



UNIVERSIDAD MICHOACANA DE SAN NICOLÁS DE HIDALGO

DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO DE LA
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA

TESIS:

**MODELACIÓN MATEMÁTICA DE LA EVOLUCIÓN TÉRMICA Y
MICROESTRUCTURAL DEL CALENTAMIENTO CONTINUO POR EFECTO JOULE**

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE DOCTOR EN CIENCIAS EN INGENIERÍA MECÁNICA
PRESENTA:

M. EN C. MARTÍN HERREJÓN ESCUTIA

DIRECTOR:
DR. GILDARDO SOLORIO DÍAZ

CO-DIRECTOR:
DR. OCTAVIO VÁZQUEZ GÓMEZ



MORELIA MICHOACÁN, MAYO DE 2019

DEDICATORIA

*A mis padres, Consuelo Escutia Vega
y Maximino Herrejón Calderón
cuyo aliento y apoyo me ha motivado
a seguir adelante cada día.*

AGRADECIMIENTOS

A la Universidad Michoacana de San Nicolás de Hidalgo (UMSNH) y en especial a la Facultad de Ingeniería Mecánica por la oportunidad que se me brindó para realizar mis estudios de Doctorado en el programa de Doctorado en Ciencias en Ingeniería Mecánica.

Al programa de Maestría en Ciencias en Metalurgia, del Tecnológico Nacional de México / I. T. Morelia, por el espacio de trabajo y el acceso a sus laboratorios para realizar las actividades del proyecto de investigación.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT) por la beca (No. 401829) para realizar mis estudios de Doctorado.

Al CONACYT por los apoyos brindados a través de las becas de movilidad nacional (No. 291211 y No. 291249) para realizar las estancias de investigación en la Facultad de Química, de la Universidad Nacional Autónoma de México (UNAM). Así como al Dr. Bernardo Fabián Campillo Illanes por su apoyo brindado durante dichas estancias.

Al Laboratorio Nacional SEDEAM-CONACYT-ITM por el uso de equipos adquiridos con los proyectos No. 235780, No. 271878 y No. 282357. También agradezco al Proyecto de Ciencia Básica CONACYT No. 256843 apoyado por el Fondo Sectorial de Investigación para la Educación.

A mis asesores, el Dr. Gildardo Solorio Díaz y el Dr. Octavio Vázquez Gómez, por confiar en mí, darme su apoyo, así como las enseñanzas brindadas que han generado en mí un crecimiento profesional y personal.

Al Dr. Héctor Javier Vergara Hernández del Posgrado en Ciencias en Metalurgia del ITM, por la oportunidad que me brindó para colaborar en su grupo de trabajo y por la motivación para realizar mis estudios de Doctorado.

Al Dr. Edgar López Martínez y al M. en C. Gerardo Marx Chávez Campos por el tiempo que dedicaron a la revisión de mi proyecto de investigación y sus acertadas sugerencias durante el proceso de publicación de los artículos científicos.

A mis compañeros y amigos de la UMSNH y del ITM, al Dr. Sixtos A. Arreola Villa, al M. en C. Manuel Guzmán Tapia, al M. en C. Giovanni Delgado Sánchez, al M. en C. Pascual N. Chávez Campos, a la M. en C. Eliuth F. Barrera Villatoro, al M. en C. Alexis I. Gallegos Pérez, al M. en C. O. Sinhue Delgado Ramirez, gracias por su amistad y apoyo.

RESUMEN

Este trabajo se dividió en etapas para establecer un modelo acoplado y estimar la evolución térmica-microestructural durante el calentamiento de un acero por efecto Joule:

Primera Etapa: desarrollo de un modelo matemático para calentamiento por efecto Joule de una probeta dilatométrica cilíndrica hueca de acero inoxidable AISI 304. El modelo se planteó mediante un balance de energía acoplado el término de generación de calor por efecto Joule y la dilatación térmica de la probeta. Se asumió un sistema de calentamiento newtoniano para un elemento de volumen y se resolvió mediante el método diferencias finitas, generando un código propio de ordenador en el paquete de licencia libre Scilab®. El modelo consideró las propiedades termofísicas y eléctricas del acero en función de la temperatura y el tiempo, respectivamente. Las interacciones térmicas en la frontera y el coeficiente de expansión térmica lineal se determinaron mediante la solución del Problema Inverso de Conducción de Calor, usando el perfil térmico y la dilatación térmica medidos experimentalmente por medio de un dispositivo de calentamiento directo. El modelo se validó comparando la historia y la dilatación térmica experimental con los resultados simulados para diferentes valores de rapidez de calentamiento.

Segunda Etapa: desarrolló de un modelo para predecir la formación de austenita y el comportamiento dilatométrico durante calentamiento continuo en un acero AISI 1045. El modelo se planteó en dos partes con base en la rapidez de calentamiento y el comportamiento del acero, con la finalidad de estimar la fracción en volumen de austenita formada durante calentamiento continuo. La primera parte del modelo de transformación se basó en el modelo difusivo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov, en un intervalo de rapidez de calentamiento de 0.083 a 0.383 °C s⁻¹. Los parámetros cinéticos k y n de la ecuación de Avrami se consideraron dependientes de la rapidez de calentamiento. Por otro lado, en la segunda parte del modelo se empleó el modelo de rapidez de transformación no isotérmica de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov, para un intervalo de rapidez de calentamiento de 0.383 hasta 1 °C s⁻¹. Además, el comportamiento dilatométrico, antes y después de la formación de austenita, se asoció al coeficiente de expansión térmica instantáneo de cada fase o microconstituyente presente en el acero y durante la transformación se estimó empleando la fracción en volumen de austenita y la regla de mezcla de fases. Adicionalmente, el modelo dilatométrico consideró una etapa de homogenización de carbono en austenita a partir de un modelo tipo difusivo exponencial. Los parámetros cinéticos, así como el coeficiente de expansión térmica instantáneo y las temperaturas críticas del acero AISI 1045 se determinaron mediante la técnica de análisis de curvas dilatométricas. Finalmente, el modelo se validó comparando la deformación por dilatación experimental con la deformación por dilatación del material predicha con el modelo.

Tercera Etapa: acoplamiento entre los modelos desarrollados. El modelo acoplado permitió predecir la respuesta dilatométrica de una probeta de acero durante calentamiento continuo por efecto Joule considerando transformación de fase.

Palabras clave: *Modelación matemática; Efecto Joule; Dilatometría; Formación de austenita; Instrumentación*

ABSTRACT

This work is divided into stages to establish a coupled model and estimate the thermal-microstructural evolution during the heating of a steel by effect.

First Stage: development of a mathematical model for heating by Joule effect of a hollow cylindrical dilatometer specimen of stainless steel AISI 304. The model was proposed by an energy balance coupling the term of heat generation by Joule effect and the thermal expansion of the test tube. A Newtonian heating system was assumed for a volume element and solved by the finite difference method, generating a computer code of its own in the free license package Scilab[®]. The model considered the thermophysical and electrical properties of steel as a function of temperature and time, respectively. The thermal interactions at the boundary and the coefficient of linear thermal expansion were determined by solving the Inverse Heat Conduction Problem, using the thermal profile and the thermal expansion measured experimentally by means of a direct heating device. The model was validated by comparing the history and experimental thermal expansion with the simulated results for different values of heating rate.

Second Stage: developed a model to predict the formation of austenite and dilatometric behavior during continuous heating in an AISI 1045 steel. The model was proposed in two parts based on the speed of heating and the behavior of the steel, with the purpose of estimate the fraction in volume of austenite formed during continuous heating. The first part of the transformation model was based on the diffusion model of Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov, in a range of heating speed from 0.083 to 0.383 °C s⁻¹. The kinetic parameters k and n of the Avrami equation were considered dependent on the rate of heating. On the other hand, in the second part of the model, the non-isothermal transformation speed model of Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov was used, for a range of heating speed of 0.383 to 1 °C s⁻¹. In addition, the dilatometric behavior, before and after the formation of austenite, was associated with the coefficient of instantaneous thermal expansion of each phase or micro-constituent present in the steel and during the transformation it was estimated using the volume fraction of austenite and the mixing rule of phases. Additionally, the dilatometric model considered a stage of carbon homogenization in austenite from an exponential diffusive type model. The kinetic parameters, as well as the coefficient of instantaneous thermal expansion and the critical temperatures of the AISI 1045 steel, were determined by the technique of dilatometric curve analysis. Finally, the model was validated comparing the deformation by experimental expansion with the deformation by dilatation of the material predicted with the model.

Third Stage: coupling between the developed models. The coupled model allowed predicting the dilatometric response of a cylindrical hollow steel specimen during continuous heating by Joule effect considering the phase transformation.

ÍNDICE GENERAL

CAPÍTULO 1. INTRODUCCIÓN	1
PROBLEMÁTICA Y JUSTIFICACIÓN	3
HIPÓTESIS	4
OBJETIVO GENERAL	5
OBJETIVOS PARTICULARES	5
ANTECEDENTES	7
PRINCIPIOS DE SIMULACIÓN PARA TRATAMIENTOS TÉRMICOS	9
PROCESOS MULTIFÍSICOS	9
PROPIEDADES TERMOFÍSICAS FUERTEMENTE NO-LINEALES	10
CONDICIONES DE FRONTERA TÉRMICA COMPLEJAS	10
GEOMETRÍAS COMPLEJAS	10
FENÓMENOS FÍSICOS DEL TRATAMIENTO TÉRMICO	11
CAMPOS FÍSICOS Y SUS INTERACCIONES DE ACOPLAMIENTO	11
CAMPO TÉRMICO	12
CAMPO MICROESTRUCTURAL	13
CAMPO FÍSICO-QUÍMICO	13
DINÁMICA DE FLUIDOS	13
CAMPO ELECTROMAGNÉTICO	14
CAMPO MECÁNICO	14
ACOPLAMIENTO	14
ACOPLAMIENTO TERMO-MICROESTRUCTURAL	15
ACOPLAMIENTO TERMO-MECÁNICO	15
ACOPLAMIENTO MECÁNICO-MICROESTRUCTURAL	15
ACOPLAMIENTO DE LA DINÁMICA DE FLUIDOS Y LA TRANSFERENCIA DE CALOR	16
ACOPLAMIENTO ELECTROMAGNÉTICO-TÉRMICO	16
CAPÍTULO 2. MODELO TERMO-ELÉCTRICO-MECÁNICO	17
MODELO MATEMÁTICO	18
DESCRIPCIÓN DEL PROBLEMA	18
MODELO TERMOELÉCTRICO	18
PROBLEMA NEWTONIANO	18
PROBLEMA NEWTONIANO CON GENERACIÓN DE CALOR POR EFECTO JOULE	20
MODELO MECÁNICO	21
DILATACIÓN TÉRMICA	21
DEFORMACIÓN REAL	22

MÉTODO DE SOLUCIÓN	23
DESARROLLO EXPERIMENTAL	24
RESULTADOS	25
EXPERIMENTACIÓN	25
CONDICIÓN DE FRONTERA TÉRMICA(CFT)	26
COEFICIENTE DE EXPANSIÓN TÉRMICA LINEAL	29
VERIFICACIÓN	30
SOLUCIÓN ANALÍTICA	30
VALIDACIÓN	32
ANÁLISIS DE SENSIBILIDAD	33
VARIABLES DE ENTRADA	34
PREDICCIÓN	36
CAPÍTULO 3. MODELO MICROESTRUCTURAL PARA LA FORMACIÓN DE AUSTENITA	39
MODELO DE AUSTENIZACIÓN	41
MODELO DE JOHNSON-MEHL-AVRAMI-KOLMOGOROV	41
MODELO RAPIDEZ DE TRANSFORMACIÓN NO ISOTÉRMICA DE JMAK	42
DEFORMACIÓN POR TRANSFORMACIÓN DE FASE	42
PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL	43
RESULTADOS Y ANÁLISIS	44
TEMPERATURAS CRÍTICAS DE TRANSFORMACIÓN	44
FRACCIÓN EN VOLUMEN DE AUSTENITA	46
PARÁMETROS CINÉTICOS DE TRANSFORMACIÓN	47
COEFICIENTE DE EXPANSIÓN TÉRMICA INSTANTÁNEO	49
CINÉTICA DE HOMOGENIZACIÓN	51
FORMACIÓN DE AUSTENITA	51
ESTIMACIÓN DEL COEFICIENTE DE EXPANSIÓN TÉRMICA INSTANTÁNEO	54
PREDICCIÓN DEL COMPORTAMIENTO DILATOMÉTRICO	56
CAPÍTULO 4. ACOPLAMIENTO DEL MODELO TERMO-ELÉCTRICO-MECÁNICO Y EL MODELO MICROESTRUCTURAL	58
CAMPO DE TEMPERATURAS EN UN ACERO CON TRANSFORMACIÓN DE FASE	59
ACOPLAMIENTO DE LOS MODELO TERMO-ELÉCTRICO-MECÁNICO Y EL MODELO MICROESTRUCTURAL	59
COMPORTAMIENTO DILATOMÉTRICO DE UN ACERO AISI 1045	61
ACONDICIONAMIENTO DE SEÑAL TEMPERATURA	64
VERIFICACIÓN DE LA REPRODUCIBILIDAD DE LOS CICLOS TÉRMICOS CON SENSORES DE TEMPERATURA CALIBRADOS	70
PREDICCIÓN DEL COMPORTAMIENTO DILATOMÉTRICO DE UN ACERO AISI 1045 CALENTADO POR EFECTO JOULE	73
CONCLUSIONES	79
REFERENCIAS	81
APÉNDICE A. CÓDIGO DE SIMULACIÓN	92

CÓDIGO GENERAL	92
LECTURA DE PROPIEDADES TERMOFÍSICAS	95
DETERMINACIÓN DE PUNTOS CRÍTICOS DEL CETI	96
DETERMINACIÓN DE TEMPERATURAS CRÍTICAS	96
DETERMINACIÓN DE PARÁMETROS CINÉTICOS	97
CÁLCULO DEL COEFICIENTE DE TRANSFERENCIA DE CALOR	98
INTERPOLACIÓN DE PROPIEDADES TERMOFÍSICAS	99
SOLUCIÓN DEL CAMPO ELÉCTRICO-TÉRMICO	99
SOLUCIÓN DEL CAMPO ELÉCTRICO-TÉRMICO-MICROESTRUCTURAL (PROCESO DE AUSTENIZACIÓN)	100
SOLUCIÓN DEL CAMPO ELÉCTRICO-TÉRMICO-MICROESTRUCTURAL (PROCESO DE HOMOGENIZACIÓN)	101
ESTIMACIÓN DEL CETI	101
ESTIMACIÓN DEL COMPORTAMIENTO DILATOMÉTRICO	102
APÉNDICE B. ARTÍCULOS CIENTÍFICOS PUBLICADOS	105
APÉNDICE C. TRABAJOS COMPLEMENTARIOS	106

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura1	Interacciones de acoplamientos	12
Figura2	a) Cilindro hueco calentado por efecto Joule, b) Perfil térmico radial y transversal del cilindro calentado y c) Elemento de volumen diferencial, .	19
Figura3	Sistema experimental de calentamiento por efecto Joule	24
Figura4	a) Historia térmica e intensidad de corriente como una función del tiempo y b) % de deformación por dilatación como una función del cambio de temperatura, para una probeta dilatométrica calentada por efecto Joule a una rapidez de calentamiento promedio de $1.58 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$	25
Figura5	Comparación entre los coeficientes de transferencia de calor por convección h_c , radiación h_r y el coeficiente global h_o para estimar la condición de frontera convectiva en la superficie exterior de la probeta	27
Figura6	a) Comparación entre las temperaturas de la probeta T , la temperatura del termopar T_{tp} y la temperatura del medio interior T_i calculada a partir de la ec. (31). b) Temperatura del medio interior como una función de la temperatura de la probeta	28
Figura7	Coefficiente de transferencia h_i para la superficie interior como una función de la temperatura de la probeta, calculado a partir de la solución del IHCP	29
Figura8	Coefficiente de expansión térmica lineal α como una función de la temperatura para un acero inoxidable AISI 304	30
Figura9	Comparación entre la historia térmica analítica y numérica, así como el porcentaje de error de la solución numérica respecto de la solución analítica.	31
Figura10	Comparación entre la historia térmica experimental (símbolos) y la historia térmica simulada (líneas discontinuas) a una rapidez de calentamiento de: $0.75, 1.08$ y $1.58 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$ para un acero inoxidable AISI 304.	32
Figura11	Deformación por dilatación experimental (símbolos) y valores simulados con el modelo (línea) para las rapidezces de calentamiento de: $0.75, 1.08$ y $1.58 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$ para un acero inoxidable AISI 304.	33
Figura12	Comparación entre la historia térmica experimental, simulada y simulada con propiedades físicas constantes	33

Figura13	a) Conductividad eléctrica para un acero inoxidable AISI 304 en función de la temperatura. La figura muestra la familia de curvas que se emplearon en el análisis de sensibilidad, variando un $\pm 20\%$ y $\pm 40\%$ el valor de la conductividad eléctrica original σ_e . La línea sólida indica la conductividad eléctrica utilizada en el escenario medio. b) Historia de corriente eléctrica utilizada para el análisis de sensibilidad	34
Figura14	a) Respuesta térmica simulada de la probeta, empleando distintos valores para la función de conductividad eléctrica para un acero inoxidable AISI 304. b) Respuesta térmica simulada de la probeta empleando distintos valores de espesor de la probeta para un acero inoxidable AISI 304. La línea sólida muestra la respuesta térmica del escenario medio; en ambas figuras la rapidez de calentamiento se fijó en $0.66\text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$	35
Figura15	a) Predicción y comparación de la historia térmica, b) historia de corriente y c) porcentaje de deformación por dilatación de una aleación base níquel Hastelloy [®] C-276 con respecto a un acero inoxidable AISI 304.	37
Figura16	Microestructura inicial del acero AISI 1045 compuesta por perlita-P (obscura) y ferrita-F (clara), revelada con nital 3	43
Figura17	Temperaturas críticas de transformación Ac_{1S} , Ac_{1F} , Ac_3 y Ac_h determinadas a partir de las curvas dilatométricas (ΔT vs. T) y su primera derivada ($d(\Delta L)/dT$ vs. T) para un acero AISI 1045 a una rapidez de calentamiento de $0.383\text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$	45
Figura18	a) Temperaturas críticas de transformación Ac_{1S} , Ac_{1F} , Ac_3 y Ac_h como una función de la rapidez de calentamiento y b) el sobrecalentamiento $\Delta T_{P+F \rightarrow \gamma}$ y $\Delta T_{P \rightarrow \gamma}$, como una función de la rapidez de calentamiento para un acero AISI 1045	45
Figura19	Sobrecalentamiento de homogenización de carbono en austenita ΔT_h como una función de la rapidez de calentamiento para un acero AISI 1045	46
Figura20	Esquema para calcular la fracción en volumen de austenita durante calentamiento continuo mediante el método de extrapolación de líneas y la regla de la palanca	47
Figura21	Fracción en volumen de austenita calculada como una función de la rapidez de calentamiento, empleando el método de extrapolación de líneas y la regla de la palanca para un acero AISI 1045	47
Figura22	Comportamiento del parámetro cinético k como una función del sobrecalentamiento requerido para completar la formación de austenita a distinta rapidez de calentamiento en un acero AISI 1045	49
Figura23	Comportamiento del coeficiente de expansión térmica instantáneo para una rapidez de calentamiento de $0.383\text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$ en un acero AISI 1045	50
Figura24	Estimación del coeficiente de expansión térmica instantáneo indicando los puntos que limitan las diferentes etapas de dilatación a distinta rapidez de calentamiento en un acero AISI 1045	50
Figura25	Parámetros de ajuste del modelo de homogenización bajo condiciones de calentamiento continuo en un acero AISI 1045	51

Figura26	Algoritmo de solución para calcular la fracción en volumen de austenita bajo condiciones de calentamiento continuo	52
Figura27	Comparación entre la fracción en volumen transformada experimental (símbolos) y estimada (línea continua) empleando: a) el modelo de JMAK y b) el modelo de rapidez de transformación no-isotérmica de JMAK a diferente rapidez de calentamiento para un acero AISI 1045.	53
Figura28	Coefficientes de expansión térmica lineal instantáneos, experimental (símbolos) y estimado (línea sólida), bajo condiciones de calentamiento continuo en un acero AISI 1045	55
Figura29	Simulación del comportamiento dilatométrico del acero AISI 1045 para una rapidez de calentamiento de a) $0.300\text{ }^{\circ}\text{C s}^{-1}$ y b) $0.916\text{ }^{\circ}\text{C s}^{-1}$	56
Figura30	Diagrama de flujo del acoplamiento del Modelo Termo-Eléctrico-Mecánico y el Modelo Microestructural.	60
Figura31	Probeta cilíndrica hueca con muesca.	62
Figura32	Comparación entre las historias térmicas experimentales de probetas de acero AISI 1045 obtenidas durante el calentamiento continuo por efecto Joule para una rapidez de calentamiento de $0.833\text{ }^{\circ}\text{C s}^{-1}$ y con diferentes condiciones de calentamiento.	63
Figura33	Curvas dilatométricas experimentales de un acero AISI 1045 durante el calentamiento continuo por efecto Joule para una rapidez de calentamiento de $0.833\text{ }^{\circ}\text{C s}^{-1}$ y diferentes condiciones de calentamiento.	63
Figura34	Mordazas de cobre para la colocación de una cámara inerte de gas argón.	64
Figura35	Probeta de cuello con barreno para la colocación del termopar tipo K.	65
Figura36	Implementación de los polinomios de compensación, pirómetro infrarrojo y termopar tipo K, en el sistema de control de temperatura en LabView TM	66
Figura37	Historias térmicas medidas con el pirómetro infrarrojo y termopar tipo K durante el enfriamiento continuo de la probeta después del calentamiento por flama.	67
Figura38	Historias térmicas medidas con el pirómetro infrarrojo y termopar tipo K durante el enfriamiento continuo de la probeta después del calentamiento por flama y empleando el polinomio de acondicionamiento del pirómetro infrarrojo.	67
Figura39	Historias térmicas medidas con el pirómetro infrarrojo y el termopar tipo K durante el calentamiento continuo por efecto Joule.	68
Figura40	Historias térmicas medidas con el pirómetro infrarrojo y el termopar tipo K durante el calentamiento continuo por efecto Joule, empleando los polinomios de acondicionamiento para ambos sensores.	69
Figura41	Historias térmicas de la probeta durante el calentamiento continuo por efecto Joule de 25 a $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ a distinta rapidez de calentamiento: 0.5, 1.0, $1.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$. Las líneas rojas muestran las historias térmicas de calentamiento sin emplear los polinomios de acondicionamiento mientras que líneas negras indican las historias térmicas con los polinomios.	69

Figura42	Respuesta térmica de las probetas cilíndricas hueca y de cuello durante las pruebas ciclicas de calentamiento.	70
Figura43	Energía suministrada a cada una de las probetas para cada ciclo térmico de la Fig. 42.	71
Figura44	Potencia requerida para alcanzar una temperatura de 1000 °C en la probeta cilíndrica hueca y de cuello.	72
Figura45	Comportamiento dilatométrico de un acero AISI 1045, experimental (símbolos) y simulado (línea continua), a distinta rapidez de calentamiento: a) 0.333, b) 0.550, c) 0.666 y d) 0.966 °C s ⁻¹	74
Figura46	Temperaturas críticas de transformación Ac_1 y Ac_3 , experimental, simulada y al equilibrio para un acero AISI 1045 calentado por efecto joule como una función de la rapidez de calentamiento.	75
Figura47	Comportamiento dilatométrico de un acero AISI 1045, experimental (símbolos) y simulado (línea continua) considerando el corrimiento de las temperaturas de transformación, a distinta rapidez de calentamiento: a) 0.333, b) 0.550, c) 0.666 y d) 0.966 °C s ⁻¹	78

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla1	Composición química del acero AISI 1045 (% en peso).	44
Tabla2	Parámetros cinéticos k y n del modelo de JMAK para un acero AISI 1045 bajo condiciones de calentamiento continuo en un intervalo de rapidez de calentamiento de 0.083 to 0.383 °C s ⁻¹	48
Tabla3	Polinomios de Acondicionamiento de Señal del Pirómetro Infrarrojo y Termopar Tipo K	66
Tabla4	Temperaturas críticas de transformación experimentales y simuladas para un acero AISI 1045 calentado en el dispositivo experimental por efecto Joule	73

CAPÍTULO 1

INTRODUCCIÓN

La versatilidad del acero en aplicaciones tales como elementos estructurales o componentes de maquinas se debe en gran parte a las propiedades mecánicas y se pueden modificar a conveniencia, a través de un proceso térmico ó tratamiento térmico. La mayoría de los componentes hechos de algún metal o aleación son tratados térmicamente al menos una vez en el proceso de fabricación con la finalidad de modificar sus propiedades finales o en etapas intermedias para obtener una buena maquinabilidad de los componentes. Aunque el tratamiento térmico es un paso fundamental en la cadena de producción, también es una de las principales causas del rechazo de componentes por tratamientos térmicos mal realizados.

La importancia del tratamiento térmico queda reflejada cuando el tratamiento térmico se realiza bien. Por ejemplo, un acero de baja aleación tratado térmicamente de manera correcta puede presentar mejores propiedades mecánicas que un acero de alta aleación de mayor valor económico debido a una mala realización del tratamiento térmico. Sin embargo, si el acero de alta aleación se trata térmicamente de manera correcta, siempre tendrá mejores propiedades de acuerdo a su uso previsto que el acero de baja aleación.

Los principales problemas asociados al tratamiento térmico de metales y aleaciones son microestructurales y por consiguiente en sus propiedades mecánicas diferentes a las deseadas, tensiones residuales, distorsión dimensional, así como agrietamiento. De estos problemas, la distorsión dimensional y el agrietamiento son los que provocan pérdidas irredimibles de piezas. Además de la pérdida de material, el tratamiento térmico requiere de grandes cantidades de energía por los tiempos largos de tratamiento, influyendo de manera importante en el aspecto económico y el medio ambiente por las emisiones de CO₂. Por lo que, los fabricantes comprometidos con una producción sustentable, siempre piensan en mejorar la eficiencia del tratamiento térmico.

Durante los últimos años se ha publicado un gran número de artículos y libros acerca de la simulación de tratamientos térmicos que son de interés tanto industrial como académico, debido a que permiten comprender los fenómenos físicos, optimizar y controlar los procesos de tratamiento térmico existentes, al igual de simular modificaciones o nuevos tratamientos antes de realizar cambios en los procesos o la construcción de nuevos sistemas de tratamiento térmico. Reduciendo el tiempo y los costos de desarrollo y

mejorando las propiedades mecánicas. Los modelos matemáticos y semi-empíricos para predecir el campo térmico, microestructural, mecánico y simular el tratamiento térmico de metales y aleaciones se han desarrollado desde finales de la década de '70, mientras que la paquetería comercial y académica basada en los métodos de diferencias finitas y elemento finito ha existido por casi tres décadas. En cuanto al campo microestructural se han hecho avances considerables durante las últimas dos décadas con el desarrollo de modelos para simular las transformaciones de fase bajo condiciones de calentamiento y enfriamiento continuo.

El uso de paquetes de computo en el área de la ingeniería está destinado principalmente a expertos en modelación de materiales e investigadores-académicos que a su vez trabajan en el desarrollo de nuevos modelos y paqueterías para simular tratamientos térmicos.

PROBLEMÁTICA Y JUSTIFICACIÓN

En 2014, México tuvo una producción de acero alrededor de 19 millones de toneladas debido principalmente a la incorporación de diferentes armadoras en distintos corredores industriales del país, por lo que se espera aumentar la producción de vehículos de 2.9 millones en 2013 a 5 millones de unidades fabricadas en 2020 [1].

En la actualidad las empresas de mayor producción de acero son ArcelorMittal con el 24%, AHMSA con el 21.7%, Ternium con el 19.8%, DeAcero con el 14% y pequeñas empresas que representan el 15% de la producción nacional. La producción de estas empresas está enfocada en aceros para la construcción: vigas, perfiles, láminas, tubos, varilla y alambión. Por lo anterior, las empresas siderúrgicas nacionales que deseen entrar a este nuevo mercado tendrán que cambiar su tecnología y mejorar su calidad.

La industria automotriz busca aceros especiales de mayor resistencia y menor peso para mejorar el rendimiento de combustible. Proyectos como el ULSAB y el NGV [2] han demostrado ampliamente la factibilidad del uso de aceros especiales para aligerar la estructura de los vehículos. El reto de la industria siderúrgica nacional es la producción de aceros planos y largos para uso automotriz, y garantizar la mejora continua de las propiedades mecánicas finales, para competir con empresas como POSCO de Corea del Sur, la tercera siderúrgica a nivel mundial y proveedora de acero automotriz de las armadoras mexicanas [3].

Durante la fabricación de los aceros intervienen un gran número de variables que impactan directamente sobre las propiedades mecánicas y la calidad del producto final, además, que al tratarse de aceros multi-fásicos, su caracterización se vuelve más compleja, lo que representa tiempo y costo en la realización de pruebas. Una forma de mejorar las propiedades mecánicas de los aceros es mediante la microestructura.

Los tratamientos térmicos han sido desde hace muchos años la forma primordial de lograr este fin, sin embargo, el diseño de un tratamiento térmico se realiza para un acero de composición química específica mediante la metodología de prueba y error, por lo que, al tener un cambio en algún parámetro del proceso (dimensión, composición química, medio de enfriamiento) se debe repetir todo el proceso para obtener las propiedades mecánicas deseadas. Una alternativa a la metodología de prueba y error, es la ingeniería microestructural que se encarga del desarrollo de modelos matemáticos que permitan simular los procesos térmicos para reducir el número de pruebas, volviéndose una herramienta fundamental para el desarrollo y optimización de procesos.

HIPÓTESIS

“A partir de un modelo de transferencia de calor y cinética de transformaciones, es posible predecir la historia térmica, eléctrica y la evolución microestructural de un acero de medio carbono mediante el control de las condiciones térmicas de frontera, intensidad de corriente eléctrica, parámetros cinéticos y dilatación térmica durante ciclos de calentamiento continuo por efecto Joule”.

OBJETIVO GENERAL

Predecir la evolución térmica y microestructural de un acero de medio carbono bajo condiciones de calentamiento continuo por efecto Joule.

OBJETIVOS PARTICULARES

- Formular un modelo matemático, acoplando el campo térmico y microestructural, durante el calentamiento continuo por efecto Joule de una probeta dilatométrica, generando código propio a través del paquete de licencia libre Scilab®.
 - Generar código propio a través del paquete de licencia libre Scilab® para solucionar el modelo propuesto.
 - Estimar las condiciones térmicas de frontera mediante correlaciones empíricas y la solución del Problema Inverso de Conducción de Calor IHCP (*IHCP: Inverse Heat Conduction Problem*) a partir de las historias de temperatura y de corriente eléctrica.
 - Validar el modelo Termo-Eléctrico-Mecánico mediante pruebas experimentales.
- Formular un modelo Microestructural que permita predecir la formación de austenita y el comportamiento dilatométrico de un acero de medio carbono.
 - Determinar la cinética de formación de austenita mediante análisis dilatométrico, calculando los parámetros cinéticos, k y n , del modelo cinético de JMAK y de rapidez de transformación de JMAK.
 - Determinar el coeficiente de expansión térmica instantáneo a partir de datos dilatométricos.
 - Modelar la fracción en volumen de austenita formada a partir del modelo cinético de JMAK y de rapidez de transformación de JMAK.
 - Validar el modelo Microestructural por comparación del comportamiento dilatométrico experimental y simulado.
- Acoplar el modelo Termo-Eléctrico-Mecánico y el modelo Microestructural.
 - Establecer un modelo Termo-Eléctrico que considere la generación de calor por transformación de fase.
 - Acoplar el modelo termo-Eléctrico-Mecánico y el modelo Microestructural mediante una sub rutina de usuario a través del paquete de licencia libre Scilab®.
 - Realizar el acondicionamiento de señal de medición de temperatura para el dispositivo experimental de calentamiento por efecto Joule.

- Validar el comportamiento dilatométrico de una probeta de acero AISI 1045 calentada con el dispositivo experimental de efecto Joule.

ANTECEDENTES

Los primeros trabajos reportados en la simulación de tratamientos térmicos se remontan a la década de los '70. Desde ese momento hasta ahora se ha realizado un desarrollo constante en la modelación matemática, así como su aplicación en la simulación de procesos. Dada su utilidad científica e industrial, la simulación de tratamientos térmicos es en la actualidad un área de interés entre los ingenieros de proceso, metalúrgicos, físicos y matemáticos.

Algunas de las primeras simulaciones realizadas en computadora por Inoue et.al [4, 5] se enfocaron en predecir la distorsión dimensional, distribución de fases y esfuerzos residuales en procesos de temple con geometrías simples como cilindros largos sólidos y huecos debido a la poca capacidad de cálculo computacional y sin considerar algunos efectos de las transformaciones de fase por la falta de modelos físicos para validar dichas simulaciones. Los resultados se validaron por análisis de microestructuras, mediciones de dureza y esfuerzos residuales por difracción de rayos x. Los resultados mostraron cierta concordancia entre los datos simulados y experimentales, sin embargo, también se dieron cuenta que los modelos debían ser mejorados.

En la década de '80 se presentó un incremento en el número y calidad de los modelos de simulación con grandes contribuciones de investigadores como Denis et al. [6–8] y Leblond [9], así como, los precursores japoneses [10]. Algunos de estos modelos son la base de software comercial para tratamientos térmicos como DEFORM-HT, SYSWELD, DANTE y SIMUFACT que aparecieron en la década de '90, con el aumento del poder computacional y el desarrollo de software de análisis por elemento finito (FEA, Finite Element Analysis) y que han permitido la simulación de problemas en formas complejas. Además de estos programas orientados a soluciones industriales, la comunidad científica ha usado subrutinas de usuario acopladas a software de análisis por elemento finito de aplicación general como ANSYS y ABAQUS, para simular procesos de transformación de fase y oxidación en metales tratados térmicamente, con la finalidad de evaluar dichos modelos sin preocuparse por los modelos de transferencia de calor y de deformación mecánica realizados por FEA. A la par de estas investigaciones se empezaron las aplicaciones de los modelos termomecánicos-microestructurales en simulaciones para predecir el endurecimiento superficial por carburizado, calentamiento por inducción y láser [11–13]. Otras investigaciones de este tiempo se enfocaron a mejorar especialmente los modelos de cinética de transformación de fase [14–17] y del comportamiento termomecánico con transformación de fase [18, 19].

En la década de 2000, el número de publicaciones aumento considerablemente con respecto a los períodos anteriores con aplicaciones dirigidas al temple de aceros [20–25], carburización y carbonitruración [26–29], endurecido por inducción [30–32] y láser [33, 34], y de revenido [35, 36]. En esta misma década se registraron varias investigaciones asociadas al modelado de los fenómenos de extracción de calor que ocurren en procesos de temple. Estas investigaciones se realizan con dos enfoques principales: el primero es desarrollar sistemas de temple con aplicaciones industriales con chorros de fluido (liqui-

do, gas o atomizado) con los que se obtengan condiciones de enfriamiento controladas y caracterizadas [37–40], el segundo enfoque se centra en la modelación de fenómenos de ebullición y caracterización temporal y espacial del coeficiente de transferencia de calor utilizado en las simulaciones de dinámica de la fluidos computacional (CFD, Computational Fluid Dynamics) [41, 42], así como medio de evaluación de los tanques de temple.

Debido a la creciente necesidad de información para simular tratamientos térmicos y a la poca disponibilidad de datos para el gran número de aceros existente, algunos investigadores y asociaciones [43, 44] plantearon la idea de generar bases de datos especializadas por colaboración internacional. Los datos requeridos (por ejemplo; cinética de transformación, temperaturas críticas, condiciones de frontera térmica) representan un factor de entrada muy sensible en la realización de modelos de simulación con buenos resultados, y están disponibles para pocos materiales en la literatura libre, bases de datos de Software especializado y empresas privadas, por lo que en algunos casos son difíciles de obtener [45, 46]. Una opción es la generación de datos a partir de servicios de laboratorio, sin embargo, la mayoría de los datos son obtenidos por equipo especializado y pruebas experimentales para cada sistema y material en particular, este tipo de investigaciones se basan en modelos termodinámicos de cinética de transformación, empíricos y semiempíricos resueltos por métodos numéricos con una creciente tendencia al uso de redes neuronales. En este mismo periodo se lanzó el software comercial (JMATPRO) con el que se pueden determinar todos los datos necesarios para la simulación de tratamientos térmicos de cualquier material, a pesar de ello, los resultados obtenidos carecen de una buena validación experimental [47], por lo que se puede decir que existen huecos en los modelos que se utilizan donde se puede contribuir de manera satisfactoria.

A partir de esta década se han empezado a realizar trabajos para simular ciclos térmicos completos, es decir, etapas de calentamiento y enfriamiento, así como las diferentes etapas intermedias que se pueden llegar a presentar en los diferentes tratamientos térmicos, además de considerar cambios en la cinética de transformación debido a operaciones de fabricación previas al tratamiento, por ejemplo, laminación, forja o maquinado. La orientación de este tipo de investigaciones ha permitido resolver problemas que no pudieron ser resueltos con modelos de una sola etapa mejorando el resultado de las simulaciones en algunos casos. Esto es posible ya que las simulaciones son realizadas con nuevos modelos y datos cinéticos que toman en cuenta el efecto de la deformación previa causada en los procesos de fabricación [48–50]. Sin embargo, la dificultad al hacer este tipo de simulación es la inexistencia de un modelo acoplado, así como el intercambio de datos entre los diferentes programas de simulación.

PRINCIPIOS DE SIMULACIÓN PARA TRATAMIENTOS TÉRMICOS

En los tratamientos térmicos debe entenderse claramente la relación que existe entre las propiedades mecánicas del producto final y los fenómenos físicos presentes durante el tratamiento, de tal manera que un análisis o experimentación puedan emplearse para diseñar u optimizar el mismo y con esto satisfacer los requerimientos de producción. Haciendo estas consideraciones, la simulación de tratamientos térmicos ofrece una buena opción en la solución de los siguientes problemas:

- Obtener la microestructura deseada y distribución de las propiedades mecánicas.
- Eliminar las pérdidas de material y componentes por la prevención de grietas en procesos como el temple.
- Reducir las operaciones de acabado por maquinado al controlar la distorsión dimensional.
- Mejorar el rendimiento y vida útil de componentes (mejorando la resistencia a la corrosión, deformación, desgaste y fatiga) controlando la microestructura y distribución de esfuerzos residuales.
- Ahorrar energía y tiempo debido al diseño y optimización de procesos por computadora (eliminación del método de prueba-error).

La modelación de tratamientos térmicos es una labor bastante compleja debido a que se trata de un proceso multifísico en el que intervienen una serie de diferentes fenómenos físicos acoplados, siendo los tres fenómenos principales: la transferencia de calor, la transformación de fase y la evolución de esfuerzos-deformaciones. Debido a la complejidad del acoplamiento y a la naturaleza no lineal del problema, no existen soluciones analíticas para esto. Una buena solución requiere de un acoplamiento termomecánico-microestructural total.

