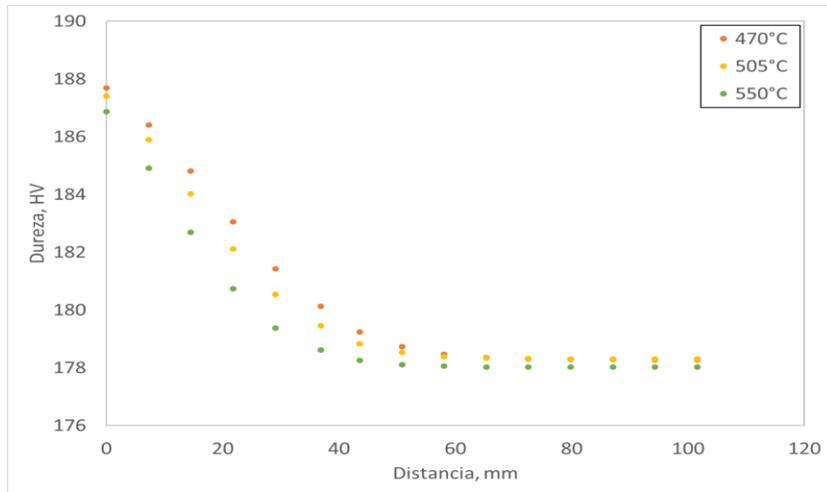


Figura 4.44. Perfil de dureza predicho para la aleación 7B50-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a 60°C.

En la Figura 4.45, se grafica la dureza en función del factor de temple para todos los resultados de todas las condiciones experimentales. Se observa una tendencia lineal en un rango de $Q = 4.77$ a 24.22 , que puede modelarse con la ecuación $HV = -0.4942Q + 189.96$: Como abarca muy pocos valores del factor de temple, no se logra ver la curva sigmoideal (como en la Figura 4.11).

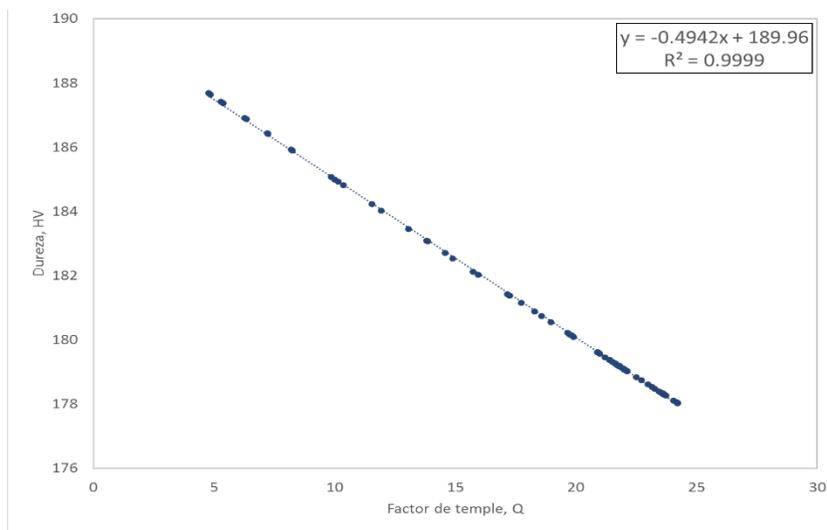


Figura 4.45. Dureza HV predicha en función del factor de temple para una aleación 7B50-T6. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta.

En la Figura 4.46, se muestra las predicciones de la aleación 6061-T6 de tres probetas enfriadas con agua a temperatura ambiente con las distintas temperaturas iniciales, se observa el mismo comportamiento que en la aleación anterior. El valor máximo que alcanza la aleación en las condiciones planteadas es de 125.72 HV (para la temperatura inicial de 470 °C), mientras que el valor máximo, para una temperatura inicial de 550 °C, es de 125.39 HV, disminuyendo así 0.33 HV, por lo que esta aleación es menos sensible a los cambios de temperatura inicial del temple. El valor mínimo para todas las probetas ronda el valor de 121.50 HV.

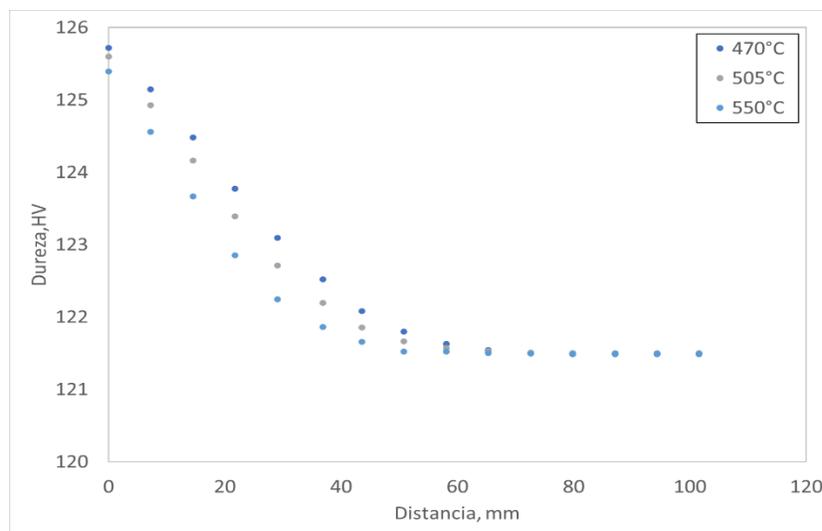


Figura 4.46. Perfil de dureza predicho para la aleación 6061-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.

En la Figura 4.47, se muestra el perfil de dureza que se obtiene de templar 3 probetas de la aleación 6061-T6 enfriadas con agua a 60 °C con distintas temperaturas iniciales. El valor máximo que alcanza la aleación con las condiciones de 470 °C es de 125.72 HV mientras que al aumentar la temperatura de inicio de temple por una mayor – 550 °C - el valor disminuye 0.37 HV, a 125.35 HV; esta disminución es de una magnitud mayor que al templar las probetas con agua a temperatura ambiente. El valor mínimo que se alcanzó en estas condiciones ronda el valor de 121 HV, en comparación con el valor mínimo que se obtiene templando con agua a temperatura ambiente es menor por 0.5 HV, por lo que al cambiar la temperatura de medio de temple se modifica el valor mínimo alcanzable.

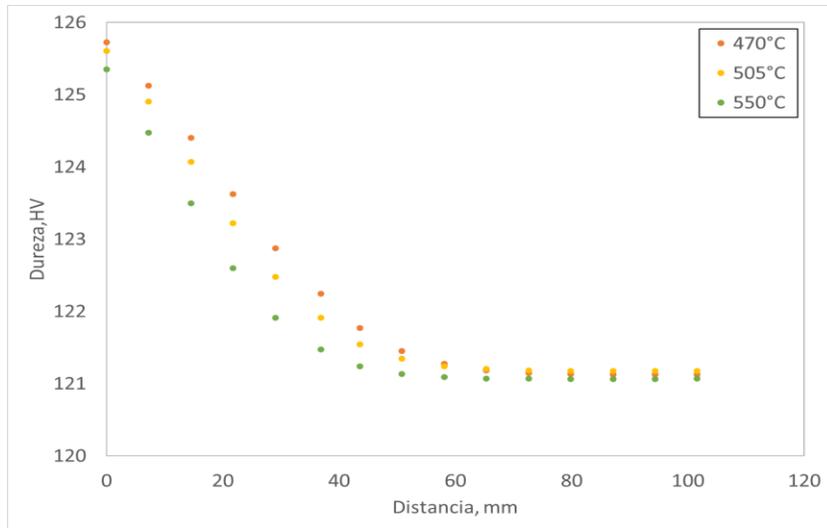


Figura 4.47. Perfil de dureza predicho para la aleación 6061-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a 60°C.

En la Figura 4.48 se observa la gráfica de dureza en función del factor de temple de los 6 experimentos realizados, se muestra una tendencia lineal en un rango de $Q = 8.24$ a 41.65 , siguiendo una ecuación $HV = -0.1383Q + 126.79$ para la aleación 6061-T6.

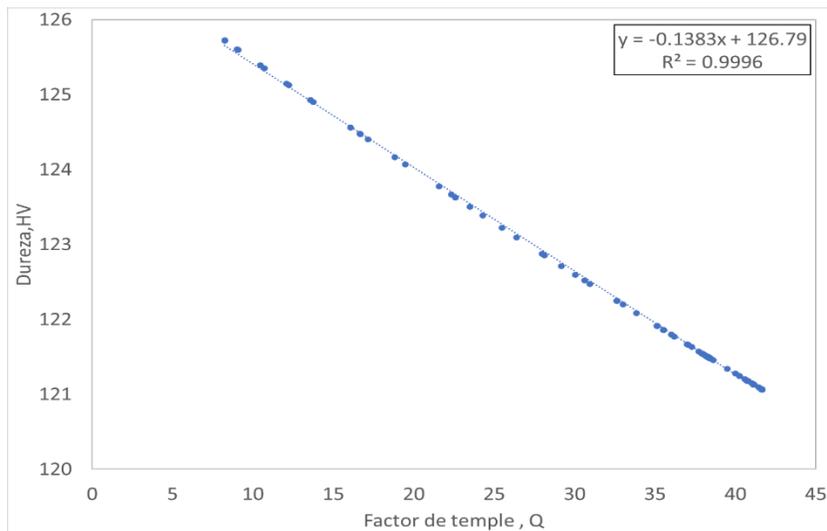


Figura 4.48. Dureza HV predicha en función del factor de temple para una aleación 6061-T6. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta.

En la Figura 4.49, se observan las predicciones para la aleación 6082-T6 templando desde 3 diferentes temperaturas iniciales con el mismo medio de enfriamiento- agua a temperatura ambiente- el comportamiento es ligeramente diferente a las aleaciones anteriores ya que la probeta a temperatura inicial de 470 °C llega a una dureza menor que las otras 2 probetas, sin embargo, al inicio del perfil de dureza sigue teniendo la misma tendencia- esto ocurre antes de los 60 mm-. El valor máximo alcanzado es de 102.58 HV y 99.47 HV, para las temperaturas iniciales 470 °C y 550 °C respectivamente, disminuyendo así 3.11 HV, por lo que esta aleación es muy sensible al cambio de la temperatura inicial de temple. El valor mínimo para todas las probetas es cercano a 70.55 HV.

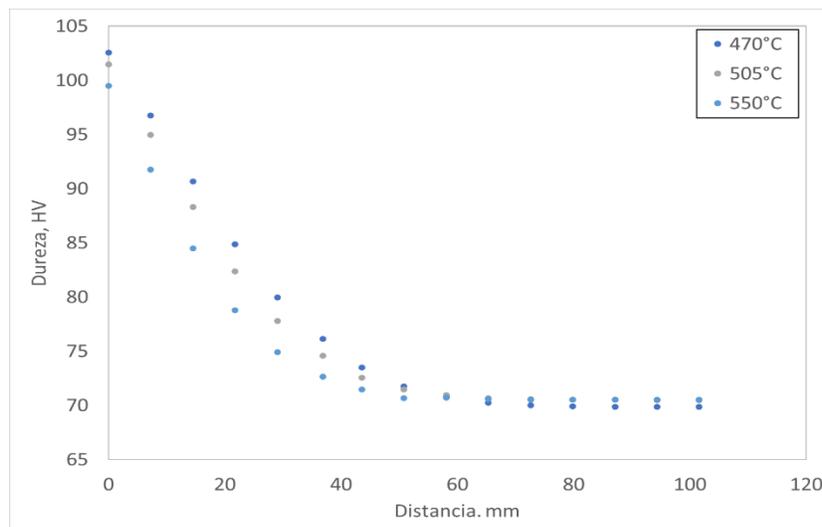


Figura 4.49. Perfil de dureza predicho para la aleación 6082-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.

En la Figura 4.50 se muestra el perfil de dureza de la aleación 6082-T6, que muestra el mismo comportamiento que la aleación anterior, al templar con agua a 60 °C. La mayor dureza para la temperatura inicial menor (470 °C) y la temperatura inicial mayor (550 °C) es de 102.56 HV y 99.12 HV, respectivamente. La disminución de la propiedad bajo estas condiciones es de 3.64 HV, siendo mayor que al templarla con agua a temperatura ambiente. El valor mínimo de dureza en las probetas ronda el valor de 68.57 HV, y se pierde 1.98 HV del valor mínimo obtenido al templar con agua a temperatura ambiente. Al igual que la diferencia entre los

valores mínimos, templados con el mismo medio de temple, disminuye al templar con agua a 60 °C.

