



---

---

**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO**

**FACULTAD DE QUÍMICA**

**TEMPLABILIDAD Y DIAGRAMAS DE  
TRANSFORMACIÓN DE ACEROS MICROALEADOS  
PARA CIGÜEÑALES**

**TESIS**

**QUE PARA OBTENER EL TÍTULO DE:  
INGENIERO QUÍMICO METALÚRGICO**

**PRESENTA:**

**ALFREDO FUENTES NÚÑEZ**

**DIRECTOR DE TESIS:**

**DR. JOSÉ BERNARDO HERNÁNDEZ MORALES**

**CIUDAD UNIVERSITARIA, CD. MX.**

**2022**





Universidad Nacional  
Autónoma de México



**UNAM – Dirección General de Bibliotecas**  
**Tesis Digitales**  
**Restricciones de uso**

**DERECHOS RESERVADOS ©**  
**PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL**

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

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

Presidente: Prof. JOSÉ BERNARDO HERNÁNDEZ MORALES  
Vocal: Prof. SERGIO GARCÍA GALÁN  
Secretario: Prof. BENJAMÍN BELTRÁN FRAGOSO  
1er Suplente: Prof. CLARA SARAID FLORES ROSAS  
2do Suplente: Prof. ROBERTO CRUCES RESENDEZ

Sitio donde se desarrolló el tema:

Departamento de Ingeniería Metalúrgica  
Facultad de Química, U.N.A.M., Edificio D.

Asesor del tema:

---

Dr. José Bernardo Hernández Morales

Sustentante:

---

Alfredo Fuentes Núñez

## **AGRADECIMIENTOS**

A Macimex S.A. de C.V. por haber proporcionado los aceros microaleados analizados en el presente trabajo.

Al Dr. Héctor Javier Vergara Hernández del Instituto Tecnológico Nacional de Morelia por su apoyo para realizar las pruebas de dilatometría de los aceros analizados.

## CONTENIDO

Resumen .....	1
1 Introducción .....	3
1.1 Marco de trabajo .....	3
1.2 Justificación .....	5
1.3 Objetivo.....	6
1.4 Metas .....	6
2 Antecedentes .....	7
2.1 Tratamiento térmico de temple.....	7
2.2 Métodos para determinar la templabilidad de un acero .....	10
2.3 Diagramas de transformación isotérmica TTT.....	13
2.4 Diagramas de transformación continua (CCT) .....	17
2.5 Dilatometría.....	19
2.6 Aceros microaleados.....	20
3 Metodología experimental .....	23
3.1 Dispositivo experimental .....	24
3.2 Probetas .....	25
3.3 Dureza .....	27
3.4 Composición química .....	28
3.5 Metalografía .....	28
3.6 Dilatometría.....	28
4 Discusión y Resultados .....	30
4.1 Filtrado de datos .....	31

4.2	Reproducibilidad .....	34
4.3	Evaluación del dispositivo experimental .....	35
4.4	Templabilidad de los aceros HM y GM.....	44
4.5	Composición química.....	48
4.6	Dilatometría.....	50
5	Conclusiones.....	64
6	Bibliografía .....	65

## ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 Curva de enfriamiento y curva de rapidez de enfriamiento de una probeta cilíndrica de acero inoxidable de 3.81 cm (1.5 in) por 2.54 cm (1.0 in) de diámetro, calentada a 845 °C y templada en agua sin agitación .....	9
Figura 2.2 Determinación de la templabilidad de un acero mediante la prueba “Jominy”. A) Muestra de acero (2.54 cm x 10.16 cm), B) austenización, C) temple desde la superficie inferior y D) perfil de dureza a lo largo de la muestra templada	11
Figura 2.3 Curva de templabilidad.....	11
Figura 2.4. Banda de templabilidad de un acero 8640, indicando los límites máximos y mínimos .....	12
Figura 2.5. (a) Diagrama TTT y (b) su relación con el porcentaje de transformación como función del tiempo, para dos temperaturas de transformación.....	14
Figura 2.6. Curvas TTT para: a) acero eutectoide, b) acero hipoeutectoide y c) acero de baja aleación (por ejemplo, Ni-Cr-Mo) .....	16
Figura 2.7. Diagramas TTT (líneas punteadas) y CCT (líneas continuas) para un acero de composición eutectoide .....	18
Figura 2.8. Curvas de dilatación térmica para un acero 0.52%C, 0.688%Mn, 0.285%Cr y 0.32%Al: a) cambio de longitud de la probeta como función de la temperatura, y b) valores para el cálculo de la evolución de la fracción en volumen de bainita .....	20
Figura 3.1. Dispositivo experimental: (a) horno tipo libro, (b) depósito de agua, (c) cubo de acrílico, (d) probeta cilíndrica, (e) termopar tipo K y extensión, (f) sistema de deslizamiento, (g) adquisidor de datos, (h) computadora e (i) bomba de agua.	25
Figura 3.2 Probetas de los aceros utilizados experimentalmente, barrenadas para insertar termopares de 0.16 cm (1/16”) de diámetro.....	26