Un buen modelo matemático para simular un tratamiento térmico debe considerar las siguientes características:

PROCESOS MULTIFÍSICOS

Los modelos para simular tratamientos térmicos deben tener en cuenta todas las interacciones de acoplamiento entre los fenómenos físicos de transferencia de calor, transformación de fase, esfuerzo-deformación. Estas interacciones se ven reflejadas como propiedades dependientes de la temperatura y la microestructura, entalpías y plasticidad de la transformación. Además, si se trata de un tratamiento térmico con calentamiento eléctrico indirecto (campos electromagnéticos, inducción) o directo (paso de corriente directa, efecto Joule) el modelo debe ser solucionado acoplando el problema electromagnético o electrocinético, considerando los cambios de las propiedades electromagnéticas y eléctricas dependientes de la temperatura y de la transformación de fase.

Dada la naturaleza multifísica del problema, las simulaciones requieren de un conocimiento interdisciplinario de los siguientes temas:

- Transferencia de calor para la interpretación de la distribución de temperaturas calculadas en la pieza.
- Mecánica de materiales para la interpretación de deformaciones y esfuerzos.
- Transformaciones de fase sólido-sólido para la interpretación de la evolución microestructural.
- Sistemas de reacción-difusión y precipitación para la interpretación de distribuciones de elementos de aleación (carbono, nitrógeno, y demás) presentes en tratamientos termoquímicos como la carburación o carbonitruración.
- Principios de calentamiento por efecto Joule utilizados en simulaciones de endurecimiento superficial y alta rapidez de calentamiento.
- Dinámica de fluidos para el cálculo de coeficientes de transferencia de calor.
- Métodos numéricos como el método de elementos finitos (técnicas de mallado, definición de condiciones iniciales y de frontera, criterios de convergencia y estabilidad, paso de tiempo, y demás).

PROPIEDADES TERMOFÍSICAS FUERTEMENTE NO-LINEALES

Durante un ciclo térmico las propiedades termofísicas del material presentan variaciones considerables dependientes de la temperatura y de la fases presentes a esa misma temperatura, por lo que también son variables con respecto a la posición.

CONDICIONES DE FRONTERA TÉRMICA COMPLEJAS

Debido a que cada sistema de tratamiento térmico tiene sus propias condiciones de calentamiento y enfriamiento debido a los mecanismos de transferencia de calor, se generan condiciones particulares presentando una fuerte no-linealidad respecto de la temperatura de la superficie y posición de cada pieza tratada.

GEOMETRÍAS COMPLEJAS

A pesar de que los modelos bidimensionales (2D) pueden ser capaces de solucionar problemas con geometría simétrica, en el caso en el que no se presente simetría, los modelos 2D dejan de funcionar, y es necesario el uso de modelos con geometrías tridimensionales (3D). Las geometrías 3D son muy útiles en problemas de piezas asimétricas, en las que la transferencia de calor es de gran importancia debido a la distribución de temperaturas.

Sin embargo, la modelación 3D requiere de una gran capacidad de cómputo (tiempo y memoria de cálculo), por el considerable incremento en el número de cálculos para resolver cada elemento.

FENÓMENOS FÍSICOS DEL TRATAMIENTO TÉRMICO

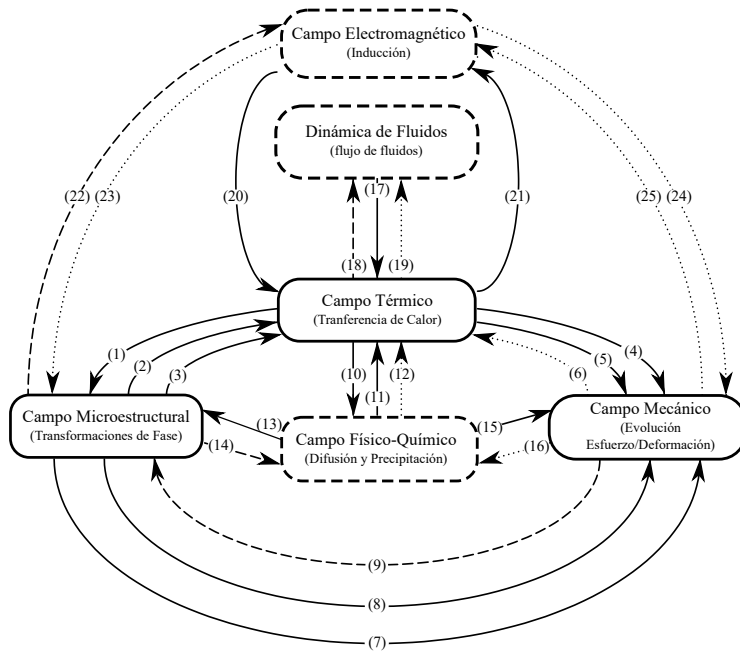
Aunque durante un tratamiento térmico ocurren una serie de fenómenos con acoplamiento complejo, la transferencia de calor es la única parte de todo el proceso que se puede controlar y modificar a conveniencia. Debido a que la transferencia de calor en una pieza hacia su superficie (calentamiento) o desde su superficie (enfriamiento) depende principalmente de la interacción que se produce en la interfaz sólido-fluido.

El cambio de temperatura en la pieza es la principal fuerza motriz durante la transformación de una fase, al calentar o enfriar, se modifica la estabilidad termodinámica de la microestructura, por lo que ocurre la transformación de fase. A su vez, una transformación de fase provoca cambios en la distribución de temperaturas debido al calor latente de transformación (endotérmico o exotérmico).

Un efecto de los grandes gradientes de temperatura, es la generación de tensiones debido a los gradientes de temperatura que se generan durante el enfriamiento a lo largo de la pieza, provocando contracciones térmicas que son equilibradas por tensiones internas, asociadas a la transformación de fase y la diferencia de densidad entre las fases de partida y de producto. El resultado de una distribución de esfuerzos variable puede ser la aparición de grietas o la deformación de componentes. En algunos casos las tensiones residuales pueden ser benéficas según la magnitud, signo y distribución de las tensiones. Asimismo, los estados de esfuerzos y deformaciones influyen sobre las transformaciones de fase y pueden llegar a modificar la termodinámica y la cinética de transformación. Este efecto generalmente no se considera en los modelos de simulación, sin embargo, puede ser importante para ciertos casos [51, 52].

CAMPOS FÍSICOS Y SUS INTERACCIONES DE ACOPLAMIENTO

En la Fig. 1 se muestran los fenómenos físicos que pueden ocurrir durante un tratamiento térmico y las interacciones de acoplamiento entre ellos. Aunque en un tratamiento térmico intervienen varios fenómenos, el campo térmico es el impulsor que desencadena a los demás procesos. En la figura se representa con líneas continuas las interacciones que deben considerarse indispensables en cualquier modelo de simulación, las líneas discontinuas representan las interacciones entre campos de menor importancia que se deben emplear en casos excepcionales y las líneas punteadas muestran los acoplamientos de baja importancia que pueden o no ser considerados.



- 1) Potencial térmico para la transformación de fase
- 2) Propiedades térmicas dependientes de la temperatura
- 3) Entalpia de transformación
- 4) Esfuerzos térmicos
- 5) Propiedades mecánicas dependientes de la temperatura
- 6) Generación de calor por deformación
- 7) Esfuerzos por transformación (deformación/plasticidad por transformación)
- 8) Propiedades mecánicas dependientes de la microestructura
- 9) Esfuerzos y deformación plástica que afectan la transformación
- 10) Difusividad dependiente de la temperatura, Difusión provocada por gradientes de temperatura
- 11) Propiedades térmicas dependientes de contenido de soluto (carbón, nitrógeno, etc.)
- 12) Entalpia de disolución
- 13) Transformación de fase dependiente del contenido de soluto (carbón, nitrógeno)
- 14) Enriquecimiento de soluto por transformaciones difusionales
- 15) Propiedades mecánicas dependientes del contenido de soluto (carbón, nitrógeno)
- 16) Difusividad dependiente de esfuerzos, un gradiente de esfuerzos impulsa la difusión
- 17) Variación temporal y espacial del flujo de calor
- 18) Cambio de la temperatura del fluido debido al intercambio de calor con el sólido.
- 19) Fenómenos termofísicos en la interfase sólido-líquido (capa de vapor, ebullición nucleada, convección)
- 20) Generación de calor por corrientes parasitas (efecto Joule)
- 21) Propiedades electromagnéticas dependientes de la temperatura
- 22) Propiedades electromagnéticas dependientes de la microestructura
- 23) Efecto del campo magnético en la transformación de fase
- 24) Fuerzas electromagnéticas (Lorenz)
- 25) Propiedades electromagnéticas dependientes de esfuerzos y deformación plástica

Figura 1. Interacciones de acoplamientos.

CAMPO TÉRMICO

En este campo se realiza el cálculo de la distribución e historial térmico en la pieza tratada. Es el campo fundamental en los tratamientos térmicos ya que a partir del cambio de temperatura pueden llevarse a cabo las transformaciones de fase, así como la modificación de esfuerzos internos. Además, de afectar a todos los campos físicos debido a que la mayoría de las propiedades y condiciones de frontera son dependientes de la temperatura. Por lo que, una estimación precisa tanto de la distribución como de la historia térmica es muy importante para una correcta predicción de la microestructura, distorsión y esfuerzos residuales. Por otro lado, si el modelo térmico es pobre o está mal formulado, resulta en errores considerables de la microestructura, deformaciones y esfuerzos internos simulados aun cuando estos campos estén bien planteados y funcionen correctamente.

El campo térmico es gobernado por la ecuación de conducción de calor de Fourier considerando un término de generación o de sumidero de calor según sea el caso si la transformación de fase produce una reacción exotérmica o endotérmica. La forma diferencial de la ecuación de Fourier es la preferida para las simulaciones de tratamiento térmico debido a su robustez para el manejo del efecto la entalpia de transformación en el campo de temperaturas [53, 54].

CAMPO MICROESTRUCTURAL

En este campo se lleva a cabo la determinación de la evolución microestructural de la pieza. Este es el campo más importante en la simulación porque determina las propiedades mecánicas del producto final, que son función de la distribución de fases. Al igual que el campo térmico, las transformaciones de fase afectan a todos los demás campos, ya que las propiedades del material dependen de la microestructura. Debido a que la temperatura es la principal fuerza motriz para las transformaciones de fase, la estabilidad de cada fase se afecta por el cambio de temperatura durante el calentamiento y enfriamiento de un ciclo térmico, lo que resulta en su descomposición y formación de nuevas fases.

Los modelos de simulación utilizan modelos cinéticos anisotérmicos para calcular la fracción en volumen transformada fuera del equilibrio, que es función de la temperatura. Por ejemplo, para la transformación martensítica, los modelos más utilizados son el de Koistinen-Marburger [55] y Magee [56], con los que se puede estimar la fracción de martensita a la temperatura de subenfriamiento respecto a la temperatura de inicio de transformación martensítica (M_s). Por otro lado, si la transformación de fase es difusiva (ferrita, perlita, bainita, austenita), la transformación es dependiente del tiempo y la temperatura así como de la rapidez de calentamiento y enfriamiento, empleando modelos isotérmicos o no-isotérmicos de transformación [17, 53, 57, 58], para calcular la fracción transformada. Estos modelos se basan en la ecuación semi empírica de Avrami [59–61] y el principio de aditividad de Scheil [62].

CAMPO FÍSICO-QUÍMICO

En este campo se calcula la difusión y precipitación de átomos y compuestos, respectivamente, para tratamientos termoquímicos superficiales como cementación, nitruración y carbonitruración. En este campo se establecen las ecuaciones de difusión de masa y los fenómenos de precipitación cuando se alcanza el límite de solubilidad a una temperatura dada. Los cálculos en este campo son importantes porque las propiedades térmicas, mecánicas y fases dependen de la concentración del elemento difusor (carbono, nitrógeno, y demás).

El campo físico (difusión) es gobernado por la segunda ley de Fick, combinándose con las reacciones de precipitación por una fuente o sumidero de concentración. La segunda ley de Fick se utiliza en su forma homóloga a la ecuación de conducción de calor que se emplea en el campo térmico, mientras que, las reacciones de precipitación independientes del tiempo se calculan por ecuaciones cinéticas.

DINÁMICA DE FLUIDOS

En este campo se calculan las interacciones que influyen en la evolución del campo térmico a causa de la dinámica del fluido alrededor de la pieza tratada. Durante el ca-

lentamiento se considera convección libre o forzada según sea el tipo de horno (mufla de resistencias o horno de quemadores), siendo la radiación la principal fuente de calor. En el caso del enfriamiento la dinámica de fluidos es la principal fuente de extracción de calor. Este campo es de gran ayuda al momento de calcular la variación temporal y espacial del coeficiente de transferencia de calor alrededor de la pieza y mediante software especializado de dinámica de fluidos computacional o por la solución del Problema Inverso de Conducción de Calor. En la práctica la dinámica de fluidos se acopla mediante una condición de frontera al problema de transferencia de calor [63].

CAMPO ELECTROMAGNÉTICO

Este campo se enfocado en el cálculo de la intensidad de los campos eléctricos, magnéticos, densidad de corrientes parasitas para la aplicación de tratamientos térmicos de endurecimiento superficial. Este campo se enlaza al campo térmico mediante un término de generación de calor por efecto Joule al interior de la pieza. Las ecuaciones de Maxwell gobiernan este campo donde la intensidad del campo electromagnético se convierte en densidad de corriente parásita (o densidad de potencia) por efecto Joule [64].

CAMPO MECÁNICO

En este campo se calculan los esfuerzos y deformaciones generados por los gradientes térmicos y transformaciones de fase. Es uno de los campos más complejos y de interés actual por su aplicación industrial y por el desarrollo de aceros avanzados de alta resistencia como los aceros TRIP. Este campo depende de los cambios de densidad volumétrica por transformación de fase que ocurren durante un ciclo térmico y por los gradientes de temperatura en función de la posición y del tiempo, que influyen sobre la dilatación del material.

Los cálculos son gobernados por ecuaciones constitutivas complejas que consideran el comportamiento termoelástico, termoplástico, termoelastoplástico, y propiedades elásticas y plásticas del material dependientes de la temperatura, rapidez de deformación y la fracción en volumen en algunos casos [18, 54].

ACOPLAMIENTO

Como se ha señalado, el acoplamiento entre campos ocurre en algunos casos donde existe dependencia de la temperatura, microestructura, composición química, propiedades térmicas, mecánicas y/o eléctricas. En general, las propiedades del fluido o del medio de tratamiento térmico dependen de la temperatura, lo que origina la dependencia entre campos. El acoplamiento puede ser implementado en paquetes de simulación mediante

el intercambio y actualización de las variables de estado y la asignación de campos, haciendo uso de ecuaciones o modelos que son añadidos a las ecuaciones constitutivas por medio de sub-rutinas de usuario o por sub-rutinas de enlace entre paquetes comerciales.

ACOPLAMIENTO TERMO-MICROESTRUCTURAL

Es el acoplamiento entre el campo térmico y microestructural presenta una fuerte interacción bidireccional. Los cambios de temperatura durante el calentamiento y enfriamiento son la fuerza motriz para la transformación de fase, debido a esto, la cinética de transformación depende directamente de la temperatura y de la rapidez de calentamiento y enfriamiento durante el tratamiento térmico. Por otro lado, las transformaciones de fase provocan cambios en el flujo de calor desde o hacia la pieza a causa del calor latente de transformación. Un efecto fácilmente detectable del calor latente de transformación es la disminución en la rapidez de calentamiento por una reacción endotérmica y una disminución en la rapidez de enfriamiento o recalcencia del material por una reacción exotérmica. Denis et al. [53] demostraron que la omisión del campo microestructural conlleva a una disminución en la precisión del campo de temperaturas simulado.

ACOPLAMIENTO TERMO-MECÁNICO

Es un acoplamiento unidireccional, los gradientes de temperatura causan variaciones espaciales en forma de contracciones y expansiones térmicas en la pieza, induciendo campos de esfuerzos térmicos fluctuantes. Estos campos de esfuerzos pueden alcanzar el límite elástico de la mezcla de fases presentes y causar deformación plástica en los componentes. Se sabe que la deformación plástica va acompañada por la generación de calor, sin embargo, se puede no considerar en la simulación de tratamientos térmicos, ya que el calor generado es insignificante comparado con la rapidez de extracción de calor [65].

ACOPLAMIENTO MECÁNICO-MICROESTRUCTURAL

Este acoplamiento generalmente se trata de manera unidireccional al considerar sólo el efecto de las transformaciones de fase sobre la evolución y la distribución de esfuerzos y deformaciones. Al ocurrir una transformación de fase, una microregión cambia de volumen y en ocasiones de forma, provocando deformaciones por dilatación y plasticidad inducida por transformación como en los aceros TRIP [56, 66]. Debido al efecto de la plasticidad inducida por transformación sobre la estimación de la deformación y esfuerzos residuales se debe considerar en la simulación [67], además de que es un fenómeno que se presenta en la mayoría de tratamientos superficiales de endurecimiento [67–69]. Por otro lado, el esfuerzo hidrostático (estado de esfuerzos en el que los valores de esfuerzos principales son iguales al esfuerzo medio) provoca la supresión de las temperaturas de transformación para las transformaciones de fase con una disminución en la densidad

e incrementa los tiempos de transformación, por lo tanto una menor rapidez de transformación. Por el contrario, los esfuerzos desviatorios (estado de esfuerzo que resulta de restar al esfuerzo total el esfuerzo hidrostático) aumentan las temperaturas críticas con períodos de incubación mas cortos y una mayor rapidez de transformación [70].

ACOPLAMIENTO DE LA DINÁMICA DE FLUIDOS Y LA TRANSFERENCIA DE CALOR

Para acoplar la dinámica de fluidos y la transferencia de calor se requiere el cálculo de las condiciones de frontera térmica obtenidas a partir de datos experimentales mediante software de dinámica de fluidos o por el método inverso de conducción de calor. De manera general, la dinámica de fluidos se acopla mediante una condición de frontera a través del coeficiente de transferencia de calor, que puede ser por convección natural o forzada. Para este caso se debe calcular el valor del coeficiente de transferencia de calor en cualquier punto de la superficie de la pieza en función de la rapidez de flujo másico local y la capacidad del calor específico del fluido. Por otro lado, para un enfriamiento por inmersión en un líquido, el cálculo del coeficiente de transferencia de calor debe considerar los fenómenos de formación de capa de vapor, ebullición nucleada y convección [40].

ACOPLAMIENTO DEL CAMPO ELECTROMAGNÉTICO Y TÉRMICO

Este acoplamiento permite el cálculo en estado transitorio de la distribución de temperaturas en la pieza durante el proceso de calentamiento por inducción. Un campo magnético cíclico incide sobre un material conductor, induciendo corrientes parasitas. La disipación de estas corrientes conllevan a la generación de calor en la pieza por efecto Joule, que modifica las propiedades eléctricas y térmicas, así como la microestructura. Este acoplamiento generalmente se considera irreversible y se logra importando las distribuciones de temperatura o la densidad de potencia en el modelo de simulación [30,31]. Además, con base en los resultados de varios estudios [32,71], se ha mostrado que no es necesario utilizar un acoplamiento bidireccional con el campo microestructural tomando la consideración que la dependencia de las propiedades físicas de la microestructura es implícita al considerar que las transformaciones de fase ocurren tan rápido que su dependencia del tiempo es insignificante.

CAPÍTULO 2

MODELO TERMO-ELÉCTRICO-MECÁNICO

La dilatometría es una de las técnicas de análisis térmico que más se utiliza en el estudio de las transformaciones de fase sólido-sólido de las aleaciones ferrosas [75,76], ya que permite monitorear, en tiempo real, la evolución microestructural de una fase en términos del cambio de volumen que se produce durante un ciclo térmico. Cuando un material experimenta una transformación de fase, la estructura cristalina se modifica, esto se manifiesta como un cambio de volumen positivo (expansión) o negativo (contracción). Esta técnica de análisis permite determinar las temperaturas críticas de transformación, que pueden utilizarse en la construcción de diagramas de transformación isotérmica IT (Isothermal Transformation) y/o de enfriamiento y calentamiento continuo CCT y CHT (Continuous Cooling Transformation and Continuous Heating Transformation) [75–78]. Estos diagramas son de interés práctico en distintas aplicaciones metalúrgicas, como en la simulación y diseño de tratamientos térmicos, en la predicción de propiedades mecánicas y en la formulación de modelos matemáticos para resolver los campos térmicos y microestructurales durante la formación o descomposición de una fase [79, 80].

Muchos de estos estudios utilizan equipos comerciales de dilatometría para determinar la cinética de transformación mediante probetas dilatométricas de distinta geometría y tamaño; de forma cilíndrica sólida, hueca o plana de dimensiones pequeñas, asegurando que los cambios de volumen que se obtengan sean únicamente por la transformación de fase o de los cambios internos del material y no por la distorsión originada por el choque térmico durante las etapas de calentamiento y enfriamiento súbito. Asimismo, los equipos de dilatometría pueden emplear distintos medios de calentamiento como inducción magnética (L78/RITA Linseis, Dilatronic III Theta), radiación térmica (L75V Linseis) y efecto Joule (Gleeble) [77,81,82]. Este último, se caracteriza por proporcionar homogeneidad térmica en el material y un buen control de la rapidez de calentamiento (RC), la cual puede permanecer constante durante toda la etapa de calentamiento. Otra característica del calentamiento por efecto Joule es que la generación de calor en el material es interna, lo que proporciona una relación cuasi lineal entre la corriente y la temperatura, siempre y cuando no exista transformación de fase [83], a diferencia del calentamiento por radiación o inducción donde el comportamiento de la temperatura depende de la resistencia eléctrica y del material refractario del horno (radiación) o de la frecuencia y magnitud de la corriente eléctrica, así como la forma del inductor (inducción). Otra ventaja de los

métodos directos es que permiten una medición alterna de la temperatura más precisa y exacta debido a que el material actúa como la resistencia de calentamiento eléctrica y puede monitorearse en tiempo real en función del voltaje y la intensidad. Sin embargo, debido a que el material es la resistencia eléctrica del circuito es difícil controlar el sistema de forma eficiente. Para esto se requiere una caracterización termoeléctrica previa antes de obtener los parámetros óptimos de control, ya que los materiales presentan diferentes propiedades térmicas y eléctricas. El enfriamiento suele realizarse con inyección de gas a alta presión como argón, helio o nitrógeno.

MODELO MATEMÁTICO

DESCRIPCIÓN DEL PROBLEMA

La Fig. 2 a) muestra las dimensiones de una probeta dilatométrica cilíndrica hueca de acero inoxidable AISI 304, que se calienta por efecto Joule para calibrar el sistema de control de un dispositivo experimental de dilatometría. La selección del material se debe principalmente a que el acero AISI 304 no sufre cambios internos en su estructura como transformación de fase en el intervalo de temperaturas de trabajo (250-850 °C). La probeta presenta un espesor de pared de 1 mm y se somete a calentamiento por efecto Joule bajo condiciones de convección natural sobre la superficie externa de la probeta. Bajo estas condiciones el número de Biot es de 4.5×10^{-4} , por lo que el problema se considera como un sistema de calentamiento tipo Newtoniano en la dirección radial. Teniendo en cuenta que se trata de un sistema Newtoniano, se espera que los gradientes de temperatura en la dirección radial sean despreciables, generando una zona completamente isotérmica en la dirección radial. Durante el calentamiento, la probeta se expande por la dilatación térmica del material, la cual se asocia a la deformación térmica generada.

Por otro lado, la probeta se sujeta a un sistema de mordazas que son empleadas como terminales de alimentación de corriente eléctrica (electrodos) que son enfriadas a través de un flujo moderado de agua en el interior, esto provoca un perfil de temperaturas de tipo parabólico y simétrico en la dirección axial, haciendo que la temperatura alcance un valor máximo en la parte media de la probeta como se muestra en la Fig. 2 b). Esta temperatura es representativa de la cantidad de energía que se genera en el sistema por efecto Joule.

MODELO TERMOELÉCTRICO

PROBLEMA NEWTONIANO

El modelo clásico para el calentamiento o enfriamiento Newtoniano establece que la cantidad de calor que se acumula en un sólido es igual al calor que se transfiere a través

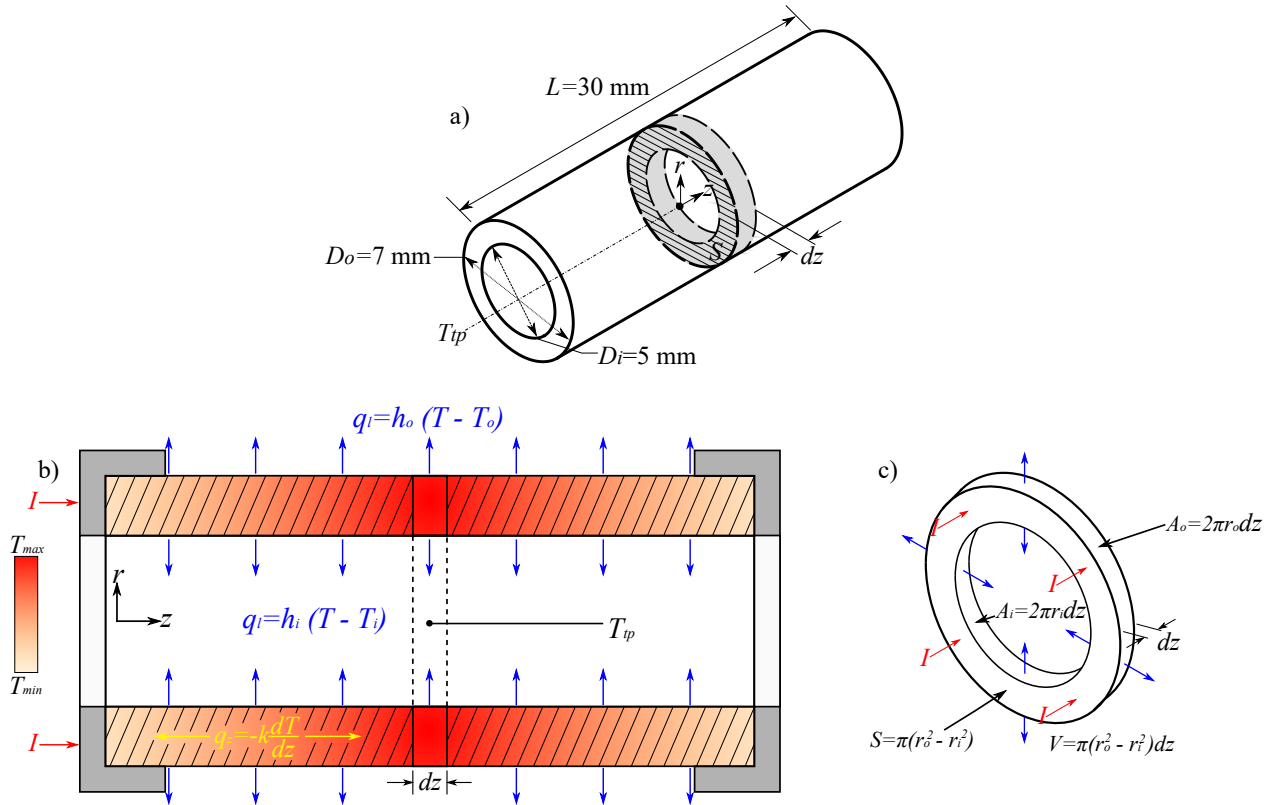


Figura 2. a) Cilindro hueco calentado por efecto Joule, b) Perfil térmico radial y transversal del cilindro calentado y c) Elemento de volumen diferencial.

de sus paredes en contacto con un medio de calentamiento o enfriamiento. Por lo tanto, el balance de energía global se expresa como:

$$Q_a = -Q_l. \quad (1)$$

El calor que se acumula Q_a se define a partir del cambio de temperatura respecto al tiempo y las propiedades termofísicas del material como:

$$Q_a = \rho C_p V \frac{dT}{dt}, \quad (2)$$

donde T y t son la temperatura y tiempo de calentamiento o enfriamiento, ρ es la densidad, C_p es el calor específico y V es el volumen del sólido. En el caso de un cilindro hueco, como el elemento diferencial que se muestra en la Fig. 2 c), el volumen se define a través de la área transversal S , que es función del radio interior y exterior del cilindro por su longitud $L = dz$:

$$V = S \cdot L = \pi(r_o^2 - r_i^2) dz. \quad (3)$$

Se considera que la temperatura del medio en la superficie interior T_i es diferente a la de la superficie exterior T_o esto se debe a que la superficie exterior está expuesta al medio ambiente, permitiendo la radiación y convección libre, mientras que la superficie interior se considera como una cavidad en la cual el aire está confinado, provocando que la transferencia de calor por convección se limite y que el mecanismo gobernante de transferencia de calor sea la radiación, por lo tanto, el calor que se pierde por convección Q_l se expresa a partir del coeficiente global de transferencia de calor (CGTC) sobre la superficie interior y exterior de la probeta cilíndrica hueca, h_i y h_o , respectivamente,

$$Q_l = h_i(T - T_i)A_i + h_o(T - T_o)A_o, \quad (4)$$

donde $A_i = 2\pi r_i dz$ es el área de la superficie interior y $A_o = 2\pi r_o dz$ es el área de la superficie exterior.

Finalmente, al igualar los términos Q_a y Q_l se obtiene una expresión para calentamiento o enfriamiento newtoniano en un cilindro hueco:

$$\rho C_p \pi (r_o^2 - r_i^2) dz \frac{dT}{dt} = -2\pi [h_i(T - T_i)r_i + h_o(T - T_o)r_o] dz, \quad (5)$$

dividiendo la ec. (5) entre $\rho C_p \pi (r_o^2 - r_i^2) dz$ se obtiene,

$$\frac{dT}{dt} = -\frac{2}{\rho C_p (r_o^2 - r_i^2)} [h_i(T - T_i)r_i + h_o(T - T_o)r_o], \quad (6)$$

La ec.(6) es la ecuación que gobierna el problema newtoniano de transferencia de calor sin generación de calor, por lo que no describe a detalle el problema de una probeta dilatométrica calentada por efecto Joule. Para esto, se requiere tomar en cuenta la contribución de calor por efecto Joule como se describe en la siguiente sección.

PROBLEMA NEWTONIANO CON GENERACIÓN DE CALOR POR EFECTO JOULE

A partir de la Fig. 2 c) se estableció un balance de energía dentro la zona isotérmica señalada por el elemento de volumen dz , considerando los términos de acumulación y generación de calor, así como las pérdidas de calor por convección a través de las paredes de la probeta:

$$Q_a = Q_g - Q_l, \quad (7)$$

donde Q_g es el calor generado por efecto Joule [84], el cual se define a través de la Ley de Watt como:

$$Q_g = I^2 R_e, \quad (8)$$

donde I es la intensidad de corriente eléctrica, R_e es la resistencia eléctrica que se expresa en términos de la resistividad ρ_e o la conductividad eléctrica del material σ_e , por lo tanto, $R_e = \rho_e \frac{L}{S} = \frac{1}{\sigma_e} \frac{L}{S}$, donde $L = dz$ la longitud del elemento y S el área de la sección transversal.

$$R_e = \left(\frac{1}{\sigma_e} \right) \frac{dz}{\pi(r_o^2 - r_i^2)}. \quad (9)$$

Sustituyendo, las ecs. (2), (4) y (8) en el balance de energía de la ec. (7), se obtiene la ecuación que gobierna el problema de calentamiento o enfriamiento newtoniano de una probeta dilatométrica con generación de calor por efecto Joule:

$$\pi \rho C_p dz (r_o^2 - r_i^2) \frac{dT}{dt} = \frac{I^2}{\sigma_e} \left[\frac{dz}{\pi(r_o^2 - r_i^2)} \right] - 2\pi [h_i (T - T_i) r_i + h_o (T - T_o) r_o] dz, \quad (10)$$

dividiendo la ec. (10) entre $\pi \rho C_p (r_o^2 - r_i^2) dz$ se obtiene,

$$\frac{dT}{dt} = \frac{I^2}{\sigma_e \rho C_p} \left[\frac{1}{\pi(r_o^2 - r_i^2)} \right]^2 - \frac{2}{\rho C_p (r_o^2 - r_i^2)} [h_i (T - T_i) r_i + h_o (T - T_o) r_o]. \quad (11)$$

La ec. (11) es una ecuación diferencial no lineal debido a que las propiedades termofísicas y eléctricas dependen de la temperatura, esta ecuación describe la rapidez de calentamiento o enfriamiento, considerando el calor por acumulación, generación por efecto Joule y el disipado por convección hacia el medio de calentamiento o enfriamiento. En el caso que se consideren las propiedades termofísicas y eléctricas del material como constantes, es factible obtener una solución analítica del modelo, ya que el problema pierde su no linealidad.

MODELO MECÁNICO

DILATACIÓN TÉRMICA

Los cambios de temperatura producen dilataciones térmicas, en forma de expansiones o contracciones en un material. Para la mayoría de los materiales, la deformación térmica unitaria [72] ϵ_T se expresa en términos del cambio de temperatura como:

$$\epsilon_T = \alpha \cdot \Delta T, \quad (12)$$

donde α es el coeficiente de expansión térmica lineal y ΔT es el cambio de temperatura respecto a una temperatura de referencia.

DEFORMACIÓN REAL

La deformación térmica que se genera durante un ciclo de calentamiento o de enfriamiento se relaciona con la deformación promedio lineal que sufre un material. Sin embargo, la ecuación ingenieril para el cálculo de la deformación promedio lineal se basa enteramente en la dimensión original, longitud inicial, la cual cambia continuamente durante el ciclo térmico. Sin embargo, en una prueba de dilatometría, la medición del desplazamiento es vital para la correcta interpretación de una transformación de fase en estado sólido, por lo que la medición de la dimensión instantánea es necesaria [74]. Ludwik fue el primero en proponer la definición de deformación real o natural, ϵ , en la cual define a la deformación en términos del cambio de longitud o desplazamiento instantáneo.

$$\epsilon = \sum \frac{L_1 - L_0}{L_0} + \frac{L_2 - L_1}{L_1} + \frac{L_3 - L_2}{L_2} + \dots \quad (13)$$

$$\epsilon = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln\left(\frac{L}{L_0}\right), \quad (14)$$

en donde L es la longitud instantánea y L_0 es la longitud inicial.

Ahora, por el principio de incompresibilidad de los sólidos, el cambio de volumen es igual cero, $\Delta V = 0$, por lo tanto,

$$\Delta V = V - V_0 = 0, \quad (15)$$

$$V = V_0, \quad (16)$$

$$A \cdot L = A_0 \cdot L_0, \quad (17)$$

en donde A es el área instantánea y A_0 es el área inicial. La ec. (14) se puede reescribir en términos de el área como:

$$\epsilon = \ln\left(\frac{A_0}{A}\right). \quad (18)$$

Analizando la deformación térmica del elemento de volumen de la Fig. 2 c) y considerando la deformación real ϵ [74] en términos del área se tiene que:

$$\varepsilon = \ln\left(\frac{A}{A'}\right) = \ln\left(\frac{r_o^2 - r_i^2}{r_o'^2 - r_i'^2}\right). \quad (19)$$

Suponiendo que no existen gradientes de temperatura en la dirección radial, se espera que la temperatura en el elemento de volumen sea uniforme y por consiguiente, la expansión térmica lineal también lo sea, manteniéndose la diferencia entre el radio exterior e interior Δr . De acuerdo a lo anterior, las ecs. (12) y (19) se pueden igualar a partir del valor de la deformación, obteniéndose una expresión para el radio exterior instantáneo r_o' en función del cambio de temperatura y el coeficiente de expansión térmica lineal:

$$r_o' = \frac{2r_o - \Delta r}{2 \cdot \exp(-\alpha \cdot \Delta T)} + \frac{\Delta r}{2}. \quad (20)$$

La deformación por dilatación ε_d se calcula a partir de la relación del cambio diametral instantáneo $\Delta D'$ y diámetro inicial D_o ,

$$\varepsilon_d = \frac{\Delta D'_o}{D_o} = \frac{r_o' - r_o}{r_o}. \quad (21)$$

MÉTODO DE SOLUCIÓN

El modelo propuesto en la ec. (11) se puede resolver analíticamente considerando las propiedades termofísicas y eléctricas constantes, sin embargo, en la realidad esto no ocurre, por lo que, una solución de este tipo resultaría inexacta. Para dar una correcta solución al modelo es necesario tomar las propiedades termofísicas y eléctricas del material en función de la temperatura: $\rho(T)$, $C_p(T)$ y $\sigma(T)$, haciendo que la ec. (11) tome la forma de una ecuación diferencial no lineal, cuya solución analítica no puede obtenerse fácilmente, por lo que se propone el uso de una solución aproximada a partir del método de diferencias finitas explícito (MDFE). En el MDFE, el perfil de temperaturas es función del tiempo y la temperatura se calcula en un tiempo atrás. El método de solución se programa en el paquete de licencia libre Scilab[®]. Para esto, se utilizó la forma diferencial hacia adelante de la rapidez de temperatura dT/dt [85] como,

$$\frac{dT}{dt} = \frac{T^{n+1} - T^n}{\Delta t}, \quad (22)$$

donde T^{n+1} es la temperatura en el tiempo futuro t^{n+1} y T^n la temperatura en el tiempo actual t^n . Sustituyendo la ec. (22) en la ec. (11) y empleando el MDFE se tiene que,

$$T^{n+1} = \left[\frac{I^2}{\sigma_e \rho C_p} \left[\frac{1}{\pi(r_o^2 - r_i^2)} \right]^2 - \frac{2}{\rho C_p (r_o^2 - r_i^2)} [h_o(T^n - T_o)r_o + h_i(T^n - T_i)r_i] \right] \Delta t + T^n. \quad (23)$$

La ec. (23) describe la evolución del campo de temperaturas en función de las propiedades termofísicas y eléctricas, el coeficiente de transferencia de calor y la intensidad de corriente eléctrica, dependientes de la temperatura, el tiempo y las dimensiones de la probeta.

DESARROLLO EXPERIMENTAL

Para realizar las pruebas experimentales se utilizó un dispositivo de calentamiento por efecto Joule mediante la instrumentación de una fuente de potencia de 2.25 kW acoplada a un sistema de mordazas conductoras de cobre para la alimentación de corriente eléctrica. Las mordazas fueron enfriadas por medio de un flujo constante de agua con la finalidad de mantener los extremos de la probeta a una temperatura aproximada de 40 °C; asegurando la concentración del campo térmico en la parte media de la probeta. La temperatura se mide por medio de un pirómetro infrarrojo a partir de una temperatura de 250 °C. A su vez, la dilatación en la dirección radial se mide con un micrómetro láser que proporciona una resolución de $\pm 1.0\mu\text{m}$. Los actuadores y sensores se controlan por un sistema de adquisición de datos CompactRio NI cRIO 9075. El dispositivo experimental se observa en la Fig. 3.