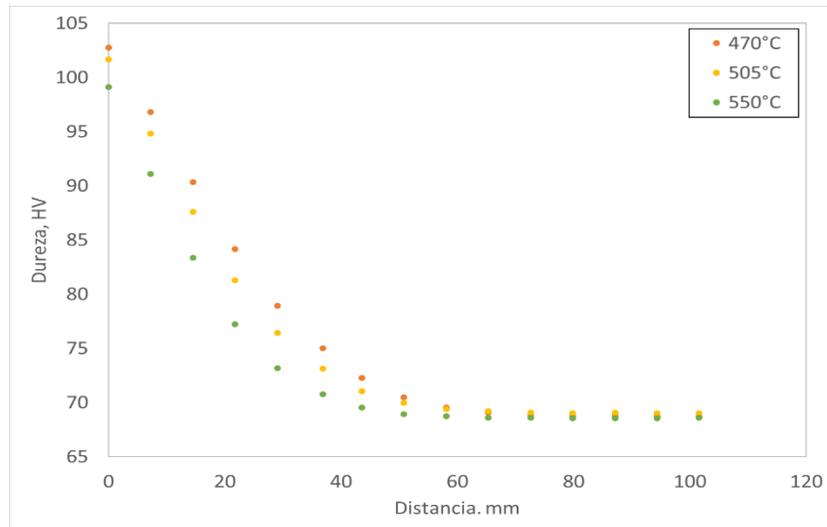


Figura 4.50. Perfil de dureza predicho para la aleación 6082-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a 60°C.

En la Figura 4.51, se observa que la tendencia de la curva dureza vs. factor de temple para esta aleación es menos lineal que las anteriores, por lo que se optó por una ecuación cuadrática para describir esa relación, en un rango de $Q = 4.87$ a 25.01 , obteniéndose la ecuación $HV = 0.0413Q^2 - 2.9121Q + 115.67$, para la aleación 6082-T6.

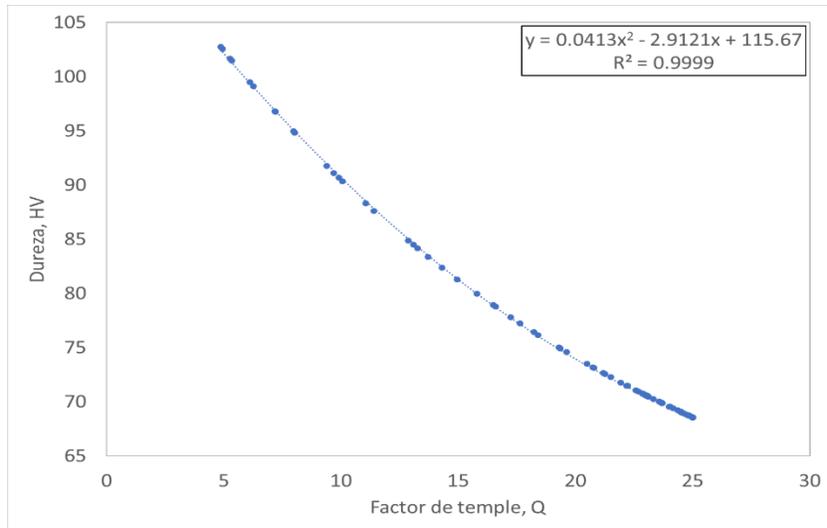


Figura 4.51. Dureza HV predicha en función del factor de temple para una aleación 6082-T6. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta.

En la Figura 4.52, se muestran las predicciones para la aleación 7010-T76 de 3 probetas enfriadas con agua a temperatura ambiente con distintos valores de temperatura inicial. Se observa la misma tendencia que en las aleaciones anteriores: a menor temperatura de inicio de temple, mayor dureza. Para esta aleación se observa que, a partir de los 50 mm, el comportamiento de las tres probetas es similar, esto es debido a que después de esta distancia la aleación tendrá una rapidez de enfriamiento lo suficientemente lenta, lo cual conlleva a la formación de precipitados antes del tratamiento - lo que hace que la dureza sea menor -. El valor máximo que alcanza la aleación en las condiciones estudiadas es de 178.13 HV, para la probeta con temperatura inicial de 470 °C, mientras que el valor máximo de la probeta con temperatura inicial de 550 °C y templada con agua a temperatura ambiente es de 175.72 HV, disminuyendo así 2.41 HV. El valor mínimo para todas las probetas es de aproximadamente 169.40 HV.

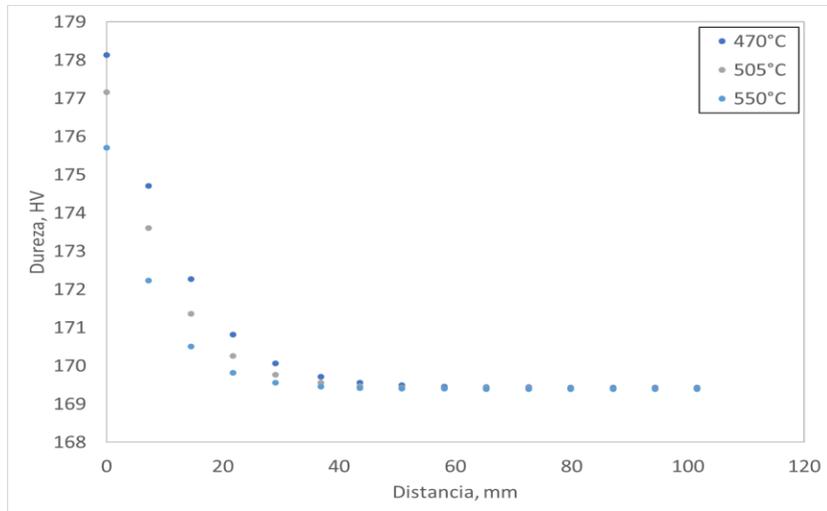


Figura 4.52. Perfil de dureza predicho para la aleación 7010-T76 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.

En la Figura 4.53, se muestran las predicciones para la aleación 7010-T76, cambiando el medio de temple por agua a 60 °C. El comportamiento de las aleaciones se mantiene. El valor máximo de dureza que alcanza esta aleación es de 178.10 HV a 470 °C y de 175.64 HV a 550 °C, logrando que al aumentar la temperatura inicial de temple a 550 °C disminuye 2.66 HV, por lo que al templar las probetas con agua a 60 °C la aleación se vuelve más sensible a la temperatura inicial. El valor mínimo para estas probetas ronda el valor de 169.26 HV. Esto hace una diferencia de 0.13 HV entre los dos medios de temple, por lo que en el valor mínimo que se alcanza en esta aleación prácticamente no presenta variación por las temperaturas iniciales y el cambio de temperatura en el medio de temple.

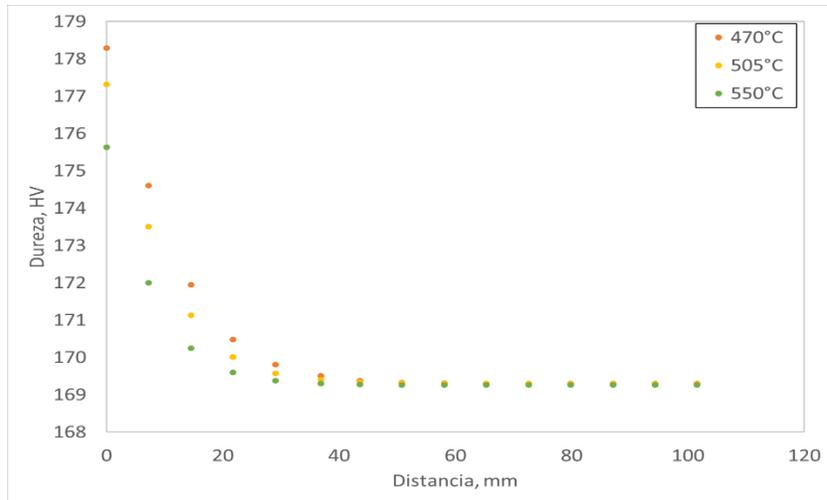


Figura 4.53. Perfil de dureza predicho para la aleación 7010-T76 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a 60°C.

En la Figura 4.54, se observa que para una aleación de 7010-T76 entre un rango de $Q = 4.18$ a 20.22, la ecuación que describe el comportamiento de la dureza es $HV = -0.0031Q^3 + 0.1638Q^2 - 2.963Q + 187.87$.

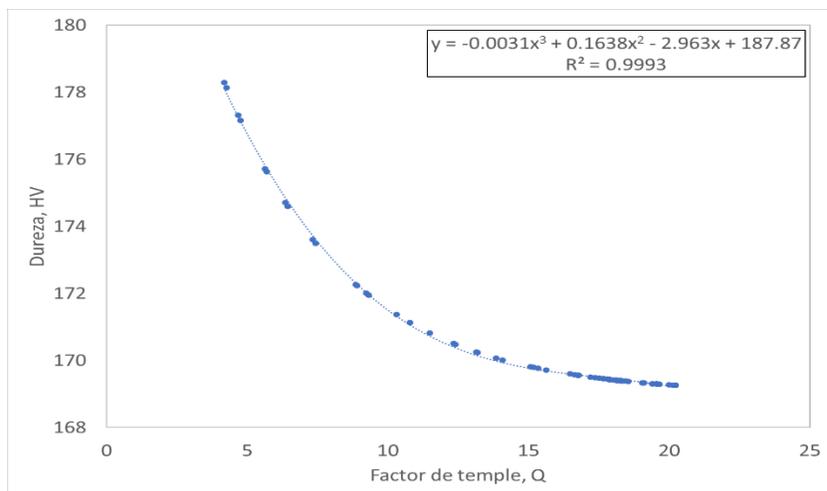


Figura 4.54. Dureza HV predicha en función del factor de temple para una aleación 7010-T76. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta.

En la Figura 4.55, se muestran las predicciones para una aleación 7050-T76 de 3 probetas templadas con agua a temperatura ambiente. Esta aleación empieza a tener un comportamiento similar en las 3 probetas a partir de los 60 mm- en esta distancia también se

alcanza la dureza mínima con un valor de 153.25 HB y aunque se utiliza otra curva de enfriamiento de una distancia mayor la variación de la dureza es mínima-, mientras que el valor máximo para 470 °C es de 164.76 HB y el valor máximo para 550 °C es 163.39 HB, disminuyendo así 1.37 HB.

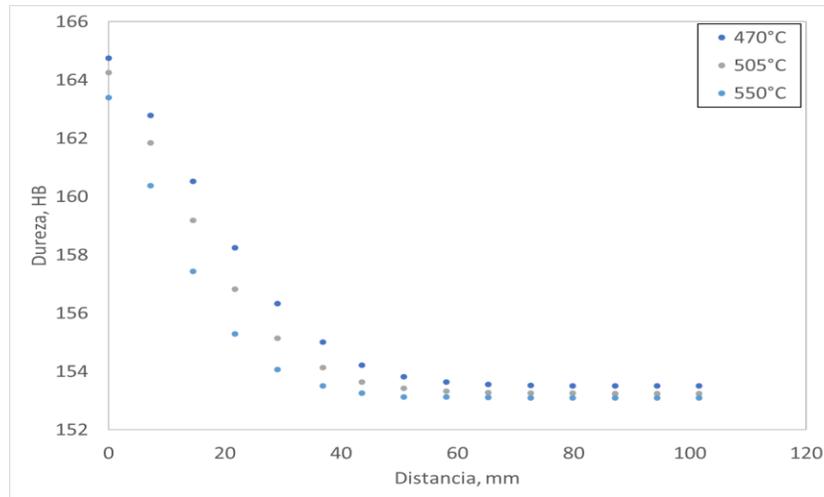


Figura 4.55. Perfil de dureza predicho para la aleación 7050-T76 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.

En la Figura 4.56, se grafican las predicciones para la aleación 7050-T76 al templar las probetas con agua a 60 °C, obteniendo una dureza máxima de 164.72 HB a una temperatura de temple inicial de 470 °C, al cambiar la temperatura a 550 °C la dureza disminuye 1.4 HB, obteniendo un valor de dureza máxima de 163.32 HB, por lo que no es tan sensible al cambio de temperatura en el medio de temple. El valor mínimo alcanzado por las probetas templadas con agua a 60 °C ronda el valor de 151.50 HB. La disminución de dureza para los dos medios de temple es una diferencia de 1.75 HB, alcanzando una dureza menor al templar con agua a 60 °C.