Figura 4.1 Historia térmica durante el enfriamiento en el dispositivo Jominy de un acero AISI 304 en cuatro posiciones longitudinales. a) Sin filtrado de datos y b) con filtrado de datos .....	32
Figura 4.2. Rapidez de enfriamiento local para una probeta de acero AISI 304 sometida al ensayo Jominy: a) sin filtrado de datos y b) con filtrado de datos.....	33
Figura 4.3 Rapidez de enfriamiento local como función del tiempo para un acero AISI 304 en la posición del termopar colocado a 0.79 cm (0.31 in) de la base de la probeta.....	34
Figura 4.4 Rapidez de enfriamiento local como función de la temperatura local para una probeta de acero AISI 304 sometida al ensayo Jominy, en la posición del termopar colocado a 0.79 cm (0.31 in) de la base de la probeta. ....	35
Figura 4.5 Rapideces de enfriamiento a 704°C (1300°F) de los aceros AISI 304 y SAE 4140.....	36
Figura 4.6. Rapideces de enfriamiento reportadas en la literatura [31, 59].....	38
Figura 4.7 Rapideces de enfriamiento experimentales y reportadas en la literatura [31, 59].....	39
Figura 4.8 Rapideces de enfriamiento experimentales y presentadas en la literatura [31, 59] (sin considerar la rapidez de enfriamiento ubicada a un dieciseisavo de pulgada).....	39
Figura 4.9 Perfil de dureza del acero 1045: experimental (cuadrados) y banda de templabilidad reportada en la literatura .....	40
Figura 4.10 Historia térmica del acero 1045 sobrepuesta en un diagrama de transformación continua tomado de la literatura [60].....	42
Figura 4.11 Perfil de dureza del acero 4140: experimental (rombos) y banda de templabilidad reportada en la literatura .....	43
Figura 4.12 Historia térmica del acero 4140 sobrepuesta en su diagrama de transformación continua, CCT [61].....	44
Figura 4.13 Curvas de templabilidad de los aceros HM y GM. ....	45



Figura 4.14 Micrografías ópticas del acero HM a: a) 2/16", b) 5/16", c) 8/16" y d) 32/16", desde el extremo templado. ....	47
Figura 4.15 Micrografías ópticas del acero HM a: a) 2/16", b) 5/16", c) 8/16" y d) 32/16", desde el extremo templado. ....	48
Figura 4.16 Micrografías de las probetas del acero GM después del ensayo de dilatometría, con rapidez de enfriamiento de: a) 1 °C/s, b) 10 °C/s, c) 20 °C/s y d) 50 °C/S. La microestructura de llegada se muestra en (e). ....	52
Figura 4.17 Micrografías de las probetas del acero HM después del ensayo de dilatometría, con rapidez de enfriamiento de: a) 1 °C/s, b) 10 °C/s, c) 20 °C/s y d) 50 °C/S. La microestructura de llegada se muestra en (e). ....	53
Figura 4.18 Microdureza final de las probetas sujetas a dilatometría de los aceros HM y GM.....	55
Figura 4.19 Ciclo térmico del acero GM con una rapidez de enfriamiento de °C/s.....	50 56
Figura 4.20 Cambio longitudinal como función de la temperatura. ....	57
Figura 4.21 Cambio de longitud relativo como función de la temperatura con y sin filtro. ....	58
Figura 4.22 Primera derivada numérica: obtenida a partir de los datos originales filtrados (línea negra) y filtrada (línea roja). ....	58
Figura 4.23 Primera (línea negra) y segunda (línea roja) derivada numéricas del cambio de longitud relativo en función de la temperatura. La línea punteada indica el inicio de la transformación martensítica.....	59
Figura 4.24 Cambio de longitud relativo en función de la temperatura (línea roja) y: a) su primera derivada numérica en función de la temperatura y b) su segunda derivada numérica en función de la temperatura. La línea punteada indica el inicio de la transformación martensítica. ....	60

Figura 4.26 Diagrama de transformación continua del acero GM. Los valores sobre las curvas son la rapidez de enfriamiento durante las mediciones con dilatometría; los valores en los recuadros son de la dureza final (HV)..... 63

Figura 4.27 Diagrama de transformación continua del acero HM. Los valores sobre las curvas son la rapidez de enfriamiento durante las mediciones con dilatometría; los valores en los recuadros son de la dureza final (HV)..... 63

## ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 2.1 Etapas de transferencia de calor durante el proceso de temple .....	8
Tabla 2.2 Valores del factor de Grossmann “H” para diferentes medios de temple 13	
Tabla 2.3. Abreviaturas utilizadas en los diagramas TTT [40-42]. .....	15
Tabla 2.4 Efecto de los elementos de aleación en aceros microaleados [53]. .....	21
Tabla 3.1. Temperaturas de austenización y composición química nominal [56-58]. 27	
Tabla 4.1 Rapidez de enfriamiento del acero AISI 304. ....	35
Tabla 4.2 Rapidez de enfriamiento del acero SAE 4140. ....	36
Tabla 4.3. Rapideces de enfriamiento a 704°C (1300 °F) reportadas en la literatura [31,59]. ....	37
Tabla 4.4 Composición química medida de los aceros HM y GM. ....	49
Tabla 4.5 Dureza HV de los aceros HM y GM sometidos a dilatometría. ....	54
Tabla 4.6 Máximas rapideces de transformación del acero GM. ....	61
Tabla 4.7 Máximas rapideces de transformación del acero HM. ....	62

## Resumen

Se caracterizó la templabilidad de dos aceros microaleados (etiquetados como HM y GM) a través de la prueba estandarizada ASTM A255, análisis metalográfico y la construcción de sus respectivos diagramas de transformación continua mediante dilatometría.

Se elaboró un dispositivo en el Laboratorio 008 del Edificio D de la Facultad de Química de la UNAM para llevar a cabo el ensayo cumpliendo con los requisitos establecido en la norma ASTM A255. Para garantizar la reproducibilidad experimental se realizaron tres pruebas con un acero AISI 304, en donde se adquirió la temperatura local a lo largo de la probeta. A partir de las temperaturas adquiridas a 0.79 cm (0.31 in) desde la base de la probeta, se graficó a la rapidez de enfriamiento como función del tiempo y la temperatura. De este modo se investigó la reproducibilidad, que resultó ser buena.

Para evaluar el dispositivo experimental se caracterizó la respuesta térmica de los aceros AISI 304 y SAE 4140 a través de la rapidez de enfriamiento a una temperatura local especificada igual a 704.44 °C (1300 °F) a lo largo de las probetas analizadas. Aunque las rapidezces de enfriamiento experimentales resultaron ser menores a aquellas reportadas en la literatura, éstas presentaron un mejor coeficiente de correlación (0.997 vs. 0.982) para una regresión no lineal potencial.