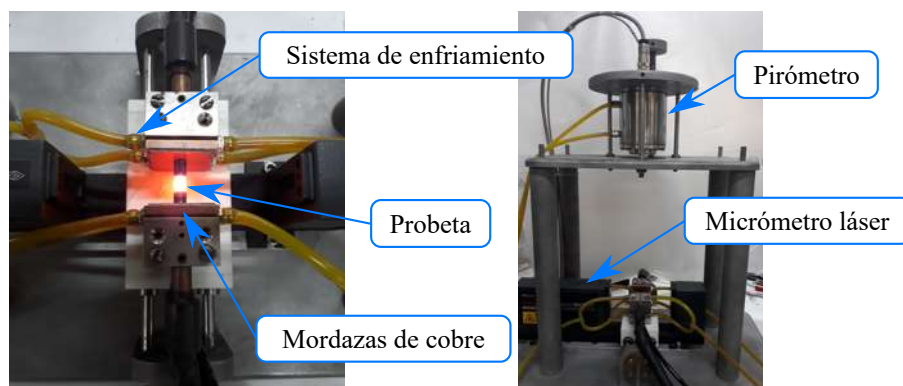


Figura 3. Sistema experimental de calentamiento por efecto Joule.

Para las pruebas de calentamiento se maquinaron probetas de acuerdo a la Fig.2 a) de un acero inoxidable AISI 304. Las probetas se calentaron a una temperatura máxima de 850 °C con distinta rapidez de calentamiento: 0.75, 1.08 y 1.58 °C s⁻¹. Posteriormente, se enfriaron a temperatura ambiente bajo condiciones de convección natural con aire quieto y sin paso de corriente eléctrica. Durante el calentamiento se midió y adquirió, el tiempo, la respuesta térmica y la variación del diámetro.

RESULTADOS

EXPERIMENTACIÓN

Los resultados de las pruebas experimentales se presentan en las Figs. 4 a) y b): a) historia térmica e intensidad de corriente eléctrica y b) % de deformación por dilatación $\% \Delta D/D_0$. De la Fig. 4 a) se muestra la historia térmica medida en la sección media sobre la superficie exterior de la probeta, de la cual se observa que la medición de temperatura inicia cuando se alcanza una temperatura aproximada de 250 °C hasta una temperatura de 850 °C, en un tiempo aproximado de 380 segundos, obteniéndose así una rapidez de calentamiento promedio de $1.58 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$. En la misma Fig. 4 a) se muestra la intensidad de corriente eléctrica que se alimentó a la probeta con respecto al tiempo. Se aprecia que la intensidad de corriente eléctrica requerida para alcanzar una temperatura inicial de 250 °C es menor a 120 A, la cual se incrementa de manera proporcional a la temperatura hasta alcanzar un valor aproximado de 260 A. El comportamiento de la corriente eléctrica es similar al de la historia térmica, existiendo una relación lineal entre la corriente eléctrica y la temperatura de la probeta.

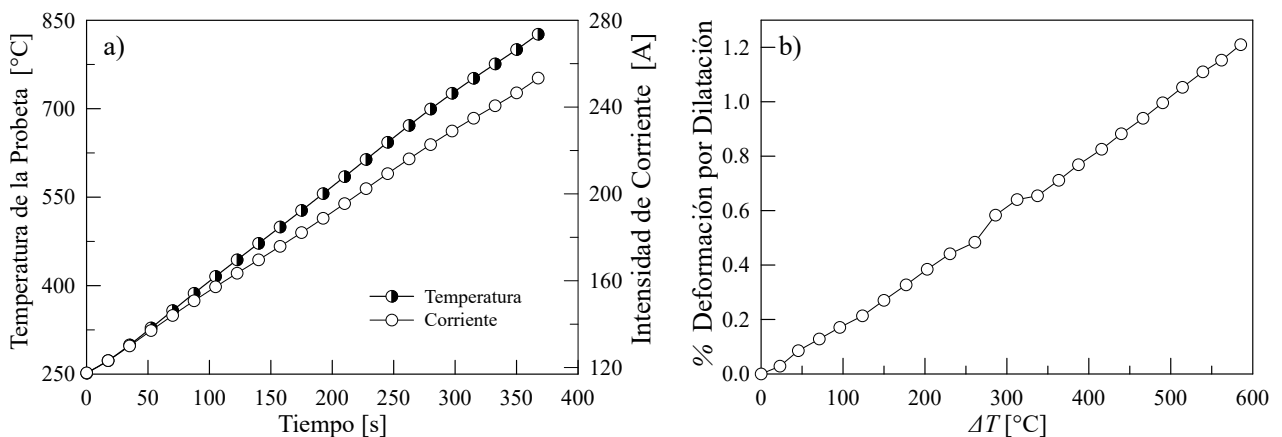


Figura 4. a) Historia térmica e intensidad de corriente como una función del tiempo y b) % de deformación por dilatación como una función del cambio de temperatura, para una probeta dilatométrica calentada por efecto Joule a una rapidez de calentamiento promedio de $1.58 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$.

Por otro lado, el porcentaje de deformación por dilatación se presenta en la Fig. 4 b) como una función de la diferencia de temperatura con respecto a la temperatura inicial $\Delta T = T - 250$. Al igual que la temperatura y la intensidad de corriente, el porcentaje de deformación por dilatación presenta un comportamiento proporcional al cambio de ΔT hasta alcanzar la temperatura de la prueba, (850 °C).

CONDICIÓN DE FRONTERA TÉRMICA (CFT)

Como se señaló en el modelo, las condiciones de frontera térmica en las superficies exterior e interior con el medio ambiente se definieron a partir del coeficiente de transferencia de calor global, $h_o(T)$ y $h_i(T)$. En el caso de la superficie externa se requiere determinar el valor del coeficiente en función de la temperatura, para esto se considera que el flujo de calor de la probeta hacia el medio ambiente está dado por la contribución del calor que se pierde por convección y radiación:

$$h_o = h_c + h_r, \quad (24)$$

donde h_c es el coeficiente de transferencia de calor por convección y h_r es el coeficiente por radiación. El coeficiente de transferencia de calor por convección natural se obtiene a partir del número adimensional de Nusselt, Nu_D como:

$$h_c = \frac{Nu_D \cdot k_{air}}{D_o}, \quad (25)$$

donde k_{air} es la conductividad térmica del aire y D_o es el diámetro inicial exterior de la probeta. El valor de Nu_D se obtiene a partir de la correlación empírica desarrollada por Rebrov [86], para cilindros horizontales con diámetros entre 1.31 a 9.9 mm, sometidos a convección natural,

$$Nu_D = [0.98 - 0.01(\log Gr_D Pr)^2](Gr_D Pr)^x, \quad (26)$$

donde Gr_D es el número adimensional de Grashof evaluado con el diámetro exterior de la probeta y Pr es el número de Prandtl; el exponente x se expresa como,

$$x = 0.14 + 0.015 \log(Gr_D Pr). \quad (27)$$

Por otro lado, el coeficiente por radiación h_r se define como [87],

$$h_r = \varepsilon \sigma \left[\frac{T^4 - T_o^4}{T - T_o} \right], \quad (28)$$

donde ε es la emisividad del material y σ es la constante de Stefan Boltzmann, las temperaturas se expresan en Kelvin.

En la Fig. 5 se muestran los coeficientes de transferencia de calor en función de la temperatura para la superficie exterior de la probeta. El coeficiente por convección natural se mantiene prácticamente constante para casi todo el intervalo de temperaturas, mientras que el coeficiente por radiación se incrementa al aumentar la temperatura de la probeta

de forma exponencial, indicando que el mecanismo que gobierna la transferencia de calor a alta temperatura es la radiación.

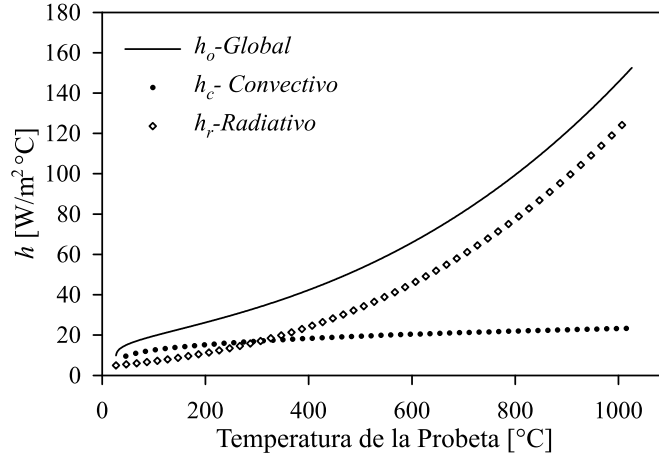


Figura 5. Comparación entre los coeficientes de transferencia de calor por convección h_c , radiación h_r y el coeficiente global h_o para estimar la condición de frontera convectiva en la superficie exterior de la probeta.

Para obtener la CFT en el interior de la probeta h_i , fue necesario determinar la temperatura del medio interior T_i . Para esto, se midió la temperatura con un termopar en el interior de la probeta, como se muestra en la Fig. 2 a).

Sin embargo, la temperatura que se registró con el termopar no sólo consideró la transferencia de calor por convección entre el termopar y el medio interior sino también la radiación entre la superficie interior y la punta del termopar debido a la diferencia de temperatura entre la superficie y el medio. Esto provocó que la temperatura registrada por el termopar fuera una temperatura promedio entre la superficie interior y el medio. Para esto, se calculó la temperatura del medio interior mediante un balance de energía en la superficie del termopar, igualando la ganancia de calor por radiación con la pérdida de calor por convección [88],

$$\dot{q}_{conv \rightarrow tp} = \dot{q}_{rad \leftarrow tp}, \quad (29)$$

la flecha indica la dirección de flujo de calor, $\rightarrow tp$ hacia el termopar, $\leftarrow tp$ desde el termopar,

$$h(T_i - T_{tp}) = \varepsilon_{tp} \sigma (T_{tp}^4 - T^4), \quad (30)$$

donde ε_{tp} es la emisividad del termopar. Al despejar la temperatura del interior T_i , se obtiene,

$$T_i = T_{tp} - \frac{\varepsilon_{tp}\sigma [T^4 - T_{tp}^4]}{h}, \quad (31)$$

donde T_{tp} es la temperatura registrada por el termopar, T es la temperatura de la probeta y h es el coeficiente de transferencia de calor por convección entre la punta del termopar y la superficie interior de la probeta. Las Figs. 6 a) y b) muestran la comparación entre las temperaturas de la probeta T , la del termopar T_{tp} y la del medio interior T_i , calculada a partir de la ec. (31); b) Temperatura del medio interior como una función de la temperatura de la probeta.

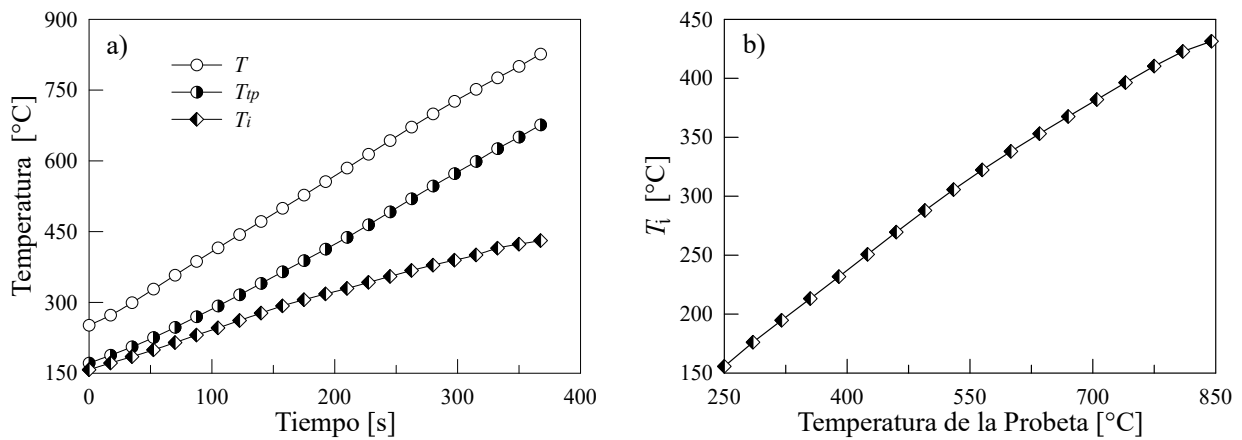


Figura 6. **a)** Comparación entre las temperaturas de la probeta T , la temperatura del termopar T_{tp} y la temperatura del medio interior T_i calculada a partir de la ec. (31). **b)** Temperatura del medio interior como una función de la temperatura de la probeta.

Finalmente, para estimar la CFT en el interior h_i , se resolvió el Problema Inverso de Conducción de Calor (IHCP: Inverse Heat Conduction Problem) [89, 90]. La ec. (23) se resolvió para h_i , alimentando la historia térmica de la probeta, la temperatura del medio interior y exterior, la historia de corriente eléctrica y las propiedades termofísicas y eléctricas dependientes de la temperatura para un acero inoxidable AISI 304. Estos datos fueron obtenidos a partir de propiedades reportadas en la literatura [91, 92]. El IHCP se resolvió mediante el método Beck no lineal [93, 94]; el resultado se muestra en la Fig. 7.

A partir de la Fig. 7, se observa comportamiento del coeficiente de transferencia de calor global entre la superficie interior de la probeta y el medio interior. Al inicio del calentamiento, el medio interior presenta una capacidad de extracción de calor creciente hasta una temperatura de 550 °C, debido principalmente a la diferencia de temperaturas entre el medio y la probeta. A partir de este punto, la extracción se mantiene prácticamente constante alrededor de 315 W/m² °C hasta llegar a una temperatura cercana a los 800 °C, antes de alcanzar la temperatura máxima de la probeta, en este momento la capacidad de extracción disminuye ligeramente por la saturación calorífica del medio interior y por la pérdida de calor por convección-radiación en el lado opuesto de la probeta.

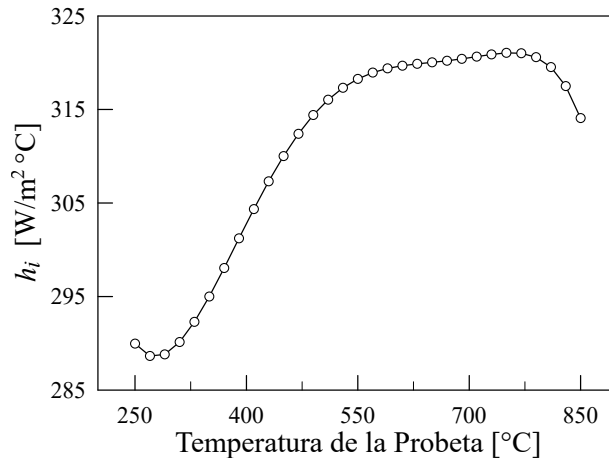


Figura 7. Coeficiente de transferencia h_i para la superficie interior como una función de la temperatura de la probeta, calculado a partir de la solución del IHCP.

COEFICIENTE DE EXPANSIÓN TÉRMICA LINEAL

El coeficiente de expansión térmica lineal se determinó a partir de la deformación por dilatación y la variación diametral medida experimentalmente, considerando que la deformación térmica ε_T es igual a la deformación por dilatación ε_d ,

$$\alpha = \frac{1}{D_o} \frac{\Delta D'_o}{\Delta T}, \quad (32)$$

donde ΔT es el cambio de temperatura, el cual se expresa como:

$$\Delta T = T^{n+1} - T_r, \quad (33)$$

donde T^{n+1} es la temperatura instantánea en el tiempo futuro t^{n+1} , para cada valor del radio exterior instantáneo r'_o , mientras que T_r es la temperatura de referencia correspondiente al radio exterior inicial r_o , T_r es una constante que coincide con la temperatura inicial de la probeta. El coeficiente de expansión térmica lineal obtenido a partir de la ec. (32) y los datos experimentales se muestra en la Fig. 8.

La Fig. 8 muestra que el coeficiente expansión térmica mantiene un comportamiento lineal con respecto a la temperatura y debido a que se calculó a partir de la diferencia de temperatura ΔT se tiene un valor diferente para cada una de las temperaturas futuras T^{n+1} . El coeficiente de expansión promedio $\bar{\alpha}$ fue de $21.64 \mu\text{m/m} \cdot ^\circ\text{C}$, el cual corresponde al de un acero inoxidable con estructura austenítica [133].

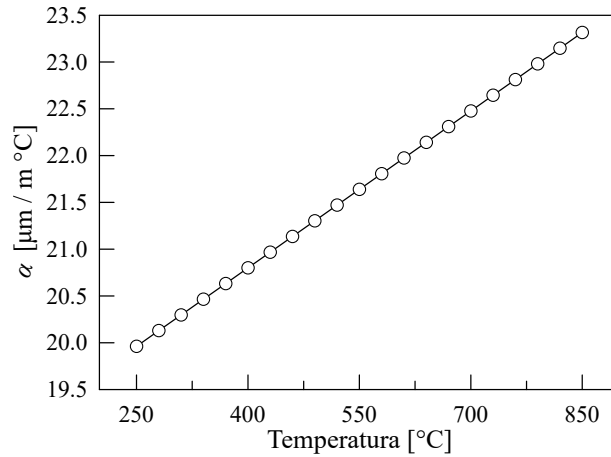


Figura 8. Coeficiente de expansión térmica lineal α como una función de la temperatura para un acero inoxidable AISI 304.

VERIFICACIÓN

SOLUCIÓN ANALÍTICA

Considerando propiedades termofísicas constantes es posible obtener una solución analítica para la ec. (23), la cual se expresa como:

$$T(t) = e^{-\frac{2(h_0 r_0 + h_i r_i)t}{C_p \rho (r_0^2 - r_i^2)}} \left[\left(e^{\frac{2(h_0 r_0 + h_i r_i)t}{C_p \rho (r_0^2 - r_i^2)}} \left(\frac{h_0 r_0 T_0 + h_i r_i T_i}{h_0 r_0 + h_i r_i} - \frac{I^2}{2\pi^2 \sigma_e (h_0 r_0 + h_i r_i) (r_i^2 - r_0^2)} \right) + C \right) \right]. \quad (34)$$

Al aplicar la condición inicial en el $t = 0$ cuando la temperatura es $T(0) = T_{inicial}$, se obtiene el valor de la constante C ,

$$C = T_{inicial} + \frac{I^2}{2\pi^2 \sigma_e (h_0 r_0 + h_i r_i) (r_i^2 - r_0^2)} - \frac{h_0 r_0 T_0 + h_i r_i T_i}{h_0 r_0 + h_i r_i}, \quad (35)$$

por lo que, la solución particular es:

$$T(t) = e^{-\frac{2(h_0 r_0 + h_i r_i)t}{C_p \rho (r_0^2 - r_i^2)}} \left[\left(e^{\frac{2(h_0 r_0 + h_i r_i)t}{C_p \rho (r_0^2 - r_i^2)}} - 1 \right) \left(\frac{h_0 r_0 T_0 + h_i r_i T_i}{h_0 r_0 + h_i r_i} - \frac{I^2}{2\pi^2 \sigma_e (h_0 r_0 + h_i r_i) (r_i^2 - r_0^2)} \right) + T_{inicial} \right]. \quad (36)$$

Sin embargo, la solución analítica de la ec. (36) está restringida a propiedades termofísicas constantes, ya que al introducir propiedades dependientes de la temperatura esta no tiene estabilidad en su solución. Para el caso de un material con propiedades termofísicas

dependientes de la temperatura se propone una solución alterna la cual se describió en la sección de método de solución.

La verificación se realizó haciendo una comparación entre la historia térmica obtenida por la solución analítica de la ec. (36) y la solución numérica de la ec. (23), para el caso de una probeta de acero inoxidable AISI 304 y estableciendo las siguientes suposiciones:

- Propiedades termofísicas constantes, $C_p=485 \text{ J/kg } ^\circ\text{C}$, $\rho=7450 \text{ kg/m}^3$, $\sigma_e= 1001994 \text{ S m}$
- Intensidad de corriente eléctrica constante desde el inicio hasta el final de calentamiento, $I=250 \text{ A}$
- Coeficiente de transferencia de calor constante, $h_o=115 \text{ W/m}^2 \text{ } ^\circ\text{C}$ y $h_i=315 \text{ W/m}^2 \text{ } ^\circ\text{C}$
- Temperatura inicial, igual a la temperatura del medio exterior e interior, $T_{inicial} = T_o = T_i=25 \text{ } ^\circ\text{C}$

En la Fig. 9 se muestran las historias térmicas obtenidas por medio de la solución analítica y la solución numérica. Se puede observar que los valores se encuentran sobrepuestos, ya que el nivel de aproximación es muy bueno. Para tener una referencia aún más clara de la aproximación entre los valores, se calculó el porcentaje de error de la solución numérica respecto a la solución analítica que se muestra en la Fig. 9, en la que se aprecia que se tiene un error máximo del 3.7% al inicio de la solución y un valor prácticamente de cero cuando la temperatura se estabiliza y alcanza su valor máximo.

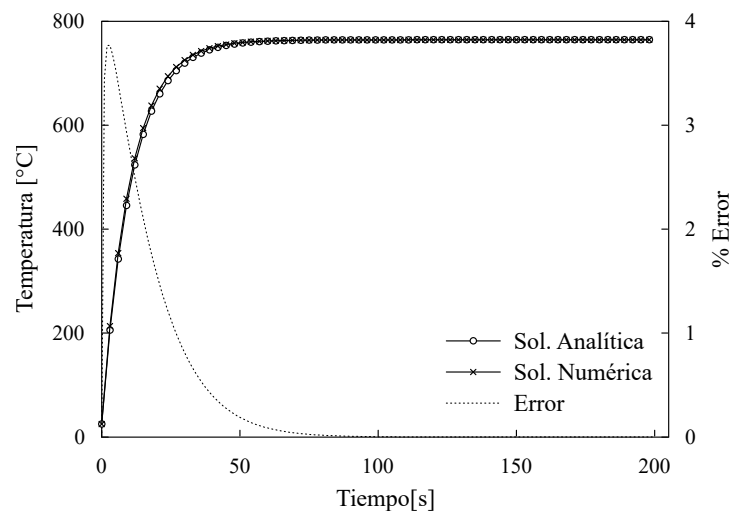


Figura 9. Comparación entre la historia térmica analítica y numérica, así como el porcentaje de error de la solución numérica respecto de la solución analítica.

VALIDACIÓN

En la Fig. 10 se muestra la comparación entre la historia térmica experimental y la simulada por el modelo matemático a una rapidez de calentamiento de: 0.75, 1.08 y 1.58 °C s⁻¹. Como se mencionó, el modelo se alimentó con las propiedades termofísicas y eléctricas dependientes de la temperatura, y los coeficientes de transferencia de calor al exterior e interior h_o y h_i , obtenidos por la correlación empírica de Rebrov y la solución del problema inverso IHCP, respectivamente. De la Fig. 10 se aprecia que el perfil térmico obtenido con el modelo matemático concuerda aceptablemente con el perfil térmico experimental. Esto valida satisfactoriamente las CFT establecidas para cada una de las superficies de la probeta, confirmando que la suposición en cuanto a la contribución radiativa en el interior es importante y correcta, lo cual permite predecir de forma apropiada la evolución del campo térmico durante el calentamiento por efecto Joule de una probeta dilatométrica.

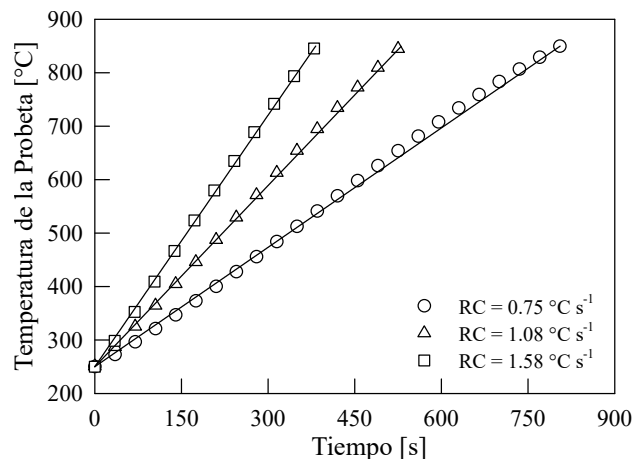


Figura 10. Comparación entre la historia térmica experimental (símbolos) y la historia térmica simulada (líneas continuas) a una rapidez de calentamiento de: 0.75, 1.08 y 1.58 °C s⁻¹ para un acero inoxidable AISI 304.

Las mediciones de dilatación del acero se utilizaron para validar el modelo matemático. En la Fig. 11 se presenta la deformación por dilatación en función de la rapidez de calentamiento para los valores experimentales (símbolos) y simulados con el modelo (línea continua). La deformación por dilatación se referencia al valor del diámetro exterior a una temperatura de 250 °C para cada rapidez de calentamiento. Al igual que el campo térmico, se observa un comportamiento lineal, donde el ajuste entre los valores experimentales y simulados es aceptable. De esta misma figura, se infiere que el coeficiente de expansión térmica lineal es independiente de la rapidez de calentamiento.

Finalmente, en la Fig. 12 se muestran las historias térmicas experimental, simulada y simulada con propiedades termofísicas constantes. Se puede observar que las historias térmicas experimental y simulada están prácticamente sobrepuestas, mientras que la simulada con propiedades termofísicas constantes se aprecia una desviación de la tempe-

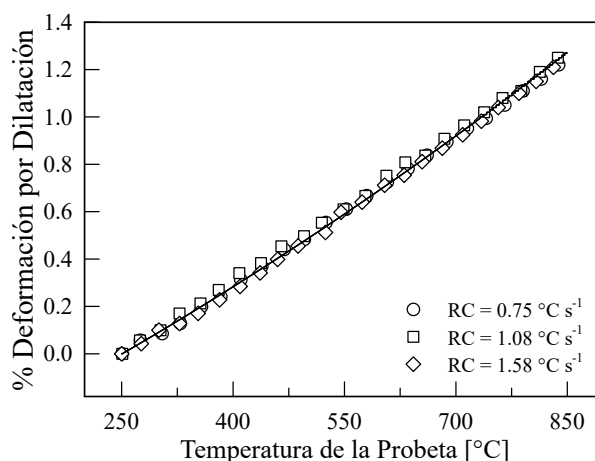


Figura 11. Deformación por dilatación experimental (símbolos) y valores simulados con el modelo (línea) para las rapidezces de calentamiento de: 0.75, 1.08 y 1.58 °C s⁻¹ para un acero inoxidable AISI 304.

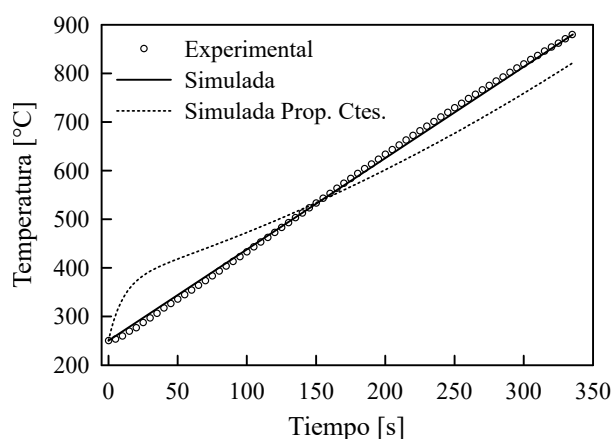


Figura 12. Comparación entre la historia térmica experimental, simulada y simulada con propiedades físicas constantes.

ratura por encima de la real hasta un tiempo de 150 segundos, después de este punto se subestima la temperatura hasta al final de la simulación, generando una diferencia de 60 °C por debajo la temperatura experimental. Esto demuestra el efecto de las propiedades termofísicas dependientes de la temperatura.

ANÁLISIS DE SENSIBILIDAD

Se realizó un análisis de sensibilidad del modelo matemático para determinar el efecto de las variables críticas de entrada sobre la historia térmica de la probeta. Para esto, se empleó la función de la conductividad eléctrica $\sigma_e(T)$ cuya respuesta se denominó “escenario medio”, modificando el valor de la función un $\pm 20\%$ y $\pm 40\%$ durante la validación

del modelo, tratando de emular un material con mayor y menor conductividad, y así determinar su influencia sobre la historia térmica de la probeta. Asimismo, se usó el espesor de la probeta dilatométrica, definido como la diferencia entre el diámetro exterior e interior Δr . Este parámetro se seleccionó debido al factor de masa y su influencia sobre la historia térmica. Para esto, se modificó el diámetro exterior entre 2.9 y 4.1 mm, obteniendo diferentes espesores de pared para la probeta dilatométrica. Las demás variables de entrada como; las propiedades termofísicas y la historia de corriente eléctrica se fijaron en el análisis de sensibilidad. La Fig. 13 a) y b) muestra la familia de curvas para la función de conductividad eléctrica $\sigma_e(T)$ y la historia de corriente que se empleó en el análisis de sensibilidad.

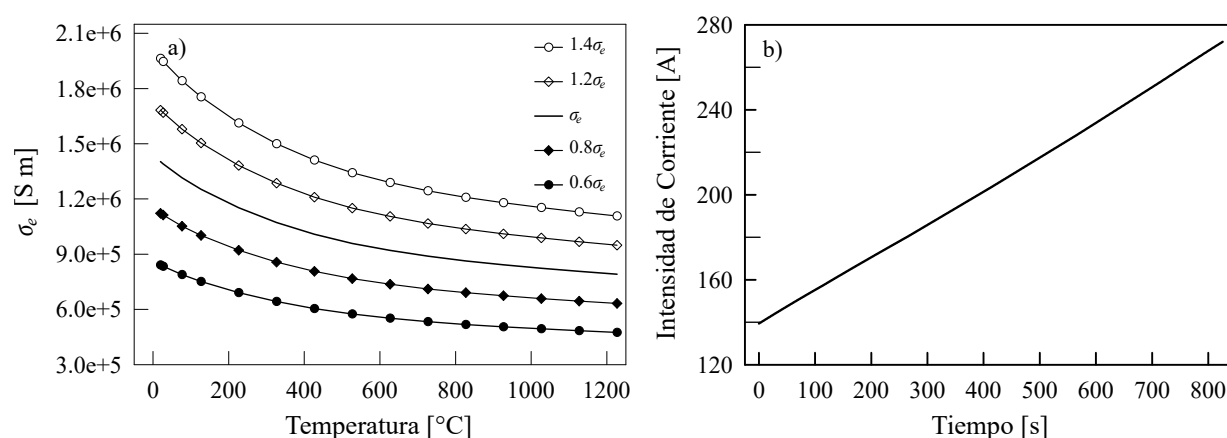


Figura 13. a) Conductividad eléctrica para un acero inoxidable AISI 304 en función de la temperatura. La figura muestra la familia de curvas que se emplearon en el análisis de sensibilidad, variando un $\pm 20\%$ y $\pm 40\%$ el valor de la conductividad eléctrica original σ_e . La línea sólida indica la conductividad eléctrica utilizada en el escenario medio. b) Historia de corriente eléctrica utilizada para el análisis de sensibilidad.

VARIABLES DE ENTRADA

La conductividad eléctrica es una variable de entrada importante en el modelo ya que bajo el principio físico del calentamiento por efecto Joule, la probeta dilatométrica funge como la resistencia del circuito, por lo que, un pequeño cambio en su valor se refleja como un incremento o disminución en la intensidad de corriente requerida. Asimismo, el espesor de la probeta restringe las condiciones de calentamiento debido a la cantidad de masa que se requiere calentar y el área de contacto por donde circula la corriente. Ambas variables se modificaron y analizaron con respecto a la historia térmica simulada, comparando los resultados con la respuesta del escenario medio. Las Figs. 14 a) y b) muestran el efecto de la conductividad eléctrica y el espesor de la probeta sobre la historia térmica simulada.

A partir de la Fig. 14 a), se observa que al utilizar una conductividad inferior a σ_e , la respuesta térmica se acelera súbitamente, alcanzando temperaturas elevadas en tiempos

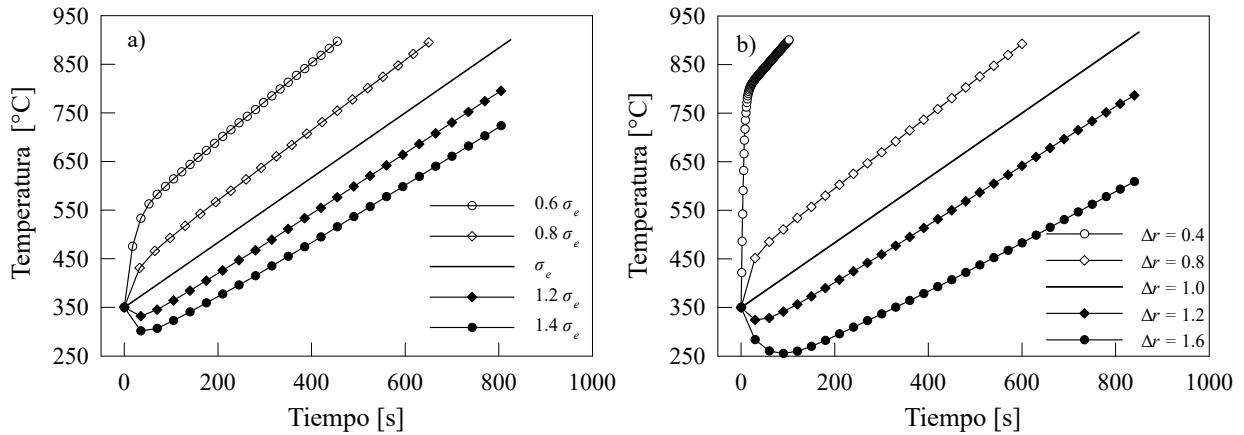


Figura 14. a) Respuesta térmica simulada de la probeta, empleando distintos valores para la función de conductividad eléctrica para un acero inoxidable AISI 304. b) Respuesta térmica simulada de la probeta empleando distintos valores de espesor de la probeta para un acero inoxidable AISI 304. La línea sólida muestra la respuesta térmica del escenario medio; en ambas figuras la rapidez de calentamiento se fijó en $0.66 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$.

cortos, en este sentido, la rapidez de calentamiento es mayor a la rapidez del escenario medio. Posteriormente, la rapidez de calentamiento cambia aproximándose a la rapidez del escenario medio de $0.66 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$ hasta alcanzar una temperatura de $900 \text{ }^\circ\text{C}$. Como se había señalado, al disminuir la conductividad eléctrica, la resistividad del material aumenta; el cambio abrupto que se observa al inicio de las curvas con una conductividad menor a σ_e se debe a la historia de corriente $I(t)$, Fig. 13 b), la cual es la corriente empleada en el escenario medio y en todos los casos de análisis; un material con mayor resistividad requiere una menor cantidad de corriente para alcanzar una temperatura específica, sin embargo, al mantener la misma historia de corriente, el material tiende a calentarse con una mayor rapidez como se observa. En este caso el modelo trata de mantener la restricción en cuanto a la rapidez de calentamiento, estabilizando la respuesta térmica con respecto a la respuesta del escenario medio.

En el caso opuesto, para una conductividad mayor a σ_e , la temperatura disminuye por debajo de la temperatura inicial ($350 \text{ }^\circ\text{C}$), este ligero subenfriamiento se vuelve más evidente cuando la conductividad eléctrica es más alta debido a que la resistividad eléctrica disminuye sin oponer resistencia al paso de corriente, la cual es insuficiente para mantener y elevar la temperatura por arriba de los $350 \text{ }^\circ\text{C}$. Asimismo, las condiciones de frontera son esenciales para el calentamiento de la probeta, ya que la cantidad de calor que se pierde por las fronteras es mayor a la cantidad de calor que se genera por efecto Joule, disminuyendo la temperatura de la probeta hasta que la intensidad de corriente se incremente para alcanzar y elevar la temperatura inicial. Sin embargo, para la misma historia de corriente, los valores de conductividad por arriba de σ_e no permiten alcanzar la temperatura del escenario medio, ya que al aumentar la conductividad, la resistividad disminuye, haciendo que el sistema requiera una mayor cantidad de corriente para alcanzar la temperatura de $900 \text{ }^\circ\text{C}$. En el caso, cuando la conductividad es igual a $1.4\sigma_e$, la

temperatura que se alcanza en el mismo tiempo con la misma intensidad de corriente es de apenas 734 °C.

Por otro lado, el espesor de pared influye sobre la respuesta térmica de la probeta como se muestra en la Fig. 14 b). En esta figura se indican espesores entre 0.4 y 1.6 mm, considerando que el espesor de la probeta para el escenario medio es de 1 mm. Cuando el espesor de la probeta se encuentra por debajo de 1 mm, la respuesta térmica es extremadamente rápida, en particular cuando Δr es igual 0.4 mm, la temperatura en este caso se incrementa súbitamente hasta 800 °C, en tanto sólo 18 segundos, promediando una rapidez de calentamiento de 25 °C s⁻¹, muy superior a la rapidez del escenario medio de 0.66 °C s⁻¹. Posteriormente, la rapidez disminuye continuamente aproximándose a 0.66 °C s⁻¹ hasta alcanzar una temperatura de 900 °C, este mismo efecto se observa para un espesor de 0.8 mm, pero en menor grado. Estos cambios se asocian directamente con el área de contacto; al disminuir el área la densidad de corriente se incrementa, haciendo que la corriente se concentre y se incremente la temperatura de la probeta de manera considerable. Por otro lado, cuando el espesor se incrementa por arriba de 1 mm, la corriente que se suministra es insuficiente para mantener la temperatura inicial de 350 °C e incrementarla. En este caso, el calor que se extrae por las superficies de la probeta es mayor al calor que se genera y la temperatura disminuye hasta 250 °C para un espesor de 1.6 mm. Después de un tiempo, la corriente sigue incrementándose, Fig. 13 b), aumentando la temperatura de la probeta por arriba de los 350 °C, sin embargo, con la misma historia de corriente, la probeta no logra calentarse hasta la temperatura de 900 °C como en el escenario medio. Cuando el espesor de la probeta aumenta, la densidad de corriente disminuye, impidiendo que el material se caliente de la misma forma.

Como se observó, la conductividad eléctrica y el espesor de la probeta tienen una fuerte influencia sobre la respuesta térmica, ambas variables son críticas para cumplir con las condiciones térmicas del calentamiento por efecto Joule de una probeta dilatométrica. Asimismo, tanto la selección de material como las dimensiones de la probeta son indispensables para el diseño adecuado de un ciclo térmico.

PREDICCIÓN

Finalmente, el modelo matemático se empleó para realizar una serie de predicciones en una aleación metálica distinta al acero inoxidable AISI 304, una súper aleación base níquel Hastelloy[®] C-276, la cual se caracteriza por ser empleada bajo condiciones de alta resistencia mecánica a alta temperatura. La Fig. 15 muestran el comportamiento térmico del Hastelloy[®] C-276 calentado por efecto Joule a una temperatura de 900 °C. En la Fig. 15 a), se indica la respuesta térmica, b) la historia de corriente eléctrica y c) el porcentaje de deformación por dilatación. Para la predicción del comportamiento térmico del Hastelloy[®] C-276 se empleó la misma rapidez de calentamiento que en el acero inoxidable (0.66 °C s⁻¹), al igual que las dimensiones de la probeta con un espesor de pared Δr de 1 mm.

La Fig. 15 a) muestra la comparación entre la historia térmica del Hastelloy y el acero inoxidable, de la figura se aprecia que no existen diferencias en la respuesta térmica de ambos materiales independientemente de las propiedades termofísicas y eléctricas, esto se debe a que la rapidez de calentamiento se mantiene fija en $0.66\text{ }^{\circ}\text{C s}^{-1}$ en ambos casos. El modelo muestra que tiene la capacidad de ajustar la rapidez de calentamiento y calcular simultáneamente la corriente eléctrica que se requiere para calentar una probeta a una temperatura de $900\text{ }^{\circ}\text{C}$.