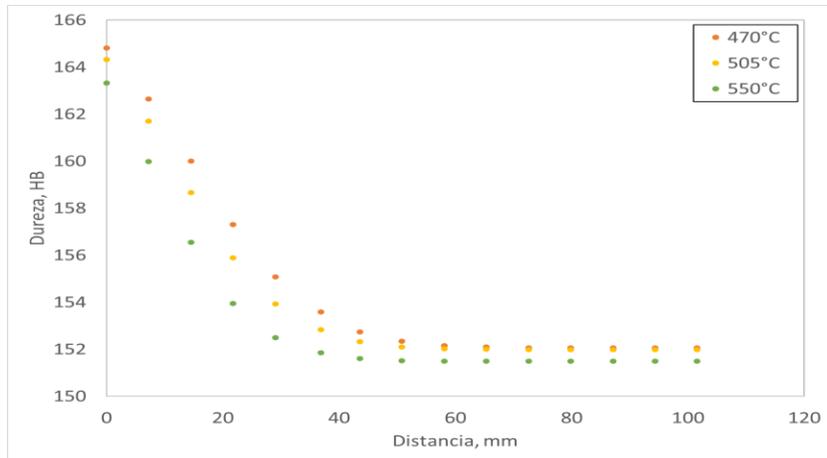


Figura 4.56. Perfil de dureza predicho para la aleación 7050-T76 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a 60°C.

En la Figura 4.57, se observa que la tendencia de la aleación 7050-T6 es lineal, de la dureza conforme al factor de temple, en un rango de $Q = 3.60$ a 15.42 siguiendo la ecuación de $HB = -1.0282Q + 168.29$.

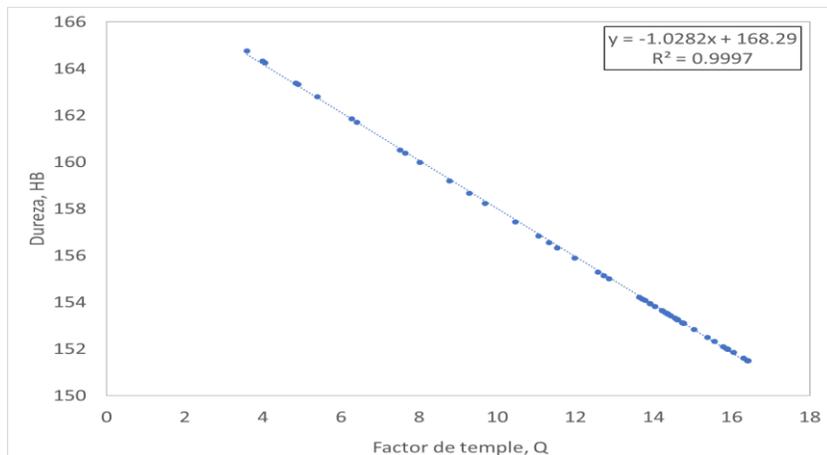


Figura 4.57. Dureza HB predicha en función del factor de temple para una aleación 7050-T76. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta.

En la Figura 4.58, se observan los límites elásticos obtenidos para una aleación 7075-T6, con 3 distintas temperaturas iniciales de temple y un temple con agua a temperatura ambiente, se observa la misma tendencia que las aleaciones anteriores. A partir de los 60 mm esta aleación

alcanza el valor mínimo de límite elástico de 266.98 MPa, esto es porque el enfriamiento es demasiado lento después de esta distancia que no hay suficiente elemento aleante en la solución sólida para formar los *clústers* - que dan la dureza -. El valor máximo predicho es de 429.73 MPa y 411.47 MPa, para las temperaturas iniciales de 470 °C y 550 °C, respectivamente, disminuyendo 16.26 MPa, por lo que el límite elástico de esta aleación es sensible al cambio de la temperatura inicial de temple.

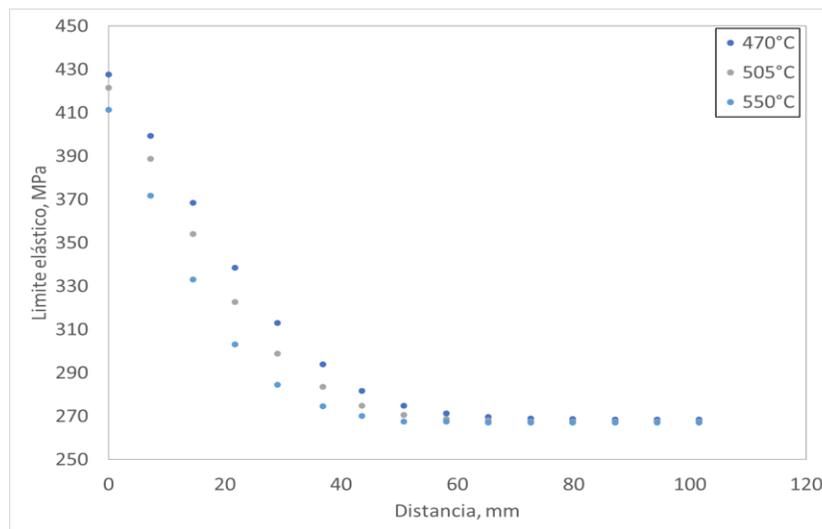


Figura 4.58. Perfil de límite elástico predicho para la aleación 7075-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.

En la Figura 4.59, se muestra el perfil de dureza predicha con un cambio de temperatura en el medio de enfriamiento (60 °C), el comportamiento de la aleación 7075-T6 es similar al de las aleaciones anteriores. El valor máximo con estas condiciones de temple y una temperatura inicial de 470 °C es de 429.08 MPa, mientras que al templar con agua a 60 °C y con una temperatura inicial de 550 °C el valor máximo que alcanza es 411.09 MPa, disminuyendo así 17.99 MPa. El valor mínimo para todas las probetas es aproximadamente 256.20 MPa. Al templarla entonces en agua a 60 °C el valor mínimo pierde 10.78 MPa. Por lo que se observa que la aleación es sensible al cambio de temperatura en el medio de temple y al inicio del temple.

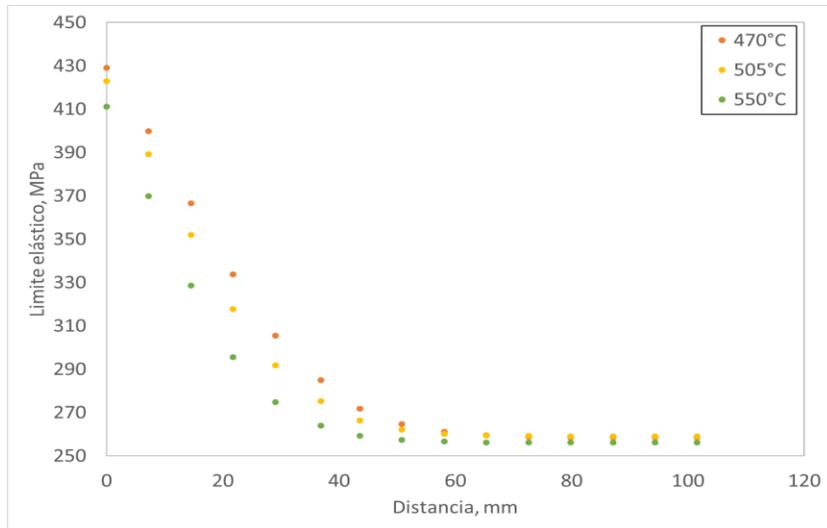


Figura 4.59. Perfil de limite elástico predicho para la aleación 7075-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a 60°C.

En la Figura 4.60, se puede observar la conjunción de todos los datos anteriores, en función del factor de temple, este comportamiento no tiene una tendencia lineal por lo que se utilizó una regresión polinomial el cual describe el comportamiento del límite elástico $YS = 0.0005Q^2 - 0.7466Q + 489.89$. (En un rango de $Q = 88.85-472.87$).

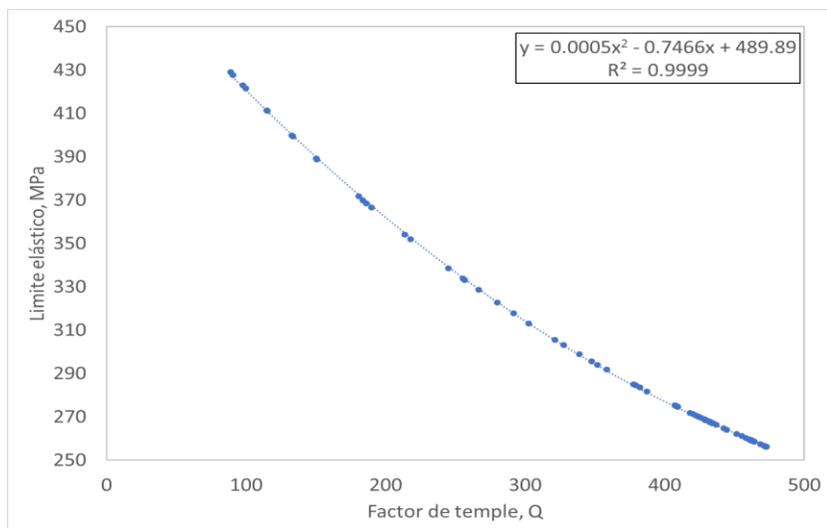


Figura 4.60. Limite elástico predicha en función del factor de temple para una aleación 7075-T6. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta.

En la Figura 4.61, se puede observar que, al templar las probetas con agua a temperatura ambiente, la dureza máxima alcanzable con una temperatura inicial de 470 °C es de 159.62 HV y al cambiar la temperatura inicial a 550 °C, la dureza disminuyó 3.3 HV. A partir de los 65 mm se alcanza la dureza mínima para todas las probetas ronda por el valor de 120.75 HV. Teniendo una respuesta sensible al cambio de temperatura inicial de temple.

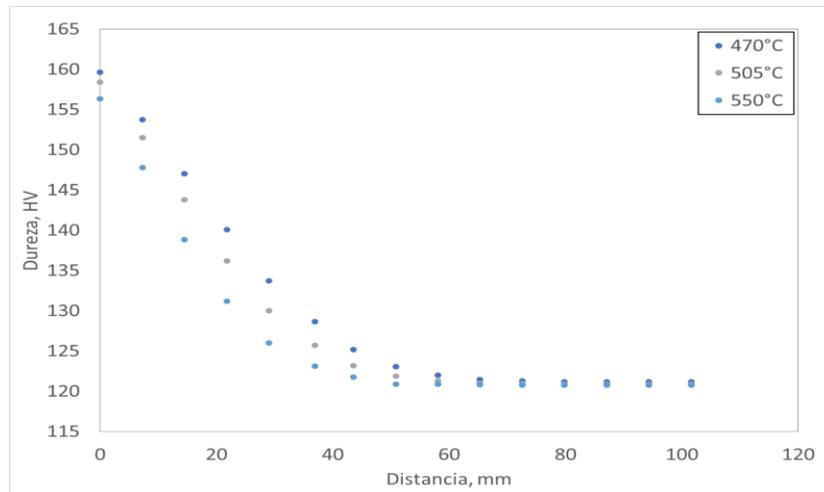


Figura 4.61. Perfil de dureza predicho para la aleación 7175-T73 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.

En la Figura 4.62, se muestra la respuesta de la aleación 7175-T73 al cambio del medio de temple a agua a 60 °C, el valor máximo que alcanza con una temperatura inicial de 470 °C es de 159.57 HV, mientras que con una temperatura inicial de 550 °C el valor máximo que alcanza es de 156.22 HV, disminuyendo así 3.65 HV. El valor mínimo para todas las probetas ronda el valor 117.51 HV. Al compararlo con el temple en agua a temperatura ambiente este valor mínimo desciende 3.24 HV.

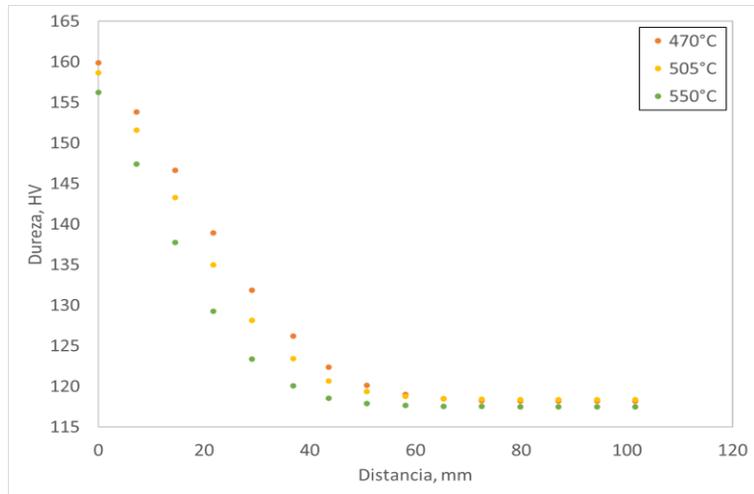


Figura 4.62. Perfil de dureza predicho para la aleación 7175-T73 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a 60°C.