Otra manera de evaluar dispositivo experimental se basó en la construcción de las curvas de templabilidad de probetas de aceros 4140 y 1045. Las durezas de estas pruebas se compararon con datos reportados por la literatura; para el acero 1045 las durezas caen, en su mayoría, por debajo de la banda de templabilidad, mientras que en el caso del acero 4140 la mayor parte de las durezas caen dentro de la banda de templabilidad reportada.

Al analizar la templabilidad de los aceros microaleados se determinó que estos tienen una baja templabilidad, con una respuesta metalúrgica similar entre ambos. El análisis químico demostró que los aceros cuentan con una composición química

parecida, lo que explicó la similitud de la naturaleza metalúrgica entre estos materiales.

Por último, se construyeron los diagramas de transformación continua de los dos aceros microaleados mediante dilatometría.

Partiendo de una temperatura de austenización de 1000 °C en todos los casos y de acuerdo con la inspección metalográfica de las muestras analizadas se observó que a una rapidez de enfriamiento igual a 1 °C/s se obtuvieron microestructuras constituidas por ferrita y perlita en ambos aceros, con una rapidez de enfriamiento igual a 10 °C/s se obtuvieron microestructuras constituidas por ferrita, perlita, bainita y martensita nuevamente en ambos aceros, con una rapidez de enfriamiento igual a 20 °C/s se obtuvieron microestructuras constituidas por ferrita, bainita y martensita también en ambos aceros y por último con una rapidez de enfriamiento igual a 50 °C/s se obtuvo una microestructura constituida por bainita y martensita en el acero HM y una microestructura constituida únicamente por martensita para el acero GM.

# **1 Introducción**

La empresa Macimex (Tenango del Valle, Edo. de México) produce cigüeñales tanto para el sector automotriz como para el recreativo. Los cigüeñales son de acero microaleado y, durante su fabricación, algunas de sus secciones se templen por inducción utilizando como medio de temple una solución de polímero en agua. El personal de la planta detectó problemas con el proceso de temple y revenido, y ha sugerido que puede deberse a un problema con la templabilidad del acero.

Es por ello que, en este trabajo, se caracterizó la templabilidad de aceros utilizados en planta mediante el ensayo Jominy. Para ello, se diseñó un dispositivo que permite reducir el tiempo de traslado de la pieza, desde el horno hasta la posición de ensayo. También se analizaron los resultados de ensayos dilatométricos (realizados por el CINVESTAV-Unidad Saltillo) para determinar temperaturas de transformación de esos aceros.

## **1.1 Marco de trabajo**

El acero ha sido un importante material para la construcción del cuerpo del motor en automóviles en Norte América desde principios del siglo XX. A partir de la década de 1960, la industria automotriz enfrentó desafíos nuevos que cambiarían fundamentalmente los requisitos estructurales del vehículo. Estos desafíos incluyeron demandas regulatorias para vehículos más seguros, más limpios, y más eficientes en combustible, así como una mayor competencia de nuevos materiales en el mercado de América del Norte y demandas de los clientes, relacionadas con mayor rendimiento, comodidad y confiabilidad. Las respuestas a estos desafíos requirieron el desarrollo de nuevos productos de acero con mayor resistencia y capacidad de fabricación mejorada [1].

Bajo este contexto, se han producido mejoras en la calidad de los aceros para forja utilizados en los componentes del tren automotriz, la suspensión y la dirección. Uno de estos desarrollos son los aceros microaleados con contenidos de 0.3 a 0.6 %C; estos materiales tienen una buena combinación entre resistencia y tenacidad [2]. Los aceros microaleados permiten la aplicación de tratamiento térmico directo después de la forja [3], tal como el temple seguido de revenido.

Para los aceros que se someten a temple, la capacidad de endurecimiento se evalúa mediante la prueba Jominy (*hardenability test*) [4]. En esta prueba, una barra cilíndrica (1 in. de diámetro × 4 in de longitud) del acero de interés se calienta hasta su estado austenítico. Después, se retira del horno y se temple mediante una columna de agua que impacta en su extremo inferior. Una vez finalizado el ensayo, la dureza se mide a distancias crecientes desde el extremo templado y, por último, los resultados se trazan en una curva de templabilidad [5].

Para poder comprender la respuesta metalúrgica de un tratamiento térmico es importante entender los cambios microestructurales que ocurren. Para ello, se han desarrollado diversas herramientas que permiten monitorear los cambios de fase durante un tratamiento térmico.

La templabilidad de los aceros está bien caracterizada por la prueba Jominy, mientras que la cinética de transformación de los aceros generalmente se describe utilizando diagramas de transformación isotérmica (*IT* o *TTT*) o de transformación de enfriamiento continuo (*CCT*) [6,7]. Los diagramas *TTT* describen las transformaciones de fase a una temperatura constante, mientras que los diagramas *CCT* describen las transformaciones que tienen lugar durante el enfriamiento continuo a varias rapidezces de enfriamiento (constantes) [8].

Los métodos más comúnmente usados para determinar las transformaciones estructurales del acero de baja aleación en términos de ciclos térmicos son el análisis térmico y la dilatometría [9].

En el análisis térmico se miden los cambios de temperatura que ocurren en una muestra cuando se calienta o se enfría a través de los intervalos de

transformaciones de fase [10]. Por otro lado, la dilatometría es una de las técnicas más poderosas para el estudio de las transformaciones en aceros, ya que permite el monitoreo en tiempo real del avance de la reacción en términos de cambios dimensionales debidos a la transformación de fase [11].

Resulta entonces importante conocer, a través de su caracterización, la naturaleza metalúrgica de los nuevos aceros empleados en la industria automotriz en favor de la mejora de propiedades mecánicas, reducción de costos y la sustentabilidad.