En la Fig. 15 b) se observa la comparación entre las historias de corriente predichas por el modelo, en ambos materiales la temperatura inicial es de $250\text{ }^{\circ}\text{C}$. A diferencia de la respuesta térmica, se aprecia que para calentar una probeta de Hastelloy hasta $900\text{ }^{\circ}\text{C}$, se requiere una mayor cantidad de corriente y que el comportamiento es lineal para los dos materiales.

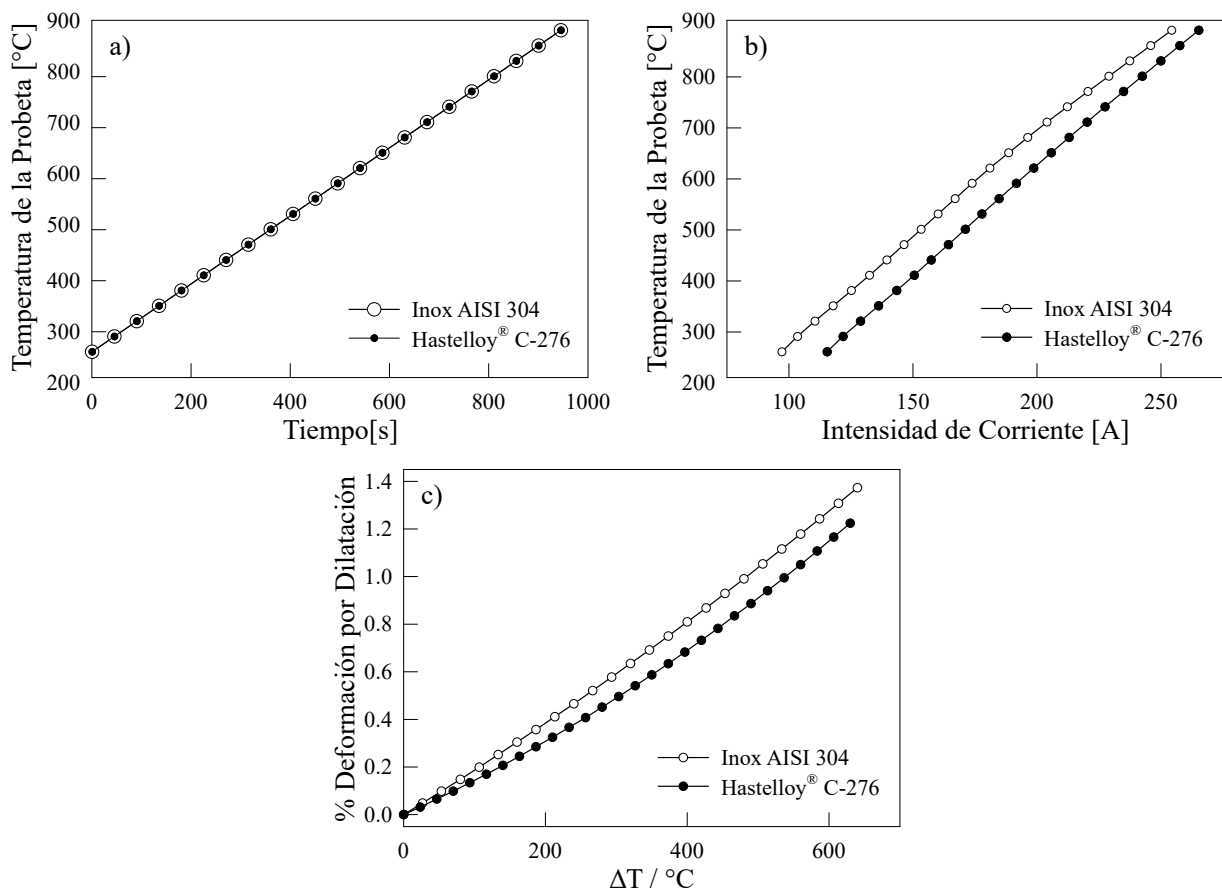


Figura 15. a) Predicción y comparación de la historia térmica, b) historia de corriente y c) porcentaje de deformación por dilatación de una aleación base níquel Hastelloy[®] C-276 y un acero inoxidable AISI 304.

Por ultimo, la Fig. 15 c) muestra el comportamiento de la deformación por dilatación de ambos materiales, se nota que el comportamiento no es completamente lineal, generándose una curvatura a medida que la temperatura se incrementa. Aunque se consi-

deran probetas con el mismo espesor, la respuesta es diferente debido al coeficiente de expansión térmica; el acero inoxidable presenta una mayor deformación por dilatación al alcanzar los 900 °C que el Hastelloy® C-276. Estas predicciones son útiles para estimar, establecer y diseñar las condiciones de calentamiento para un material conductor, así como especificar la cantidad de corriente eléctrica y el espesor requerido para alcanzar una temperatura específica con la finalidad de estudiar el comportamiento térmico-eléctrico-mecánico del material.

CAPÍTULO 3

MODELO MICROESTRUCTURAL PARA LA FORMACIÓN DE AUSTENITA

Como se señaló, el acero inoxidable AISI 304 y el Hastelloy® C-276, no presentan transformación de fase en el intervalo de temperaturas de 25 a 1200 °C, contrario a lo que ocurre en los aceros al carbono durante algún tratamiento térmico. Esta condición simplifica el modelo propuesto, ya que el término de generación de calor por transformación de fase, referido a la entalpia de transformación (generación o absorción de calor) se elimina. Por otro lado, en la mayoría de los tratamientos térmicos en un acero al carbono, se considera una etapa previa de austenización, la cual no se considera en muchos de los modelos de simulación en tratamientos térmicos. Sin embargo, es una etapa fundamental que debe considerarse, ya que a partir de ésta, se determinan las condiciones térmicas y microestructurales que rigen las transformaciones de fase subsecuentes. Como un primer paso, para el acoplamiento de un modelo termo-eléctrico-mecánico-microestructural, se propone la obtención de la cinética de formación de austenita y su modelación no convencional a partir del modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov.

La formación de austenita durante calentamiento continuo de aceros depende de la rapidez de calentamiento, la composición química y principalmente de la microestructura inicial [96–99] (distribución de fases, tamaño de grano y composición de cada fase). Para aceros hipoeutectoides, la formación de austenita consiste de dos etapas: 1) la descomposición de perlita en austenita, a partir de la disolución de cementita y 2) la transformación de ferrita proeutectoide en austenita [100]. En los aceros eutectoides la transformación se presenta en una sola etapa de perlita a austenita y en los aceros hipereutectoides, la transformación ocurre mediante la descomposición de perlita en austenita seguida de la disolución de cementita [101].

Una de las herramientas importantes para el estudio de las transformaciones sólido-sólido es el análisis dilatométrico. En los aceros hipoeutectoides, permite determinar el intervalo de temperaturas que limita la zona intercrítica, donde coexisten la ferrita y austenita, la cual es de gran interés por su uso en el diseño de tratamientos térmicos de aceros multifásicos con aplicación automotriz [102–104]; por ejemplo, en el tratamiento térmico intercrítico de un acero de doble fase, el acero se calienta desde la temperatura ambiente hasta una temperatura dentro de la zona intercrítica y posteriormente se enfría a tempera-

tura ambiente nuevamente, para obtener una microestructura compuesta por martensita y ferrita, esta mezcla genera una combinación óptima de propiedades mecánicas y un excelente comportamiento mecánico. El resultado final del tratamiento intercrítico depende en gran medida de la exactitud y el método con las que se determinaron las temperaturas críticas de transformación Ac_1 y Ac_3 .

Debido a lo anterior, se han propuesto diversos métodos para determinar las temperaturas críticas de transformación, ya sea en equilibrio o en calentamiento y enfriamiento continuo; por ejemplo, a través de correlaciones empíricas Andrews, Hougardy, Kasatkin [105–107], propusieron una serie de ecuaciones en función de la composición para calcular las temperaturas críticas de equilibrio en aceros con un contenido de carbono por debajo a 0.6% en peso de C. Sin embargo, las correlaciones empíricas no consideran la microestructura inicial y están limitadas para un cierto intervalo de composición química, por lo que pueden provocar una sobre o subestimación de las temperaturas de transformación, como las temperaturas Ac_1 y Ac_3 de los aceros hipoeutectoides.

La predicción de las temperaturas críticas mediante correlaciones empíricas ha mejorado a partir de los modelos de redes neuronales y los métodos de regresión lineal [108–110] y múltiple [111, 112], empleando bases de datos experimentales de una gran variedad de aceros y modificando las correlaciones de Andrews, Hougardy, Kasatkin y Trzaska. Sin embargo, aún de este progreso se tiene un porcentaje de error en la predicción de las temperaturas de transformación [108–112] y por consiguiente, en la determinación de la fracción en volumen de austenita formada, por lo que es preferible utilizar métodos convencionales para su obtención como la dilatometría diferencial. A través de análisis dilatométrico y modelos semi-empíricos de transformación de fase [113–115], se pueden determinar con mayor exactitud la fracción en volumen de austenita, las temperaturas críticas de transformación Ac_1 y Ac_3 , así como el comportamiento dilatométrico para un acero de composición química específica bajo condiciones de calentamiento continuo [100, 114, 116–119].

Caballero et al. [116, 120], describe el comportamiento dilatométrico a partir del cambio de volumen de la celda unidad y la fracción en volumen de las fases presentes mediante los parámetros de red dependientes de la composición química, el coeficiente de expansión térmica lineal y la temperatura. Para esto emplea el modelo de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) y considera que la formación de austenita es un proceso difusivo en el que los parámetros cinéticos de nucleación y crecimiento pueden obtenerse a partir de relaciones termodinámicas. Los resultados obtenidos muestran una buena aproximación entre los valores experimentales y los calculados con el modelo para las temperaturas críticas y la magnitud promedio de la contracción, sin embargo, el comportamiento dilatométrico no presenta la misma magnitud ni la forma de la transformación.

Surm et al. [101, 121] plantean un modelo basado en la ecuación de Johnson-Mehl-Avrami (JMA), para describir la transformación de ferrita más perlita en austenita, en aceros hipoeutectoides y de ferrita más carburos en austenita, en aceros hipereutectoides, bajo dos condiciones de calentamiento, rapidez constante y variable. El modelo predice el comportamiento dilatométrico a partir de funciones de densidad dependientes de

la temperatura para cada fase, tomando en cuenta la densidad, el coeficiente de expansión térmica lineal y los parámetros de red de las fases implicadas, asimismo, el modelo no considera las transformaciones de fase de ferrita más carburos o de ferrita más perlita en austenita de forma explícita, pero las considera de forma indirecta a través de los parámetros cinéticos de transformación que son determinados a partir de un método iterativo, considerando como criterio de convergencia la desviación cuadrática mínima entre el comportamiento dilatométrico experimental y el calculado con el modelo.

Recientemente, se han desarrollado modelos matemáticos de tratamientos térmicos que involucran la formación de austenita, acoplando el campo térmico y el microestructural, para simular las etapas del tratamiento y determinar la fracción en volumen de austenita a partir de modelos cinéticos, estimando con mayor exactitud la distribución de fases en un acero multifásico con fines de diseño microestructural; por ejemplo, en el modelo propuesto por Huiping Li et al. [122], se simula el tratamiento térmico de endurecimiento superficial por inducción en un acero para herramienta 55CrMo, empleando la ecuación no isotérmica de JMA para predecir la evolución del proceso de austenización superficial y consecuentemente, la dureza de la pieza. Por otro lado, Li et al. [123] propusieron ecuaciones constitutivas para la formación de austenita a partir de una matriz ferrítica durante el proceso de estampado o formado en caliente. Durante este proceso, el acero se austeniza hasta alcanzar una cierta fracción de austenita bajo condiciones de calentamiento continuo, seguido de un tratamiento isotérmico hasta completar la transformación de ferrita en austenita, considerando los mecanismos de nucleación, crecimiento y pigmentación para la formación de austenita.

De los trabajos mencionados anteriormente, se pueden clasificar los modelos convencionales para la predicción de la fracción de austenita formada [113–117, 120, 124], como aquellos modelos que se basan en relaciones termodinámicas para conocer los parámetros cinéticos k y n del modelo de Avrami, JMAK o JMA, mientras que el comportamiento dilatométrico se calcula mediante los parámetros de red dependientes de la composición química y de la fracción de austenita formada. Por otro lado, se pueden definir los modelos no convencionales [97–99, 101, 118, 121, 122], como los modelos que determinan los parámetros cinéticos k y n del modelo de Avrami, JMAK o JMA, por medio de métodos de iteración, regresión lineal o múltiple, a partir de datos experimentales obtenidos generalmente por dilatometría.

MODELO DE AUSTENIZACIÓN

MODELO DE JOHNSON-MEHL-AVRAMI-KOLMOGOROV

Las transformaciones de fase que ocurren en los aceros que se someten a ciclos térmicos, se han descrito mediante modelos semi-empíricos como el modelo de JMAK, el cual se desarrolló para interpretar la cinética de transformación bajo condiciones isotérmicas [125–127]. A partir de este modelo, se ha logrado determinar la fracción en volumen

transformada de una fase mediante la ecuación de Avrami:

$$f = 1 - \exp(-k \cdot t^n), \quad (37)$$

donde f es la fracción en volumen transformada, k es la constante de rapidez dependiente de la temperatura, n es el exponente de Avrami y t es el tiempo de transformación. A pesar de que el modelo de JMAK se planteo para describir una transformación isotérmica, se ha utilizado de forma directa para describir las transformaciones de fase en aceros bajo condiciones de calentamiento y enfriamiento continuo con buenos resultados [97, 98, 118, 128], re-definiendo los parámetros cinéticos k y n como variables dependientes de la rapidez de calentamiento o enfriamiento.

MODELO RAPIDEZ DE TRANSFORMACIÓN NO ISOTÉRMICA DE JMAK

Este modelo se basa en la ecuación de Avrami y la condición generalizada de Cahn [129] suponiendo que la rapidez de transformación depende sólo de la fracción transformada y la temperatura:

$$\frac{df}{dt} = g(f, T). \quad (38)$$

A partir del modelo de Avrami ec. (37) y la condición de Cahn ec. (38), es posible determinar la ecuación de rapidez de transformación, considerando la independencia explícita del tiempo a través de la ecuación de Avrami [130] como:

$$\frac{df}{dt} = nk^{\frac{1}{n}} [-\ln(1-f)]^{\frac{n-1}{n}} (1-f). \quad (39)$$

La ec. (39) se conoce como la ecuación de rapidez de transformación no isotérmica de JMAK y cumple con la condición generalizada de Cahn, suponiendo que la rapidez de transformación depende sólo de la fracción transformada y de la temperatura, a través del parámetro cinético $k = g(T)$, haciendo que el valor del parámetro n se considere constante e independiente de la temperatura y por ende, de la rapidez de calentamiento. Además, debido a la independencia del tiempo, la ec. (39) se puede utilizar para analizar la fracción en volumen transformada de una fase bajo condiciones no isotérmicas [131].

DEFORMACIÓN POR TRANSFORMACIÓN DE FASE

Durante las transformaciones de fase se presenta un reacomodo atómico en la estructura cristalina, que se manifiesta como un cambio de volumen, el cual se puede medir

de forma directa a través de equipos convencionales de dilatometría. De acuerdo a lo anterior, para realizar una adecuada caracterización del comportamiento dilatométrico durante el calentamiento continuo de un acero, se define el coeficiente de expansión térmica instantáneo (CETI) [132], que es una propiedad dependiente de la temperatura y se asocia al cambio de longitud instantáneo y un valor de referencia, expresándose como:

$$\alpha' = \frac{1}{L^n} \frac{\Delta L}{\Delta T} = \frac{L^{n+1} - L^n}{(T^{n+1} - T^n)L^n}, \quad (40)$$

donde, L^{n+1} y T^{n+1} es la longitud y la temperatura instantánea para el tiempo futuro t^{n+1} , L^n y T^n es la longitud y temperatura para el tiempo actual t^n . En el caso de las aleaciones ferrosas, el CETI aumenta directamente proporcional con la temperatura y su magnitud depende de la fase o mezcla de fases que se encuentren presentes, sin embargo, durante una transformación de fase se origina una perturbación en el comportamiento debido a la transición de una fase a otra.

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

Para determinar el comportamiento dilatométrico de un acero de medio carbono AISI 1045, se maquinaron probetas cilíndricas sólidas de 7 mm de diámetro y 20 mm de longitud, con una microestructura inicial de 68.28% de perlita y 31.72% de ferrita (Fig. 16). La composición química se muestra en la Tabla 1.

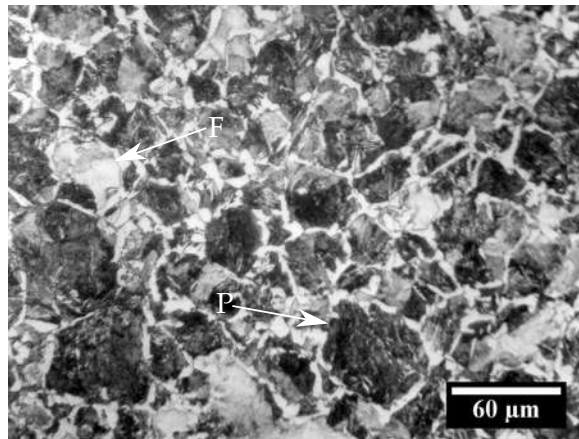


Figura 16. Microestructura inicial del acero AISI 1045 compuesta por perlita-P (oscura) y ferrita-F (clara), revelada con nital 3.

Tabla 1. Composición química del acero AISI 1045 (% en peso).

C	Si	Mn	Cr	P	S
0.46	0.26	0.60	0.30	<0.0006	<0.002

El análisis dilatométrico se realizó en un dilatómetro vertical Modelo L75 V (Linseis, EE.UU). Para esto, las probetas se precalentaron a 35 °C durante 10 minutos, y posteriormente se calentaron a distinta rapidez: 0.083, 0.167, 0.250, 0.383, 0.533, 0.683, 0.833 y 1 °C s⁻¹ hasta alcanzar una temperatura de 1150 °C, con un tiempo de permanencia de 10 minutos y enfriadas a temperatura ambiente con una rapidez de 0.833 °C s⁻¹. Durante el calentamiento, se adquirió el cambio de longitud de las probetas en función de la temperatura y el tiempo.

RESULTADOS Y ANÁLISIS

TEMPERATURAS CRÍTICAS DE TRANSFORMACIÓN

Las temperaturas críticas de transformación se determinaron a partir del análisis de las curvas dilatométricas; es decir, del cambio de longitud (ΔL) con respecto a la temperatura y su primera derivada ($d(\Delta L)/dT$). En la Fig. 17 se muestra el cambio de longitud y la rapidez del cambio de longitud con respecto a la temperatura ($d(\Delta L)/dT$), en función de la temperatura a una rapidez de calentamiento de 0.083 °C s⁻¹. De esta figura se aprecian las distintas etapas del proceso de austenización para un acero AISI 1045 bajo condiciones de calentamiento continuo: 1) transformación de perlita en austenita, de la temperatura de inicio de formación de austenita Ac_{1S} a la temperatura de fin de la descomposición de perlita Ac_{1F} ; 2) etapa de formación de austenita a partir de la ferrita proeutectoide, desde la temperatura Ac_{1F} hasta la temperatura de fin de formación de austenita Ac_3 ; y 3) etapa de homogenización de carbono en austenita de la temperatura Ac_3 hasta alcanzar la temperatura de fin de homogenización en Ac_h , etapa similar a la reportada por García de Andrés et al. [117] y en algunos diagramas de austenización tiempo-temperatura [96].

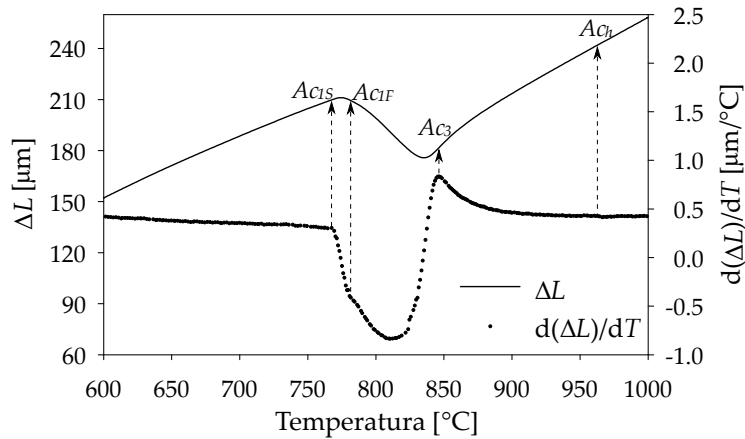


Figura 17. Temperaturas críticas de transformación Ac_{1S} , Ac_{1F} , Ac_3 y Ac_h determinadas a partir de las curvas dilatométricas (ΔT vs. T) y su primera derivada ($d(\Delta L)/dT$ vs. T) para un acero AISI 1045 a una rapidez de calentamiento de $0.383 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$.

En la Fig. 18 a) se presentan las temperaturas críticas de transformación experimentales en función de la rapidez de calentamiento; de la figura se observa que las temperaturas Ac_{1S} , Ac_{1F} y Ac_3 tienden a aumentar al incrementar la rapidez de calentamiento, manteniendo una relación constante entre sí, mientras que la temperatura Ac_h se incrementa con mayor severidad respecto a la rapidez de calentamiento, probablemente por la difusión de carbono a alta temperatura.

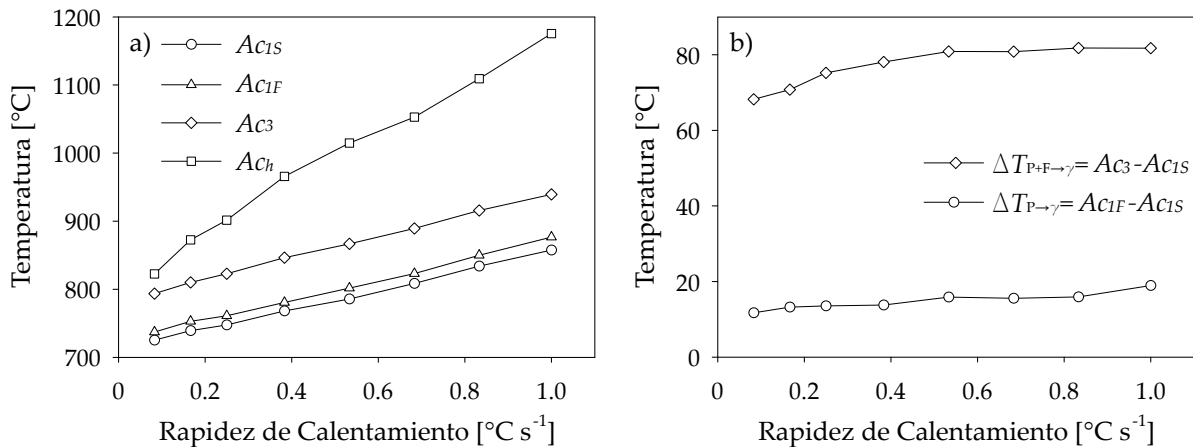


Figura 18. a) Temperaturas críticas de transformación Ac_{1S} , Ac_{1F} , Ac_3 y Ac_h como una función de la rapidez de calentamiento y b) el sobrecalentamiento $\Delta T_{P+F \rightarrow \gamma}$ y $\Delta T_{P \rightarrow \gamma}$, como una función de la rapidez de calentamiento para un acero AISI 1045.

En la Fig. 18 b) se muestra la diferencia entre las temperaturas críticas $\Delta T_{P+F \rightarrow \gamma} = Ac_3 - Ac_{1S}$ y de la etapa de descomposición perlítica $\Delta T_{P \rightarrow \gamma} = Ac_{1F} - Ac_{1S}$, definidas como el sobrecalentamiento requerido para completar la transformación en cada una de las

etapas. En la figura también se observa que el sobrecalentamiento $\Delta T_{P+F \rightarrow \gamma}$ es directamente proporcional a la rapidez de calentamiento en el intervalo de 0.083 a 0.533 $^{\circ}\text{C s}^{-1}$, después de esta rapidez el sobrecalentamiento mantiene una tendencia constante hasta alcanzar la máxima rapidez, a su vez, el sobrecalentamiento $\Delta T_{P \rightarrow \gamma}$ se incrementa ligeramente con respecto a la rapidez de calentamiento con valores entre 11.7 y 18.9 $^{\circ}\text{C}$ para un intervalo de rapidez de calentamiento de 0.083 a 1 $^{\circ}\text{C s}^{-1}$, respectivamente.

En la Fig. 19 se muestra el sobrecalentamiento requerido en la etapa de homogenización de carbono en austenita $\Delta T_h = A_{Ch} - A_{C3}$, como una función de la rapidez de calentamiento. En la figura se observa que el sobrecalentamiento de homogenización presenta un comportamiento diferente a las otras etapas de formación de austenita, manteniendo una tendencia creciente respecto a la rapidez de calentamiento con valores de hasta un orden de magnitud de diferencia para el intervalo de rapidez de calentamiento entre 0.533 $^{\circ}\text{C s}^{-1}$ y 1 $^{\circ}\text{C s}^{-1}$.

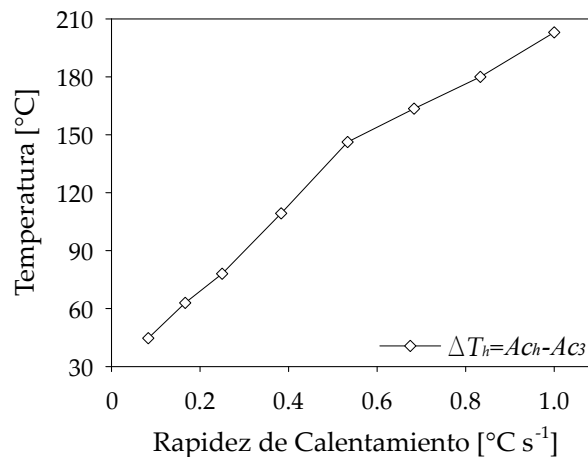


Figura 19. Sobrecalentamiento de homogenización de carbono en austenita ΔT_h como una función de la rapidez de calentamiento para un acero AISI 1045.

FRACCIÓN EN VOLUMEN DE AUSTENITA

La fracción en volumen de austenita se obtuvo al analizar la curva dilatométrica ΔL vs. T y extrapolando el comportamiento lineal de la curva antes y después de la transformación, (ΔL_{ext1} y ΔL_{ext2} , respectivamente). En la Fig. 20 se muestra el procedimiento para determinar la fracción en volumen de austenita empleando la extrapolación de los segmentos lineales de la curva dilatométrica; es decir, el punto O denota la posición donde se desea evaluar la fracción en volumen de austenita, a partir de este punto se proyecta una isoterma hasta alcanzar las líneas de extrapolación ΔL_{ext1} y ΔL_{ext2} , en los puntos A y B, respectivamente, obteniendo los segmentos AO y AB, entonces se aplica la regla de la palanca (ec. (41)) para obtener la fracción en volumen de austenita. En la Fig. 21 se indica la fracción en volumen de austenita calculada como una función de la rapidez de calentamiento.

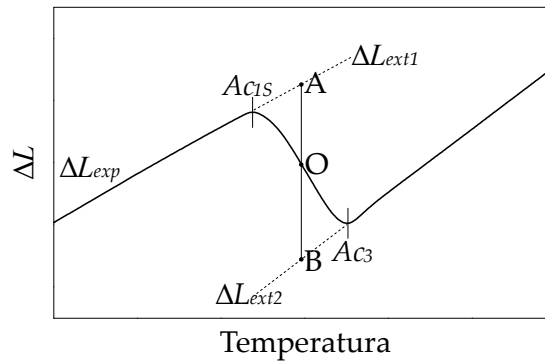


Figura 20. Esquema para calcular la fracción en volumen de austenita durante calentamiento continuo mediante el método de extrapolación de líneas y la regla de la palanca.

$$f_{\gamma} = \frac{AO}{AB} \quad (41)$$

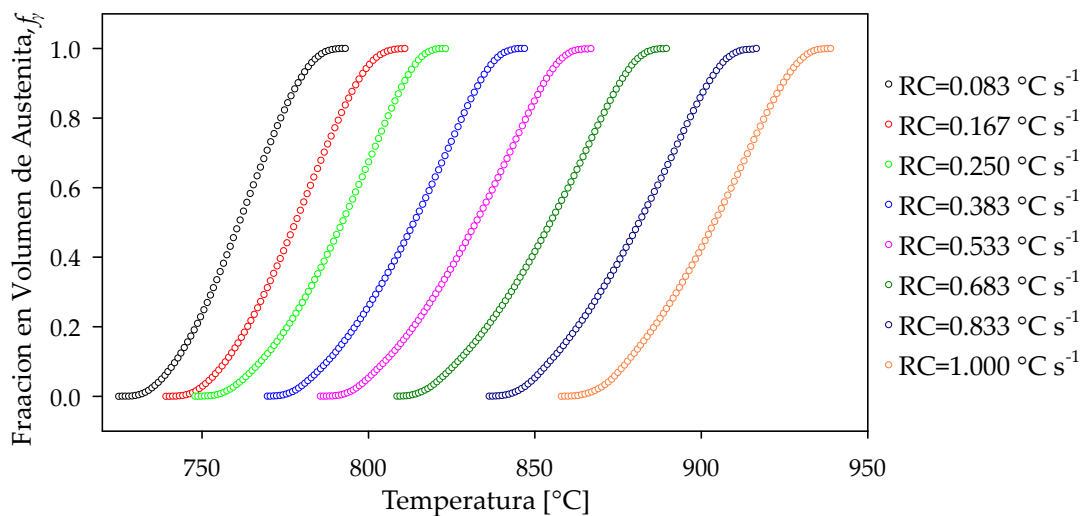


Figura 21. Fracción en volumen de austenita calculada como una función de la rapidez de calentamiento, empleando el método de extrapolación de líneas y la regla de la palanca para un acero AISI 1045.

PARÁMETROS CINÉTICOS DE TRANSFORMACIÓN

A partir de la fracción en volumen de austenita se determinaron los parámetros cinéticos k y n del modelo de JMAK como una función de la rapidez de calentamiento y ajustando los datos experimentales con la ec. (37), para un intervalo de rapidez de calentamiento entre 0.083 y $0.383 \text{ } ^\circ\text{C s}^{-1}$. Los valores de los parámetros k y n se muestran en la Tabla 2.

Tabla 2. Parámetros cinéticos k y n del modelo de JMAK para un acero AISI 1045 bajo condiciones de calentamiento continuo en un intervalo de rapidez de calentamiento de 0.083 to 0.383 °C s⁻¹.

Rapidez de Calentamiento [°C s ⁻¹]	k	n
0.083	4.1106e-5	2.7422
0.167	2.1428e-5	2.8443
0.250	1.3581e-5	2.8844
0.383	1.7570e-5	2.8123

Para el intervalo de rapidez de calentamiento entre 0.383 y 1 °C s⁻¹, los parámetros cinéticos se determinaron a partir del modelo rapidez de transformación no isotérmica de JMAK [131], ya que el comportamiento de la transformación se hace independiente del tiempo para una rapidez de calentamiento superior a 0.383 °C s⁻¹. Para esto, se reescribió la ec. (39) en términos del parámetro k :

$$k = \left\{ \frac{df/dt}{n(1-f)[- \ln(1-f)]^{\frac{n-1}{n}}} \right\}^n \quad (42)$$

De la ec. (42) se calculó el valor de k , por medio de los datos experimentales mostrados en la Fig. 21, estableciendo un valor constante para el parámetro n de modo que el valor de k se vuelve independiente de la rapidez de calentamiento, obteniendo un comportamiento en función del *sobrecalentamiento*. El sobrecalentamiento se definió como la diferencia entre la temperatura de transformación y la temperatura de borde (temperatura de inicio de descomposición de perlita, Ac_{1S}). La Fig. 22 muestra el comportamiento del parámetro k en función de la rapidez de calentamiento para un intervalo entre 0.383 y 1 °C s⁻¹. Cabe aclarar, que al establecer un valor constante para el parámetro n y emplear la ec. (42), el comportamiento de k se vuelve independiente de la rapidez de calentamiento debido a que la ecuación de rapidez de transformación no isotérmica JMAK no considera el tiempo de transformación de forma explícita.

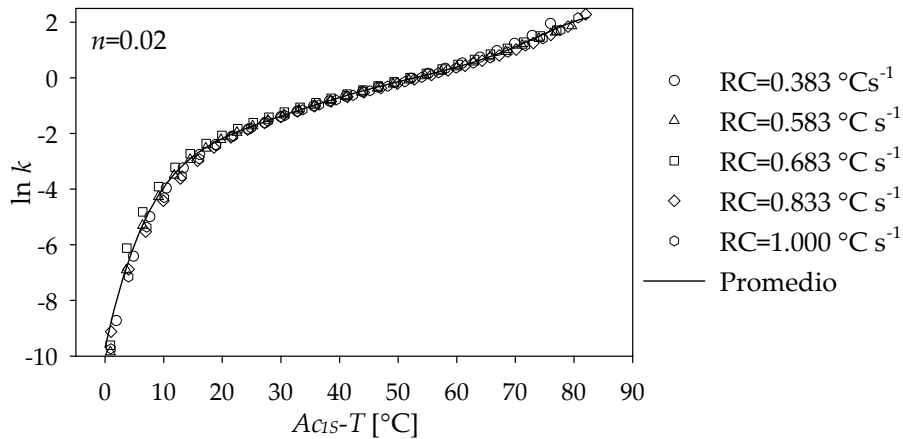


Figura 22. Comportamiento del parámetro cinético k como una función del sobrecalentamiento requerido para completar la formación de austenita a distinta rapidez de calentamiento en un acero AISI 1045.

COEFICIENTE DE EXPANSIÓN TÉRMICA INSTANTÁNEO

En la Fig. 23 se presenta el coeficiente de expansión térmica instantáneo (CETI) calculado a partir de las curvas dilatométricas y la ec. (40), para una rapidez de calentamiento de $0.383 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$. En esta figura se muestran tres secciones cuasi-lineales del CETI: ①-②, ②-③, y ③-④, seguidas de dos etapas de contracción y expansión debido a la formación de austenita de ④-⑤ y ⑤-⑥. La etapa de contracción de ④-⑤ se asocia con el inicio de la transformación en ④ y la máxima rapidez de transformación en ⑤, para una fracción en volumen de austenita de aproximadamente 0.5, mientras que la etapa de ⑤-⑥ corresponde nuevamente al punto de máxima rapidez de transformación en ⑤ y al fin de la transformación en ⑥, para una fracción en volumen de austenita de 1. Al finalizar la transformación se observa un comportamiento exponencial decreciente de ⑥-⑦, considerado como la etapa de homogenización de carbono en austenita, después de esta etapa, el CETI recupera su comportamiento lineal de ⑦-⑧.

En la Fig. 24 se presenta el comportamiento de los CETI's de acuerdo a los puntos descritos en la Fig. 23. Se observa que el valor del CETI y la temperatura para cada punto se incrementan al aumentar la rapidez de calentamiento en la mayoría de los puntos. Además, se determinó que la etapa de homogenización indicada por los puntos ⑥-⑦ se

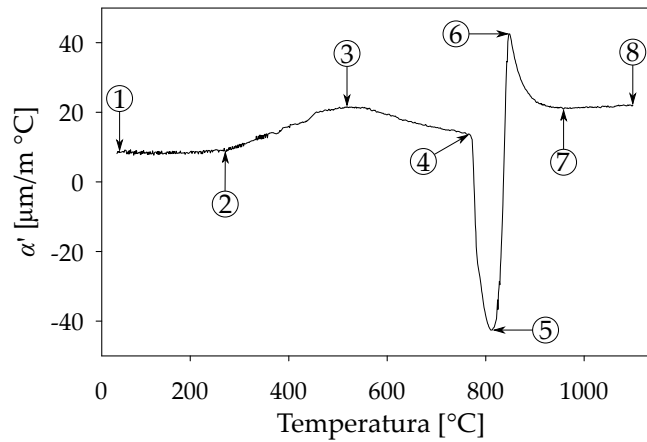


Figura 23. Comportamiento del coeficiente de expansión térmica instantáneo para una rapidez de calentamiento de $0.383 \text{ } ^\circ\text{C s}^{-1}$ en un acero AISI 1045.

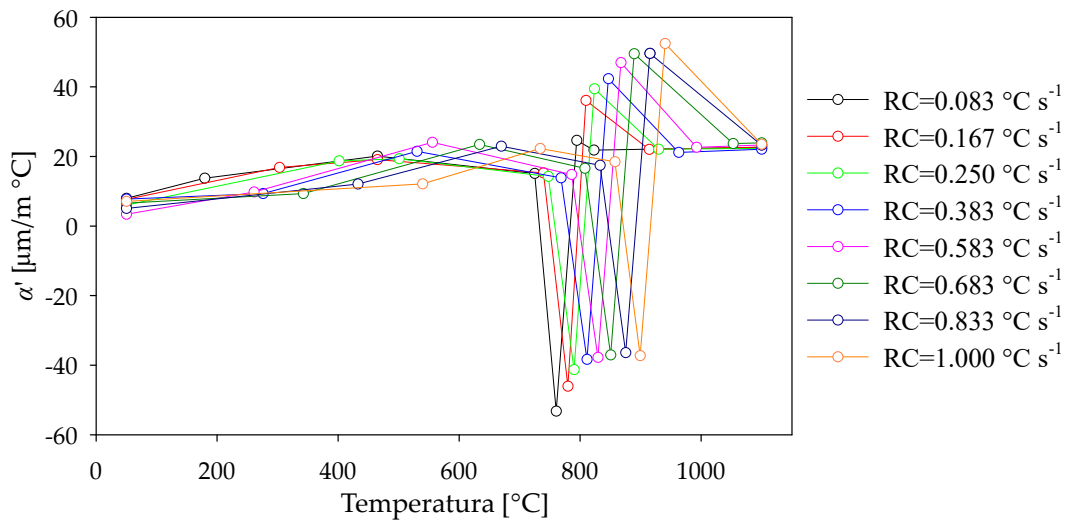


Figura 24. Estimación del coeficiente de expansión térmica instantáneo indicando los puntos que limitan las diferentes etapas de dilatación a distinta rapidez de calentamiento en un acero AISI 1045.

incrementa en función de la temperatura y la rapidez de calentamiento, debido a que se trata de un proceso controlado por la difusión en volumen de los átomos de carbono en austenita; es decir, a medida que aumenta la rapidez de calentamiento, se produce un desplazamiento de la zona, la cual se recorre a temperaturas más altas y se extiende debido a que los átomos de carbono tienen cada vez menos tiempo para ser difundidos y completar la homogenización por efecto de la rapidez de calentamiento, generando así, una mayor deformación que se manifiesta como una expansión de volumen en el material. Con base en esto, se puede inferir que se requiere una mayor cantidad de energía para activar la homogenización de carbono, la cual se obtiene por el incremento de temperatura.