En la Figura 4.63 se realizó una regresión polinomial para la variación de la dureza en función del factor de temple – para la aleación 7175-T73 - en un rango de $Q = 12.29$ a 65.56 , siguiendo la ecuación $HV = 0.0039Q^2 - 1.0965Q + 172.66$.

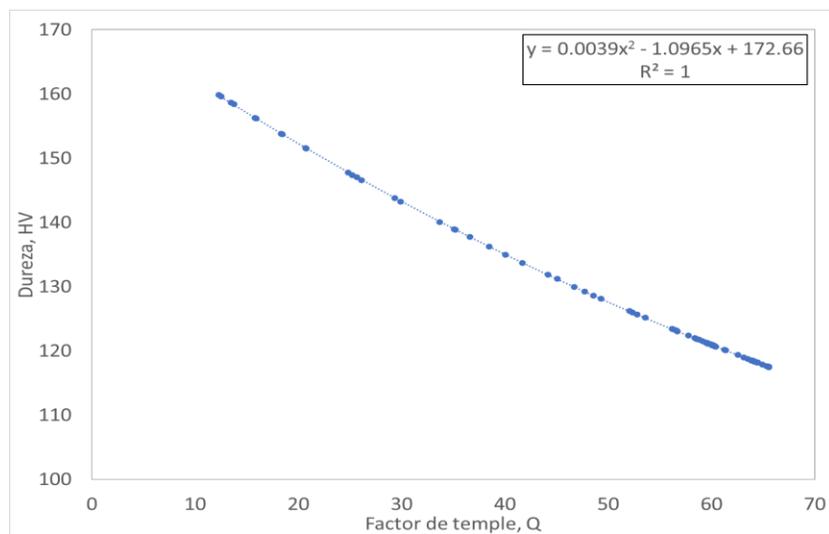


Figura 4.63. Dureza HV predicha en función del factor de temple para una aleación 7175-T73. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta.

En la Figura 4.64, se muestra el perfil de dureza de la aleación A356-T6, para la condición de temple con agua a temperatura ambiente, se observa que esta aleación tiene una mayor resistencia a los enfriamientos lentos ya que el valor mínimo que alcanza esta aleación se encuentra aproximadamente a los 72 mm- siendo 134.89 MPa-. El valor máximo es de 141.22 MPa y 140.83 MPa, con temperatura inicial 470 °C y 550 °C, respectivamente disminuyendo así 0.39 MPa. Por lo que esta aleación no es sensible a los cambios de temperatura de inicio de temple.

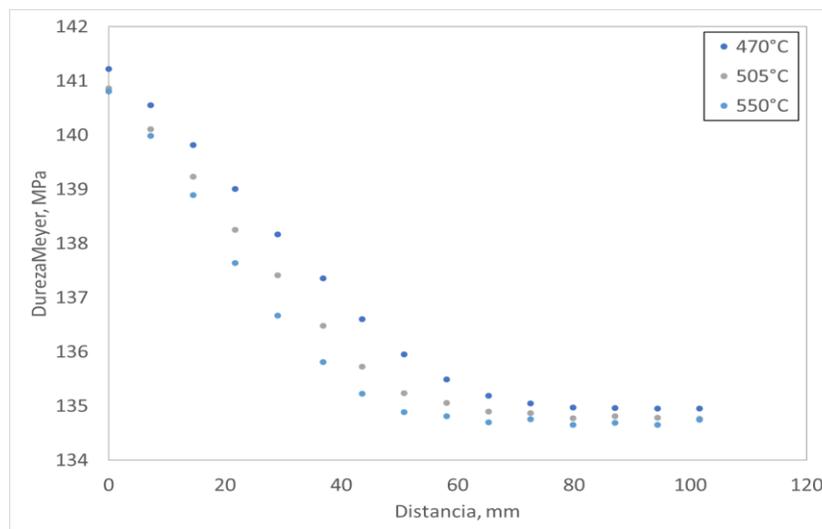


Figura 4.64. Perfil de dureza predicho para la aleación A356-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.

En la Figura 4.65, se puede observar el perfil de dureza predicha para la aleación A356-T6, con un medio de temple diferente (agua a 60 °C), sigue conservando la tendencia que se observa en las demás aleaciones excepto el valor máximo ya que el valor máximo obtenido es de 141.06 MPa a la temperatura 505 °C, mientras que el valor obtenido con la temperatura inicial 470 °C es de 140.89 MPa, el valor mínimo permanece igual en la temperatura más alta de 550 °C con un valor máximo de 140.81 MPa, disminuyendo así 0.25 MPa, en esta aleación se obtiene una menor disminución que al templarla con temperatura ambiente, esto se puede deber a la forma de la curva *TTP*, ya que en la parte más crítica (la nariz de la curva) está más arriba, donde las curvas de enfriamiento son similares. El valor mínimo para todas las

probetas ronda por el valor de 134.50 MPa. Al templearla entonces en agua a 60 °C el valor mínimo pierde 0.39 MPa. Esto quiere decir que esta aleación no es sensible a los cambios de temperatura inicial, ni a los cambios de temperatura en el medio de temple.

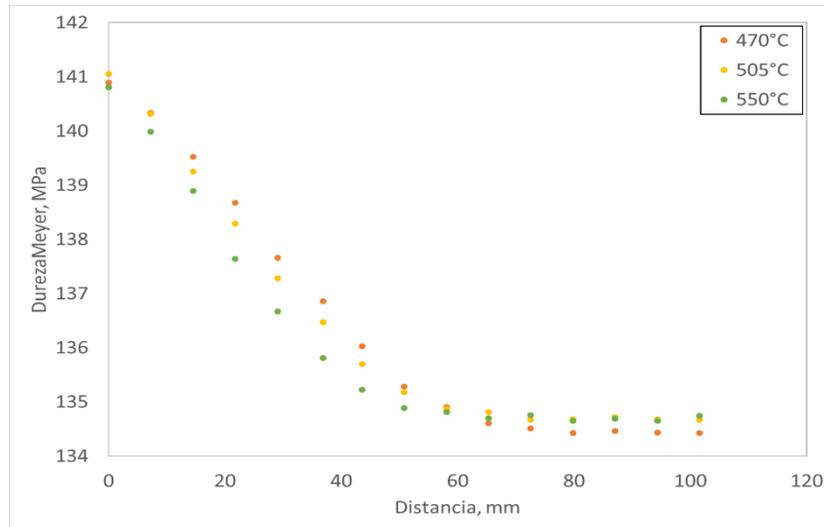


Figura 4.65. Perfil de dureza predicho para la aleación A356-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua 60°C.

En la Figura 4.66, se puede observar el comportamiento de la aleación a diferentes números de factor de temple, que es dado por la ecuación $DM = 9 \times 10^{-5} Q^2 - 0.0594Q + 142.8$ dentro del rango de $Q = 28.77$ a 200.31 .

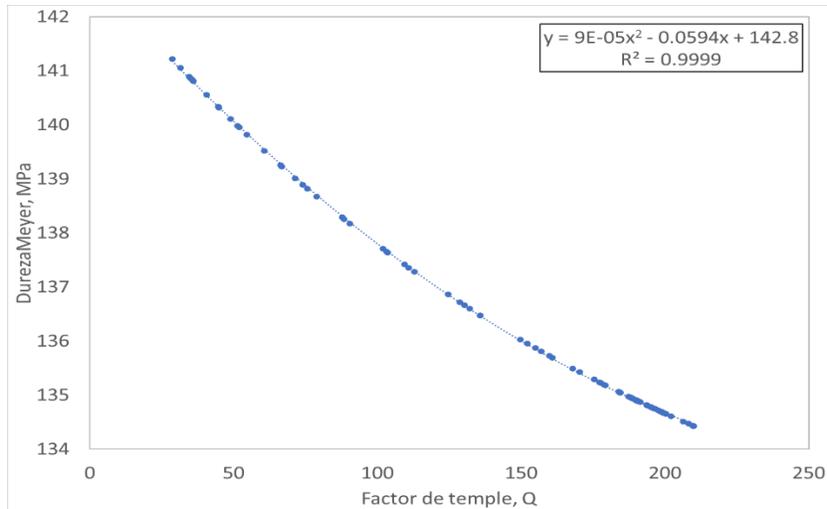


Figura 4.66. Dureza HV predicha en función del factor de temple para una aleación A356-T6. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta.

En la Figura 4.67, se muestra el comportamiento del esfuerzo de fluencia de la aleación A357-T6, con 3 condiciones de temperatura inicial diferentes y con temple en agua a temperatura ambiente, esta aleación soporta mejor los enfriamientos lentos ya que el límite elástico alcanza el valor mínimo después de los 65 mm, con un valor de 155.62 MPa. Los valores máximos para las temperaturas 470 °C y 550 °C es de 263.34 MPa y 258.12 MPa, respectivamente, disminuyendo así 5,22 MPa. Lo que significa que no es tan sensible a los cambios de temperatura inicial del temple.

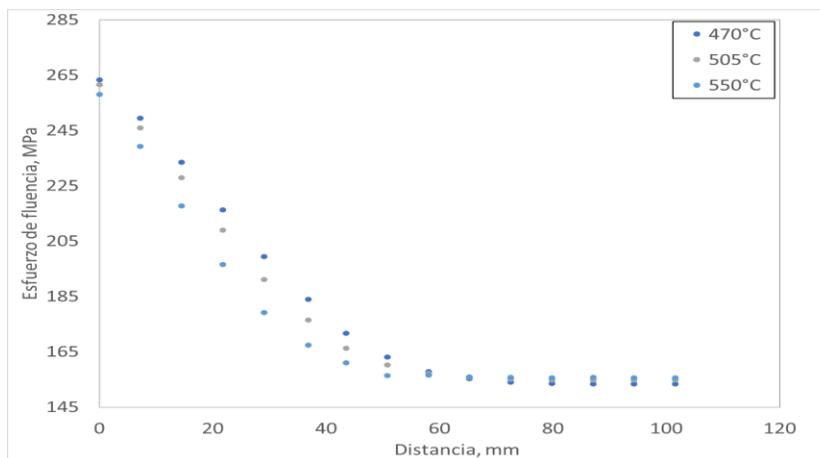


Figura 4.67. Perfil de esfuerzo de fluencia predicho para la aleación A357-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.

En la Figura 4.68, se muestra el comportamiento del esfuerzo de fluencia de la aleación A357-T6 al cambiar el medio de temple con agua a 60 °C. El valor máximo que alcanza a la temperatura menor (470 °C) y mayor (550 °C) es de 262.07 MPa y 257.66 MPa, disminuyendo 4.41 MPa, se obtiene una disminución menor que al templar con agua a temperatura ambiente, mientras que el valor mínimo para todas las aleaciones ronda por el valor de 150.49 MPa, por lo que al templarla con agua a 60 °C el valor mínimo pierde 5.13 MPa. Esto quiere decir que la aleación tampoco es tan sensible a los cambios de temperatura del medio de temple.

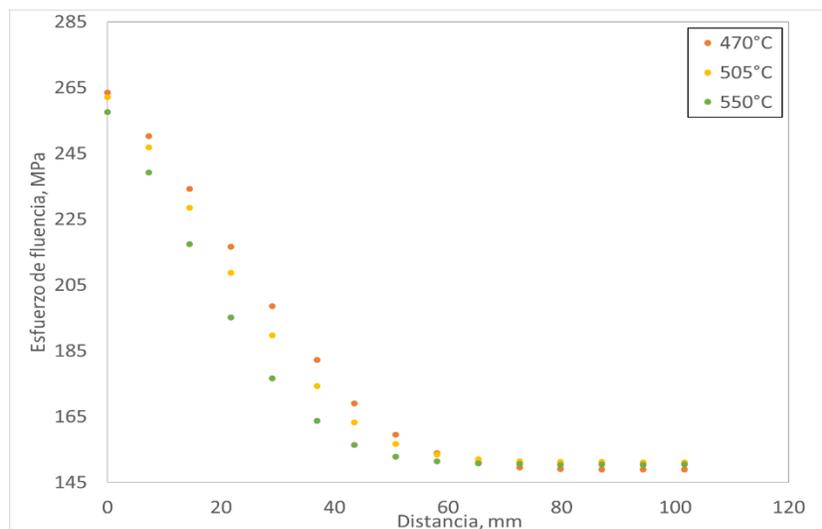


Figura 4.68. Perfil de esfuerzo de fluencia predicho para la aleación A357-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua 60°C.

En la Figura 4.69, se observan todos los datos recopilados del factor de temple y el esfuerzo de fluencia de la aleación A357-T6, debido a que por cada factor de temple se obtiene un esfuerzo de fluencia diferentes, la tendencia es un poco curva en un rango de $Q = 26.16$ a 157.46 sigue la ecuación $YS = 0.0026Q^2 - 1.3506Q + 296.57$.