*Si “conoce a tu enemigo” es un consejo prudente para un soldado “conoce tus materiales” lo es para un ingeniero [12].*

## **1.2 Justificación**

Una de las principales prioridades de la industria automotriz recae en el desarrollo de nuevos productos para mejorar la movilidad de sus usuarios. Comprometida con la mejora de sus servicios busca afrontar los nuevos retos que la sociedad y el medio le demanda, consciente en todo momento de que cualquier error en sus productos y procesos pueden comprometer la integridad física de sus usuarios, sin contar las muchas otras consecuencias relacionadas con la empresa y partes involucradas.

De manera particular, la inserción de nuevos aceros en la manufactura de cigüeñales crea la necesidad de caracterizarlos metalúrgicamente, para conocer su templabilidad y poder predecir de manera adecuada a través de diagramas de transformación su evolución microestructural cuando estos son sometidos a ciclos térmicos.



### **1.3 Objetivo**

Caracterizar la respuesta metalúrgica de aceros microaleados que se utilizan en la fabricación de cigüeñales, con enfoque en la templabilidad y en los diagramas de transformación.

### **1.4 Metas**

- Construir un dispositivo experimental para determinar la templabilidad de los aceros, cumpliendo con los requisitos especificados en la norma ASTM A255.
- Construir las curvas de templabilidad de los aceros empleados en planta.
- Caracterizar las transformaciones de fase (bajo condiciones de enfriamiento continuo) de los aceros estudiados, a través de pruebas de dilatometría y análisis metalográfico.

## **2 Antecedentes**

La industria manufacturera dedicada a la fabricación de piezas de acero involucra diversos procesos para transformar productos semi-terminados en la pieza final. En muchos casos, las piezas requieren modificaciones microestructurales para lograr las propiedades mecánicas requeridas para cumplir una función específica.

Por ello, muchas piezas son sometidas a tratamientos térmicos, los cuales consisten en calentar las piezas de acero a una temperatura especificada, mantenerlas durante un cierto tiempo a esa temperatura, y enfriarlas en condiciones adecuadas [13].

Es de suma importancia conocer y controlar las variables involucradas en un tratamiento térmico puesto que, de no ser así, la enorme inversión empleada en los procesos de obtención del producto semi-terminado y de manufactura realizados anteriormente, se perderá.

### **2.1 Tratamiento térmico de temple**

Dentro de los tratamientos térmicos más comunes empleados en la industria se encuentra el temple. El objetivo del proceso de temple es enfriar el acero, desde la temperatura de austenización, lo suficientemente rápido como para formar las microestructuras deseadas: a veces bainita, pero más a menudo martensita [14]. Algunos de los medios de enfriamiento más empleados son el agua, soluciones acuosas, aceites, sales fundidas y aire; también se usan medios de enfriamiento tales como soluciones poliméricas, metales fundidos y gases, pero en menor medida [15].

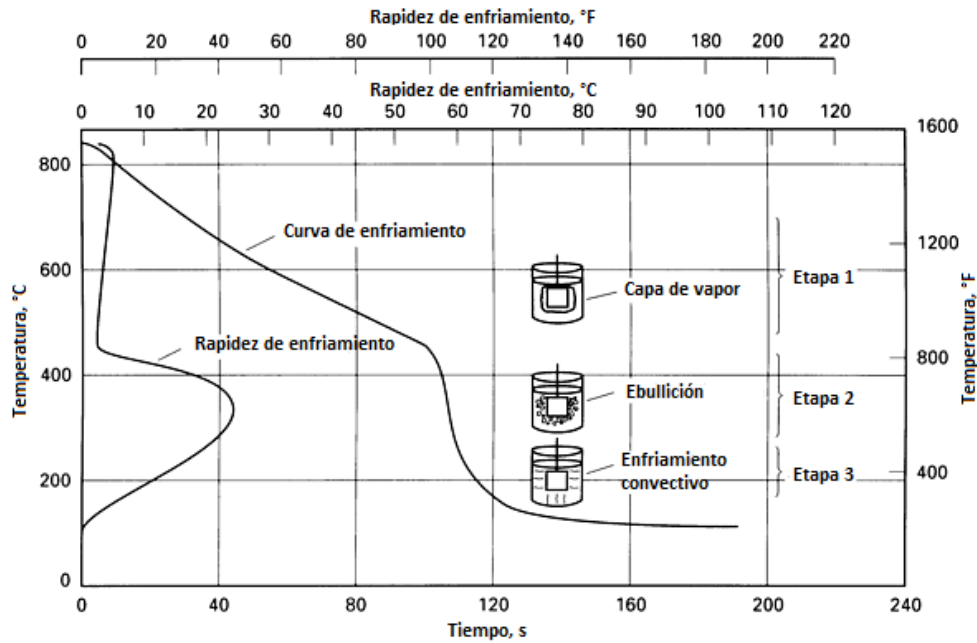
Durante un proceso de temple se presentan fenómenos dinámicos y térmicos muy complejos. En el enfriamiento por inmersión, la pieza transfiere calor a los medios de enfriamiento por vaporización del fluido, flujo convectivo e interacción de ambos

mecanismos [16]. La variable más difícil de caracterizar es probablemente el coeficiente de transferencia de calor, que rige el transporte de energía entre la superficie del sólido y los alrededores [17].

De manera general, el proceso de temple en medios vaporizables se divide en tres etapas: formación de una capa de vapor, evaporación con presencia de burbujas y el enfriamiento por convección pura [18], que se describen en la **Tabla 2.1**. La **Figura 2.1** ilustra cada una de estas etapas a través de la curva de enfriamiento y de la curva de rapidez de enfriamiento (obtenida diferenciando numéricamente a la primera) del proceso de enfriamiento rápido de un acero inoxidable.