CINÉTICA DE HOMOGENIZACIÓN

El proceso de homogenización de carbono posterior a la austenización del acero AISI 1045, que se mostró en la Fig. 23 entre los puntos ⑥-⑦, se aproximó por medio de un modelo exponencial no convencional:

$$f_h = \exp[-b \cdot (Ac_3 - T)^\theta], \quad (43)$$

donde b y θ son los parámetros de ajuste en función de la rapidez de calentamiento y T es la temperatura a la cual se evalúa una cierta fracción f_h durante la etapa de homogenización. Los parámetros b y θ se determinaron a partir de un CETI equivalente en la zona de homogenización, realizando una regresión lineal a partir de la ec. (43). Para esto, se normalizó la zona de homogenización para cada rapidez de calentamiento (sección ⑥-⑦ de la Fig. 23). Los parámetros de ajuste se muestran en la Fig. 25, a un valor constante de $\theta = 1.1$; el parámetro b tiene un comportamiento creciente hiperbólico dependiente de la rapidez de calentamiento.

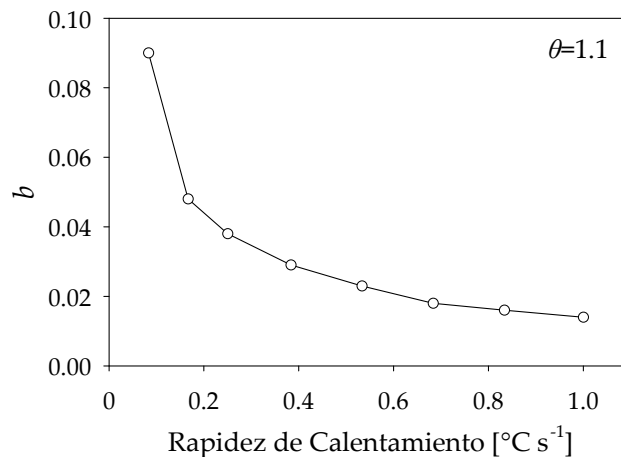


Figura 25. Parámetros de ajuste del modelo de homogenización bajo condiciones de calentamiento continuo en un acero AISI 1045.

FORMACIÓN DE AUSTENITA

La fracción en volumen de austenita durante el calentamiento continuo del acero AISI 1045 se estimó a partir de los parámetros cinéticos k y n de la ec. (37). La ecuación de Avrami se puede aplicar de manera directa si se utiliza el modelo JMAK, sin embargo, se utilizó el modelo de rapidez de transformación no isotérmica de JMAK, por lo tanto, la fracción en volumen se calculó como:

$$f^j = 1 - \exp[-k(T^{j-1}) \cdot (t^j)^n], \quad (44)$$

donde el parámetro k se encuentra en función de la temperatura, mientras que el tiempo de transformación t se define a partir del paso de tiempo Δt y el tiempo transcurrido desde el inicio de la transformación calculado a través de la fracción en volumen en el paso de tiempo anterior $j - 1$:

$$t^j = \Delta t + \left[\frac{-\ln(1 - f^{(j-1)})}{k(T^{(j-1)})} \right]^{1/n} \quad (45)$$

El procedimiento para calcular la fracción en volumen de austenita inicia con una fracción igual a cero al tiempo $t = 0$ y se repite hasta completar la transformación de austenita, tal como se muestra en el algoritmo de la Fig. 26.

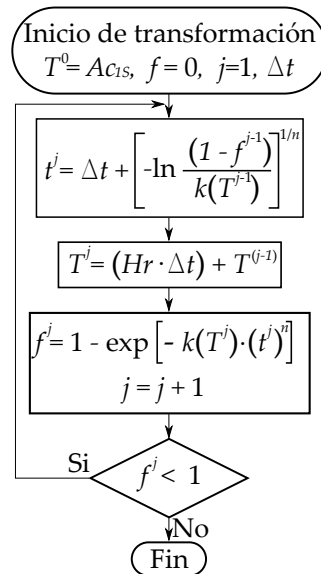


Figura 26. Algoritmo de solución para calcular la fracción en volumen de austenita bajo condiciones de calentamiento continuo.

La fracción en volumen estimada se obtuvo al aplicar el modelo de JMAK de manera directa para cada rapidez de calentamiento entre 0.083 y 0.383 °C s⁻¹, así como el modelo de rapidez de transformación no isotérmica de JMAK para el intervalo entre 0.383 y 1 °C s⁻¹. En la Fig. 27 a) se muestra la comparación entre la fracción en volumen de austenita experimental (símbolos) y estimada (línea sólida), para el intervalo de rapidez de 0.083 a 0.383 °C s⁻¹; la fracción de austenita se estimó a partir de la ec. (37) y los parámetros cinéticos de la Tabla 2, indicada con una línea continua negra para cada rapidez de calentamiento. Por otro lado, en la Fig. 27 b) se muestra la fracción de austenita en el intervalo de rapidez de 0.383 a 1 °C s⁻¹, empleando las ecs. (44) y (45), así como la función del $\ln k$ promedio de la Fig. 22, al igual que los valores anteriores, estos se indicaron con una línea continua negra para cada rapidez entre 0.383 y 1 °C s⁻¹.

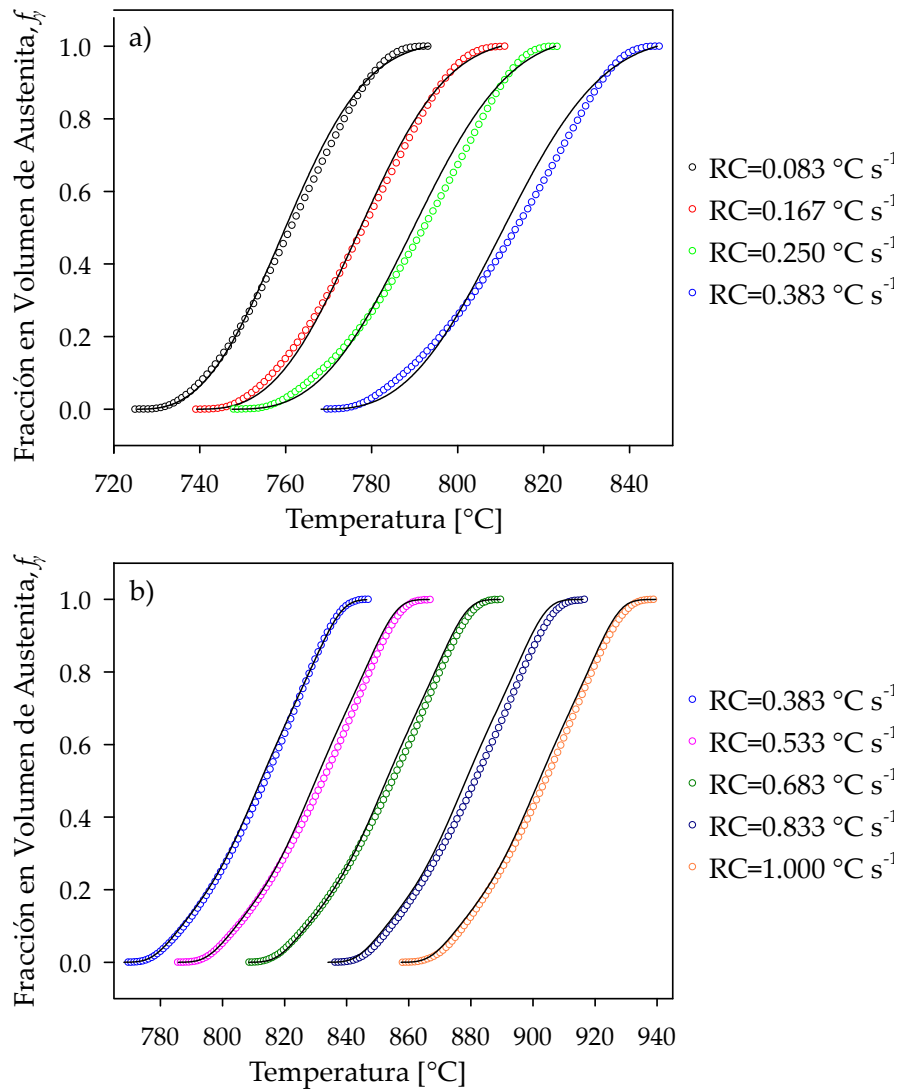


Figura 27. Comparación entre la fracción en volumen transformada experimental (símbolos) y estimada (línea continua) empleando: **a)** el modelo de JMAK y **b)** el modelo de rapidez de transformación no-isotérmica de JMAK a diferente rapidez de calentamiento para un acero AISI 1045.

De la Fig. 27 a), se observa una buena estimación de la fracción transformada a través del modelo de JMAK para la rapidez de calentamiento de 0.083, 0.167 y 0.250 °C s⁻¹, mientras que para la rapidez de 0.383 °C s⁻¹, el ajuste es menor. Sin embargo, tal como se muestra en la Fig. 27 b), al realizar la predicción para esta misma rapidez, a partir del modelo rapidez de transformación no isotérmica JMAK, la aproximación mejora. Para el intervalo de rapidez de calentamiento entre 0.383 y 1 °C s⁻¹, se observa la misma forma de la curva de transformación con un desplazamiento hacia la temperatura correspondiente para cada rapidez. A pesar de que la estimación de la fracción transformada a través del modelo de rapidez de transformación no isotérmica de JMAK presenta una buena aproximación, la aplicación está restringida a que el sobrecalentamiento sea constante

con respecto a la rapidez de calentamiento y que la forma de la curva de transformación con respecto a la temperatura sea similar. Estas condiciones se cumplen para el acero AISI 1045 a partir de la rapidez de calentamiento de $0.383 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$.

ESTIMACIÓN DEL COEFICIENTE DE EXPANSIÓN TÉRMICA INSTANTÁNEO

El CETI está relacionado con la contracción en volumen por transformación de fase y se puede relacionar con la fracción transformada y la regla de mezcla de fases durante las distintas etapas de contracción de la curva dilatométrica,

1^{er} Etapa de contracción de ④-⑤:

$$\alpha' = \left[\alpha'_i \cdot \left(1 - N \left(\frac{df}{dT} \right)_{f=0}^{f=0.5} \right) \right] + \left[\alpha'_m \cdot \left(N \left(\frac{df}{dT} \right)_{f=0}^{f=0.5} \right) \right], \quad (46)$$

2^{da} Etapa de contracción de ⑤-⑥,

$$\alpha' = \left[\alpha'_m \cdot \left(N \left(\frac{df}{dT} \right)_{f=0.5}^{f=1} \right) \right] + \left[\alpha'_j \cdot \left(1 - N \left(\frac{df}{dT} \right)_{f=0.5}^{f=1} \right) \right], \quad (47)$$

donde α'_i , α'_m y α'_j son los valores del CETI de la fase (i), de la mezcla (m) y (j), respectivamente, N representa un valor normalizado. Finalmente, para la etapa de homogenización indicada por los puntos ⑥-⑦ de la Fig. 23, el CETI se puede aproximar a partir de la fracción de la etapa,

$$\alpha' = \left[\alpha'_j \cdot f_h \right] + \left[\alpha'_\gamma \cdot (1 - f_h) \right], \quad (48)$$

donde α'_γ es el CETI de la austenita al término de la etapa de homogenización. En la Fig. 28, se muestra la comparación entre el CETI experimental (símbolos) y el estimado (línea sólida) a partir de las ecs. (46)-(48) durante el proceso de austenización.

En la Fig. 28 a) se muestra el CETI para el intervalo de rapidez de calentamiento de 0.083 a $0.383 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$, a partir de la fracción transformada calculada con el modelo de JMAK. De esta figura se aprecia que los valores experimentales y estimados para la rapidez de calentamiento de $0.083 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$ son similares. Por otro lado, en la Fig. 28 b), se muestra el CETI para el intervalo de 0.383 a $1 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$, utilizando la fracción transformada calculada con el modelo de rapidez de transformación no isotérmica de JMAK. Se observa que a la rapidez de calentamiento de $0.383 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$, se obtiene una mejor aproximación

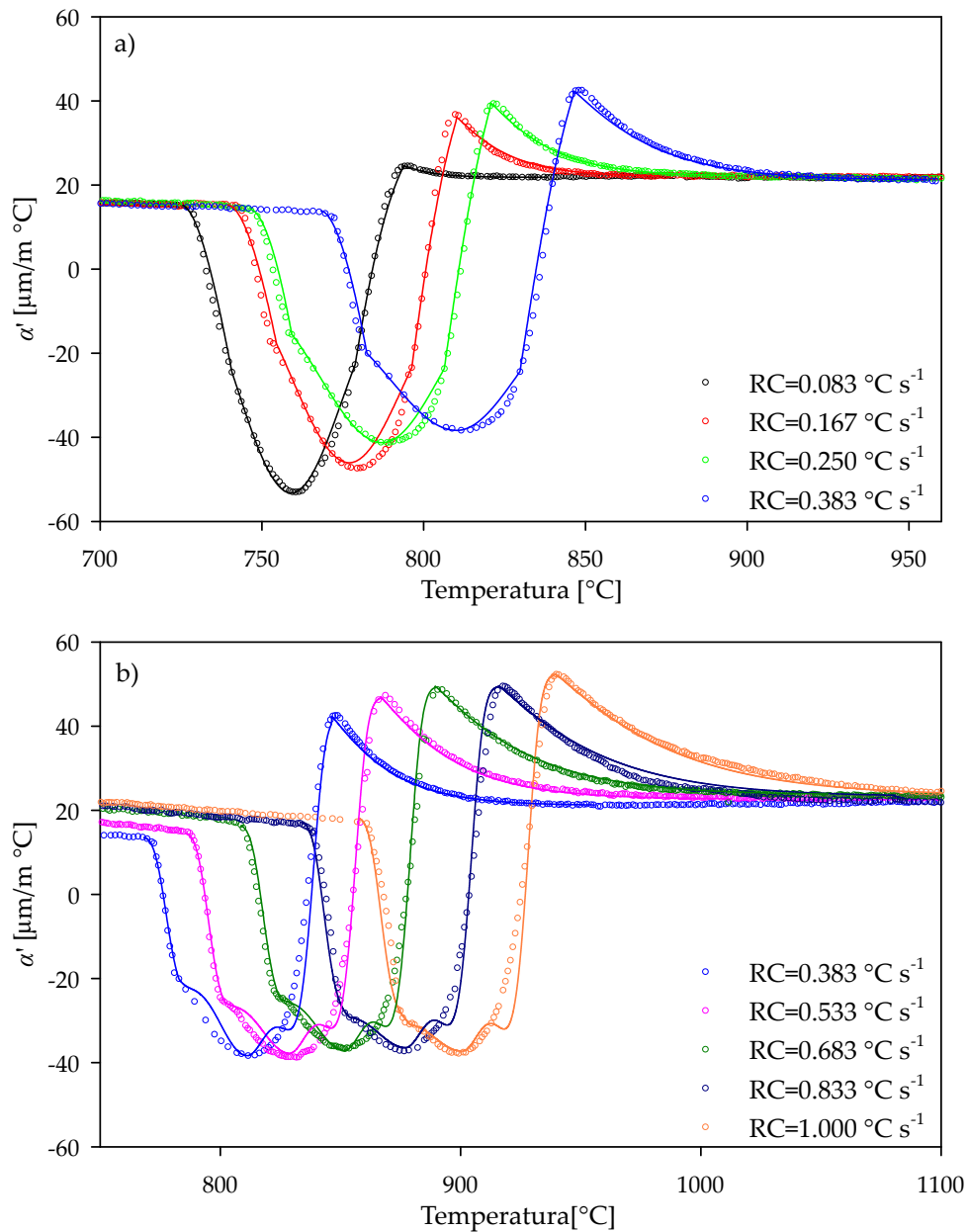


Figura 28. Coeficientes de expansión térmica lineal instantáneos, experimental (símbolos) y estimado (línea sólida), bajo condiciones de calentamiento continuo en un acero AISI 1045.

para el CETI en comparación a la obtenida con el modelo de JMAK, y por consiguiente, se genera una mejor aproximación del CETI para el intervalo de rapidez entre 0.383 y 1 $^{\circ}\text{C s}^{-1}$. Asimismo, se indican diferencias entre el comportamiento experimental y estimado para los puntos críticos, pero a pesar de estas diferencias se puede considerar que el modelo propuesto tiene una buena aproximación de los valores experimentales en ambos intervalos de rapidez. Finalmente, para la etapa de homogenización se obtuvo una buena estimación de los valores experimentales para cada rapidez de calentamiento analizada.

PREDICCIÓN DEL COMPORTAMIENTO DILATOMÉTRICO

El comportamiento dilatométrico se estimó al resolver la ec. (40) para la longitud instantánea en el tiempo futuro, mientras que las variables T^{n+1} , T^n , t^{n+1} , y t^n se determinaron al considerar una rapidez de calentamiento constante, además de suponer que la longitud instantánea en el tiempo $t = 0$ es igual a la longitud inicial de la probeta L_o , por lo que, es posible calcular la deformación por dilatación a través de:

$$\epsilon_D = \frac{L^{n+1} + L_o}{L_o} \quad (49)$$

En la Fig. 29 se compara la respuesta dilatométrica experimental (símbolos) y simulada (línea continua) del acero AISI 1045 para una rapidez de calentamiento de: a) $0.300 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$ y b) $0.916 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$. En esta figura, la línea sólida representa la respuesta dilatométrica simulada a partir de las ecs. (19) y (28); el CETI se interpoló linealmente antes y después de la transformación. Asimismo, durante la formación de austenita, el CETI se estimó a partir de las ecs. (25)-(27). La fracción en volumen de austenita se predijo mediante el modelo de JMAK y los parámetros cinéticos de la Tabla 2, para una rapidez de calentamiento de $0.300 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$, Fig. 29 a). En cambio, para la Fig. 29 b) donde se empleó una rapidez de calentamiento de $0.916 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$, la fracción en volumen de austenita se estimó

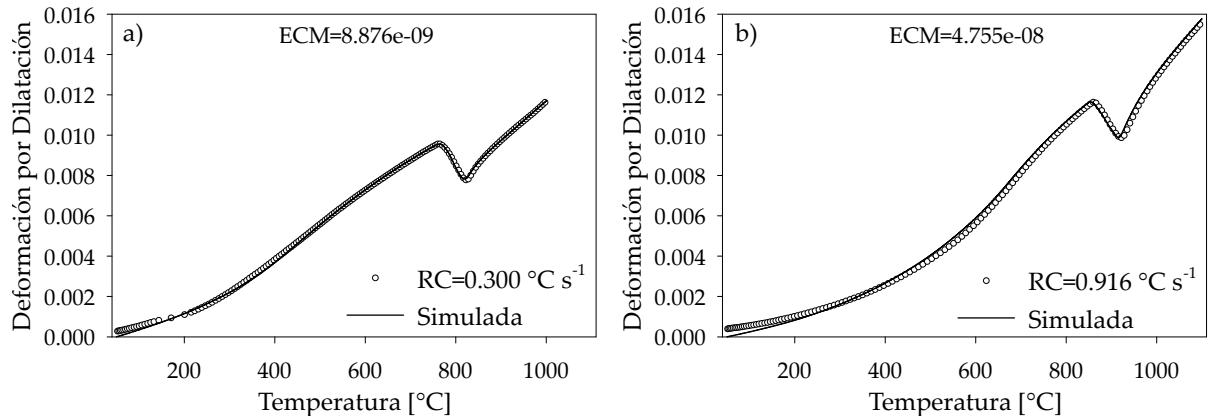


Figura 29. Simulación del comportamiento dilatométrico del acero AISI 1045 para una rapidez de calentamiento de a) $0.300 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$ y b) $0.916 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$.

con el modelo de rapidez de transformación no isotérmica de JMAK, tal como se muestra en el algoritmo de solución de la Fig. 26.

Para ambos casos, el avance de la homogenización de carbono se calculó a partir del modelo no convencional de la ec. (22) y se calculó el error cuadrático medio (ECM) para comparar el grado de aproximación de ambos modelos. A partir de la Fig. 29, se aprecia claramente que los valores para el porcentaje de deformación experimental y simulado, concuerdan satisfactoriamente para ambos casos, además de presentar un ECM muy bajo,

de 8.876×10^{-5} y de 4.075×10^{-4} , para una rapidez de $0.300 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$ y $0.916 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$, respectivamente. Las pendientes antes y después de la transformación se mantuvieron durante la dilatación térmica, las cuales se asociaron con los CTEI's de mezcla entre la perlita y ferrita ($\alpha_{P+F} \approx 15.724 \text{ } \mu\text{m/m } ^\circ\text{C}$) y austenita ($\alpha_\gamma \approx 22.516 \text{ } \mu\text{m/m } ^\circ\text{C}$) [133], respectivamente.

Asimismo, en la primera parte de las curvas se notó una relación cuasi lineal con la temperatura, esto se debe a que la microestructura inicial del acero permanece sin cambios hasta que ocurre la transformación, aproximadamente a los $760 \text{ }^\circ\text{C}$ y $854 \text{ }^\circ\text{C}$ para la rapidez de $0.300 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$ y $0.916 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$, respectivamente. En estas temperaturas inicia la disolución de cementita presente en la perlita y la transformación de ferrita en austenita, provocando que la deformación por dilatación de la probeta no siga el mismo comportamiento y se contraiga debido al reacomodo atómico de la microestructura. Al incrementar la temperatura se alcanza una máxima contracción a una temperatura cercana a los $820 \text{ }^\circ\text{C}$ para la rapidez de $0.300 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$ y a $917 \text{ }^\circ\text{C}$ para la rapidez de $0.916 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$. A partir de este punto se recupera el comportamiento cuasi lineal con la temperatura debido a la presencia de una sola fase (austenita).

CAPÍTULO 4

ACOPLAMIENTO DEL MODELO TERMO-ELÉCTRICO-MECÁNICO Y EL MODELO MICROESTRUCTURAL

Como se ha visto, la simulación de tratamientos térmicos permite optimizar los parámetros del proceso y reducir la cantidad de experimentos requeridos para obtener componentes con las propiedades mecánicas y microestructurales deseadas. Además, la simulación puede prever la obtención o generación de fases no deseadas que pueden decrementar las propiedades del componente. También reduce los costos del diseño y de operación de los tratamientos al mejorar la eficiencia de los ciclos térmicos, con un consecuente ahorro de energía, reducción de material y trabajo mecánico por la fabricación de piezas por el proceso de prueba y error. En los capítulos anteriores se describieron dos modelos matemáticos para predecir el historial térmico, la formación de austenita, así como el comportamiento dilatométrico de un acero inoxidable y un acero de medio carbono calentados por efecto Joule. El planteamiento de ambos modelos tiene el objetivo de acoplar ambos modelos, (termo-eléctrico-mecánico-microestructural) y estimar el comportamiento dilatométrico de un acero al carbono calentado por efecto Joule. Para establecer el modelo termo-eléctrico-mecánico en un acero al carbono se debe considerar el comportamiento microestructural influenciado por los cambios internos y de volumen generados durante la transformación de fase. Además, durante los tratamientos térmicos se presentan reacciones endotérmicas o exotérmicas debido a la entalpía de transformación; por ejemplo, si se trata de una etapa de calentamiento, la reacción de transformación es endotérmica, provocando la disminución de la rapidez de calentamiento y en algunos casos un sub-enfriamiento severo; en el caso contrario, en una etapa de enfriamiento ocurre una reacción exotérmica, disminuyendo nuevamente la rapidez de enfriamiento, causando la recalescencia del material cuando el choque térmico es crítico. También, se presentan cambios en las propiedades físicas dependientes de la microestructura como en el coeficiente de expansión térmica lineal, la resistividad eléctrica, calor específico y conductividad térmica. Los cambios en el coeficiente de expansión térmica lineal se reflejan en la rapidez de deformación por dilatación, mientras que los cambios de la resistividad eléctrica, calor específico y conductividad térmica se notan en la potencia o energía eléctrica necesaria para alcanzar una temperatura específica durante la etapa de calentamiento por efecto Joule.

CAMPO DE TEMPERATURAS EN UN ACERO CON TRANSFORMACIÓN DE FASE

La predicción de la historia térmica y la deformación por dilatación durante el calentamiento continuo por efecto Joule para un material que presente transformación de fase, debe considerar la reacción de transformación en el balance de energía térmica a través de un término de generación de calor y la entalpia de transformación. Este término se ha establecido y empleado en distintos trabajos [134–137] en función de la transformación de una fase y se expresa como:

$$Q_T = V \cdot \Delta H_T \cdot \frac{df_i}{dt}, \quad (50)$$

donde V es el volumen, ΔH_T es la entalpia de transformación y df_i/dt es la rapidez de transformación de la fase i . Realizando un balance de energía en el elemento diferencial de volumen de la Fig. 2 y acoplado el término de generación por transformación de fase en la ec. (7), se obtiene:

$$Q_a = Q_g + Q_T - Q_l$$

$$\pi \rho C_p dz (r_o^2 - r_i^2) \frac{dT}{dt} = \frac{I^2}{\sigma_e} \left[\frac{dz}{\pi(r_o^2 - r_i^2)} \right] + \left[(\pi dz (r_o^2 - r_i^2)) \cdot \Delta H_T \cdot \frac{df_i}{dt} \right] - 2\pi [h_i (T - T_i) r_i + h_o (T - T_o) r_o] dz. \quad (51)$$

Aplicando el método de diferencias finitas explícito y usando la forma diferencial hacia adelante de la rapidez de temperatura en la ecuación (51),

$$T^{n+1} = \left[\frac{I^2}{\sigma_e \rho C_p} \left[\frac{1}{\pi(r_o^2 - r_i^2)} \right] \right]^2 - \frac{2}{\rho C_p (r_o^2 - r_i^2)} [h_i (T^n - T_i) r_i + h_o (T^n - T_o) r_o] \Delta t + \left[\frac{\Delta H_T \cdot \Delta f_i}{\rho C_p} \right] + T^n. \quad (52)$$

La ecuación (23) se utilizó para calcular la historia térmica durante el calentamiento continuo sin transformación de fase mientras que la ecuación (52) se utiliza para calcular la historia térmica considerando la transformación de fase durante calentamiento por efecto Joule.

ACOPLAMIENTO DEL MODELO TERMO-ELÉCTRICO-MECÁNICO Y EL MODELO MICROESTRUCTURAL

Para acoplar el Modelo Termo-Eléctrico-Mecánico y el Modelo Microestructural se codificó una rutina de de acoplamiento. En la Fig. 30 se muestra el algoritmo del código de acoplamiento. En el primer módulo de la figura se indican los datos de entrada; las propiedades termofísicas y electricas del material, la condición inicial y las dimensiones de la probeta, para el acero AISI 1045. Las propiedades termofísicas se obtuvieron de la

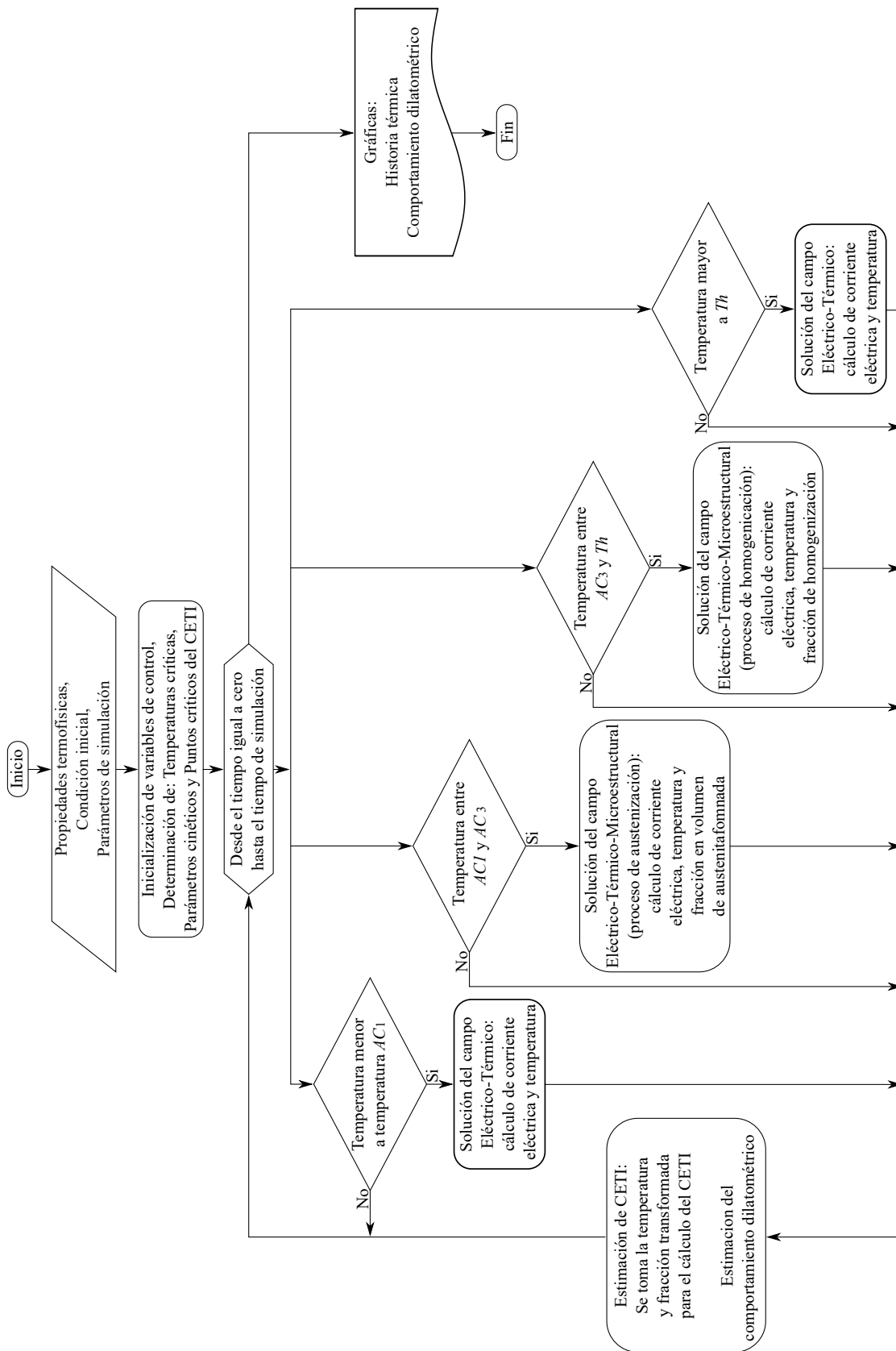


Figura 30. Diagrama de flujo del acoplamiento del Modelo Termo-Eléctrico-Mecánico y el Modelo Microestructural.

literatura para un modelo de simulación de endurecimiento por inducción realizado por Kai Gao et al. [138–140].

En el segundo bloque del diagrama se determinan temperaturas críticas, parámetros cinéticos y puntos críticos del CETI, todo en función de la rapidez de calentamiento. El siguiente bloque es un ciclo repetitivo con incrementos de tiempo constante (0.01 a 0.1 s) hasta completar el tiempo de simulación. Dentro del ciclo de simulación se presentan cuatro condicionales para el cálculo de la temperatura, la fracción en volumen de austenita formada y la fracción de homogenización de carbono en austenita.

- La primera condición se cumple cuando la temperatura es menor a la temperatura de inicio de transformación AC_1 , entonces se solucionan las ecuaciones para calcular la intensidad de corriente y temperatura sin considerar el término de generación de calor por transformación de fase.
- La segunda condición se aplica para calcular la corriente y la temperatura intercrítica, así como la fracción en volumen de austenita formada a partir de los modelos cinéticos correspondientes, agregando el término de generación de calor por transformación de fase.
- La tercera condición se aplica para calcular la corriente y temperatura, así como la fracción de homogenización de carbono en austenita.
- Finalmente, cuando la temperatura es mayor a la temperatura de homogenización, el cálculo de corriente y temperatura regresa al modelo Termo-Eléctrico-Mecánico sin considerar la generación de calor por transformación de fase.

Es importante observar que en cada paso de tiempo o cada ciclo de simulación se calcula el CETI a partir de la temperatura y la fracción en volumen transformada para estimar el comportamiento dilatométrico posteriormente. Al salir del ciclo y terminar la simulación se muestran los resultados en forma de gráficos tanto para la historia térmica como el comportamiento dilatométrico. En el Apéndice A se presenta el código de simulación desarrollado en Scilab del modelo acoplado y de cada una de las subrutinas empleadas en la simulación.

COMPORTAMIENTO DILATOMÉTRICO DE UN ACERO AISI 1045

Al analizar el comportamiento Termo-Eléctrico-Mecánico-Microestructural del calentamiento por efecto Joule de una probeta de acero AISI 1045 se presentan tres efectos en comparación con el acero inoxidable AISI 304, el cual no presenta transformación de fase. A continuación se señalan los efectos involucrados.

1. El primer efecto que se observó es el aumento de potencia requerida para calentar la probeta de acero AISI 1045 comparado con el AISI 304 durante el mismo ciclo térmico. Este aumento de potencia para las mismas dimensiones de la probeta, se asocia con la conductividad eléctrica del material, teniendo valores promedio de $1.002e+06$ S·m y

1.884e+0.6 S·m para el AISI 304 y AISI 1045, respectivamente. Debido a que el acero AISI 1045 es un material más conductor se requiere de una mayor potencia para alcanzar la misma temperatura en comparación con el acero AISI 304. Para compensar este efecto y disminuir la potencia requerida en el acero AISI 1045, se rediseño la probeta de prueba y se modificó por una cilíndrica hueca con muesca como se muestra en la Fig. 31. Al modificar el área transversal del centro de la probeta se incrementa la densidad de corriente en esta sección generando el mismo efecto sobre la respuesta térmica que el mostrado en el análisis de sensibilidad del capítulo 2, logrando los mismos ciclos térmicos entre la cilíndrica hueca sin y con muesca, pero con una menor potencia suministrada cuando se tiene la muesca.

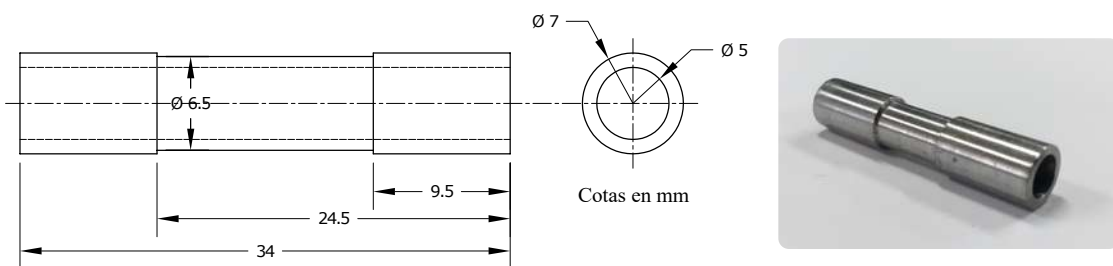


Figura 31. Probeta cilíndrica hueca con muesca.

2. El segundo efecto que se observó fue la oxidación de la probeta de acero AISI 1045 a alta temperatura, provocando un mal control de la temperatura como se muestra en la Fig. 32 (línea sólida negra), la cual presentó oscilaciones entre 20°C y 50 °C a partir de 600 °C. Estos cambios de temperatura se asocian al cambio del área de contacto efectiva para la conducción de corriente eléctrica debido a la pérdida de material por la oxidación y el consecuente cambio de las propiedades termofísicas y eléctricas del material durante el calentamiento.

3. El tercer efecto que se observó es el comportamiento dilatométrico del material mostrado en la Fig. 33 (línea con círculos negros), este comportamiento es lineal hasta alcanzar una temperatura aproximada de 700 °C, en este punto inicia la transformación de fase indicada por la contracción de volumen de la probeta, sin embargo, al terminar la transformación se presenta un comportamiento errático de la deformación por dilatación, con un incremento en la rapidez de deformación que hace que el comportamiento sea más pronunciado. El comportamiento dilatométrico a partir del valor mínimo de contracción (740 °C aprox.) se relaciona con un mal control de la temperatura debido a la oxidación y la formación de una cascarilla de oxido en la parte media de la probeta, provocando que la medición de la deformación por dilatación se incremente de manera considerable.

Una primera medida para reducir o inhibir la oxidación en la parte media de la probeta fue inyectar una atmósfera inerte de argón de manera directa sobre la zona de interés dejando escapar el gas al medio ambiente. Su efecto en el control de temperatura se muestra en la Fig. 32 (línea sólida roja), disminuyendo considerablemente las oscilaciones en un intervalo de 20 °C, para temperaturas arriba de 600 °C. En cuanto al comportamiento

dilatométrico mostrado en la Fig. 33 (línea con círculos rojos), se observan pendientes similares antes y durante la transformación con y sin atmósfera inerte. Esta curva presenta un comportamiento muy similar al que se obtuvo en el dilatómetro convencional, no obstante, a partir de 885 °C se presenta un punto de inflexión, que hace que la pendiente se incrementé probablemente a la presencia de la capa de óxido.

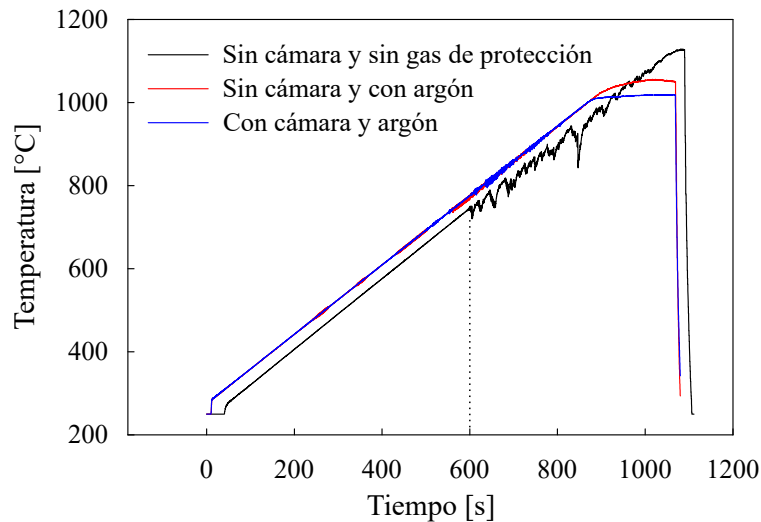


Figura 32. Comparación entre las historias térmicas experimentales de probetas de acero AISI 1045 obtenidas durante el calentamiento continuo por efecto Joule para una rapidez de calentamiento de $0.833 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$ y con diferentes condiciones de calentamiento.

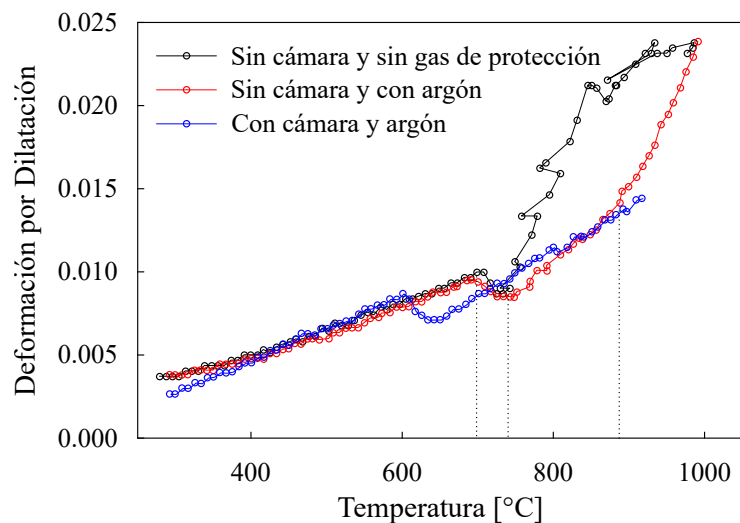


Figura 33. Curvas dilatométricas experimentales de un acero AISI 1045 durante el calentamiento continuo por efecto Joule para una rapidez de calentamiento de $0.833 \text{ }^\circ\text{C s}^{-1}$ y diferentes condiciones de calentamiento.