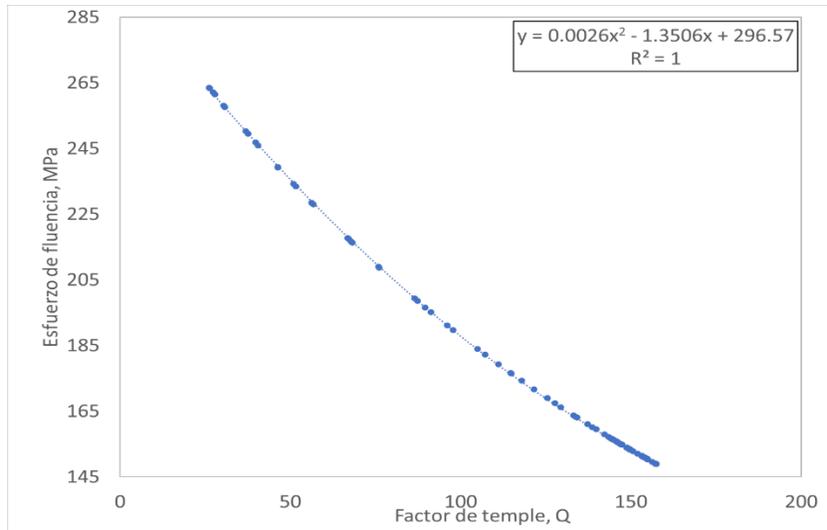


Figura 4.69. Esfuerzo de fluencia predicho en función del factor de temple para una aleación A357-T6. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta.

En la Figura 4.70, se muestran las predicciones de la aleación Al-5%Cu-0.4%Mn-T6 al templear esta aleación con agua a temperatura ambiente, en esta aleación a partir de los 51 mm se alcanza el valor mínimo de 77.5 HRB, por lo que esta aleación es muy sensible a los enfriamientos lentos, normalmente como se pudo observar en las otras aleaciones se alcanza el valor mínimo después de los 60 mm. En esta aleación la predicción de dureza HRB es bastante parecida entre las temperaturas 470 °C y 505 °C, por lo que se obtienen prácticamente las mismas propiedades. El valor máximo de la probeta con la temperatura inicial de 470 °C y es de 81 HRB, mientras que el valor máximo de la probeta con la temperatura inicial de 550 °C es de 80.80 HRB, disminuyendo así 0.2 HRB. Por lo que esta aleación no es sensible a los cambios de temperatura inicial de temple.

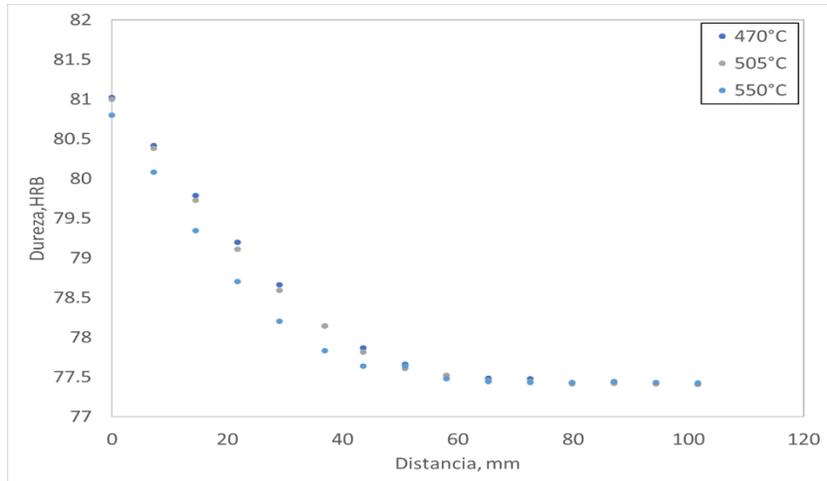


Figura 4.70. Perfil de dureza HRB predicho para la aleación Al-5%Cu-0.4%Mn-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a temperatura ambiente.

En la Figura 4.71 se muestran las predicciones para la aleación Al-5%Cu-0.4%Mn-T6 templadas de las probetas templadas con agua a 60 °C. El valor máximo que alcanza con una temperatura inicial de 470 °C es de 81.07 HRB mientras que con una temperatura inicial de 550 °C es de 80.69 HRB, disminuyendo así 0.38 HRB. El valor mínimo para todas las probetas ronda por el valor de 77.09 HRB. Al templarla entonces en agua a 60 °C, el valor mínimo pierde 0.41 HRB, por lo que la respuesta de esta aleación tampoco es sensible a los cambios de temperatura en el medio de temple.

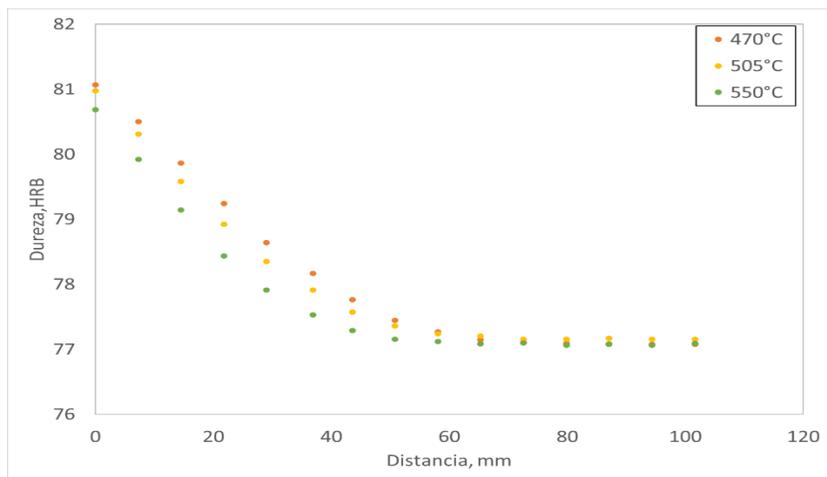


Figura 4.71. Perfil de dureza HRB predicho para la aleación Al-5%Cu-0.4%Mn-T6 en función de la temperatura inicial. Probetas templadas con agua a 60°C.

En la Figura 4.72, se puede observar la tendencia que sigue la Dureza HRB en función del factor de temple, para una aleación Al-5%Cu-0.4%Mn-T6 que se describe con una ecuación de regresión polinomial para hacer predicciones, en un rango de $Q = 19.31- 86.09$, $HRB = 0.0001Q^2 - 0.0755Q + 82.469$.

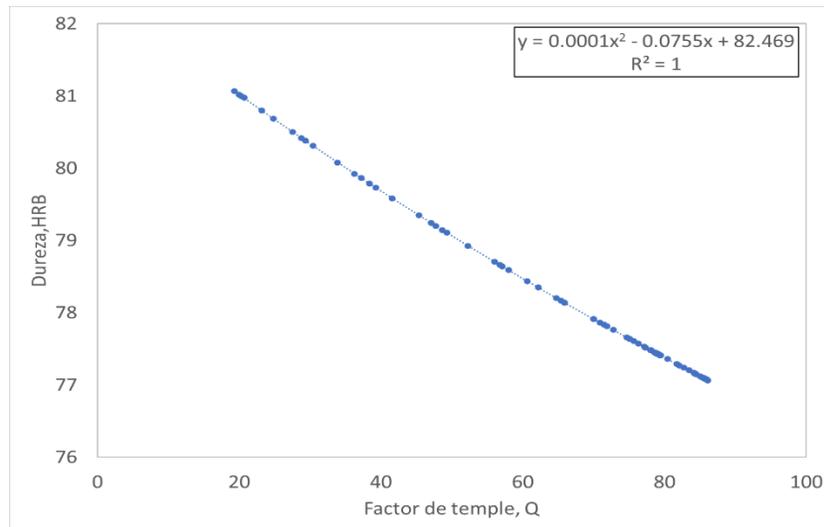


Figura 4.72. Esfuerzo de fluencia predicho en función del factor de temple para una aleación Al-5%Cu-0.4%Mn-T6. La línea punteada son los valores calculados con la regresión propuesta

Al calcular la rapidez de enfriamiento se puede ver que para cada una de las temperaturas iniciales se aplica la relación de a mayor rapidez de enfriamiento, hay un aumento visible en las propiedades. Sin embargo, al cambiar la temperatura inicial del temple esta relación es regida por la relación entre la curva *TTP* y la posición de la curva de enfriamiento- el factor de temple.

En la Tabla 4.2 se muestran las ecuaciones de regresión obtenidas para cada aleación.

Tabla 4.2. Ecuaciones empíricas para predecir propiedades de aleaciones de aluminio a partir del factor de temple.

Aleación	Ecuación	Rango de Q
7B50-T6	$HV = -0.4942Q + 189.96$	4.77 - 24.22
6061-T6	$HV = -0.1383Q + 126.79$	8.24 - 41.65
6082-T6	$HV = 0.0413Q^2 - 2.9121Q + 115.67$	4.87 - 25.01
7010-T76	$HV = -0.0031Q^3 + 0.1638Q^2 - 2.963Q + 187.87$	4.18 - 20.22
7050-T76	$HB = -1.0282Q + 168.29$	3.60 - 15.42
7075-T6	$YS = 0.0005Q^2 - 0.7466Q + 489.89$	88.85 - 472.87
7175-T73	$HV = 0.0039Q^2 - 1.0965Q + 172.66$	12.29 - 65.56
A356-T6	$DM = 9 \times 10^{-5}Q^2 - 0.0594Q + 142.8$	28.77 - 200.31
A357-T6	$YS = 0.0026Q^2 - 1.3506Q + 296.57$	26.16 - 157.46
Al-5%Cu-0.4%Mn-T6	$HRB = 0.0001Q^2 - 0.0755Q + 82.469$	19.31 - 86.09

De acuerdo con las figuras presentadas de predicción de propiedades, las aleaciones que se trataron en este trabajo son afectadas por la temperatura inicial de temple de la siguiente manera:

Al-5%Cu-0.4%Mn-T6 < 6061-T6 < A356-T6 < 7B50-T6 < 7050-T76 < 7010-T76 < 6082-T6 < 7175-T73 < A357-T6 < 7075-T6.

Por otra parte, esas aleaciones son afectadas por la temperatura del medio de temple de la siguiente manera:

7010-T76 < A356-T6 < Al-5%Cu-0.4%Mn-T6 < 6061-T6 < 7B50-T6 < 7050-T76 < 6082-T6 < 7175-T73 < A357-T6 < 7075-T6.

La diferencia en el orden de las respuestas de las aleaciones estudiadas se debe a la forma en que interactúa la curva de enfriamiento con la curva *TTP*. A mayor temperatura inicial, la curva de enfriamiento estará más cerca de la curva *TTP*, lo que resulta en que el valor de *Q* aumente y por lo tanto el valor de la propiedad disminuya. Lo mismo ocurre para el aumento de la temperatura del medio de temple; gráficamente, la curva de enfriamiento está más cerca de la curva *TTP*, por lo que tendrá un valor de *Q* mayor y por lo tanto el valor de la propiedad disminuye.

Sin embargo, la fuerza motriz es mayor cuando el medio de temple está a temperatura ambiente, por lo que la curva de enfriamiento cambia de forma al cambiar el medio de temple, por lo que se tiene una afectación en el orden en que afecta a las aleaciones, ya que la nariz de las curvas TTP se encuentran a diferentes temperaturas. Como se mencionó anteriormente, los q_i que más contribuyen al valor de Q los cambios al templear la probeta también dependerán de la posición de la nariz de la curva TTP.

Como se muestra en la Figura 4.9, se espera que la relación entre las propiedades predichas y el factor de temple tenga una forma sigmoideal; sin embargo, esto no se observa en todos los casos, quizás por el rango de valores del factor de temple obtenidos.

5. Conclusiones

- Se consiguió mejorar las predicciones de propiedades mecánicas reportadas en la literatura modificando el valor del parámetro k_2 de las curvas TTP , lo que implica un aumento o disminución de los sitios de nucleación.
- La condición de frontera utilizada para las simulaciones a partir de los datos experimentales obtenidos durante el ensayo Jominy fue estimada correctamente y se puede aplicar con confianza para predecir la historia térmica en cualquier punto del sistema.
- El valor del factor de temple (Q) depende de la morfología de la curva de enfriamiento y de la posición de ésta con respecto a la curva TTP , siendo los valores de q_i cerca de la nariz los que más aportan al valor de Q .
- Los resultados obtenidos de la bibliografía, junto con curvas de enfriamiento simuladas y la técnica clásica de QFA permitieron generar curvas de tendencia para cada una de las aleaciones en función de la distancia a lo largo de la probeta Jominy o el factor de temple.
- El efecto de la temperatura inicial de temple o de la temperatura del medio de temple sobre las predicciones se debe a la relación entre la curva de enfriamiento y la curva TTP , no a la rapidez de enfriamiento máxima.
- La sensibilidad de las aleaciones estudiadas al cambio de temperatura inicial de temple es: Al-5%Cu-0.4%Mn-T6 < 6061-T6 < A356-T6 < 7B50-T6 < 7050-T76 < 7010-T76 < 6082-T6 < 7175-T73 < A357-T6 < 7075-T6.
- La sensibilidad de las aleaciones estudiadas al cambio de temperatura del medio de temple es: 7010-T76 < A356-T6 < Al-5%Cu-0.4%Mn-T6 < 6061-T6 < 7B50-T6 < 7050-T76 < 6082-T6 < 7175-T73 < A357-T6 < 7075-T6.