**Tabla 2.1** Etapas de transferencia de calor durante el proceso de temple [19]  
(cont.).

Etapa	Descripción
<p>1 Capa de vapor</p>	<p>Se refiere a la formación de una capa de vapor continua que rodea y aísla a la pieza del contacto directo del fluido refrigerante. Se forma cuando la transferencia de calor desde la superficie del cuerpo del acero excede la cantidad de calor que el fluido puede transportar. El fluido se vaporiza instantáneamente en contacto con el cuerpo de acero caliente, formando una capa de vapor alrededor de la superficie de trabajo. La eliminación del calor en esta etapa se lleva a cabo mediante conducción a través de la envoltura de vapor formada por lo que la rapidez de enfriamiento es baja.</p>
<p>2 Evaporación con presencia de burbujas</p>	<p>Esta etapa se inicia cuando la temperatura de la superficie de trabajo se ha enfriado lo suficiente como para que la capa de vapor formada en la etapa 1 comience a colapsarse por la formación de burbujas. Esta parte del ciclo de enfriamiento produce la mayor tasa de transferencia de calor, es decir, la mayor rapidez de enfriamiento, en gran parte debido al calor de vaporización.</p>
<p>3 Enfriamiento convectivo</p>	<p>Esta etapa comienza cuando la temperatura de la superficie del acero ha disminuido significativamente. A esta baja temperatura de la superficie se detiene la ebullición y la pieza se enfría más lentamente, por convección pura. Los factores que regulan el enfriamiento en esta etapa son la viscosidad del fluido y la diferencia de temperatura entre el punto de ebullición del fluido y la temperatura del baño.</p>



**Figura 2.1** Curva de enfriamiento y curva de rapidez de enfriamiento de una probeta cilíndrica de acero inoxidable de 3.81 cm (1.5 in) por 2.54 cm (1.0 in) de diámetro, calentada a 845 °C y templada en agua sin agitación [14].

El comportamiento del enfriamiento de los aceros en los medios de temple es de gran importancia ya que controla las transformaciones de fase, la transferencia de calor y la evolución de los esfuerzos [20].

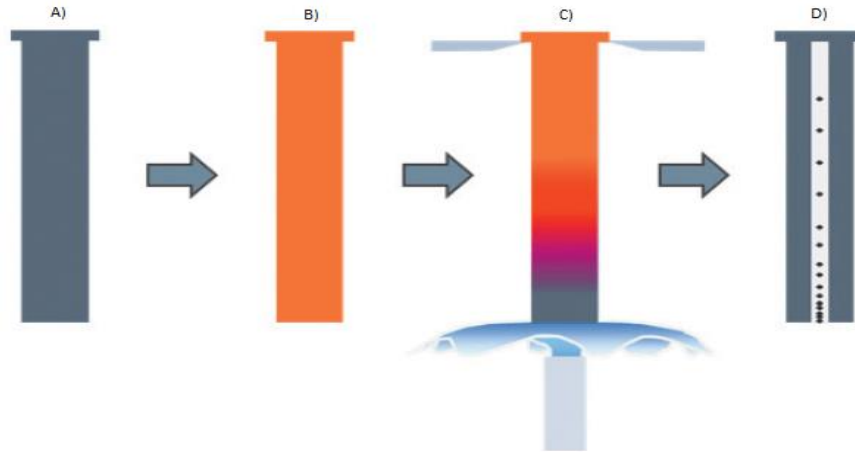
En muchos casos, puede generarse distorsión durante un enfriamiento rápido; depende del tamaño y forma de la pieza de trabajo y de las características del medio de temple [21]. Una de las formas para disminuir la deformación y, al mismo tiempo conservar las características mecánicas requeridas consiste en utilizar soluciones acuosas de polímeros como medio de temple, pues en este caso, el coeficiente de transferencia de calor por convección entre la pieza y el medio de enfriamiento se reduce (con respecto al caso del agua), lo que disminuye la rapidez de eliminación de calor de la superficie de la pieza y mejora la uniformidad de la distribución de temperatura en el interior de partes grandes con sección transversal variable [22].

Los medios de temple a base de polímeros se utilizan cada vez más en la industria del tratamiento térmico; una razón para este aumento son los continuos avances de ingeniería que facilitan su reemplazo de los aceites para temple y agua [23].

La ruta tradicional hacia una alta resistencia mecánica en los aceros consiste en el temple para formar martensita, que posteriormente se recalienta o reviene, a una temperatura intermedia, por debajo de  $Ae_1$ , lo que aumenta la tenacidad del acero sin una pérdida de resistencia significativa [24]. A medida que aumenta la rapidez de calentamiento/enfriamiento, el sistema de aleación se aleja de un equilibrio termodinámico [25].

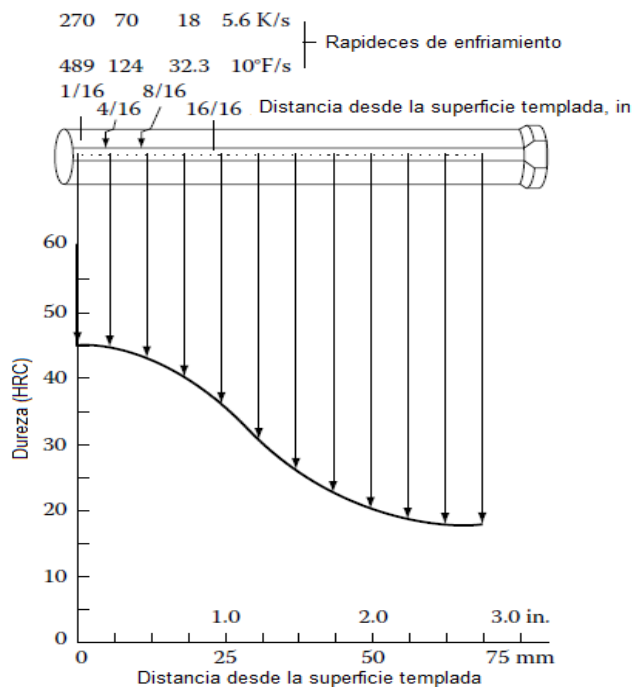
## 2.2 Métodos para determinar la templabilidad de un acero