Aunque, el uso de una atmósfera inerte mejoró la respuesta térmica durante el calen-

tamiento, no fue suficiente para inhibir la oxidación a alta temperatura. Por lo que, fue necesario rediseñar las mordazas conductoras (electrodos). Este rediseño se muestra en la Fig. 34 para construir una cámara inerte alrededor de la probeta. Al realizar, el mismo ciclo térmico con la cámara inerte el control de temperatura mejoró en comparación a los dos casos anteriores con un intervalo de oscilación de temperatura de 15 °C como se muestra en la Fig. 32 (línea sólida azul), mientras que el cambio más evidente se muestra en el comportamiento dilatométrico con la serie azul de la Fig. 33. A partir de esta figura se puede apreciar un comportamiento muy similar a la respuesta dilatométrica en un equipo convencional, mostrando un único valor para la pendiente de deformación antes y después de la transformación la cual se asocia a la microestructura de las fases: ferrita-perlita y austenita, respectivamente. Asimismo, se observa que la superficie de la probeta no presenta la capa de óxido formada durante las pruebas sin la cámara inerte. De la misma figura, se puede observar un corrimiento de la temperatura de transformación hacia valores más bajos para la prueba con la cámara inerte comparada con las pruebas anteriores, esta variación de la temperatura se atribuye a la pérdida de señal de pirómetro infrarrojo.

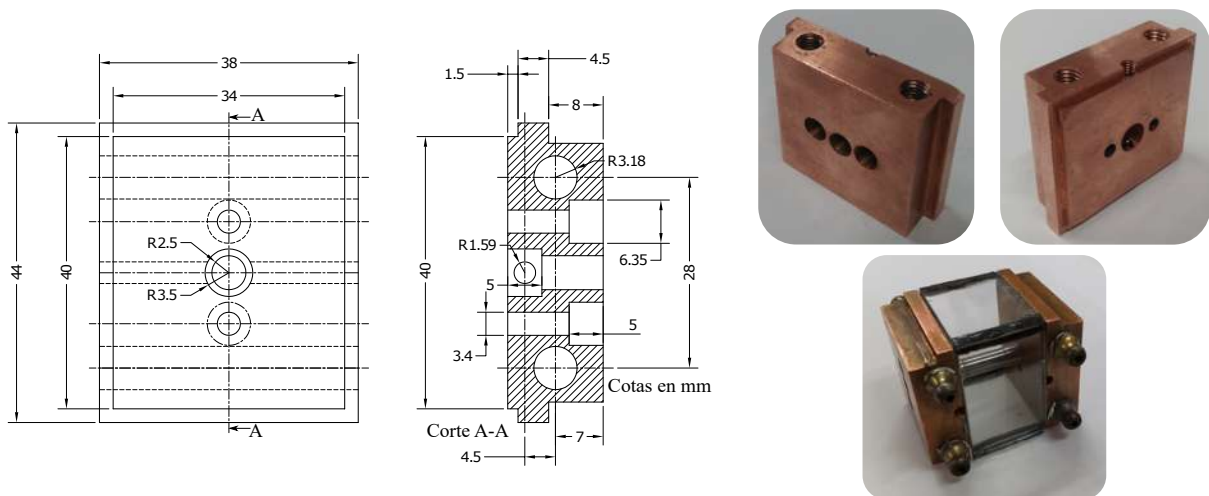


Figura 34. Mordazas de cobre para la colocación de una cámara inerte de gas argón.

ACONDICIONAMIENTO DE SEÑAL TEMPERATURA

En el caso particular del calentamiento de un acero por efecto Joule, la oxidación que se presenta a alta temperatura tiene efectos negativos en la medición debido a la reducción del área de contacto para el paso de la corriente eléctrica. Esto provoca cambios en los parámetros eléctricos del sistema durante el calentamiento a una cierta temperatura. Para controlar o minimizar la oxidación se empleó una atmósfera inerte a través de una cámara de aislamiento, la cual se fabricó a partir de un medio transparente para dejar pasar la luz infrarroja. Sin embargo, esto genera errores de medición por la pérdida de señal en el pirómetro debido a la transmitancia del medio transparente hacia el pirómetro co-

mo se había señalado anteriormente. Para corregir este problema se utilizó un segundo sensor (termopar), con la finalidad de registrar la temperatura en un segundo plano, no obstante, la medición fue errónea debido a las perturbaciones inducidas por la corriente eléctrica durante el calentamiento por efecto Joule. Para rectificar estos problemas se planteó el acondicionamiento de señal por medio de software para el pirómetro infrarrojo y un termopar tipo K, que se emplearon en el sistema de medición y control de temperatura en el dilatómetro experimental. Para esto se planteó el siguiente procedimiento experimental.

Para medir la temperatura de la probeta se utilizó el pirómetro infrarrojo integrado con una cámara de video para alinear el punto de medición (spot) sobre la superficie de la probeta en un intervalo de 270 °C a 1200 °C. Para el intervalo de temperatura inferior, entre 25 °C a 270 °C, se utilizó el termopar tipo K, como se muestra en la Fig. 35. Debido al principio de funcionamiento del dilatómetro, se induce un error durante la medición de temperatura a través del termopar por la inducción de corriente eléctrica ya que un termopar de este tipo trabaja en el orden de $\mu\text{V}/^\circ\text{C}$ mientras que el calentamiento de una probeta por efecto Joule requiere de 0 a 3 V, para alcanzar una temperatura alrededor de 1200 °C con una corriente eléctrica entre 0 y 300 A.

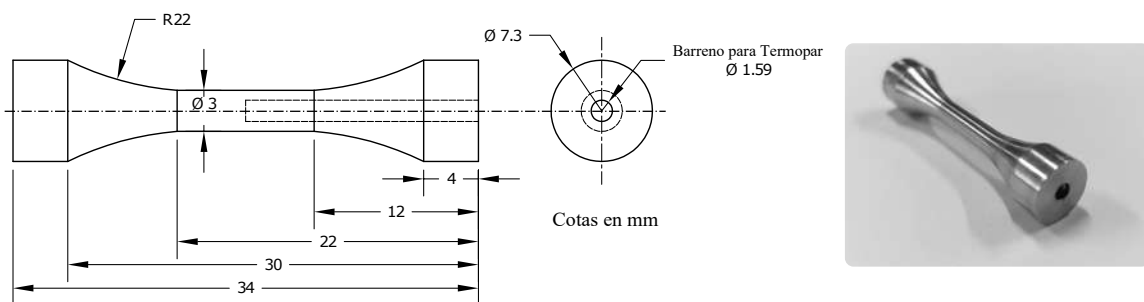


Figura 35. Probeta de cuello con barreno para la colocación del termopar tipo K.

En una primera etapa, se acondicionó la señal del pirómetro bajo las condiciones particulares del sistema experimental, una vez que se acondicionó la señal del pirómetro se tomó como referencia para realizar el acondicionamiento de señal del termopar. Los procedimientos realizados se mencionan a continuación:

Para realizar el acondicionamiento de señal del pirómetro infrarrojo, la probeta se calentó de manera indirecta por flama hasta una temperatura aproximada de 1000 °C y posteriormente se enfrió dentro de la cámara de aislamiento. La historia térmica durante el enfriamiento se registró con un termopar tipo K calibrado y colocado en el centro de la probeta, así como con el pirómetro infrarrojo. A partir de la historia térmica se obtuvo el polinomio de acondicionamiento para compensar la pérdida de señal que se presenta al colocar un medio transparente entre la superficie de medición y el pirómetro debido a la transmitancia del vidrio. Las pruebas se realizaron por triplicado con una probeta de acero inoxidable AISI 304 en una atmósfera inerte de argón.

Para acondicionar la señal del termopar se utilizó la medición del pirómetro como la

temperatura de referencia durante el calentamiento por efecto Joule en un intervalo entre 270 °C y 450 °C. A partir de las historias térmicas medidas con el pirómetro y el termopar se determinó el polinomio de acondicionamiento. Al igual que las pruebas de acondicionamiento del pirómetro, los ensayos se realizaron por triplicado bajo una atmósfera de argón en un acero inoxidable AISI 304.

A partir de los resultados experimentales, se obtuvieron los polinomios de acondicionamiento, calculando el porcentaje de error como la diferencia de temperatura entre el sensor de referencia y el sensor a compensar. En la Tabla 3, se muestran los polinomios de acondicionamiento para compensar la pérdida de señal del pirómetro por la transmitancia del vidrio y la sobreestimación de temperatura del termopar causada por el ruido eléctrico inducido al calentar la probeta por efecto Joule.

Tabla 3. Polinomios de Acondicionamiento de Señal del Pirómetro Infrarrojo y Termopar Tipo K

Sensor	Polinomio de Acondicionamiento $y = a^3 + bx^2 + cx + d$			
	a	b	c	d
Pirómetro	-6.30428E-7	1.10525E-3	-5.17686E-1	89.89164
Termopar	—	2.01680E-8	2.55500E-2	—

Una vez que los polinomios de acondicionamiento se determinaron, estos se implementaron en el sistema de control por medio del software LabVIEW™, tal como se indica en el esquema de la Fig. 36.

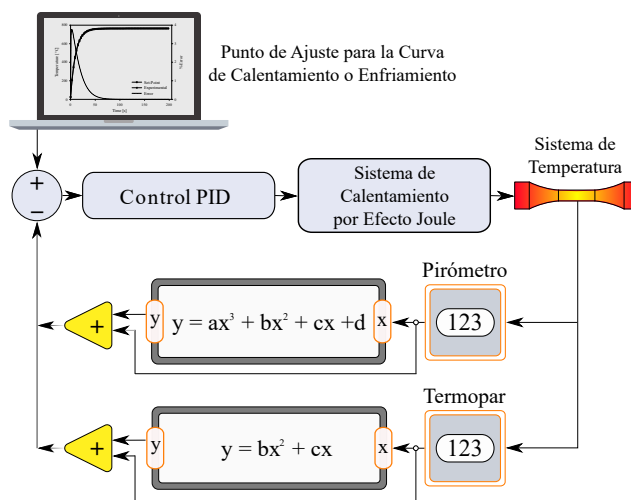


Figura 36. Implementación de los polinomios de compensación, pirómetro infrarrojo y termopar tipo K, en el sistema de control de temperatura en LabView™.

La Fig. 37 muestra las historias térmicas medidas con el pirómetro infrarrojo y el termopar tipo K durante el enfriamiento continuo de la probeta, en la cámara de aislamiento

después del calentamiento por flama. De la figura, se observa una separación entre la temperatura medida por ambos sensores con una diferencia entre 25 °C y 65 °C. En este caso, la señal del pirómetro subestima el valor de temperatura en comparación con la señal del termopar debido a la transmitancia del vidrio.

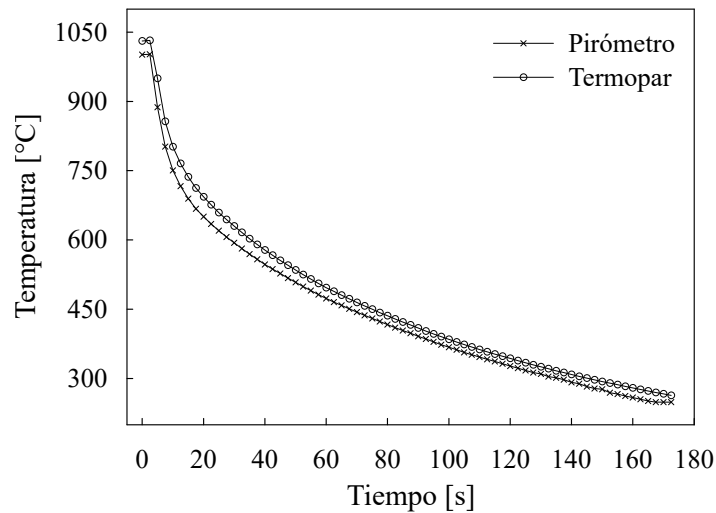


Figura 37. Historias térmicas medidas con el pirómetro infrarrojo y termopar tipo K durante el enfriamiento continuo de la probeta después del calentamiento por flama.

Una vez que se detectó el error entre ambos sensores, se ajustó la señal del pirómetro infrarrojo, empleando el polinomio de acondicionamiento de la Tabla 3. En la Fig. 38 se presentan las historias térmicas medidas con ambos sensores después de acondicionar la señal del pirómetro.

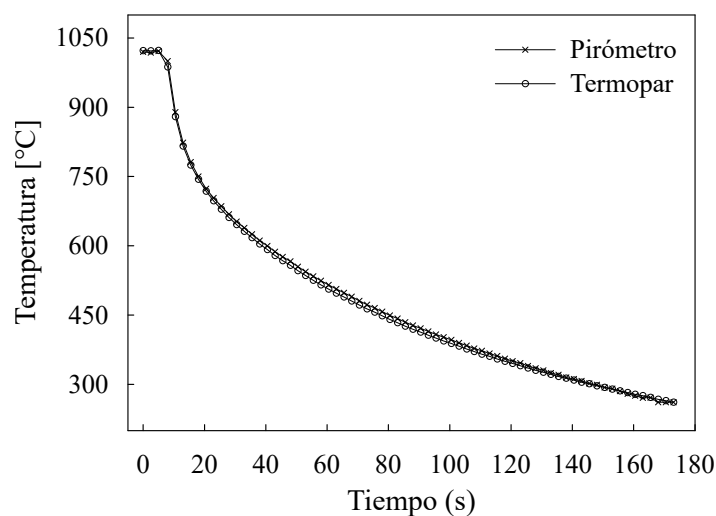


Figura 38. Historias térmicas medidas con el pirómetro infrarrojo y termopar tipo K durante el enfriamiento continuo de la probeta después del calentamiento por flama y empleando el polinomio de acondicionamiento del pirómetro infrarrojo.

De la Fig. 38 se observa que al utilizar el polinomio de acondicionamiento del pirómetro, las mediciones de temperatura se sobrepone para ambos sensores, registrando una diferencia máxima de 10 °C en algunos puntos, disminuyendo así el error mostrado en la Fig. 37.

En la Fig. 39 se muestran las historias térmicas de la probeta durante el calentamiento continuo medidas con el pirómetro y el termopar tipo K. Se observa una clara separación entre las mediciones de temperatura; con respecto a la medición del pirómetro, la temperatura del termopar es superior por al menos 9 °C al inicio del calentamiento, esta diferencia se incrementa ligeramente hasta 12 °C al alcanzar la temperatura de prueba de 450 °C.

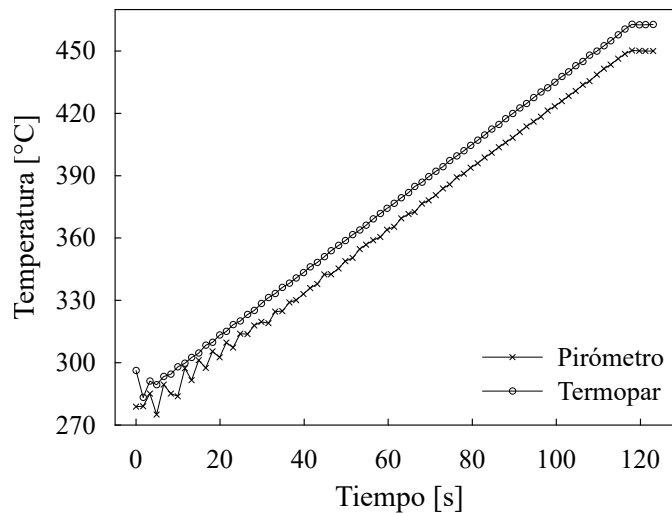


Figura 39. Historias térmicas medidas con el pirómetro infrarrojo y el termopar tipo K durante el calentamiento continuo por efecto Joule.

Por otro lado, al realizar las pruebas de calentamiento por efecto Joule y aplicar los polinomios de acondicionamiento del termopar y pirómetro, se eliminó la sobreestimación de temperatura del termopar debido a la inducción de corriente eléctrica. En la Fig. 40 se muestra la historia térmica de calentamiento de la probeta desde una temperatura de 270 °C hasta 450 °C y se observa que ambas mediciones se igualan para la mayoría de los puntos con una diferencia máxima puntual de 5 °C. Esta diferencia de temperatura se considera aceptable en comparación con los resultados que se obtuvieron sin emplear los polinomios de acondicionamiento en la Fig. 39.

La finalidad de determinar los polinomios de acondicionamiento es controlar las rampas de calentamiento desde temperatura ambiente hasta una temperatura elevada. Para esto, se modificó el sistema de control de temperatura del dispositivo experimental, realizando mediciones con el termopar hasta 270 °C y tomándolas como referencia para cambiar la señal del termopar al pirómetro. Sin embargo, como se indicó en la Fig. 39, al calentar la probeta por efecto Joule se genera una diferencia de temperatura entre ambos sensores, esto repercute directamente en el sistema de control durante el calentamiento.

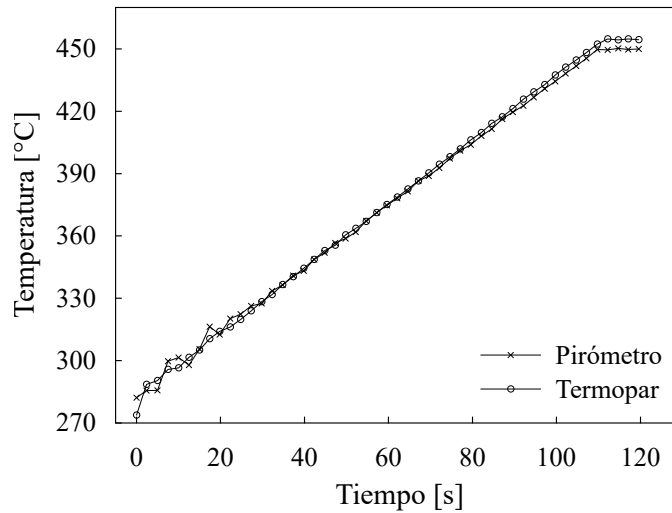


Figura 40. Historias térmicas medidas con el pirómetro infrarrojo y el termopar tipo K durante el calentamiento continuo por efecto Joule, empleando los polinomios de acondicionamiento para ambos sensores.

to, como se muestra en la Fig. 41. De esta figura, se muestran las historias térmicas de la probeta a una rapidez de calentamiento constante empleando ambos sensores, desde temperatura ambiente a 25 °C hasta una temperatura máxima de 450 °C, las líneas rojas muestran las historias térmicas sin utilizar los polinomios de acondicionamiento. Es claro observar que existe una discontinuidad en la señal de temperatura durante el calentamiento en un intervalo entre 270 y 330 °C debido al cambio de señal.

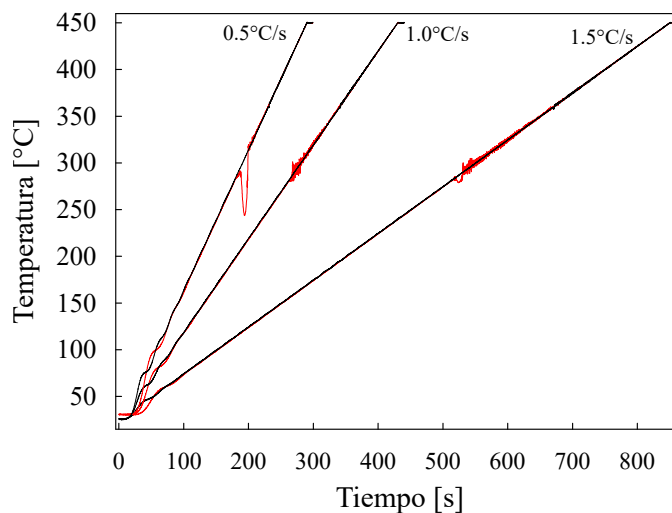


Figura 41. Historias térmicas de la probeta durante el calentamiento continuo por efecto Joule de 25 a 450 °C a distinta rapidez de calentamiento: 0.5, 1.0, 1.5 °C/s. Las líneas rojas muestran las historias térmicas de calentamiento sin emplear los polinomios de acondicionamiento mientras que líneas negras indican las historias térmicas con los polinomios.

El sistema de control del dispositivo trata de ajustar el paso de corriente de acuerdo a la medición que se registra por el sensor en turno, teniendo como punto de cambio la temperatura de referencia a 270 °C, sin embargo, al existir una diferencia entre ambos sensores, el cambio de señal provoca oscilaciones en la medición de temperatura, ya que existen momentos donde la temperatura se encuentra por abajo o por arriba de la temperatura de referencia, perturbando así la señal de salida como se muestra en la Fig. 41. Por otro lado, se muestran las historias térmicas empleando los polinomios de acondicionamiento (líneas negras) donde se igualan las mediciones de temperatura de ambos sensores a la temperatura de referencia. En este caso la perturbación de la señal de salida desaparece y el sistema de control logra cambiar de sensor correctamente, inhibiendo la oscilación antes presentada. También se observa que al implementar los polinomios de acondicionamiento es posible modificar la rapidez de calentamiento sin generar perturbaciones en el sistema de control, haciendo que se comporte como un sistema bimodal en un amplio intervalo de temperaturas.

VERIFICACIÓN DE LA REPRODUCIBILIDAD DE LOS CICLOS TÉRMICOS

De acuerdo a los resultados mostrados en las secciones anteriores se encontró que la medición de temperatura es de gran importancia para obtener buenos resultados, por lo que se realizó una verificación de la reproducibilidad térmica de los experimentos con los sensores de temperatura calibrados. Para esto se realizaron cinco pruebas para cada una de las probetas: cilíndrica hueca y de cuello ambas de acero inoxidable AISI 304. El ciclo térmico propuesto se realizó con una rapidez de calentamiento de 1°C s^{-1} hasta una temperatura de 1000°C y un enfriamiento de 1°C s^{-1} , la probeta utilizada se recalentó sucesivamente hasta completar cada serie de experimentos. El resultado de estas pruebas se presenta en la Fig. 42, en esta figura se muestran las cinco pruebas para cada probeta

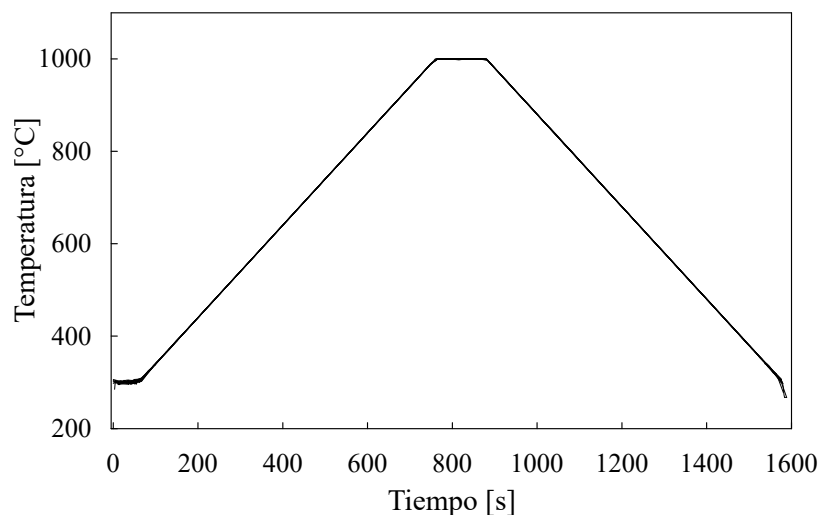


Figura 42. Respuesta térmica de las probetas cilíndricas hueca y de cuello durante las pruebas cíclicas de calentamiento.

y se observa que la temperatura se sobrepone para las dos probetas y todas las repeticiones, presentando una muy buena reproducibilidad del experimento.

Al realizar el análisis en esta serie de pruebas se notó que durante el recalentamiento de la probeta para el mismo ciclo térmico, se necesita de una corriente eléctrica cada vez mayor. Al examinar los datos de corriente eléctrica y voltaje se pudo determinar la energía que se suministra a cada probeta durante el ciclo térmico, así como la potencia requerida para alcanzar una temperatura de 1000 °C.

La Fig. 43 muestra con puntos negros la energía suministrada a la probeta cilíndrica hueca y con círculos la energía suministrada a la probeta de cuello. La primera diferencia que se observa es la magnitud de la energía suministrada a cada probeta; más del doble de la energía suministrada a la probeta cilíndrica hueca en comparación a la probeta de cuello. Esto se debe a la reducción de masa y del área transversal de contacto a través de la cual circula la corriente en la probeta; la reducción del área de contacto o de transferencia es de 18.85 mm² a 7.07 mm² para la probeta de cilíndrica y de cuello, respectivamente. Al analizar el comportamiento de cada probeta se puede apreciar un incremento en la energía necesaria para realizar el mismo ciclo térmico en cada repetición de la prueba, indicando un cambio en las propiedades eléctricas del material, de modo que cada ciclo de recalentamiento provoca un aumento en la conductividad eléctrica de este material, requiriendo cada vez una mayor cantidad de energía para obtener el mismo ciclo de temperatura.

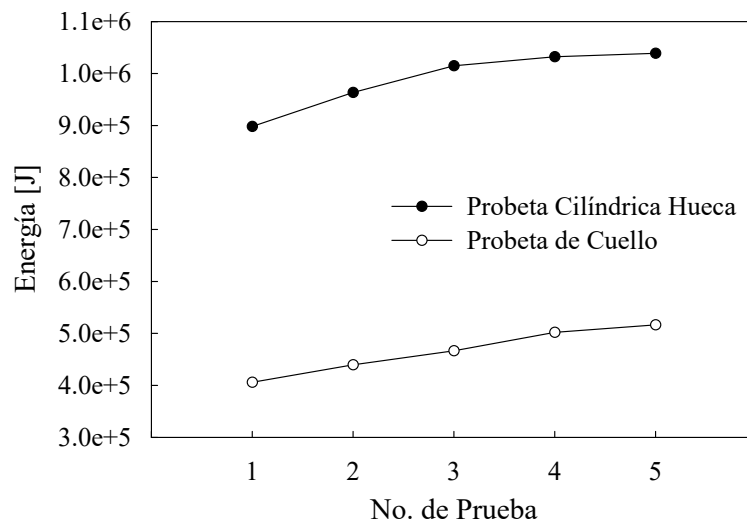


Figura 43. Energía suministrada a cada una de las probetas para cada ciclo térmico de la Fig. 42.

Por otro lado, en la Fig. 44 se muestra la potencia requerida para mantener una temperatura de 1000 °C para la probeta cilíndrica hueca (puntos negros) y la probeta de cuello (círculos). Esta figura muestra el mismo comportamiento de la energía requerida Fig. 43, es decir, entre cada ciclo de recalentamiento la probeta requiere una mayor potencia que el ciclo anterior para alcanzar el mismo valor de temperatura. Sin embargo, en ambas Figs.

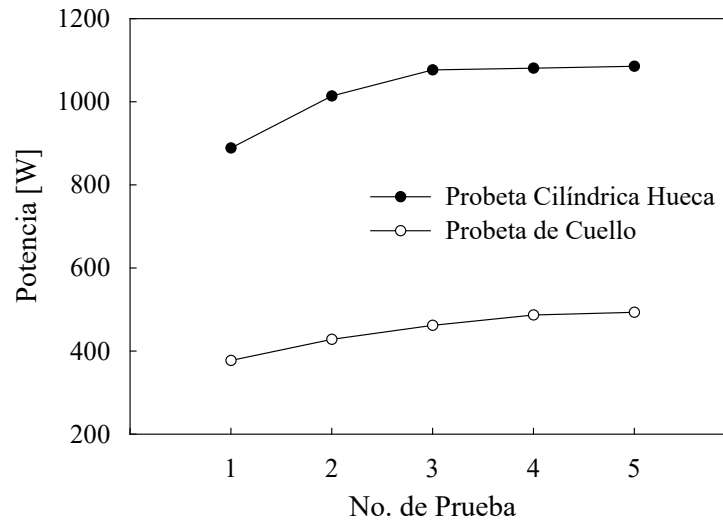


Figura 44. Potencia requerida para alcanzar una temperatura de 1000 °C en la probeta cilíndrica hueca y de cuello.

43 y 44, se observa la misma tendencia tanto para la energía como la potencia, indicando que existe un valor máximo en el cual la potencia ya no cambia. El tipo de probeta que muestra un mayor efecto por el número de ciclos de calentamiento es la probeta cilíndrica hueca debido a que el área de contacto es mayor.

Este tipo de histéresis se asocia al proceso de sensibilización de los aceros inoxidables a alta temperatura; es decir, por la precipitación de carburos de Cr en los límites de grano de la austenita, teniendo una disminución de la resistividad eléctrica [141, 142]. La sensibilización de los aceros inoxidables se presenta cuando se calientan entre 400 y 900 °C por un tiempo determinado, bajo estas condiciones se produce la precipitación de carburos de cromo, reduciendo la concentración de cromo contiguo [142].

Por otro lado, la resistividad eléctrica es sensible a factores microestructurales, como la concentración de huecos, solutos, dislocaciones, impurezas, concentración de precipitados. Esta dependencia se debe a que estos factores provocan una mayor o menor dispersión de electrones de conducción y dependen directamente de la magnitud de estos factores y la trayectoria libre media de los electrones de conducción. Otro caso es cuando la resistividad eléctrica aumenta por la disolución de los elementos de aleación en la solución sólida y disminuye cuando precipitan en la matriz, excepto para el tipo de precipitación coherente, que implica un aumento en la resistividad eléctrica [143–146].

El grado de sensibilización de un acero inoxidable es función de la temperatura y del tiempo. A una temperatura de sensibilización determinada, la fracción en volumen de precipitados aumenta (o la concentración de elementos de aleación en la solución disminuye) y a un tiempo determinado entre 4 y 6 horas la sensibilización permanece constante [143].

Con base en lo anterior, se sugiere que el continuo aumento de la potencia requerida se debe a un proceso de sensibilización intermitente entre cada ciclo de calentamiento, de

ahí el comportamiento de las Figs. 43 y 44.

PREDICCIÓN DEL COMPORTAMIENTO DILATOMÉTRICO DE UN ACERO AISI 1045 CALENTADO POR EFECTO JOULE

El comportamiento dilatométrico se simuló a partir del acoplamiento del Modelo Termo-Eléctrico-Mecánico y el Modelo Microestructural. El comportamiento dilatométrico simulado se comparó con la respuesta dilatométrica experimental de un acero AISI 1045 para una rapidez de calentamiento de: a) 0.333, b) 0.550, c) 0.666 y d) 0.966 °C s⁻¹, hasta alcanzar una temperatura de 1000 °C. La serie de experimentos se realizó bajo una atmósfera inerte de argón concentrada a partir de la cámara de aislamiento y la probeta cilíndrica hueca con muesca de la Fig. 31, mientras que el comportamiento dilatométrico se evaluó mediante la deformación por dilatación.

La Fig. 45 muestra la comparación entre el comportamiento dilatométrico experimental (símbolos) y simulado (línea continua) de un acero AISI 1045, para una rapidez de calentamiento de a) 0.333, b) 0.550 °C, c) 0.666 y d) 0.966 °C s⁻¹. Para cada figura las temperaturas de inicio y fin de transformación se indican con línea punteada para la respuesta experimental y con línea discontinua para el comportamiento simulado.

De las Figs. 45 a), b) y c) se observa el mismo orden de magnitud y forma del comportamiento dilatométrico para la respuesta experimental y simulada; las pendientes asociadas a las fases y a la transformación en austenita también se muestran antes, durante y después de la transformación. Sin embargo, se aprecia un desfase de la zona de transformación (contracción), lo que provoca que la transformación se adelante con respecto a la deformación simulada por 30, 51, 66 °C para la rapidez de 0.333, 0.550 y 0.666 °C s⁻¹, respectivamente. Debido a la resolución de las mediciones del micrómetro láser, las temperaturas de inicio y fin de transformación (Ac_1 y Ac_3), se indicaron a partir de los puntos de inflexión de cada curva dilatométrica. Bajo este criterio, las temperaturas de inicio y fin de transformación se indican en la Tabla 4. Además, se muestra el $\Delta T = Ac_3 - Ac_1$ de sobrecalentamiento de transformación para cada rapidez de calentamiento. Por otro lado, para la rapidez de 0.966 °C s⁻¹ Fig. 45 d), el desfase de la transformación y de la deformación por dilatación se hace más evidente recorriéndose 112 °C para el comportamiento experimental, sin embargo, las pendientes son muy similares entre ambos comportamientos, manteniendo la forma de la dilatación y transformación.

Tabla 4. Temperaturas críticas de transformación experimentales y simuladas para un acero AISI 1045 calentado en el dispositivo experimental por efecto Joule

Rapidez de calentamiento [°C/s]	Ac_1		Ac_3		$\Delta T = Ac_3 - Ac_1$	
	Experimental	Simulada	Experimental	Simulada	Experimental	Simulado
0.333	745	775	794	820	49	45
0.550	751	802	805	858	54	56
0.666	752	818	810	875	58	57
0.966	752	864	810	922	58	58

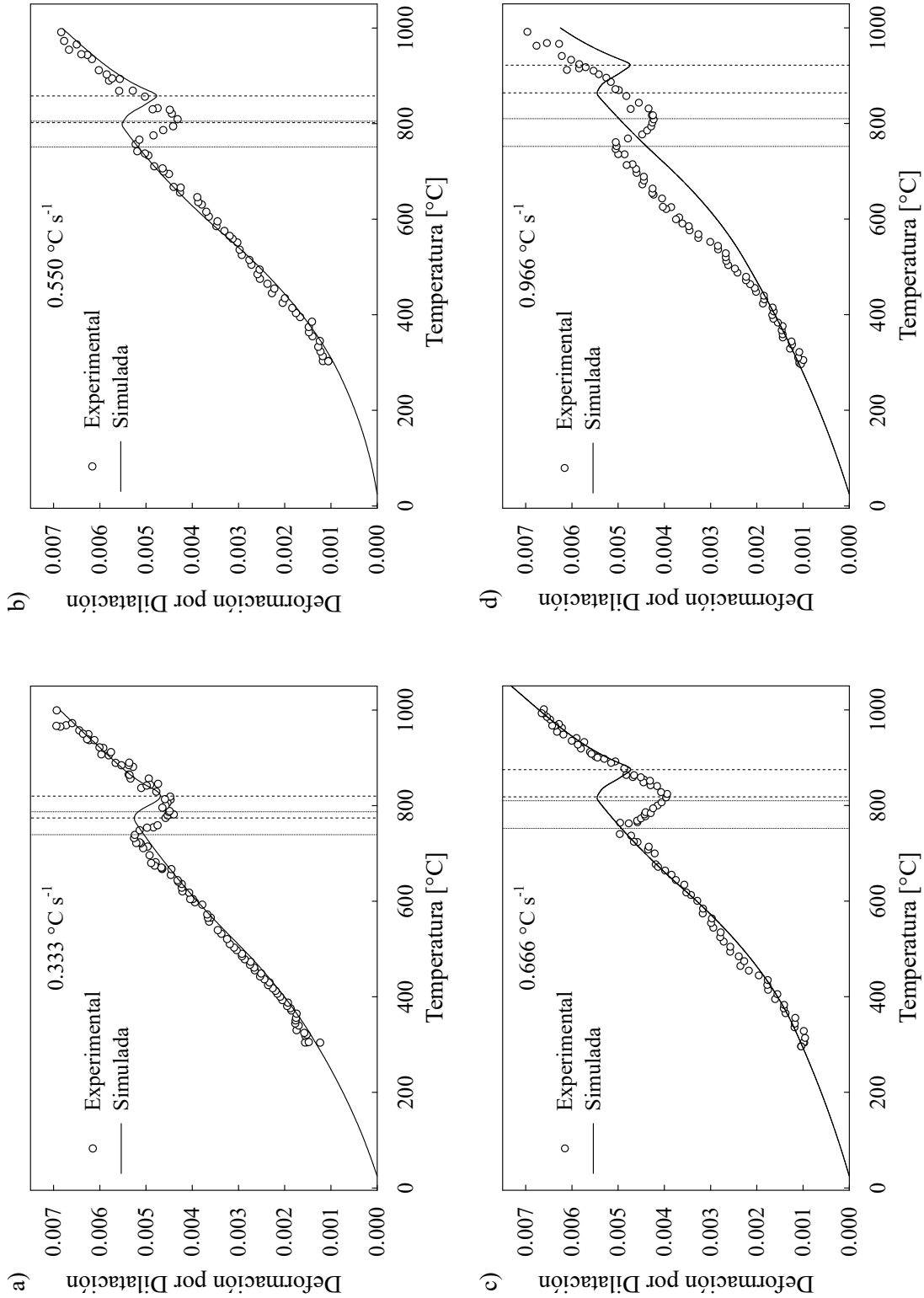


Figura 45. Comportamiento dilatométrico de un acero AISI 1045, experimental (símbolos) y simulado (línea continua), a distinta rapidez de calentamiento: a) 0.333, b) 0.550, c) 0.666 y d) 0.966 °C s⁻¹.

El análisis de las temperaturas críticas de formación de austenita experimentales y simuladas, se realizó por comparación de las temperaturas de transformación Ac_1 y Ac_3 como una función de la rapidez de calentamiento, tal como se muestra en la Fig. 46 donde se muestran las temperaturas experimentales, simuladas y de equilibrio calculadas mediante las correlaciones de Andrews [147], de estas últimas se indica la desviación estándar (zona gris de la figura). De la figura se observa que las temperaturas simuladas se desplazan por arriba de las temperaturas al equilibrio y se incrementan de manera considerable al aumentar la rapidez de calentamiento, este comportamiento se esperaba de acuerdo a los parámetros con los que se alimentó el modelo y que fueron obtenidos de piezas calentadas de manera convencional, Por otro lado, al realizar el calentamiento por efecto Joule, la influencia de la rapidez de calentamiento sobre las temperaturas de transformación prácticamente desaparece y permaneces muy cercanas a las temperaturas de equilibrio. Una posible explicación de este fenómeno, se ha reportado en la literatura donde se indica el efecto de los campos magnéticos sobre transformaciones de fase en aceros calentados por inducción magnética.