6. Referencias

1. Cavazos, J. L., y Colás, R. (2003). Quench sensitivity of a heat treatable aluminum alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 363(1-2), 171-178.
2. Garrett, R., Lin, J., y Dean, T. (2005). An investigation of the effects of solution heat treatment on mechanical properties for AA 6xxx alloys: experimentation and modelling. *International Journal of Plasticity*, 21(8), 1640-1657.
3. Assaad, A. (2016). Quench Sensitivity of 6xxx Aluminum Alloys, University of Waterloo, Ontario, Canada.
4. Tiryakioglu, M. y Totten, G. (1998). Quenching Aluminum Components in Water: Problems and Alternatives. *ASM Proceedings: Heat Treating*. 156-165.
5. Staley, J.T. y Tiryakioglu M. (2001). The Use of *TTP* Curves and Quench Factor Analysis for Property Prediction in Aluminum Alloys. *Advances in the Metallurgy of Aluminum Alloy*. 6-15.
6. Wessel, J., Wessel, J., Ellingson, W. A., Agarwal, D. C., John Wiley y Sons, Wiley Online Library (Online service), Akid, R., & Deemer, C. (2004). "Aluminum and Aluminum Alloys". *The Handbook of Advanced Materials*. Wiley. 234-239.
7. W.D. Callister (1995), "Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales", 3ª ed. 349-353.
8. "Metallurgy of Heat Treatment and General Principles of Precipitation Hardening". (1984). En *Aluminum Properties and Physical Metallurgy*. ASM International. 137-199.
9. Aouabdia, Y., Boubertakh, A. y Hamamda, S. (2010). Precipitation kinetics of the hardening phase in two 6061 aluminium alloys. *Materials Letters*. 64(3). 353-356.
10. Chau Doan, L., Ohmori, Y. y Nakai, K. (2000) Precipitation and Dissolution Reactions in a 6061 Aluminium Alloy. *Materials transactions, JIM*. 41(2). 300-305.
11. Chandler, H. (1996). "Heat Treater's Guide: Practices and Procedures for Nonferrous Alloys". ASM International. 224-226
12. Lu, X. Y., Li, Z. H., Wang, G. J., Zhang, Y. G., y Xiong, B. Q. (2012). Investigation on Quench Sensitivity of a Heat-Resistant Aluminum Alloy. *Materials Science Forum*, 706-709, 346-350.
13. Staley, J. T. (1987b). Quench factor analysis of aluminium alloys. *Materials Science and Technology*, 3(11), 923-935.

14. Bernardin, J. D., y Mudawar, I. (1995). Validation of the quench factor technique in predicting hardness in heat treatable aluminum alloys. *International Journal of Heat and Mass Transfer*, 38(5), 863–873.
15. Fink, W.L., y Willey, L.A. (1948). Quenching of 75S Aluminum Alloy. *Trans. AIME*, 175, 414-427.
16. Evancho, J.W., y Staley, J.T. (1974). Kinetics of Precipitation in Aluminum Alloys During Continuous Cooling. *Metallurgical Transactions*, 5, 44-47.
17. Kavalco, P.M. y Canale, Lauralice. (2009). Quenching of aluminum alloys: Property prediction by quench factor analysis. *Heat Treating Progress*. 9. 23-28.
18. Dean, S. W., Sarmiento, G. S., Bronzini, C., Canale, A. C., Canale, L. C. F., y Totten, G. E. (2009). Water and Polymer Quenching of Aluminum Alloys: A Review of the Effect of Surface Condition, Water Temperature, and Polymer Quenchant Concentration on the Yield Strength of 7075-T6 Aluminum Plate. *Journal of ASTM International*, 6(1), 102098.
19. Dean, S. W., Kavalco, P. M., y Canale, L. C. F. (2009). Evolution of Quench Factor Analysis: A Review. *Journal of ASTM International*, 6(5), 102131.
20. Bates, C. E., y Totten, G. E. (1988). Procedure for Quenching Media Selection to Maximize Tensile Properties and Minimize Distortion in Aluminum-Alloy Parts, *Heat Treat. Met.*, No. 4, 89–97.
21. Rometsch, P. A., Starink, M. J., y Gregson, P. J. (2003) Improvements in Quench Factor Modeling, *Mater. Sci. Eng., A*, Vol. A339, 255–264.
22. Liu, S. D., Zhang, X. M., Huang, Z. B., y You, J. H. (2007) Prediction of Hardness of Aluminum Alloy 7055 by Quench Factor Analysis. *Materials Science Forum*, Vol. 546–549, 881–884.
23. Hall, D. D., y Mudawar, I. (1994) Prediction of Mechanical Properties of Complex-Shaped Aluminum Alloy Parts Subjected to Spray Quenching. *ASME Thermal Processing of Materials: Thermo-Mechanics, Controls and Composites*, HTD-Vol. 289, 7–19.

24. Bernardin, J. D. y Mudawar, I. (1995) Validation of the Quench Factor Technique in Predicting Hardness in Heat Treatable Aluminum Alloys. *Int. J. Heat Mass Transfer*, Vol. 38, No. 5, 863–873.
25. Flynn, J. R. y Robinson, J. S. (2004) The Application of Advances in Quench Factor Analysis Property Prediction to the Heat Treatment of 7010 Aluminium Alloy. *J. Mater. Process. Technol.*, Vol.153–154, 674–680.
26. Dolan, G.P. y Robinson, J.S. (2004). Residual stress reduction in 7075-T73, 6061-T6 AND 20174-T4 Aluminum alloys using quench factor analysis. *Journal of Materials Processing Technology*. 346-351.
27. Shang, B.C., Yin, Z.M., Wang, G., Liu, B. y Huang, Z.Q. (2011). Investigation of quench sensitivity and transformation kinetics during isothermal treatment in 6082 aluminum alloy. *Materials and Design*. 3818-3882.
28. Shen-lan, L., Zhi-qi, H. y Wei-ping, Ch. Zhi-ming, L. & Wen-jun, Q. (2013). Quench sensitivity 6351 aluminum alloy. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 46-52.
29. Fontecchio, M., Maniruzzaman, M. y Sisson, R.D. (2002) The effect of Bath Temperature and Agitation Rate on the Quench Severity of 6061 Aluminum in Distilled Water. Proceedings from the 1st International Surface Engineering Congress and the 13th IFHTSE Congress. 449-456.
30. Robinson, J.S., Cudd, R.L., Tanner, D.A. y Dolan, G.P. (2001) Quench sensitivity and tensile property inhomogeneity in 7010 forgings. *Journal of Materials Processing Technology*. 261-267.
31. Hong-ying, L., Cui-ting, Z., Mao-sheng, H., Jiao-jiao, L. y Xiao-chao, L. (2009). Time-temperature-property curves for quench sensitivity of 6063 aluminum alloy. 2376-2389.
32. Szekely J. y Themelis, (1971) "Rate Phenomena in Process Metallurgy", Ed. Wiley-Interscience. 639-683.
33. Zhang, X., Zhang, D., Liu, S., Li, C. y Deng, Y. (2015). Hardenability of three 7000 series aluminum alloys based on Jominy end quench test. *Zhongnan Daxue Xuebao (Ziran Kexue Ban)/Journal of Central South University (Science and Technology)*. 46. 421-426.

34. Dolan, G. P., Flynn, R. J., Tanner, D. A., y Robinson, J. S. (2005). Quench factor analysis of aluminium alloys using the Jominy end quench technique. *Materials Science and Technology*, 21(6), 687-692.
35. Newkirk, J. W., y MacKenzie, D. S. (2000). The Jominy End Quench for Light-Weight Alloy Development. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 9(4), 408–415.
36. Jominy, W.E., Boegehold, A.L.(1939). A Hardenability Test for Carburizing Steel, *ASM Trans* 27, 12, 574.
37. Loring, B. M., Baer, W. H., Carlton, G. M. (1948), The Use of the Jominy Test in the studying commercial Age-Hardening Aluminum Alloys, *Trans. American Inst. Min. Met. Eng.* 175-401.
38. Totten, G. E., y Mackenzie, D. S. (2000). Aluminum Quenching Technology: A Review. *Materials Science Forum*, 331-337, 589-594.
39. Pei-yue, L., Bai-qing, X., Yong-an, Z., Zhi-hui, L., Bao-hong, Z., Feng, W. y Hong-wei, L. (2011). Quench sensitivity and microstructure character of high strength AA7050. *Transactions of Non-ferrous Metals Society of China*, 268-274.
40. 'tHart, W. G. J., Kolkman, H. J., Schra, L. (1980), The JEQ Test for the Investigation of Corrosion Properties and Microstructure of High Strength Aluminum, *National Aerospace Laboratory*, NLR, Netherlands, NLR TR 80102U.
41. W.G.J. 'tHart, H.J. Kolkman, y L. Schra, (1982). Effect of Cooling Rate on Corrosion Properties and Microstructure of High Strength Aluminum Alloys, *National Aerospace Laboratory*, NLR, Netherlands, NLR TR 82105 U
42. D. Hecker: HTM, 1975, vol. 30, p. 268.
43. Bomas, H., Untersuchungen an AlZnMg- Knetlegierungen, HTM 30 (1975) 274.
44. Arthur, W.E., Becker, R., Karabin, M.E.,(1994) Experimentation and Modeling of Residual Stresses and Distortion in Quenched Rectangular Bars. *Proc. Intl Heat Treating Conf. - Equip. Process.*
45. Newkirk, J. W., MacKenzie, D. S., (2000). The JEQ for Light-Weight Alloy Development, *Journal of Materials Engineering and Performance*, Volume 9(4), pp. 408-415.
46. Siyu Wei,(2002). A Study of Quench Effect on Properties of Al-Zn-Mg-Cu alloys, M.S. Thesis, University of Missouri-Rolla.

47. Dolan, G. P., Flynn, R. J., Tanner, D. A., y Robinson, J. S. (2005). Quench factor analysis of aluminium alloys using the Jominy end quench technique. *Materials Science and Technology*, 21(6), 687-692.
48. Jiang, F., Huang, J., Tang, L., Wang, F., Xiao, Q., y Yin, Z. (2018). Effects of Quench Rate on Mechanical Properties and Microstructures of High-Strength 7046A Aluminum Alloy. *JOM*, 71(5), 1722-1730.
49. Li, Y.-N., Zhang, Y.-A., Li, X.-W., Li, Z.-H., Wang, G.-J., Jin, L.-B., Huang, S.-H., y Xiong, B.-Q. (2016). Quenching residual stress distributions in aluminum alloy plates with different dimensions. *Rare Metals*, 38(11), 1051-1061.
50. Gandikota, Vishwanath, (2009). Quench factor analysis of wrought and cast aluminum alloys. Masters Theses. 7078, Missouri University of Science and Technology.
51. Gil-Figueroa, Rafael, (2016). The effect of solidification rate and solutionizing quench rate on the mechanical properties and hardening response of aluminum alloy: a quantitative comparison, Master's Thesis, Michigan Technological University.
52. Kaczyński, P., Skwarski, M., y Jaśkiewicz, K. (2020). Development of the technology for press-forming of energy-absorbing elements made of 7075 aluminum alloy. *Journal of Manufacturing Processes*, 50, 676–683.
53. Güzel, A., Jäger, A., Ben Khalifa, N., y Tekkaya, A. E. (2009). Simulation of the Quench Sensitivity of the Aluminum Alloy 6082. *Key Engineering Materials*, 424, 51–56.
54. Chaudhury, S. K., y Apelian, D. (2016). Effects of Mg and Cu Content on Quench Sensitivity of Al–Si–Mg Alloy. *International Journal of Metalcasting*, 10(2), 138-146.
55. Y. Cengel A. (2007) "Transferencia de calor y masa, un enfoque práctico, México": Mc Graw Hill.
56. G.H. Geiger y D.R. Poirier, Transport Phenomena in Metallurgy, Massachusetts, USA: Addison-Wesley Publishing Company Reading, 1973.
57. L. Meekisho, B. Hernández-Morales, J.S.Téllez-Martínez y X. Chen. (2005) Computer-aided cooling curve analysis using WinProbe. *Int. J. Materials and Product Technology*, Vol. 24, Nos. 1-4, 155-169.
58. Demir, H. y Gündüz, S. (2009). The effects of aging on machinability of 6061 aluminium alloy. *Materials & Design*, 30(5). 1480-1483.