Para poder caracterizar la respuesta metalúrgica de un acero al someterlo a un proceso de temple, el sector ingenieril se vio en la necesidad de crear el concepto de templabilidad. La templabilidad es la propiedad que determina la profundidad y distribución de la dureza inducida por el temple [26]. Existen numerosos métodos para estimar la templabilidad del acero. Sin embargo, dos de los más comunes son la determinación de la curva de Jominy y la templabilidad de Grossmann [27]. En el primer caso, la metodología consiste en templar con agua la superficie inferior de una muestra cilíndrica de 2.54 cm (1.0 in) de diámetro  $\times$  10.16 cm (4.0 in) de altura y medir, una vez terminado el temple, la respuesta al endurecimiento como función de la distancia desde la superficie templada [28]. La **Figura 2.2** presenta de manera general las etapas que deben llevarse a cabo durante esta prueba. Especificaciones tales como las dimensiones de la muestra, el procedimiento y construcción de la curva de templabilidad pueden consultarse en la norma ASTM A 255 [28].



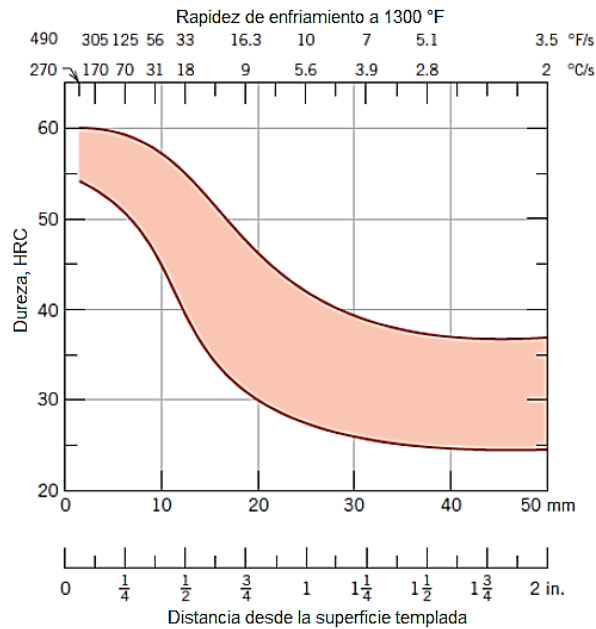
**Figura 2.2** Determinación de la templabilidad de un acero mediante la prueba “Jominy”. A) Muestra de acero (2.54 cm x 10.16 cm), B) austenización, C) temple desde la superficie inferior y D) perfil de dureza a lo largo de la muestra templada [29].

Después del temple, las mediciones de dureza se realizan a intervalos de 0.16 cm (1/16 in) a lo largo de la barra [30], como se ilustra en la **Figura 2.3**.



**Figura 2.3** Curva de templabilidad y perfil de rapidez de enfriamiento a 704.44 °C (1300 °F) para un ensayo Jominy [31].

La manera correcta de reportar una curva de templabilidad se muestra en la **Figura 2.4**. La curva superior representa los valores máximos de dureza correspondientes al límite de composición superior del acero y la curva inferior a los valores mínimos de dureza correspondientes al límite inferior del rango de composición; juntas, las curvas forman lo que se define como banda Jominy o banda de templabilidad [32].



**Figura 2.4.** Banda de templabilidad de un acero 8640, indicando los límites máximos y mínimos [33]. También se indica la rapidez de enfriamiento local, medida a 704.44 °C (1300 °F).

Por otro lado, Grossmann *et al.* [34] introdujeron el valor H (el “equivalente de transferencia de calor”) para la potencia de enfriamiento (también llamado “severidad del medio de temple”). El valor H se define como:

$$H = \frac{h}{2k} \quad (1)$$

Donde:

$h$  = Coeficiente de transferencia de calor entre el acero y el medio de temple

$k$  = Conductividad térmica del acero

La **Tabla 2.2** presenta diversos valores de Grossmann para distintos medios de temple, incluyendo condiciones de agitación. Sin embargo, este parámetro adolece de deficiencias severas: principalmente, el coeficiente de transferencia de calor varía significativamente al pasar de una etapa de extracción de calor a la otra pero, para calcular  $H$ , se considera constante; además, la conductividad térmica de los aceros (en el rango desde la temperatura de austenización hasta la temperatura del medio de temple) tampoco es constante. Entonces, un valor constante para caracterizar al poder de enfriamiento de un medio de temple solo permite comparar medios de temple de manera cualitativa.

**Tabla 2.2** Valores del factor de Grossmann “H” para diferentes medios de temple [35].

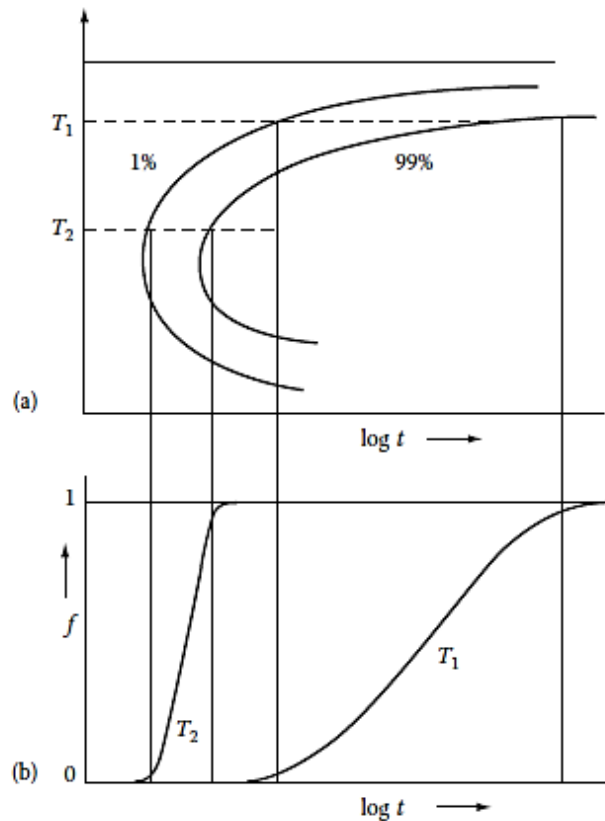
Agitación	Aceite	Agua	Sosa caustica o salmuera
Ninguna	0.25-0.3	0.9-1.0	2
Media	0.30-0.35	1.0-1.1	2-2.2
Moderada	0.35-0.4	1.2-1.3	---
Buena	0.4-0.5	1.4-1.5	---
Fuerte	0.5-0.8	1.6-2.0	---
Violenta	0.8-1.1	4	5