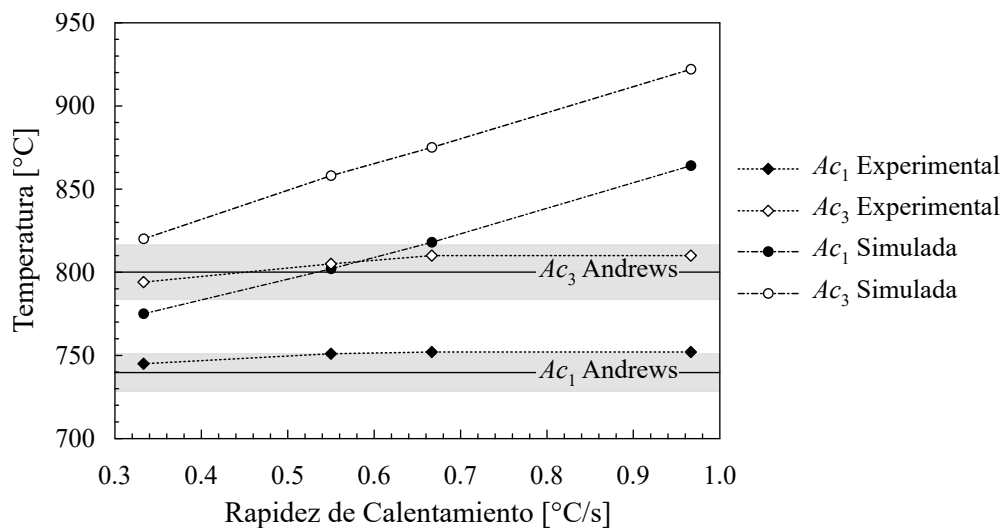


Figura 46. Temperaturas críticas de transformación Ac_1 y Ac_3 , experimental, simulada y al equilibrio para un acero AISI 1045 calentado por efecto joule como una función de la rapidez de calentamiento.

Algunas consideraciones reportadas en la literatura [148–150], muestran que un campo magnético pulsante o continuo de 10 Teslas o más, estimula la transformación martensítica de un acero. A partir de cálculos termodinámicos se puede demostrar que el campo magnético incrementa la temperatura de equilibrio metaestable durante la transformación de austenita a martensita por varias decenas de grados Celsius. El efecto del campo magnético en la transformación martensítica se explica por el aumento en la diferencia entre los potenciales termodinámicos de la austenita y la martensita bajo la influencia del campo magnético; es decir, el campo magnético incrementa la fuerza motriz de transformación de fase. Por lo que, el cambio en la temperatura de transformación bajo la influencia de campo magnético se puede expresar como:

$$\frac{dT}{dH} = \frac{\Delta J \cdot T_0}{q}, \quad (53)$$

donde H es la intensidad del campo, ΔJ es la diferencia de magnetización entre las fases que intervienen en la transformación, T_0 es la temperatura de equilibrio de la fase y q es la entalpia de transformación. Esta ecuación es similar a la ecuación de Clausius-Clapeyron para el cambio en la temperatura de transformación bajo la influencia de presión:

$$\frac{dT}{dp} = \frac{\Delta V \cdot T_0}{q}. \quad (54)$$

En analogía a la ecuación de Clausius-Clapeyron, la presión promueve una transformación de fase acompañada de un incremento en el volumen; en el caso de la magnetización el aumento del campo magnético debería promover una transformación de fase, produciendo una fase con mayor magnetización y ampliando el dominio de su existencia.

Desde un punto de vista físico una de las posibles razones del efecto de campo magnético sobre las transformaciones de fase considera la generación de esfuerzos internos por el cambio de forma en la estructura debido a cambios fluctuantes del campo magnético conocidos como esfuerzos por magnetostricción [151]. La magnetostricción aumenta los esfuerzos o tensiones internas, provocando un incremento en el coeficiente de difusión, acelerando así el inicio de la nucleación y provocando deformaciones elásticas inclusive plásticas.

Por otro lado, un campo magnético estacionario afecta la cinética de descomposición de la austenita en perlita y bainita [150]. Bajo el efecto del campo magnético los tiempos de incubación se acortan y la rapidez de transformación se incrementa, haciendo que las curvas de transformación isotérmica se recorran hacia la izquierda. Por lo tanto, si la descomposición de la austenita está acompañada de un cambio en la magnetización de la fase inicial y de formación, el campo magnético producirá una aceleración en la transformación.

De acuerdo a las posibles causas y efectos del campo magnético sobre las transformaciones de fase en un acero calentado por inducción, se pueden relacionar los efectos generados por el paso de corriente a través de un acero calentado por efecto Joule. Si bien las temperaturas de transformación se vuelven independientes de la rapidez de calentamiento y se recorren a temperaturas más bajas en comparación con un calentamiento convencional por radiación, no se presenta un incremento en la rapidez de transformación ya que el ΔT de temperatura de sobrecalentamiento se mantiene similar tanto para los resultados experimentales como simulados que se presentan en la Tabla 4. En otras palabras, el paso de la corriente eléctrica durante el calentamiento aporta energía para activar la transformación de perlita-ferrita en austenita sin afectar el proceso de nucleación y crecimiento controlado por la difusión en volumen de átomos de carbono durante la transformación.

Al considerar el corrimiento de las temperaturas críticas de transformación, durante el calentamiento continuo de una probeta de acero por efecto Joule, en el modelo de simula-

ción para estimar el comportamiento dilatométrico, se obtiene un comportamiento muy similar entre los resultados experimentales y simulados, como se muestra en la Fig. 47. En esta figura se muestran nuevamente las pruebas para una rapidez de calentamiento de: a) 0.333, b) 0.550, c) 0.666 y d) 0.966 °C s⁻¹, apreciándose un comportamiento muy similar en la respuesta experimental y simulada para cada rapidez de calentamiento. Este comportamiento se verifica, ya que la deformación por dilatación durante la transformación se vuelve independiente, en este caso, del medio de calentamiento, sugiriendo que los mecanismos de transformación no cambian. Por otro lado, una alteración debido al efecto del campo eléctrico-magnético provocaría una modificación en la transformación de fase, la cual se reflejaría como un incremento o disminución en la difusividad de los átomos de carbono o de los elemento de aleación, cambiando la forma de la curva dilatométrica. Sin embargo, en el caso de estudio no se muestra este tipo de alteración, ya que al corregir el corrimiento de las temperaturas críticas, el comportamiento dilatométrico evoluciona de acuerdo a los resultados experimentales. Una posible explicación del corrimiento observado durante el calentamiento continuo por efecto Joule, se debe al *estado de activación* que acorde a la teoría cinética, la probabilidad de alcanzar el estado de activación para dar inicio a una transformación de fase esta dada por,

$$\exp\left(-\frac{\Delta G^a}{kT}\right), \quad (55)$$

donde ΔG^a es la energía libre de activación y k es la constante de Boltzmann (R/N_a). El termino ΔG^a se refiere a la cantidad de energía que requiere un átomo para vencer la energía de barrera de un estado estable a un estado de mínima energía. En el caso del calentamiento por efecto Joule, la generación del campo eléctrico favorece, hasta cierto punto, la excitación de los átomos, lo que hace que un átomo alcance el estado de activación más rápido debido al suministro de energía eléctrica, que incrementa la energía cinética de los átomos. Por lo contrario, al calentar un material de forma convencional (radiación) como en el dilatometro, la forma de alcanzar el estado de activación es mediante el suministro de energía térmica (*activación térmica*); es decir, cuando una transformación de fase requiere cierta energía de activación ΔG^a esta se alcanza al incrementar la temperatura del sistema. Es por eso que, las temperaturas críticas de transformación se recorren a valores más bajos, ya que la activación térmica se ve reducida por la contribución de energía del campo eléctrico. Sin embargo, esta contribución no llega a modificar los mecanismos durante la transformación, comportándose de la misma forma como en un calentamiento convencional. De acuerdo a lo anterior, se puede apreciar que el modelo acoplado tiene la capacidad de estimar el comportamiento dilatométrico de una probeta bajo condiciones de calentamiento continuo por efecto Joule, validando el modelo a partir de los parámetros cinéticos y los valores del CETI.

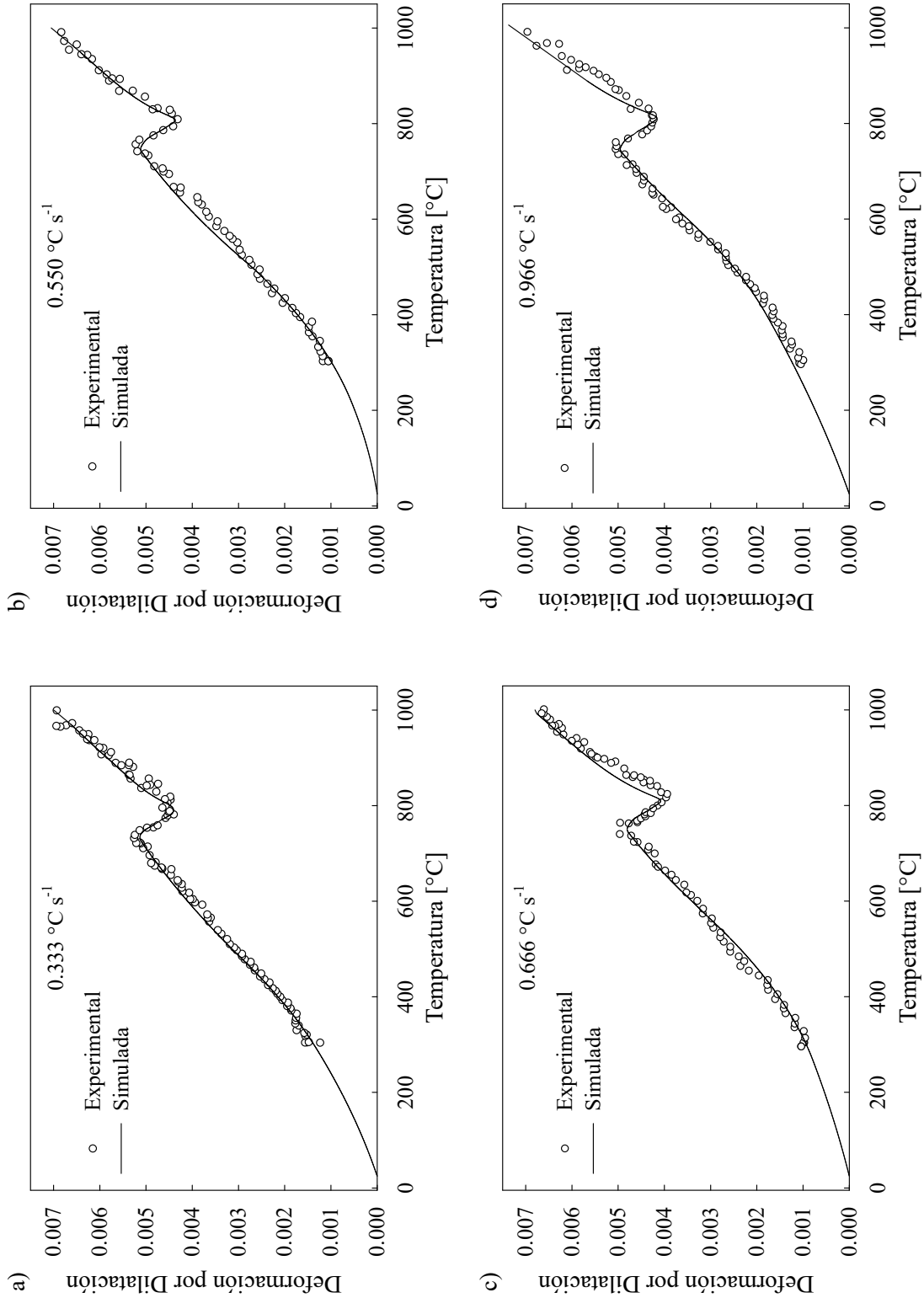


Figura 47. Comportamiento dilatométrico de un acero AISI 1045, experimental (símbolos) y simulado (línea continua) considerando el corrimiento de las temperaturas de transformación, a distinta rapidez de calentamiento: a) 0.333, b) 0.550, c) 0.666 y d) 0.966 °C s⁻¹.

CONCLUSIONES

- Se mostró que es posible desarrollar un modelo matemático del calentamiento por efecto Joule de una probeta dilatométrica, estimando la historia térmica, la intensidad de corriente eléctrica y el porcentaje de deformación por dilatación, para una probeta cilíndrica hueca con propiedades termofísicas y eléctricas dependientes de la temperatura.
- Se validó satisfactoriamente el Modelo Termo-Eléctrico-Mecánico mediante la comparación de la historia térmica y el porcentaje de deformación por dilatación experimental con las respuestas simuladas con el modelo matemático a distinta rapidez de calentamiento.
- Se mostró el efecto de la conductividad eléctrica sobre la historia térmica, concluyendo que el incremento de la conductividad dificulta el calentamiento debido a que la resistencia eléctrica del sistema disminuye, requiriendo una mayor cantidad de corriente, mientras que, el espesor de la probeta repercute fuertemente sobre la rapidez de calentamiento ya que, al disminuir el espesor, la densidad de corriente aumenta la rapidez de calentamiento.
- Se mostró que es posible estimar la fracción en volumen de austenita formada a partir del modelo JMAK en un intervalo de baja rapidez de calentamiento, obteniendo parámetros cinéticos dependientes de la rapidez de calentamiento, y que la aplicación del modelo de rapidez de transformación no isotérmica de JMAK, para un intervalo de alta rapidez de calentamiento, elimina la dependencia en el tiempo del modelo JMAK a través del principio de Cahn y la ecuación de Avrami.
- Se mostró que la predicción de la fracción en volumen de austenita y el CETI, permite estimar de manera correcta la contracción en volumen del comportamiento dilatométrico durante la transformación.
- Se validó satisfactoriamente el Modelo Microestructural mediante la comparación del comportamiento dilatométrico de un acero AISI 1045 durante calentamiento continuo experimental con la respuesta simulada a partir de los modelos de transformación de JMAK.
- Se mostró que es posible realizar el acoplamiento del Modelo Termo-Eléctrico-Mecánico y el Modelo Microestructural a partir de un término de generación de calor en función de la entalpia de transformación y la fracción en volumen de austenita.

- Se encontró que el calentamiento por efecto Joule produce cambios en las temperaturas críticas de transformación, adelantándolas en comparación a un calentamiento convencional por radiación, sin afectar la cinética de la transformación de perlita-ferrita en austenita.
- Finalmente, se mostró que al ajustar las temperaturas críticas de transformación en el acoplamiento del Modelo Termo-Eléctrico-Mecánico y el Modelo Microestructural se logra predecir correctamente el comportamiento dilatométrico, así como, la evolución térmica y microestructural.

REFERENCIAS

- [1] <http://www.elfinanciero.com.mx/economia/cinco-graficas-que-explica-la-produccion-automotriz-de-mexico.html> (consultado:9/02/2017).
- [2] Fröhlich T., Ratte E., Schuberth S., Schedin E.. Next generation vehicle - engineering guidelines for stainless steel in automotive applications. Proceedings of the 6th Stainless Steel Science and Market Conference, Helsinki (Finland),2008, p. 10–13.
- [3] AHMSA/noticias. Suscriben ahmsa y posco carta de intención. Consultado el 16/5/2015 en: <http://www.ahmsa.com/4237/suscribenahmsa-y-posco-carta-de-intencion-2>.
- [4] Inoue T., Tanaka K., Elastic-Olastic Stress Analysis of Quenching when Considering a Transformation, *Int. J. Mech. Sci.*, Vol. 17, 1975, p. 361–367.
- [5] T. Inoue, K. Haraguchi, Kimura S., Analysis of Stresses due to Quenching and Tempering of Steel, *Trans. ISIJ*, Vol. 18, 1978, p. 11–15.
- [6] Denis S., Simon A., Beck G., Modellization of Thermomechanical Behavior and Stress-Phase Transformation Interactions During Martensitic Tempering of Steel and Calculation of Internal Stresses, *Mem. Etud. Sci. Rev. Met.*, Vol. 81, 1984, p. 445–445.
- [7] Denis S., Gautier E., Simon A., Beck G., Stress-Phase Transformation Interactions—Basic Principles, Modeling and Calculation of Internal Stresses, *Mater. Sci. Technol.*, Vol. 1, 1984, p. 805–814.
- [8] Denis S., Sjostrom S., Simon A., Coupled Temperature, Stress, Phase-Transformation Calculation Model Numerical Illustration of the Internal-Stresses Evolution during Cooling of a Eutectoid Carbon-Steel Cylinder, *Metall. Mater. Trans. A*, Vol. 18, 1987, p. 1203–1212.
- [9] Leblond J.B., Devaux J., A New Kinetic Model for Anisothermal Metallurgical Transformations in Steels Including Effect of Austenite Grain Size, *Acta Metall.*, Vol. 32, 1984, p. 137–146.
- [10] Inoue T., Wang Z.G., Finite Element Analysis of Coupled Thermoelastic Problem with Phase Transformation, *Int. Conf. Num. Meth. in Industrial Forming Processes*, 1982, p. 391-400.

-
- [11] Reti T., Reger M., Chiglione D., Duchateau D., Computer Optimized Planning of 2-Stage Carburising, *Heat Treat. Met.*, Vol. 19, 1992, p. 103–106.
- [12] Jahanian S., Thermoelastoplastic and Residual Stress Analysis during Induction Hardening of Steel, *J.Mater. Eng. Perform.*, Vol. 4, 1995, p. 737–744.
- [13] Yang Y.S., Na S.J., Effect of Transformation Plasticity on Residual Stress Fields in Laser Surface Hardening Treatment, *J. Heat. Treat.*, Vol. 9, 1991, p. 49–56.
- [14] Starink M.J., Kinetic Equations for Diffusion-Controlled Precipitation Reactions, *J. Mater. Sci.*, Vol. 32, 1997, p. 4061–4070.
- [15] Todinov M.T., Alternative Approach to the Problem of Additivity, *Metall. Mater. Trans. B*, Vol. 29, 1998, p. 269–273.
- [16] Lusk M.T., Lee Y.-K., A Global Material Model for Simulating the Transformation Kinetics of Low Alloy Steels, *Proceedings of the 7th International Seminar of the International IFHT, 1999, IFHT, Budapest, Hungary*, p. 273–282.
- [17] Reti T., Felde I., A Non-linear Extension of the Additivity Rule, *Comp. Mater. Sci.*, Vol. 15, 1999, p. 466–482.
- [18] Denis S., Considering Stress Phase Transformation Interactions in the Calculation of Heat Treatment Residual Stresses, *J. Phys. (France) IV*, Vol. 06, 1996, p. C1-159–C1-174.
- [19] Marketz F., Fischer F.D., Tanaka K., Micromechanics of Transformation Induced Plasticity and Variant Coalescence, *J. Phys. (France) IV*, Vol. 6, 1996, p. 445–454.
- [20] Reti T., Fried Z., Felde I., Computer Simulation of Steel Quenching Process Using a Multi-phase Transformation Model, *Comp. Mater. Sci.*, Vol. 22, 2001, p. 261–278.
- [21] Liu C.C., Xu X.J., Liu Z., A FEM Modeling of Quenching and Tempering and Its Application in Industrial Engineering, *Finite Elements in Analysis and Design*, Vol. 39, 2003, p. 1053–1070.
- [22] Frerichs F., Lubben T., Simulation of Gas Quenching, *J. Phys. (France) IV*, Vol. 30300, 2004, p. 1–8.
- [23] Shi W., Zhang X., Liu Z., Model of Stress-Induced Phase Transformation and Prediction of Internal Stresses of Large Steel Workpieces during Quenching, *J. Phys. (France) IV*, Vol. 120, 2004, p. 473–479.
- [24] Veaux M., Denis S., Archambault P., Modelling and Experimental Study of the Bainitic Transformation, Residual Stresses and Deformations in the Quenching Process of Middle Alloyed Steel Parts, *J. Phys. (France) IV*, Vol. 120, 2004, p. 719–726.
- [25] Burtchen M., Hunkel M., Lubben T., Hoffmann F., Zoch H.W., Simulation of Quenching Treatments on Bearing Components, *HCart.-Tech.Mitt.*, Vol. 61 (No. 3), 2006, p. 136–141.

-
- [26] Ferguson B.L., Freborg A.M., Petrus G.J., Callabresi M.L., Predicting the Heat-Treat Response of a Carburized Helical Gear, *Gear Tech.*, Nov/Dec 2002, p. 20–25.
- [27] Przylecka M., Gestwal W., Totten G.E., Modelling of Phase Transformations and Hardening of Carbonitrided Steels, *J. Phys. (France) IV*, Vol. 120, 2004, p. 129–136.
- [28] Simsir C., Hunkel M., Lutjens J., Rentsch R., Process-Chain Simulation for Prediction of the Distortion of Case-Hardened Gear Blanks, *Mater.wiss. Werkst. tech.*, Vol. 43, 2012, p. 163–170.
- [29] Li Z., Freborg A., Hansen B., Srivatsan T.S., Modeling the Effect of Carburization and Quenching on the Development of Residual Stresses and Bending Fatigue Resistance of Steel Gears, *J. Mater. Eng. Perform.*, Vol. 22, 2013, p. 664–672.
- [30] Cajner F., Smoljan B., Landek D., Computer Simulation of Induction Hardening, *J. Mater. Process. Tech.*, Vol. 2004, p 1–8 89.
- [31] Dean S.W., Horino T., Ikuta F., Arimoto K., Jin C., Tamura S., Explanation on the Origin of Distortion in Induction Hardened Ring Specimens by Computer Simulation, *J. ASTM Int.*, Vol. 6, 2009, p. 101–109.
- [32] Li Z., Ferguson B.L., Controlling Gear Distortion and Residual Stresses during Induction Hardening, *Gear Technol.*, March/April 2012, p. 50–57.
- [33] Cheung N., Pinto M., Ierardi M., Garcia A., Mathematical Modeling and Experimental Analysis of the Hardened Zone in Laser Treatment of a 1045 AISI Steel, *Mater. Res.*, Vol. 7, 2004, p. 349–354.
- [34] Costa L., Vilar R., Reti T., Colaco R., Deus A.M., Felde I., Simulation of Phase Transformations in Steel Parts Produced by Laser Powder Deposition, *Mater. Sci. Forum*, Vol. 473–474, 2005, p. 315–320.
- [35] Zhang Z., Delagnes D., Bernhart G., Microstructure Evolution of Hot-Work Tool Steels during Tempering and Definition of a Kinetic Law Based on Hardness Measurements, *Mat. Sci. Eng. A-Struct.*, Vol. 380, 2004, p. 222–230.
- [36] Wang Y., Appolaire B., Denis S., Archambault P., Dussoubs B., Study and Modelling of Microstructural Evolutions and Thermomechanical Behaviour during the Tempering of Steel, *Int. J. Microstruct. Mater. Prop.*, Vol. 1, 2006, p. 197–207.
- [37] Stratton P.F., Richardson A., Validation of a Single Component Gas Quenching Model, *J. Phys. (France) IV*, Vol. 120, 2004, p. 537–543.
- [38] Brzoza M., Specht E., Ohland J., Belkessam O., Lubben T., Fritsching U., Minimizing Stress and Distortion for Shafts and Discs by Controlled Quenching in a Field of Nozzles, *Mater.wiss. Werkst.tech.*, Vol. 37, 2006, p. 97–102.
- [39] Schuettenberg S., Krause F., Hunkel M., Zoch H.W., Fritsching U., Quenching with Fluid Jets, *Mater.wiss. Werkst.tech.*, Vol. 40, 2009, p. 408–413.

-
- [40] Luebben T., Rath J., Krause F., Hoffmann F., Fritsching U., Zoch H.W., Determination of Heat Transfer Coefficient during High-Speed Water Quenching, *Int. J. Microstruct. Mater. Prop.*, Vol. 7, 2012, p. 106–124.
- [41] Chen N., Liao B., Pan J., Li Q., Gao C., Improvement of the Flow Rate Distribution in Quench Tank by Measurement and Computer Simulation, *Mater. Lett.*, Vol. 60, 2006, p. 1659–1664.
- [42] Stark P., Fritsching U., Modeling and Simulation of Film and Transitional Boiling Processes on a Metallic Cylinder during Quenching, *J. ASTM Int.*, Vol. 8 (No. 10), 2011.
- [43] Funatani K., Modeling and Simulation Technology for the Advancement of Materials Processing Technology, EDP Sciences, France, 2004, p. 737–742.
- [44] Inoue T., Okamura K., Material Database for Simulation of Metallo-Thermo-Mechanical Field, St. Louis, MO, ASM International, 2000, p. 753–760.
- [45] Maier H.J., Ahrens U., Isothermal Bainitic Transformation in Low Alloy Steels: Factors Limiting Prediction of the Resulting Material's Properties, *Z. Metallkd.*, Vol. 93, 2002, p. 712–718.
- [46] Li Z., Ferguson B.L., Freborg A.M., Data Needs for Modeling Heat Treatment of Steel Parts, Proc. MS & T 04, Continuous Casting Fundamentals, Engineered Steel Surfaces, and Modeling and Computer Applications in Metal Casting, Shaping and Forming Processes, Vol. 2, TMS, 2004, p. 219–226.
- [47] Guo Z., Saunders N., Schille J.P., Modelling Phase Transformations and Material Properties Critical to the Prediction of Distortion during the Heat Treatment of Steels, *Int. J. Microstruct. Mater. Prop.*, Vol. 4, 2009, p. 187–195.
- [48] Hunkel M., Anisotropic Transformation Strain and Transformation Plasticity: Two Corresponding Effects, *Mater.wiss. Werkst.tech.*, Vol 40. 2009, p. 466–472.
- [49] Simsir C., Luebben T., Hunkel M., Hoffmann F., H.W. Zoch, Anisotropic Transformation Strain and Its Consequences on Distortion during Austenitization, *Mater. Perform. Charact.*, Vol. 1 (No. 1), 2012
- [50] Hunkel M., Frerichs F., Prinz C., Size Change due to Anisotropic Dilation Behaviour of a Low Alloy SAE 5120 Steel, *Steel Res. Int.*, Vol. 78, 2007, p. 45–51.
- [51] Simsir C. Gur C.H., 3-D FEM Simulation of Steel Quenching and Investigation of the Effect of Asymmetric Geometry on Residual Stress Distribution, *J. Mater. Process. Tech.*, Vol. 207 (No. 1–3), 2008, p. 211–221.
- [52] Burtchen M., Luebben T., Hoffmann F., Zoch H.W., Simulation of Quenching Treatments on Bearing Components, *Strojnicki Vestn.*, Vol. 55, 2009, p. 155–159.
- [53] Denis S., Farias D., Simon A., Mathematical-Model Coupling Phase-Transformations and Temperature Evolutions in Steels, *ISIJ Int.*, Vol. 32, 1992, p. 316–325.

-
- [54] Simsir C., Gur C.H., Simulation of Quenching, Thermal Process Modeling of Steels, C.H. Gur and J. Pan, CRC Press, 2009, p. 341–425.
- [55] Koistinen D.P., Marburger R.E., A General Equation Prescribing the Extent of the Austenite-Martensite Transformation in Pure Non-carbon Alloys and Plain Carbon Steels, *Acta Mater.*, Vol. 7, 1959, p. 55–69.
- [56] Magee C.L., “Transformation Kinetics, Micro-plasticity and Ageing of Martensite in Fe-31Ni,” Ph.D. thesis, Carnegie Inst. of Tech., 1966.
- [57] Reti T., Gergely M., Tardy P., Mathematical Treatment of Nonisothermal Transformations, *Mater. Sci. Technol.*, Vol. 3, 1987, p. 365–371.
- [58] Agarwal P.K., Brimacombe J.K., Mathematical Model of Heat Flow and Austenite-Pearlite Transformation in Eutectoid Carbon Steel Rods for Wire, *Metall. Trans.*, Vol. 12 B, 1981, p. 121–133.
- [59] Avrami M., Kinetics of Phase Change. I. General Theory, *J. Chem. Phys.*, Vol. 7, 1939, p. 1103–1112.
- [60] M. Avrami, Kinetics of Phase Change. II. Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei, *J. Chem. Phys.*, Vol. 8, 1940, p. 212–224.
- [61] Avrami M., Kinetics of Phase Change III. Granulation, Phase Change, and Microstructure, *J. Chem. Phys.*, Vol. 9, 1941, p. 177–184.
- [62] Scheil E., Anlaufzeit der austenitumwandlung, *Arch. Eisenheuttenwes*, Vol. 8, 1935, p. 565–567.
- [63] MacKenzie D.S., Banka A., Determination of Heat Transfer Coefficients for Thermal Modeling, *Fundamentals of Modeling for Metals Processing*, Vol 22A, ASM Handbook, D. Furrer and S.L. Semiatin, Ed., ASM International, 2009.
- [64] Nemkov V., Modeling of Induction Hardening Processes, *Handbook of Thermal Process Simulation of Steels*, C.H. Gur and J. Pan, Ed., CRC Press-Taylor and Francis Group, 2009, p. 427–498.
- [65] Sjostrom S., Interactions and Constitutive Models for Calculating Quench Stresses in Steel, *Mater. Sci. Technol.*, Vol. 1, 1984, p. 823–829.
- [66] Wolff M., Bohm M., Dalgic M., Lowisch G., Lysenko N., Rath J., Parameter Identification for a TRIP Model with Backstress, *Comp. Mater. Sci.*, Vol. 37, 2006, p. 37–41.
- [67] Yamanaka S., Sakanoue T., Yoshii T., Kozuka T., Inoue T., Influence of Transformation Plasticity on the Distortion of Carburized Quenching Process of Cr-Mo Steel Ring, *Heat Treating 1998: Proceedings of the 18th Conference*, SM International, 1999, p. 657–664.
- [68] Denis S., Prediction of the Residual Stresses Induced by Heat Treatments and Thermochemical Surface Treatments, *Rev. Metall., Cah. Inf. Tech.*, Vol. 94, 1997, p. 157–168.

-
- [69] Grum J., Modeling of Laser Surface Hardening, Handbook of Thermal Process Modeling of Steels, C. Gur and J. Pan, Ed., CRC Press - Taylor and Francis Group, 2009, p. 499–626.
- [70] Bhadeshia H., Christian J.W., Bainite in Steels, Metall. Trans. A, Vol. 21, 1990, p. 767–797.
- [71] Li Z., Ferguson B.L., Optimization of an Induction Hardening Process for a Steel Gear Component, Mater. Perform. Charact., Vol. 1, 2012, p. 1–18.
- [72] Gere J.M., Goodno B.J. (2013). Mechanics of Materials. Cengage Learning, Toronto.
- [73] Pytel A., Singer F.L., Torrent R.G. (1994). Resistencia de Materiales. Alfaomega, México.
- [74] Dieter G.E, Bacon D. (1986). Mechanical Metallurgy. McGraw-Hill, New York.
- [75] García de Andrés C., Caballero C., Capdevila C., Álvarez L.F. (2002). Application of Dilatometric Analysis to the Study of Solid–Solid Phase Transformations in Steels. Mater. Charact., Vol. 48, no. 1, p. 101-111.
- [76] Moravčík R., Štefániková M., Čička R., Čaplovič Ľ., Kocúrová K., Šturm R. (2012). Phase Transformations in High Alloy Cold Work Tool Steel. Stroj. Vestn.-J. Mech. E., Vol. 58, no. 12, p. 709-715.
- [77] Oliveira F.L.G., Andrade M.S., Cota A.B. (2007). Kinetics of Austenite Formation During Continuous Heating in a Low Carbon Steel. Mater. Charact., Vol. 58, no. 3, p. 256-261.
- [78] López-Martínez E., Vázquez-Gómez O., Vergara-Hernández H.J., Campillo B. (2015). Effect of Initial Microstructure on Austenite Formation Kinetics in High-Strength Experimental Microalloyed Steels. Int. J. Min. Met. Mater., Vol. 22, no. 12, p. 1304-1312, .
- [79] Vázquez-Gómez O., Barrera-Godínez J.A., Hernández-Morales B., Vergara-Hernández H.J., López-Martínez E. (2012). Mathematical Model of Thermal and Microstructural Evolution During Austempering of Ductile Iron. Mater. Performance Characterization, Vol. 1, no. 1, p. 1-14.
- [80] López-Martínez E., Hernández-Morales J.B., Solorio-Díaz G., Vergara-Hernández H.J., Vázquez-Gómez O., Garnica-González P. (2013). Predicción del Perfil de Dureza en Probetas Jominy de Aceros de Medio y Bajo Carbono. Revista Mexicana de Ingeniería Química, Vol. 12, no.3, p. 606-616.
- [81] Mohanty R.R., Girina O.A., Fonstein N.M. (2011). Effect of Heating Rate on the Austenite Formation in Low-Carbon High-Strength Steels Annealed in the Intercritical Region. Metall. Mater. Trans. A, Vol. 42, no. 12, p. 3680-3690.
- [82] Vázquez-Gómez O., Barrera-Godínez J.A., Vergara-Hernández H.J. (2015). Kinetic Study of Austenite Formation During Continuous Heating of Unalloyed Ductile Iron. Int. J. Min. Met. Mater., Vol. 22, no. 1, p. 27-31.

-
- [83] Herrejón-Escutia M., Arreola-Villa S.A., Solorio-Díaz G., Vázquez-Gómez O. (2016). Determinación Experimental de la Resistividad Eléctrica de una Aleación Base Níquel durante el Calentamiento Continuo por Efecto Joule, Memorias del Congreso Internacional de Investigación Academia Journals Celaya 2016, p. 2856-2860.
- [84] Holman J.P. (1986). Heat Transfer. McGraw-Hill, Singapore.
- [85] Malek A. (2011). Applications of Nonstandard Finite Difference Methods to Nonlinear Heat Transfer Problems, Belmiloudi, A. (Ed.), Heat Transfer-Mathematical Modelling. Numerical Methods and Information Technology. InTech, p. 185-208.
- [86] Boetcher S.K.S. (2014). Natural Convection From Circular Cylinders. Springer.
- [87] Poirier G.H., Geiger D.R. (2009). Transport Phenomena in Materials Processing. TSM Minerals Metals Materials, Pennsylvania.
- [88] Cengel Y.A. (2003). Heat Transfer a Practical Approach. McGraw-Hill, New York.
- [89] Narazaki M., Kogawara M., Ming Q., Watanabe Y. (2009). Measurement and Database Construction of Heat Transfer Coefficients of Gas Quenching. Stroj. Vestn.-J. Mech. E., Vol. 55, no. 3, p. 167-173.
- [90] Özisik M.N., Orlande H.R.B. (2000). Inverse Heat Transfer: Fundamentals and Applications. Taylor and Francis, New York.
- [91] Daw J.E., Rempe J.L., Knudson D.L. (2009). Thermal Properties of Structural Materials Found in Light Water Reactor Vessels. Idaho National Laboratory (INL), Idaho.
- [92] Ho C.Y., Chu T.K. (1977). Electrical Resistivity and Thermal Conductivity of Nine Selected AISI Stainless Steels. Center for Information and Numerical Data Analysis and Synthesis, Indiana.
- [93] Beck J.V. (1970). Nonlinear Estimation Applied to the Nonlinear Inverse Heat Conduction Problem. Int. J. Heat Mass Tran., vol. 13, no. 4, p. 703-716.
- [94] Reinhardt H.J., Hào D.N. (1994). Sequential Approximation to Nonlinear Inverse Heat Conduction Problems. Math. Comp. Model., Vol. 20, no. 10-11, p. 189-200.
- [95] Hawbolt E.B., Chau B., Brimacombe J.K. (1983). Kinetics of Austenite-Pearlite Transformation in Eutectoid Carbon Steel. Metal. Trans. A, Vol. 14, no. 9, p. 1803-1815,.
- [96] Krauss, G. Steels: Processing, Structure, and Performance. 119-148. 2nd ed; ASM International: Materials Park. Ohio. EE. UU. 2015. DOI:10.1361/spsap2005p119.
- [97] Hernández-Morales B, Vázquez-Gómez O, López-Martínez E, et al. Effect of Heating Rate and Silicon Content on Kinetics of Austenite Formation During Continuous Heating. Mater Sci Forum. 2014.
- [98] Vázquez-Gómez O, Barrera-Godínez J.A, Vergara-Hernández H.J. Kinetic Study of Austenite Formation During Continuous Heating of Unalloyed Ductile Iron. Int J Min Met Mater. 2015.

-
- [99] López-Martínez E, Vázquez-Gómez O, Vergara-Hernández H.J, et al. Effect of Initial Microstructure on Austenite Formation Kinetics in High-Strength Experimental Microalloyed Steels. *Int J Min Met Mater*. 2015.
- [100] Pawłowski B. Determination of Critical Points of Hypoeutectoid Steels / wyznaczenie punktów krytycznych w stalach podeutektoidalnych. *Arch Metall Mater*. 2012.
- [101] Surm H, Kessler O, Hunkel O, et al. Modelling the Ferrite/Carbide \rightarrow Austenite Transformation of Hypoeutectoid and Hypereutectoid Steels. *J Phys IV France*. 2004.
- [102] Dong H, Sun X, Cao W, Liu Z, et al. On the Performance Improvement of Steels Through M^3 Structure Control. In *Advanced Steels: The Recent Scenario in Steel Science and Technology*. 2011.
- [103] Oryshchenko A.S, Khlusova E.I. High-Strength Steels: Control of Structure and Properties. In *Advanced Steels: The Recent Scenario in Steel Science and Technology*. 2011.
- [104] Hsu T.Y, Xuejun J. Ultra-High Strength Steel Treated by Using Quenching-Partitioning-Tempering Process. In *Advanced Steels: The Recent Scenario in Steel Science and Technology*. 2011.
- [105] Gorni, A.A. *Steel Forming and Heat Treating Handbook*. 1-8. São Vicente SP. Brazil. 2018. http://www.gorni.eng.br/e/Gorni_SFHTHandbook.pdf. Accessed 30 Apr 2018.
- [106] Hougardy H.P. *Werkstoffkunde Stahl Band 1: Grundlagen*. 229. Springer: Heidelberg. Berlin. Germany. 1984.
- [107] Kasatkin, O.G, Vinokur B.B, Pilyushenko V.L. Calculation Models for Determining the Critical Points of Steel. *Met Sci Heat Treat*. 1984.
- [108] Dobrzański L.A, Trzaska J. Application of Neural Networks for Prediction of Critical Values of Temperatures and Time of the Supercooled Austenite Transformations. *J Mater Process Tech*. 2004.
- [109] Trzaska J, Dobrzański L.A. Modelling of CCT Diagrams for Engineering and Constructional Steels. *J Mater Process Tech*. 2007.
- [110] Arjomandi M, Sadati S.H, Khorsand H, et al. Austenite Formation Temperature Prediction in Steels Using an Artificial Neural Network. *Defect and Diffus Forum*. 2008.
- [111] Pawłowski B. Critical Points of Hypoeutectoid Steel-Prediction of the Pearlite Dissolution Finish Temperature Ac_{1f} . *J Achiev Mater Manuf Eng*. 2011;49:331-7.
- [112] Trzaska J. Calculation of Critical Temperatures by Empirical Formulae. *Arch Metall Mater*. 2016.
- [113] Lee S.J, Lusk M.T, Lee Y.K. Conversional Model of Transformation Strain to Phase Fraction in Low Alloy Steels. *Acta Mater*. 2007.