59. ASM INTERNATIONAL. (1990). *Asm Handbook: Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special-Purpose Materials: 2* (10^a ed.). Asm Intl.
60. ASTM A255-02 Standard Test Methods for Determining Hardenability of Steel. Annual Book of ASTM Standards,ASTM, Philadelphia,PA. 1989.
61. Wolfram Research,Inc.(2020) Mathematica.(Version:12.2) [Software]. <https://www.wolfram.com/mathematica>
62. Dolan, G.P., Robinson, J.S. y Morris, A.J. (2001). Quench Factors and Residual Stress Reduction in 7175-T73 Plate, Proc. Matls. Solution Conf., Indianapolis, Ind., ASM Intl., Materials Park, Ohio. 213-218.
63. Swartzendruber, L., et. al., Nondestructive Evaluation of Nonuniformities in 2219 Aluminum Alloy Plate - Relationship to Processing, U.S. Dept. of Commerce, National Bureau of Standards Technical Report NBSIR 80-2069, Dec. 1980.
64. Kang, L., Zhou, Y.-R., Zhao, G., Liu, K., y Tian, N. (2018). Prediction of properties distribution of 7B50 alloy thick plates after quenching and aging by quench factor analysis method. *Rare Metals*.
65. Rometsch, P. ., Starink, M. ., y Gregson, P. . (2003). Improvements in quench factor modelling. *Materials Science and Engineering: A*, 339(1-2), 255–264.
66. Hu, Y., Wang, G., Wang, W., Ye, M., y Rong, Y. (2017). Precipitation Modeling and Validation of Al–5%Cu–0.4%Mn Alloy Using Quench Factor Analysis. *Light Metals* 2017, 327-333.
67. Rohatgi, A. (2020). WebPlotDigitizer (Version: 4.4) [Software]. <https://automeris.io/WebPlotDigitizer>.
68. Python Software Foundation. (2016). Python Language Reference (Version:3.5.2) [Software]. <http://www.python.org>
69. Ma, S., Maniruzzaman, M. D., MacKenzie, D. S., y Sisson, R. D. (2007). A Methodology to Predict the Effects of Quench Rates on Mechanical Properties of Cast Aluminum Alloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 38(4), 583-589.
70. Li, Z. H., Xiong, B. Q., Zhang, Y. G., Li, X. W., Wang, F., y Liu, H. W. (2013). Quench Sensitivity and Quench-Induced Precipitation in High Strength 7xxx Series Aluminum Alloys. *Advanced Materials Research*, 668, 907–911.

71. Rometscht, P. A., & Schaffer, G. B. (2000). Quench modelling of Al-7Si-Mg casting alloys. *International Journal of Cast Metals Research*, 12(6), 431–439.

Apéndice A. Uso de los programas desarrollados en *Mathematica*

Programa para filtrar datos e interpolar y programa para simulación de las curvas de enfriamiento a lo largo de la probeta.

1. Dar *click* en “Enable Dynamics”



The screenshot shows a Mathematica notebook window titled 'Manipulate_filtrado interpolación y derivada.cdf'. A warning message at the top states: 'Este archivo presenta contenido dinámico que no es seguro. Más detalles'. A blue button labeled 'Enable Dynamics' is visible in the top right corner of the notebook interface. The code in the notebook is as follows:

```
Clear["Global`*"];(*limpiar todas las variables*)
Framed[
(* Seleccionar el archivo de datos e importarlos al cuaderno *)
SetDirectory[NotebookDirectory[]];
FileNames[];
NombreArchivo = SystemDialogInput["FileOpen", NotebookDirectory[]];
A = Import[NombreArchivo, "CSV"];

Manipulate[FyDN[];

Switch[ctrl,
1,
(* Suavizado *)
SetDirectory[NotebookDirectory[]];
FileNames[];
plot1 = ListPlot[A, PlotStyle -> Blue, PlotTheme -> "Scientific", Joined -> True];
Filtrado1 = N[MovingAverage[A, 3]];
plot2 = ListPlot[Filtrado1, PlotStyle -> Red, Joined -> True, PlotRange -> All];
(*Exporta un archivo CSV con el filtrado de los datos originales*)
Export["Suavizado datos originales.csv", Filtrado1, "CSV"];
(*Grafica*)
Legended[
Show[plot1, plot2,
(*PlotLabel-> "Datos originales vs. suavizados",*)
PlotRange -> All,
Frame -> True,
Axes -> False,
FrameLabel -> {"x", "y"}, LabelStyle -> {FontFamily -> "Arial", FontSize -> 14, Black},
```

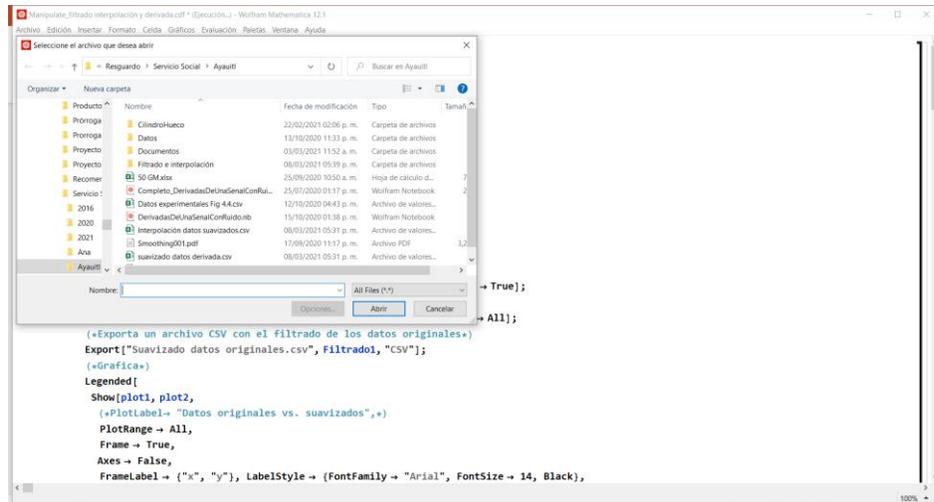
2. Dar *click* en “evaluación” y subsecuentemente dar *click* en “evaluar cuaderno”.



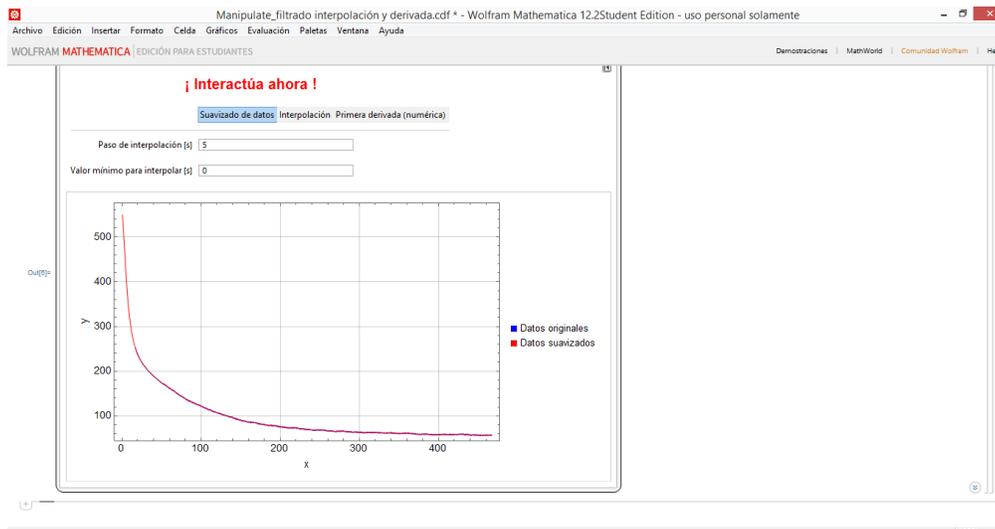
The screenshot shows the same Mathematica notebook window after evaluation. The code is now fully visible and includes the following additional lines at the end:

```
Frame -> True,
Axes -> False,
FrameLabel -> {"x", "y"}, LabelStyle -> {FontFamily -> "Arial", FontSize -> 14, Black},
```

3. Seleccionar el archivo que contiene los datos y dar *click* en “abrir”.



4. Resultados.



MDF-JominyAA.cdf * - Wolfram Mathematica 12.2 Student Edition - uso personal solamente

Archivo Edición Insertar Formato Celda Gráficos Evaluación Paletas Ventana Ayuda

WOLFRAM MATHEMATICA EDICIÓN PARA ESTUDIANTES Demostraciones MathWorld Comunidad Wolfram Help

¡ Interactúa ahora !

Historial de temperaturas Criterio de estabilidad Valores de temperatura

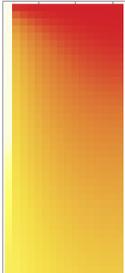
Difusividad térmica [m²/s]

Porcentaje de ΔT_{crit}

Número de nodos

Número total de pasos de cálculo 1553

Nodo espacial



75%

Apéndice B. Códigos en Phyton

Código para calcular la curva C.

```
import numpy as np
import matplotlib.pyplot as plt
archivo= open("curvac.txt", "w")

k1=float(input('K1:'))
k2=float(input('k2:'))
k3=float(input('k3:'))
k4=float(input('k4:'))
k5=float(input('k5:'))
Ti=float(input('Ti:'))
Tf=float(input('Tf:'))

R=8.3143
T=Ti

while T<=Tf :
    CT=k1*k2*np.exp((k3*(k4**2))/(R*T*(k4-T)**2))*np.exp(k5/(R*T))
    T=T+10
    # print ("T= ",T,"CT= ",CT)
    Temp=[]
    Temp.append(T)
# print(Temp)
    time=[]
    time.append(CT)
```

```
# print (time)
A=[Temp,time]
print(A)
archivo.write('%s'%T+','), archivo.write('%s'%CT+'\n')
plt.plot(time,Temp,'ro')
plt.xscale('log')
plt.show
else:
    T==Tf
    print('fin')

archivo.close()
```

Código para calcular el factor de temple (Q).

```
import pandas as pd
import numpy as np

archivo="C:/Users/Roberto/Documents/maestria/prueba2.TXT.xlsx"
datos=pd.read_excel(archivo)
df=pd.DataFrame(datos)
s=df[["t", "T"]]
k1=float(input('K1:'))
k2=float(input('k2:'))
k3=float(input('k3:'))
k4=float(input('k4:'))
k5=float(input('k5:'))
D_t=0.1
R=8.3143

Tpp=[]
A=[]
B=[]
sumaB=0.0

for i in range (1,len(df)-1):
    Tp=(s.loc[i,'T']+s.loc[i+1,'T])/2
    Tpp.append(Tp)
    CT=k1*k2*np.exp((k3*(k4**2))/(R*Tp*(k4-Tp)**2))*np.exp(k5/(R*Tp))
    A.append(CT)
```

```
q=D_t/CT  
B.append(q)
```

```
for j in B:  
    sumaB=sumaB+j
```

```
print("Q= ", sumaB)
```

Apéndice C. Comparación de curvas *TTP*.

En este apéndice se muestran las curvas *TTP* para las distintas aleaciones estudiadas, comparándolas con las calculadas en este trabajo y las obtenidas de las distintas referencias.

En la Figura C.1, se observa que hay buena concordancia entre los datos reportados por Dolan y colaboradores [26] y los datos que se obtuvieron al utilizar la ecuación de la curva *TTP* reportada para la aleación 6061-T6 [17].

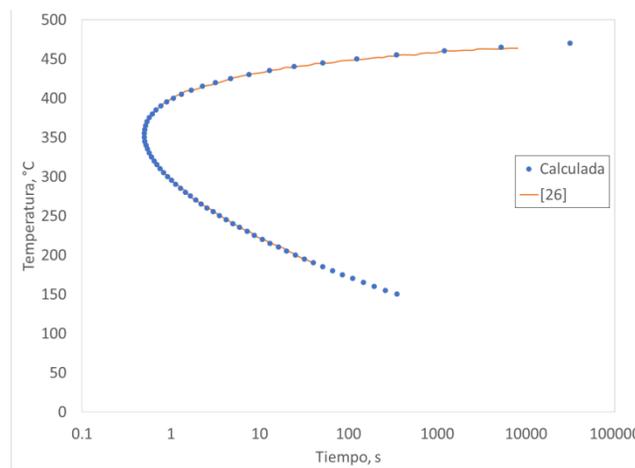


Figura C. 1. Curva TTP reportada en [26] (línea) y calculada utilizando los coeficientes reportados (símbolos) para la aleación 6061-T6.