### 2.3 Diagramas de transformación isotérmica TTT

Los diagramas que definen la transformación de austenita en aceros, en función del tiempo, a temperatura constante, se denominan diagramas de transformación isotérmica ( $IT$ ) o diagramas de transformación-tiempo-temperatura (TTT) [36]. El progreso de una transformación de fase isotérmica se puede representar convenientemente trazando la fracción transformada ( $f$ ) en función del tiempo y la temperatura, lo que origina un diagrama TTT, como el que se muestra en la **Figura 2.5** [37]. Las curvas de transformación de los diagramas TTT tienden a tener una



forma de “C” porque la rapidez de transformación es lenta tanto a altas como a bajas temperaturas. La difusión de los átomos se vuelve difícil a bajas temperaturas, mientras que la fuerza impulsora de la transformación se reduce a medida que aumenta la temperatura [38].



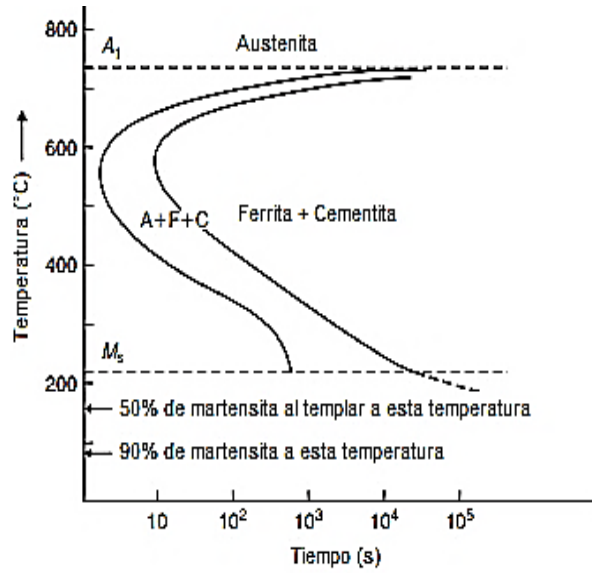
**Figura 2.5.** (a) Diagrama TTT y (b) su relación con el porcentaje de transformación como función del tiempo, para dos temperaturas de transformación [37].

Con pocas excepciones, un aumento en el contenido de aleación o en el tamaño de grano de la austenita retrasa la transformación isotérmica (mueve la curva hacia la derecha). Este retraso se refleja en la mayor templabilidad del acero con mayor contenido de aleación o mayor tamaño de grano austenítico; de hecho, generalmente se reconoce que la respuesta de un acero a cualquier tratamiento térmico específico que implique la transformación de austenita está determinado en gran medida, si no del todo, por aquellos factores que influyen en el tiempo

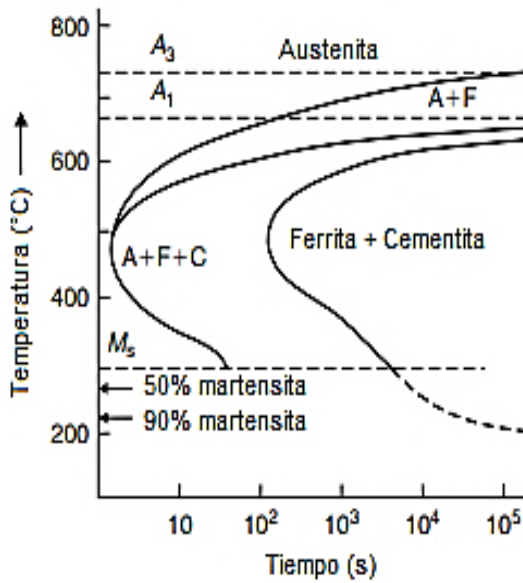
requerido para la transformación isotérmica y, por lo tanto, la forma y posición de las curvas que definen el diagrama IT [39]. La **Tabla 2.3** presenta la nomenclatura de las abreviaturas utilizadas en los diagramas TTT, como los que se muestran en la **Figura 2.6**, con sus respectivos significados.

**Tabla 2.3.** Abreviaturas utilizadas en los diagramas TTT [40-42].

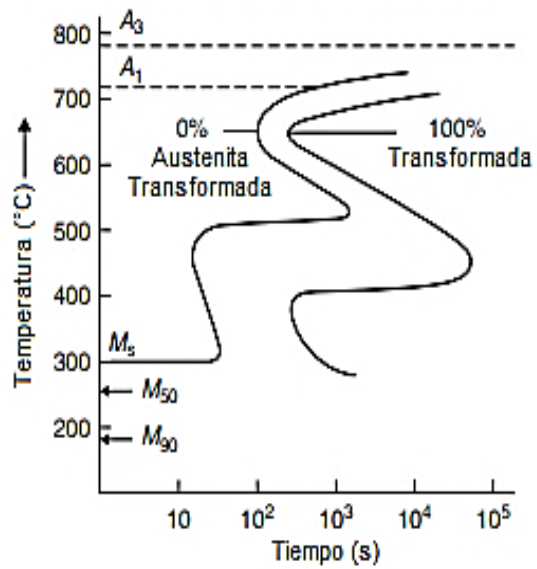
Abreviatura	Significado
<b>A</b>	Austenita
<b>F</b>	Ferrita
<b>C</b>	Carburo de hierro (cementita)
<b>B</b>	Bainita
<b>A<sub>1</sub></b>	Temperatura eutectoide de 723°C
<b>A<sub>3</sub></b>	Temperatura a la cual el hierro- $\alpha$ se transforma a hierro- $\gamma$ con la cual para el hierro puro ocurre a 910°C. A su vez, A <sub>3</sub> representa la línea fronteriza entre el campo de la ferrita-austenita y el campo de la austenita.
<b>A<sub>cm</sub></b>	Línea fronteriza entre el campo de la cementita-austenita y el campo de la austenita.
<b>M<sub>s</sub></b>	Temperatura a la cual la martensita comienza a formarse a partir de austenita al enfriarse
<b>M<sub>f</sub></b>	Temperatura a la que termina la formación de la martensita durante el enfriamiento.