-
- [114] Lee S.J, Clarke K.D, Van Tyne C.J. An On-Heating Dilation Conversional Model for Austenite Formation in Hypoeutectoid Steels. *Metall Mater Trans A*. 2010.
- [115] Lee S.J, Clarke K.D. A Conversional Model for Austenite Formation in Hypereutectoid Steels. *Metall Mater Trans A*. 2010.
- [116] Caballero F.G, Capdevila C, García de Andrés C. Modelling of Kinetics of Austenite Formation in Steels with Different Initial Microstructures. *ISIJ Int*. 2001.
- [117] García de Andrés C, Caballero F.G, Capdevila C, et al. Application of Dilatometric Analysis to the Study of Solid–Solid Phase Transformations in Steels. *Mater Charact*. 2001.
- [118] Oliveira F.L.G, Andrade M.S, Cota A.B. Kinetics of Austenite Formation During Continuous Heating in a Low Carbon Steel. *Mater Charact*. 2007.
- [119] Tszeng T.C, Shi G. A Global Optimization Technique to Identify Overall Transformation Kinetics Using Dilatometry Data—Applications to Austenitization of Steels. *Mater Sci Eng A*. 2004.
- [120] Caballero F.G, Capdevila C, García de Andrés C. Modelling of Kinetics and Dilatometric Behaviour of Austenite Formation in a Low-Carbon Steel with a Ferrite Plus Pearlite Initial Microstructure. *J Mater Sci*. 2002.
- [121] Surm H, Kessler O, Hoffmann F, et al. Modelling of Austenitising with Non-Constant Heating Rate in Hypereutectoid Steels. *Int J Microstruct Mater Prop*. 2008.
- [122] Li H, Gai K, He L, et al. Non-Isothermal Phase-Transformation Kinetics Model for Evaluating the Austenization of 55CrMo Steel Based on Johnson–Mehl–Avrami Equation. *Mater Design*. 2016.
- [123] Li N, Lin J, Balint D.S, et al. Modelling of Austenite Formation During Heating in Boron Steel Hot Stamping Processes. *J Mater Process Tech*. 2016.
- [124] Pawłowski B. Dilatometric Examination of Continuously Heated Austenite Formation in Hypoeutectoid Steels. *J Achiev Mater Manuf Eng*. 2012;52:185-3.
- [125] Avrami M. Kinetics of Phase Change, I General Theory. *J Chem Phys*. 1939.
- [126] Avrami M. Kinetics of Phase Change, II Transformation-Time Relations for Random Distribution of Nuclei. *J Chem Phys*. 1940.
- [127] Avrami M. Granulation, Phase Change, and Microstructure Kinetics of Phase Change, III. *J Chem Phys*. 1941.
- [128] Vázquez-Gómez O, López-Martínez E, Gallegos-Pérez A.I, et al. Kinetic Study of the Austenite Decomposition During Continuous Cooling in a Welding Steel, Proceedings of the 3rd Pan American Materials Congress. 2017.
- [129] Cahn J.W. Transformation Kinetics During Continuous Cooling. *Acta Metall*. 1956.

-
- [130] Ruitenberg G, Woldt E, Petford-Long A.K. Comparing the Johnson–Mehl–Avrami–Kolmogorov Equations for Isothermal and Linear Heating Conditions. *Thermochim Acta*. 2001.
- [131] Farjas J, Roura P. Modification of the Kolmogorov–Johnson–Mehl–Avrami Rate Equation for Non-Isothermal Experiments and its Analytical Solution. *Acta Mater*. 2006.
- [132] James J.D, Spittle J.A, Brown S.G.R, et al. A Review of Measurement Techniques for the Thermal Expansion Coefficient of Metals and Alloys at Elevated Temperatures. *Meas Sci Technol*. 2001;12:R1-15.
- [133] Hawbolt E.B, Chau B, Brimacombe J.K. Kinetics of Austenite–Pearlite Transformation in Eutectoid Carbon Steel. *Metall Trans A*. 1983.
- [134] S. Denis, D. Farias, and A. Simon. Mathematical Model Coupling Phase Transformations and Temperature Evolutions in Steels. *ISIJ InteR.*, Vol 32(3), 1992, p. 316–325.
- [135] Seong H.K., Yong T.I. Three-Dimensional Thermo-elastic Finite Element Modeling of Quenching Process of Plain-Carbon Steel in Couple with Phase Transformation. *Inter. J. Mecha.l Scien.*, Vol 49(4), 2007, p. 423–439.
- [136] Carlone P. , Palazzo G.S., Pasquino R. Finite Element Analysis of the Steel Quenching Process: Temperature Field and Solid Phase Change. *Computers & Mathematics with Applications*, Vol 59(1), 2010, p. 585–594.
- [137] Ariza E.A., Martorano M.A., Lima N.B., Tschiptschin A.P. Numerical Simulation with Thorough Experimental Validation to Predict the Build-Up of Residual Stresses During Quenching of Carbon and Low-Alloy Steels. *ISIJ Inter.*, Vol 54(6), 2014, p. 1396–1405.
- [138] Gao K., Xunpeng Q., Zhou W., Hao C., Shengxiao Z., Yanxiong L., Yanli S. Numerical and Experimental Analysis of 3D Spot Induction Hardening of AISI 1045 steel. *J. Mater. Proces.s Tech.*, Vol. 214, 2014, p. 2425–2433.
- [139] Shengxiao Z, Zhou W., Xunpeng Q., Huajie M., Kai G. Prediction of Phase Transformation and Hardness Distribution of AISI 1045 Steel After Spot Continual Induction Hardening. *J. Mater. E. Performance*, Vol. 24(10), 2015, p. 3919- 3932.
- [140] Gao Kai, Wang Zhou, Qin Xun-peng, Zhu Sheng-xiao. Numerical Analysis of 3D Spot Continual Induction Hardening on Curved Surface of AISI 1045 Steel. *Journal of Central South University*, Vol. 23(5), 2016. p. 1152–1162. <http://dx.doi.org/10.1007/s11771-016-0365-8>.
- [141] González O., Santos G. Evaluación del Grado de Sensibilización en el Acero Inoxidable AISI 304. *Rev. Metal. Madrid*, Vol. Extr., 2003, p. 80-85.

-
- [142] Jargelius R. F. A., Hertzman S., Symniotis E., Hänninen H., Aaltonen P. Evaluation of the EPR Technique for Measuring Sensitization in Type 304 Stainless Steel, *Corrosion*, Vol. 47(6), 1991, p. 429-435.
- [143] Ramaiany C.M., José Manoel R.M., Auro A.T., Regina C.S. Use of Direct Current Resistivity Measurements to Assess AISI 304 Austenitic Stainless Steel Sensitization, *Mat. Res.*, Vol. 18(2), 2015, p. 341-346.
- [144] Park J.S., Lee Y.K. Determination of Nb(C,N) Dissolution Temperature by Electrical Resistivity Measurement in a Low-Carbon Microalloyed Steel. *Scripta Materialia*, Vol. 56(3), 2007, p. 225-228.
- [145] Wasnik D.N., Dey G.K., Kain V. Samajdar I. Precipitation Stages in a 316L Austenitic Stainless Steel. *Scripta Materialia*, Vol. 49(2), 2003, p. 135-141.
- [146] Ferragut R., Somoza A., Torriani I. Pre-Precipitation Study in the 7012 Al-Zn-Mg-Cu Alloy by Electrical Resistivity. *Mater. Science E. A*, Vol. 334(1-2), p. 1-5.
- [147] K.W. Andrews, Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures, *J. Iron Steel I.*, 1965, p. 721-727.
- [148] Sadovskii V.D. Magnetic Field and Phase Transformations in Steel, Translated from *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, No. 7, 1965, p. 16-18.
- [149] Joo H.D., Choi J.K., Kim S.U., Shin N.S., Koo Y.M. An Effect of a Strong Magnetic Field on the Phase Transformation in Plain Carbon Steels, *Metal. Mater. Trans. A*, Vol. 35A. 2004, p. 1663-1668.
- [150] Kaletina Yu.V. Phase Transformations in Steels and Alloys in Magnetic Field, Translated From *Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, No. 9, 2008, pp. 10-18.
- [151] Constantin G., Ioan I.S. Effects of Thermomagnetic Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Rolling Bearing Steel, *J. Iron Steel Research, International*, Vol. 17, 2010, P. 46-52.

APÉNDICE A

CÓDIGO DE SIMULACIÓN

CÓDIGO GENERAL

```
-----  
//Lectura de las propiedades termofísicas del acero AISI 1045: densidad, d calor específico,  
conductividad eléctrica.  
exec('C:\Users\Skuti\Desktop\Modelo_acoplado_sencillo_probeta_tubo\PropertyReading.sce', -1)  
-----  
//Condiciones iniciales y creación de matrices de datos para guardar los resultados.  
RC=20;//Rapidez de calentamiento (°C/min)  
RC=RC+0.00001;//Para evitar fallo por interpolación con el valor de la rapidez  
Ti=25;// Temperatura inicial (°C)  
ts=3000;//Tiempo de simulación (s)  
p=0.1;// Paso de tiempo(s)  
np=ts/p;// Número de pasos  
To=20.72;// Temperatura del medio ambiente (°C)  
ro=0.0035;// Radio exterior (m)  
roo=0.0035;//Radio inicial de referencia  
ri=0.0025;// Radio interior (m)  
mT=zeros(np,5);//Matriz de temperatura  
MDFiN=zeros(np-1,9);//Matriz de fracciones normalizadas y para el cálculo del CETI  
Dht=75000//Entalpia de transformación de ferrita + perlita a austenita  
Melectric_current=zeros(np,3);//Matriz de corriente eléctrica  
-----  
//Inicialización de variables de control.  
t=0//Inicialización de tiempo de simulación  
tavr=0;//Inicialización de tiempo virtual de transformación  
Fi=0;//Inicialización de fracción transformada  
Fii=0;  
//Variables de la vc1i a vc4i para el control de las rutinas de transformación y estimación  
del CETI.  
vc1i=0;  
vc1=0;  
vc2=0;  
vc3=0;  
vc4=0;  
vc5=0;  
vc6=0;  
vc7=0;
```

```

vc8=0;
vc9=0;
vc4i=0;
mT(1,1)=0;//Asignación de tiempo inicial
mT(1,2)=Ti;//Asignación de temperatura inicial
-----
//Determinación de los puntos críticos del valor del CETI
en función de la rapidez de calentamiento.
exec('C:\Users\Skuti\Desktop\Modelo_acoplado_sencillo_probeta_tubo
\CriticalPointsICTE.sce', -1);
-----
//Determinación de las temperaturas críticas en función de la rapidez de calentamiento.
exec('C:\Users\Skuti\Desktop\Modelo_acoplado_sencillo_probeta_tubo
\CriticalTransformationTemperatures.sce', -1);
-----
//Determinación de parámetros cinéticos dependientes de la rapidez de calentamiento.
exec('C:\Users\Skuti\Desktop\Modelo_acoplado_sencillo_probeta_tubo
\SelectionKineticParameters.sce', -1);
-----
//Ciclo general para el tiempo completo de simulación.
for M=2:1:np+1
    pap=(M/np)*100;
    disp(pap)//Presentación en monitor del porcentaje de avance de la simulación.
    t=t+p;//Tiempo de simulación
    T=mT(M-1,2);//Temperatura de Simulación
    mT(M,1)=t;
    -----
    //Cálculo del coeficiente global de transferencia de calor exterior.
    exec('C:\Users\Skuti\Desktop\Modelo_acoplado_sencillo_probeta_tubo
    \ConvectionCoefficient.sce', -1);
    -----
    //Interpolación de las propiedades termofísicas.
    exec('C:\Users\Skuti\Desktop\Modelo_acoplado_sencillo_probeta_tubo
    \PropertiesInterpolation.sce', -1);
    -----
    //Solución térmica sin transformación de fase antes del inicio de transformación.
    if T<=Tstart & vc1i==0 then
        exec('C:\Users\Skuti\Desktop\Modelo_acoplado_sencillo_probeta_tubo
        \ThermalSolutionWithoutPhaseTransformation.sce', -1);
    end
    -----
    //Primera condición para el interruptor para el inicio de transformación,
    en esta sección se le cambia el valor a la variable de control vc2 de 0 a 1
    para entrar en la rutina de transformación de fase.
    if T>=Tstart & vc1==0 then
        vc1i=1
        vc1=1
        vc2=1
        VI=M
    end
    -----
    //Se inicia la rutina de transformación de fase.
    if vc2==1 & T<=Tend then

```

```

        exec('C:\Users\Skuti\Desktop\Modelo_acoplado_sencillo_probeta_tubo
        \ThermalSolutionWithtPhaseTransformation.sce', -1);
    end
-----
// Al cumplirse esta condición se detiene la rutina de transformación y se asignan
valores para el inicio de la etapa de homogenización.
if vc3==0 & T>Tend then
    vc3=1
    vc2=0
    vc4=1
    VII=M
end
-----
//Se inicia la rutina de la etapa de homogenización.
if vc4==1 & T<=TendD then
    exec('C:\Users\Skuti\Desktop\Modelo_acoplado_sencillo_probeta_tubo
    \ThermalSolutionInHomogenizationStage.sce', -1)
end
-----
//Al cumplirse esta condición se detiene la rutina de homogenización
y se asignan valores para regresar a la solución sin transformación de fase.
if vc4==1 & T>TendD then
    vc4=0
    VIV=M
    vc4i=1
end
-----
//Continua el cálculo de la temperatura después de la transformación de fase.
if vc4i==1 & T>TendD then
    exec('C:\Users\Skuti\Desktop\Modelo_acoplado_sencillo_probeta_tubo
    \ThermalSolutionWithoutPhaseTransformation.sce', -1);
end
end
-----
//Rutina para el cálculo del CETI.
exec('C:\Users\Skuti\Desktop\Modelo_acoplado_sencillo_probeta_tubo
\FractionNormalizationAndICTE.sce', -1);
-----
//Cálculo de la respuesta dilatométrica.
exec('C:\Users\Skuti\Desktop\Modelo_acoplado_sencillo_probeta_tubo
\DilatometricResponse.sce', -1);
-----
// Se grafican los resultados del CETI y deformación por
dilatación térmica y de transformación de fase.
figure(1)
a=Mdtl(:,1)
b=Mdtl(:,2)
plot(a,b,5)//Ti
xlabel("Temparature [°C]");
ylabel("ICTe [1/°C]");
figure(2)
a2=mrdil(:,1)
b2=mrdil(:,2)

```

```
plot(a2,b2,5)//Ti
xlabel("Temparature [°C]");
ylabel("ro [m]");
```

LECTURA DE PROPIEDADES TERMOFÍSICAS

```
-----
//Archivo "PropertyReading.sce"
//Rutina para la lectura de las propiedades termofísicas del acero AISI 1045.
//Datos leídos a partir de archivos (.xls).
-----
//Datos de conductividad eléctrica.
Sheets = readxls('C:\Users\Skuti\Desktop\Modelo_acoplado_sencillo_probeta_tubo
/ElectricConductivity1045.xls')
typeof(Sheets)
s=Sheets(1)
typeof(s)
sr= size(s, "r");
sc= size(s, "c");
ms=zeros(sr,sc);
for i=1:1:sr
    for j=1:1:sc
        ms(i,j)=s(i,j);
    end
end
-----
//Datos de densidad.
Sheets = readxls('C:\Users\Skuti\Desktop\Modelo_acoplado_sencillo_probeta_tubo
/Density1045.xls')
typeof(Sheets)
dd=Sheets(1)
typeof(dd)
dr= size(dd, "r");
dc= size(dd, "c");
md=zeros(dr,dc);
for i=1:1:dr
    for j=1:1:dc
        md(i,j)=dd(i,j);
    end
end
-----
//Datos de calor específico.
Sheets = readxls('C:\Users\Skuti\Desktop\Modelo_acoplado_sencillo_probeta_tubo
/SpecificHeat1045.xls')
typeof(Sheets)
cpd=Sheets(1)
typeof(cpd)
cpr= size(cpd, "r");
cpc= size(cpd, "c");
mcp=zeros(cpr,cpc);
for i=1:1:cpr
    for j=1:1:cpc
```

```

        mcp(i,j)=cpd(i,j);
    end
end

```

DETERMINACIÓN DE PUNTOS CRÍTICOS DEL CETI

```

-----
//Archivo "CriticalPointsICTE.sce"
//Rutina para la determinación de los puntos críticos del CETI.
//Datos leídos a partir de archivos (.xls).
-----
//Datos de CETI dependientes de la rapidez de calentamiento y temperatura.
Sheets = readxls('C:\Users\Skuti\Desktop\Modelo_acoplado_sencillo_probeta_tubo/TCandCETL.xls')
typeof(Sheets)
TandC=Sheets(1)
typeof(TandC)
TandCr= size(TandC, "r");
TandCc= size(TandC, "c");
mTandC=zeros(TandCr,TandCc);
for i=1:1:TandCr
    for j=1:1:TandCc
        mTandC(i,j)=TandC(i,j);
    end
end
-----
// Interpolación de los puntos críticos dependientes de la rapidez de calentamiento.
A1=zeros(1,16);
for j=1:1:(TandCr-1)
    RCI=mTandC(j,1);
    RCIII=mTandC(j+1,1);
    if RCI<RC & RC<RCIII then
        for y=1:1:16
            A1(1,y)=mTandC(j,(y+1))+(((mTandC(j+1,(y+1))-mTandC(j,(y+1)))/(RCIII-RCI))*(RC-RCI));
        end
    end
end
-----
// Acomodo de resultados de interpolación.
AA1=zeros(8,2);
for n=1:1:8
    w=n-1;
    AA1(n,1)=A1(1,n+w);
    AA1(n,2)=A1(1,n+w+1);
end

```

DETERMINACIÓN DE TEMPERATURAS CRÍTICAS

```

-----
//Archivo "CriticalTransformationTemperatures.sce"
//Rutina para la determinación de temperaturas críticas.

```

```

//Datos leídos a partir de archivos (.xls).
-----
//Datos temperatura de inicio, temperatura final de transformación
y temperatura de sobrecalentamiento.
Sheets = readxls('C:\Users\Skuti\Desktop\Modelo_acoplado_sencillo_probeta_tubo/TsTeDT.xls')
typeof(Sheets)
titfd=Sheets(1)
typeof(titfd)
titfr= size(titfd, "r");
titfc= size(titfd, "c");
mtitf=zeros(titfr,titfc);
for i=1:1:titfr
    for j=1:1:titfc
        mtitf(i,j)=titfd(i,j);
    end
end
-----
//Interpolación de temperaturas criticas.
A2=zeros(1,7);
    for j=1:1:(TandCr-1)
        RCI=mtitf(j,1);
        RCIII=mtitf(j+1,1);
        if RCI<RC & RC<RCIII then
            for w=1:1:7
                A2(1,w)=mtitf(j,(w+1))+(((mtitf(j+1,(w+1))-mtitf(j,(w+1)))/(RCIII-RCI))*(RC-RCI));
            end
        end
    end
end
-----
// Acomodo de los resultados de la interpolación.
//A2 [Tstar1 Tend2 DT3 DTdisolución4 Kdisolución5 Kavrami6 navrami7]
Tstart=A2(1,1)//Temperatura de inicio de transformación
Tend=A2(1,2)//Temperatura de final de transformación
Tsc=A2(1,4)//Temperatura de sobrecalentamiento para disolución final
TendD=Tend+Tsc//Temperatura final para el cálculo del CETI

```

DETERMINACIÓN DE PARÁMETROS CINÉTICOS

```

-----
//Archivo "SelectionKineticParameters.sce"
//Rutina para la determinación de parámetros cinéticos dependientes
de la rapidez de calentamiento.
-----
//Se toman los valores calculados en la rutina de temperaturas criticas.
if RC<23 then
    navr=A2(1,7);//Parámetro cinético n de la ecuación de Avrami
    Kavvr=A2(1,6);//Parámetro cinético k de la ecuación de Avrami
    navrD=1.1;//Parámetro Theta del modelo exponencial de la etapa de homogenización
    KavvrD=A2(1,5);//Parámetro b del modelo exponencial de la etapa de homogenización
else
    navr=0.02//Parámetro cinético n de la ecuación de rapidez de transformación
    //Kavvr=exp(-(8.7513203642E-10*(DTem^6))+(2.5068375728043E-07*(DTem^5)))

```


INTERPOLACIÓN DE PROPIEDADES TERMOFÍSICAS

```
-----
//Archivo "PropertiesInterpolation.sce"
//Interpolación de propiedades termofísicas en función de la temperatura.
-----
```

```
// Interpolación de calor específico
for j=1:1:(cpr-1)
    Tcp1=mcp(j,1);
    cp1=mcp(j,2);
    Tcp3=mcp(j+1,1);
    cp3=mcp(j+1,2);
    if Tcp1<T & T<Tcp3 then
        cp=cp1+(((cp3-cp1)/(Tcp3-Tcp1))*(T-Tcp1));
    end
end
```

```
-----
// Interpolación de la conductividad eléctrica
for j=1:1:(sr-1)
    Ts1=ms(j,1);
    s1=ms(j,2);
    Ts3=ms(j+1,1);
    s3=ms(j+1,2);
    if Ts1<T & T<Ts3 then
        Se=s1+(((s3-s1)/(Ts3-Ts1))*(T-Ts1));
    end
end
```

```
-----
// Interpolación de la densidad
for j=1:1:(dr-1)
    Td1=md(j,1);
    d1=md(j,2);
    Td3=md(j+1,1);
    d3=md(j+1,2);
    if Td1<T & T<Td3 then
        d=d1+(((d3-d1)/(Td3-Td1))*(T-Td1));
    end
end
```

SOLUCIÓN DEL CAMPO ELÉCTRICO-TÉRMICO

```
-----
//Archivo "ThermalSolutionWithoutPhaseTransformation.sce"
//Cálculo de campo eléctrico-térmico sin transformación de fase.
-----
```

```
I=sqrt((Se*pi*((ro^2)-(ri^2)))*((2*pi*((hi*(T-Tr)*ri)+(ho*(T-To)*ro)))+
(pi*d*cp*((ro^2)-(ri^2))*(RC/60)));//Cálculo de corriente eléctrica sin transformación de
fase, para una rapidez de calentamiento constante
mT(M,3)=I;//Asignación de la corriente eléctrica a la columna 3 de la matriz de resultados
mT(M,2)=((((I^2)/(Se*d*cp))*((1/(pi*((ro^2)-(ri^2)))^2))-((2/(d*cp*((ro^2)-(ri^2))))
*((hi*(T-Tr)*ri)+(ho*(T-To)*ro)))*p)+T;//Calculo de la temperatura futura
```

T2=mT(M,2); //Asignación de la temperatura futura a la columna 2 de la matriz de resultados

SOLUCIÓN DEL CAMPO ELÉCTRICO-TÉRMICO-MICROESTRUCTURAL (PROCESO DE AUSTENIZACIÓN)

```

-----
//Archivo "ThermalSolutionWithtPhaseTransformation.sce"
//Rutina de transformación de fase, se realiza el cálculo de campo térmico con
transformación de fase calculando a la par la fracción en volumen de austenita formada.
-----
if RC<23 then //Si la rapidez de calentamiento es menor a 23 °C/min se realiza la rutina de
calculo de fracción transformada a partir del modelo de JMAK
  Fj=Fi; //Almacenamiento de la fracción del paso anterior
  DTem=T-Tstart; //Cálculo de la temperatura de transformación o sobrecalentamiento
  Fi=1-exp(-Kavr*(DTem^navr)); //Cálculo de la fracción en volumen de austenita formada
  Dfi=Fi-Fj; //Diferencia entre la fracción actual y del paso anterior
  mT(M,5)=Fi; //Asignación de la fracción actual a la matriz general de resultados
  I=sqrt((Se*pi*(ro^2)-(ri^2))*((2*pi*(hi*(T-Tr)*ri)+(ho*(T-To)*ro))+pi*d*cp*((ro^2)
  -(ri^2))*(RC/60))-pi*Dht*((ro^2)-(ri^2))*(Dfi/p))); //Calculo de corriente eléctrica sin
  transformación de fase, rapidez de calentamiento constante
  mT(M,3)=I; //Asignación de la corriente eléctrica a la columna 3
  mT(M,2)=((p/(pi*d*cp*((ro^2)-(ri^2))))*(((I^2)/Se)*(1/(pi*((ro^2)-(ri^2)))))-(2*pi*(hi
  (T-Tr)*ri)+(ho*(T-To)*ro))+pi*((ro^2)-(ri^2))*Dht*(Dfi/p))))+T; //Cálculo de la
  temperatura futura
  T2=mT(M,2); //Asignación de la temperatura futura a la columna 2
-----
else //Si la rapidez de calentamiento es mayor a 23 °C/min se realiza la rutina de
calculo de fracción transformada a partir del modelo de rapidez de transformación JMAK
  Fj=Fi; //Almacenamiento de la fracción del paso anterior
  DTem=T-Tstart; //Cálculo de la temperatura de transformación o sobrecalentamiento
  Kavr=exp(-(8.7513203642E-10*(DTem^6)+(2.5068375728043E-07*(DTem^5))-(0.0000286222611905196
  *(DTem^4)+(0.00167615320787728*(DTem^3))-(0.0537286883280501*(DTem^2))+0.971680509263251
  *(DTem))-9.69438070200931) //Parámetro cinético k de la ecuación de rapidez
  de transformación JMAK
  tvj=p+((-log((1-Fj)/(Kavr)))^(1/navr)); //Tiempo virtual de transformación
  Transj=(RC/60)*p+T //Temperatura de corriente de transformación
  DTemj=Transj-Tstart; //Calculo de la temperatura de transformación o sobrecalentamiento
  Kavr=exp(-(8.7513203642E-10*(DTemj^6)+(2.5068375728043E-07*(DTemj^5))
  -(0.0000286222611905196*(DTemj^4)+(0.00167615320787728*(DTemj^3))-(0.0537286883280501*
  (DTemj^2))+0.971680509263251*(DTemj))-9.69438070200931)
  Fi=1-exp(-Kavr*(DTemj^navr)); //Calculo de la fracción en volumen de austenita formada
  Dfi=Fi-Fj; //Diferencia entre la fracción actual y del paso anterior
  mT(M,5)=Fi; //Asignación de la fracción actual a la matriz general de resultados
  I=sqrt((Se*pi*(ro^2)-(ri^2))*((2*pi*(hi*(T-Tr)*ri)+(ho*(T-To)*ro))+pi*d*cp*((ro^2)
  -(ri^2))*(RC/60))-pi*Dht*((ro^2)-(ri^2))*(Dfi/p))); //Cálculo de corriente eléctrica
  sin transformación de fase, rapidez de calentamiento constante
  mT(M,3)=I; //Asignación de la corriente eléctrica a la columna 3 de la matriz de resultados
  mT(M,2)=((p/(pi*d*cp*((ro^2)-(ri^2))))*(((I^2)/Se)*(1/(pi*((ro^2)-(ri^2))))
  -(2*pi*(hi*(T-Tr)*ri)+(ho*(T-To)*ro))+pi*((ro^2)-(ri^2))*Dht*(Dfi/p))))+T; //Calculo
  de la temperatura futura
  T2=mT(M,2); //Asignación de la temperatura futura a la columna 2 de la matriz de resultados

```

end

SOLUCIÓN DEL CAMPO ELÉCTRICO-TÉRMICO-MICROESTRUCTURAL (PROCESO DE HOMOGENIZACIÓN)

```
//Archivo "ThermalSolutionInHomogenizationStage.sce"
//Rutina de homogenización de carbono en austenita, se calcula la cinética y fracción de
homogenización de carbono.

DTem=T-Tend;//Temperatura de sobrecalentamiento de la etapa de homogenización
Fih=exp(-KavrD*(DTem^navrD));//Fracción de homogenización
mT(M,6)=Fih;
I=sqrt((Se*pi*((ro^2)-(ri^2)))*((2*pi*((hi*(T-Tr)*ri)+(ho*(T-To)*ro)))+(pi*d*cp*((ro^2)
-(ri^2))*(RC/60))));//Cálculo de corriente eléctrica sin transformación de fase, rapidez de
calentamiento constante
mT(M,3)=I;//Asignación de la corriente eléctrica a la columna 3 de la matriz de resultados
mT(M,2)=((((I^2)/(Se*d*cp))*((1/(pi*((ro^2)-(ri^2)))^2))-((2/(d*cp*((ro^2)-(ri^2))))
*((hi*(T-Tr)*ri)+(ho*(T-To)*ro)))*p)+T;//Cálculo de la temperatura futura
T2=mT(M,2);//Asignación de la temperatura futura a la columna 2 de la matriz de resultados
```

ESTIMACIÓN DEL CETI

```
//Archivo "FractionNormalizationAndICTE.sce"
//Rutina para la estimación del CETI.

for i=VI-1:1:VII//Toma los valores de temperatura y fracción transformada
    MDfIn(i,1)=mT(i,2);//Toma el valor de la temperatura
    MDfIn(i,2)=mT(i,5)/mT(VII-1,5);//Toma el valor de la fracción y lo normaliza
end

for i=VI:1:VII-1//Derivada de la tracción transformada respecto de la temperatura
    MDfIn(i,3)=(MDfIn(i+1,2)-MDfIn(i,2))/(MDfIn(i+1,1)-MDfIn(i,1));
end

MDfIn(VII-1,3)=0.95*(MDfIn(VII-2,3));//Modifica ligeramente el ultimo valor para evitar error
VN=max(MDfIn(:,3));//Encuentra el valor máximo de la derivada
for i=VI:1:VII-1
    if MDfIn(i,3)==VN then
        VIII=i;//Encuentra la posición dentro de la matriz del valor máximo de la derivada
    end
end

for i=VI:1:VIII//Normaliza la primera mitad de la 1er etapa de contracción de la derivada
    MDfIn(i,5)=(MDfIn(i,3)/MDfIn(VIII,3));
end

for i=VIII:1:VII//Normaliza la segunda mitad de la 1er etapa de contracción de la derivada
```

```

MDFiN(i,9)=(MDFiN(i,3)-MDFiN(VII-1,3));
MDFiN(i,6)=(MDFiN(i,9)/MDFiN(VIII,9));
end
-----
for i=VII:1:VIV-1//Toma los valores de temperatura y fracción de homogenización
MDFiN(i,1)=mT(i,2);
MDFiN(i,7)=mT(i,6);
end
-----
for i=VII:1:VIV-1//Normaliza la la etapa de homogenización
MDFiN(i,9)=(MDFiN(i,7)-MDFiN(VIV-1,7));
MDFiN(i,7)=(MDFiN(i,9)/MDFiN(VII,9));
end
-----
//Valores del CETI en las etapas de transformación y homogenización
ceft1=A1(1,8);
ceft2=A1(1,10);
ceft3=A1(1,12);
ceft4=A1(1,14);
-----
for i=VI:1:VIII//Valor del CETI 1era mitad
MDFiN(i,8)=(ceft1*(1-MDFiN(i,5)))+(ceft2*(MDFiN(i,5)));
end
-----
for i=VIII:1:VII//Valor del CETI 2da mitad
MDFiN(i,8)=(ceft2*(MDFiN(i,6)))+(ceft3*(1-MDFiN(i,6)));
end
-----
for i=VII:1:VIV//Valor del CETI etapa de disolución
MDFiN(i,8)=(ceft3*(MDFiN(i,7)))+(ceft4*(1-MDFiN(i,7)));
end
-----
tmc=(VIV-VI);//Separar datos del CETI
Mdt1=zeros(tmc,3);
j=0;
for i=VI:1:VIV-1
j=j+1;
Mdt1(j,1)=MDFiN(i,1);
Mdt1(j,2)=MDFiN(i,8);
Mdt1(j,3)=MDFiN(i,8)*1000000;
end

```

ESTIMACIÓN DEL COMPORTAMIENTO DILATOMÉTRICO

```

-----
//Archivo "DilatometricResponse.sce"
//Rutina para la estimación del comportamiento dilatométrico.
-----
vc1=0;//Usada en la primera condición como interruptor para el inicio de transformación
vc1=0;
vc2=0;
vc3=0;

```

```

vc4=0;
vc5=0;
vc6=0;
vc7=0;
vc8=0;
vc9=0;
vc4i=0;
mrdil=zeros(np,4);//Matriz de respuesta dilatométrica
mrdil(1,1)=Ti;
mrdil(1,2)=roo*1000000;
-----
for M=2:1:np+1
    T=mT(M-1,2);
    Ti2=mT(M,2);
    ros=roo;
    if T<=Tstart & vc1i==0 then//Solución térmica sin transformación de fase antes del inicio
    de transformación
        if T<50 then
            cietld=AA1(1,2);
            roo=((ros^2)/(exp(-cietld*(Ti2-T))))^(1/2);//Cálculo del radio instantáneo
            Doo=2*roo;
            Deformacion=(Doo-(2*ro))/(2*ro);//Cálculo de la deformación
            mrdil(M,1)=Ti2;
            mrdil(M,2)=roo*1000000;
            mrdil(M,3)=Doo;
            mrdil(M,4)=Deformacion*1000000;
        end
        if T>50 then//Cálculo de CETI para temperatura por debajo de 50°C
            for j=1:1:(8-1)
                Ts1=AA1(j,1);
                cef1=AA1(j,2);
                Ts3=AA1(j+1,1);
                cef3=AA1(j+1,2);
                if Ts1<Ti2 & Ti2<Ts3 then//interpolación lineal
                    cietld=cef1+(((cef3-cef1)/(Ts3-Ts1))*(Ti2-Ts1));
                end
            end
            roo=((ros^2)/(exp(-cietld*(Ti2-T))))^(1/2);
            Doo=2*roo;
            Deformacion=(Doo-(2*ro))/(2*ro);
            mrdil(M,1)=Ti2;
            mrdil(M,2)=roo*1000000;
            mrdil(M,3)=Doo;
            mrdil(M,4)=Deformacion*1000000;
        end
    end
    if T>=Tstart & vc1==0 then//Primera condición Interruptor para el inicio de
    transformación, en esta sección se le cambia el valor a la variable de control vc2
    de 0 a 1 para entrar en la rutina de transformación de fase
        vc1i=1
        vc1=1
        vc2=1
        VI=M

```

```

end
if vc2==1 & T<=Tend then//Se inicia la rutina de transformación de fase
    cietld=MDFiN(M,8);
    roo=((ros^2)/(exp(-cietld*(Ti2-T))))^(1/2);
    Doo=2*roo;
    Deformacion=(Doo-(2*ro))/(2*ro);
        mrdil(M,1)=Ti2;
        mrdil(M,2)=roo*1000000;
        mrdil(M,3)=Doo;
        mrdil(M,4)=Deformacion*1000000;
end
if vc3==0 & T>Tend then///Segunda condición Interruptor para el fin de transformación,
se cambia el valor de la variable de control vc3 de 0 a 1 para salir en la rutina
de transformación de fase
    vc3=1
    vc2=0
    vc4=1
    VII=M
end
if vc4==1 & T<=TendD then
    cietld=MDFiN(M,8);
    roo=((ros^2)/(exp(-cietld*(Ti2-T))))^(1/2);
    Doo=2*roo;
    Deformacion=(Doo-(2*ro))/(2*ro);
    mrdil(M,1)=Ti2;
    mrdil(M,2)=roo*1000000;
    mrdil(M,3)=Doo;
    mrdil(M,4)=Deformacion*1000000;
end
if vc4==1 & T>TendD then
    vc4=0
    VIV=M
    vc4i=1
end
if vc4i==1 & T>TendD then
    for j=1:1:(8-1)
        Ts1=AA1(j,1);
        cef1=AA1(j,2);
        Ts3=AA1(j+1,1);
        cef3=AA1(j+1,2);
        if Ts1<Ti2 & Ti2<Ts3 then
            cietld=cef1+(((cef3-cef1)/(Ts3-Ts1))*(Ti2-Ts1));
        end
    end
    roo=((ros^2)/(exp(-cietld*(Ti2-T))))^(1/2);
    Doo=2*roo;
    Deformacion=(Doo-(2*ro))/(2*ro);
    mrdil(M,1)=Ti2;
    mrdil(M,2)=roo*1000000;
    mrdil(M,3)=Doo;
    mrdil(M,4)=Deformacion*1000000;//Sólo multiplicar por 1000000 obtener el número
end
end

```

APÉNDICE B

ARTÍCULOS CIENTÍFICOS PUBLICADOS

- Martin Herrejón-Escutia, Gildardo Solorio-Díaz, Héctor Javier Vergara-Hernández, Edgar López-Martínez, Gerardo Marx Chávez-Campos, Octavio Vázquez-Gómez, Electric-Thermo-Mechanical Analysis of Joule Heating in Dilatometric Specimens, *Strojniški vestnik - Journal of Mechanical Engineering*, Volume 63, Number 9, 2017, ISSN 0039-2480, Pages 537-547, DOI 10.5545/sv-jme.2017.4320, URL <https://www.sv-jme.eu/article/electric-thermo-mechanical-analysis-of-joule-heating-in-dilatometric-specimens/>
- Martin Herrejón-Escutia, Gildardo Solorio-Díaz, Héctor Javier Vergara-Hernández, Edgar López-Martínez, Octavio Vázquez-Gómez, Dilatometric Model for Determining the Formation of Austenite During Continuous Heating in Medium Carbon Steel, *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*, 2018, ISSN 1588-2926, DOI 10.1007/s10973-018-7936-x, URL <https://doi.org/10.1007/s10973-018-7936-x>

APÉNDICE C

TRABAJOS COMPLEMENTARIOS

- Martín Herrejón-Escutia, Sixtos Antonio Arreola-Villa, Gildardo Solorio-Díaz, Octavio Vázquez-Gómez, Determinación Experimental de la Resistividad Eléctrica de una Aleación Base Níquel Durante el Calentamiento Continuo por Efecto Joule, Memorias del Congreso Internacional de Investigación Academia Journals Celaya 2016, Volumen 8, Número 5, 2016, ISSN 1946-5351, Páginas 2856-2860
- Martín Herrejón-Escutia, Sixtos Antonio Arreola-Villa, Gildardo Solorio-Díaz, Héctor Javier Vergara-Hernández, Gerardo Marx Chávez-Campos, Octavio Vázquez-Gómez, Simulación de la Evolución Termo-Estructural del Calentamiento de una Probeta Dilatómetrica por Efecto Joule, Actas del congreso de Computación Aplicada a la Industria de Procesos CAIP 2017, ISBN 978-607-8242-11-5, Páginas 565-572
- Sixtos Antonio Arreola-Villa, Martín Herrejón-Escutia, Gildardo Solorio-Díaz, Héctor Javier Vergara-Hernández, Edgar López-Martínez, Octavio Vázquez-Gómez, Simulación Numérica del Calentamiento de un Horno Tipo Empujador para Palanquillas Considerando Desplazamiento Continuo, Actas del congreso de Computación Aplicada a la Industria de Procesos CAIP 2017, ISBN 978-607-8242-11-5, Páginas 573-581
- Eliuth F. Barrera-Villatoro, Martín Herrejón-Escutia, Alexis I. Gallegos-Pérez, Edgar López-Martínez, Héctor J. Vergara-Hernández, Octavio Vázquez-Gómez, Efecto de la Composición Química y los Parámetros térmicos de Revenido Sobre la Microdureza en Aceros con Microestructura Martensítica, Memorias del XXIV Congreso Internacional Anual de la SOMIM, 2018, ISSN 2448-5551, Páginas 95-101
- Martín Herrejón-Escutia, Gildardo Solorio-Díaz, Sixtos Antonio Arreola-Villa, Edgar López-Martínez, Octavio Vázquez-Gómez, Héctor Javier Vergara-Hernández, Gerardo Marx Chávez-Campos, Compensation of the Temperature Measurement Signal in an Experimental Dilatometer by Joule Heating and Controlled Atmosphere, 2018 IEEE International Autumn Meeting on Power, Electronics and Computing (ROPEC), 2018, ISSN 2573-0770, DOI 10.1109/ROPEC.2018.8661443, URL <https://ieeexplore.ieee.org/abstract/document/8661443/metrics#metrics>