En la Figura C.2, se puede observar que hay una mediana concordancia entre los datos reportados por Rometsch y colaboradores [65] y los datos calculados con los parámetros de la curva *TTP* para la aleación 6082-T6 [17].

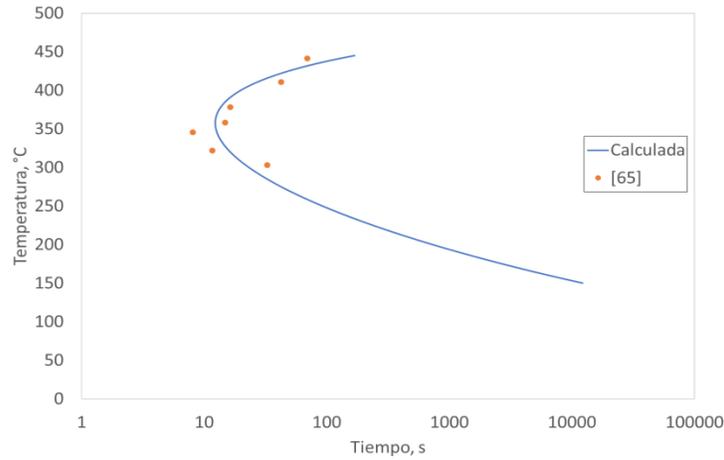


Figura C. 2. Curva TTP reportada en [65] (símbolos) y calculada utilizando los coeficientes reportados (línea) para la aleación 6082-T6.

En la Figura C.3 se muestran la curva reportada por Flynn y colaboradores [25] y la calculada con los coeficientes para la aleación 7010-T76 [17]; se obtuvo una buena correlación entre las dos curvas TTP.

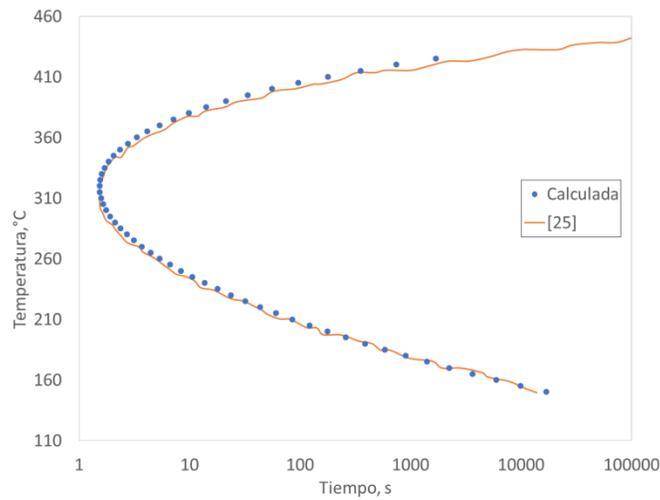


Figura C. 3. Curva TTP reportada en [25] (línea) y calculada utilizando los coeficientes reportados (símbolos) para la aleación 7010-T76.

La Figura C.4 muestra la buena concordancia entre la curva TTP reportada por Fink y Wiley [15] y la curva calculada usando los coeficientes reportados por la aleación 7050-T76 [17], por lo que se prosiguió a obtener los datos de dureza HB con la predicción de QFA clásico.

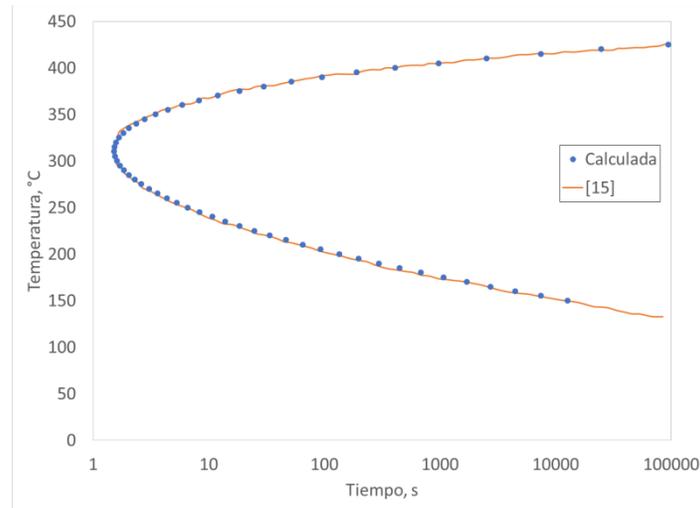


Figura C. 4. Curva TTP reportada en [15] (línea) y calculada utilizando los coeficientes reportados (símbolos) para la aleación 7050-T76.

En la Figura C.5, se muestran la curva reportada por Fink y Wiley [15] y la calculada en este trabajo para la aleación 7075-T6 [17]; se obtuvo una buena concordancia entre las dos curvas TTP.

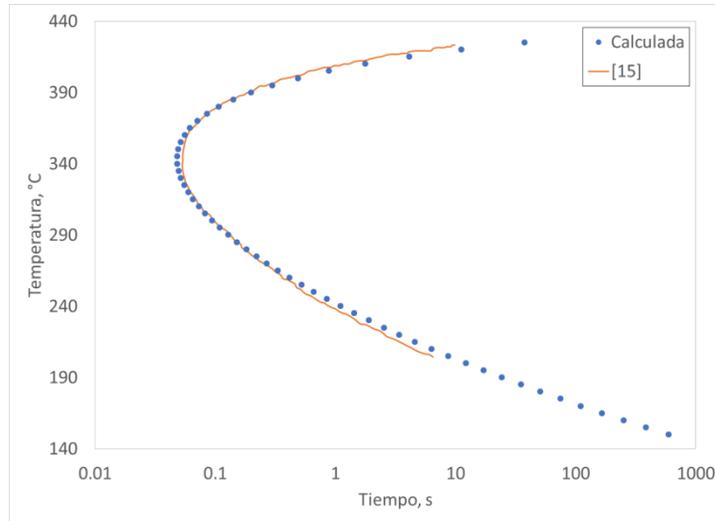


Figura C. 5. Curva TTP reportada en [15] (línea) y calculada utilizando los coeficientes reportados (símbolos) para la aleación 7075-T6.

Como se observa en la Figura C.6, se obtuvo una buena correlación entre los datos obtenidos por Kavalco [17] y la curva TTP calculada con los parámetros reportados para la aleación 7175-T73 [34], por lo que se prosiguió a obtener el factor de temple.

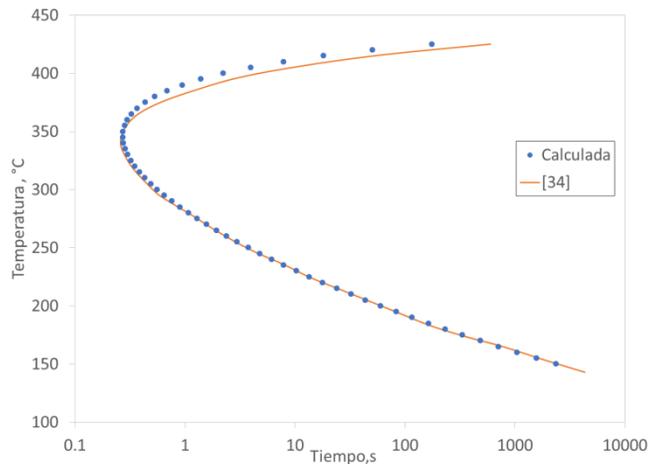


Figura C. 6. Curva TTP reportada en [34] (línea) y calculada utilizando los coeficientes reportados (símbolos) para la aleación 7175-T73.

La Figura C.7 muestra que se obtuvo una buena correlación entre los datos reportados por Gandikota [50] y curva *TTP* calculada con los parámetros para la aleación A356-T6 [17].

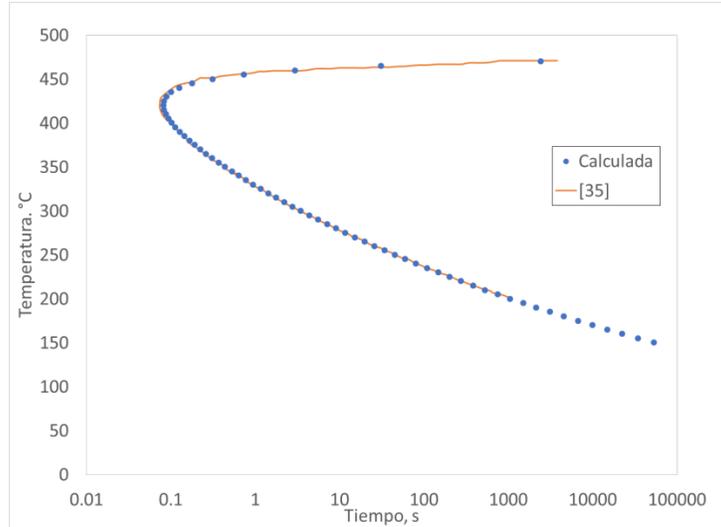


Figura C. 7. Curva *TTP* reportada en [35] (línea) y calculada utilizando los coeficientes reportados (símbolos) para la aleación A356-T6.

Los datos de “Q” obtenidos para calcular el límite elástico con QFA clásico se deben a la buena correlación entre los datos reportados por Rometsch y colaboradores [71] y la curva *TTP* calculada para la aleación A357-T6 [17], como se observa en la Figura C.8.

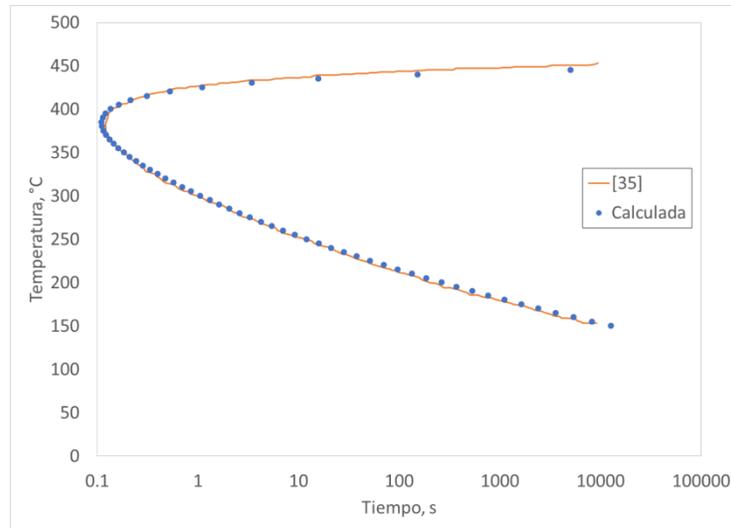


Figura C. 8. Curva TTP reportada en [35] (línea) y calculada utilizando los coeficientes reportados (símbolos) para la aleación A357-T6.

Como se observa en la Figura C.9, se obtuvo una buena correlación entre los datos obtenidos y los datos reportados en el artículo para la curva TTP de la aleación Al-5%Cu-0.4%Mn-T6 [66], por lo que se prosiguió a obtener los datos de límite elástico con QFA clásico.

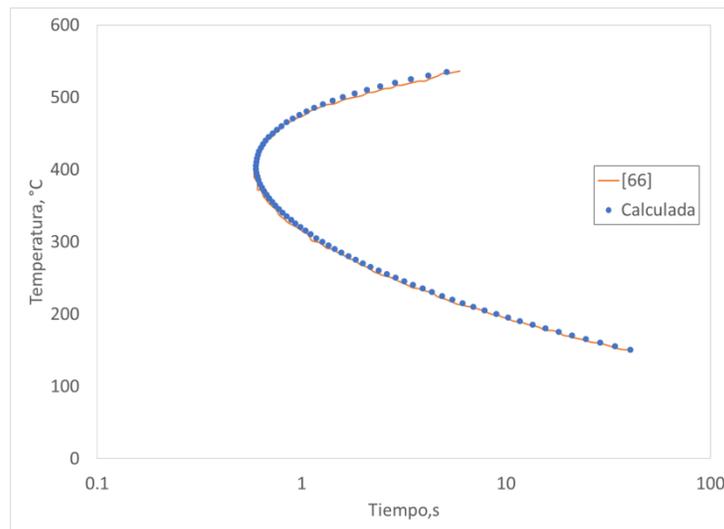


Figura C. 9. Curva TTP reportada en [66] (línea) y calculada utilizando los coeficientes reportados (símbolos) para la aleación Al-5%Cu-0.4%Mn-T6.