a)



b)



c)

**Figura 2.6.** Curvas TTT para: a) acero eutectoide, b) acero hipoeutectoide y c) acero de baja aleación (por ejemplo, Ni-Cr-Mo) [43].

## 2.4 Diagramas de transformación continua (CCT)

Aunque los diagramas TTT son una herramienta útil para predecir la microestructura de aceros sometidos a tratamientos isotérmicos, en la práctica industrial las condiciones de enfriamiento no suelen ser isotérmicas, sino continuas. Por tanto los diagramas de transformación isotérmica tienen que ser sustituidos por diagramas construidos bajo condiciones de enfriamiento continuo (*CCT*, por sus siglas en inglés: *Continuous Cooling Transformation*).

En los diagramas *CCT* las curvas “C” de los diagramas TTT aparecen desplazadas a tiempos más prolongados y temperaturas más bajas [44]. De la misma manera que en los diagramas TTT, los diagramas *CCT* dependen de la química de la aleación y del tamaño de grano de la austenita original [45].

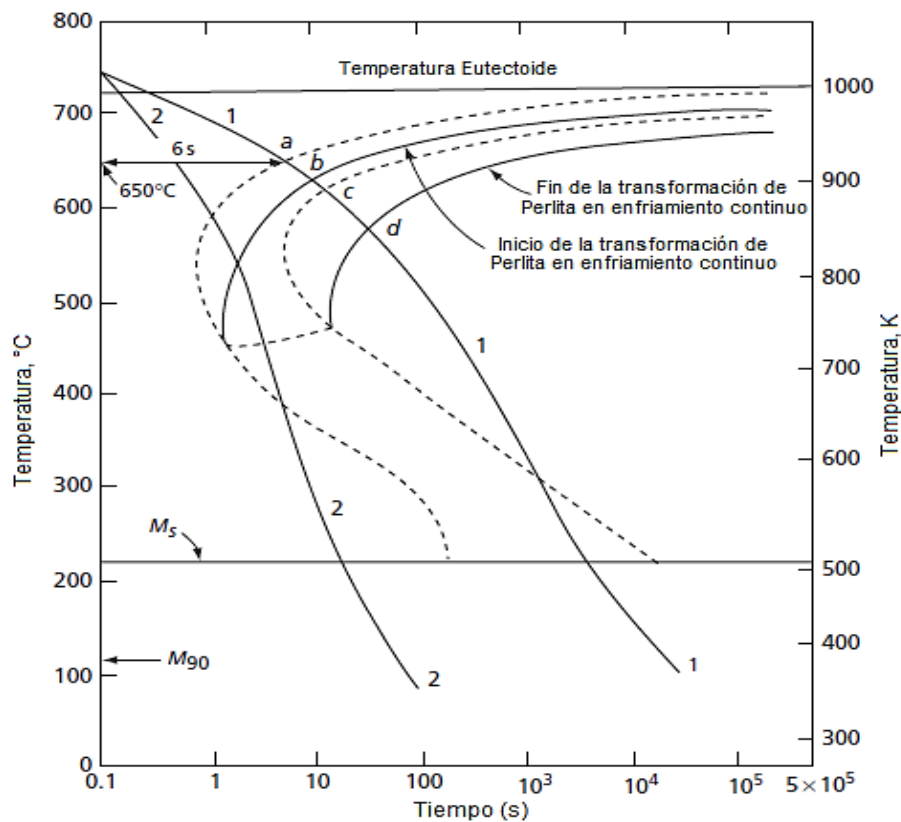
La **Figura 2.7** presenta diagramas TTT y *CCT* para un acero de composición eutectoide con dos rutas de enfriamiento continuo. Ambas rutas parten de una temperatura superior a la eutectoide. En el caso de la ruta 1, esta decae continuamente durante seis segundos hasta llegar a 650 °C o punto “a”. Bajo condiciones isotérmicas el punto “a” indicaría el inicio de la transformación de la austenita a perlita; es decir, que si se llegara instantáneamente a 650 °C y se mantuviera a esta temperatura durante seis segundos iniciaría el proceso de nucleación de colonias de perlita dentro del acero.

Sin embargo, el diagrama *CCT* demuestra que esta transformación no sucede bajo estas condiciones. Dado que en el enfriamiento continuo, un aumento en el tiempo está asociado con una caída de la temperatura, el punto en el que realmente comienza la transformación se encuentra a la derecha y abajo del punto “a”. Es por esta misma razón que el término de la transformación ocurre a una temperatura menor al punto b, pasando por el punto c y concluyendo en el punto d.

Por otro lado la ruta 2 consiste de un enfriamiento continuo más rápido con respecto a la ruta 1. Considerando el diagrama de transformación isotérmica una pequeña

porción de la ruta 2 cruza una pequeña región de la transformación de austenita a bainita.

Al ser tan corto el periodo de tiempo durante esta zona no es posible la formación de una cantidad apreciable de bainita. Por lo tanto la microestructura final de la ruta número 2 estaría constituida por perlita, y el resto de austenita sin transformar a perlita se transformaría en martensita. La cantidad de austenita transformada a bainita sería casi completamente despreciable.



**Figura 2.7.** Diagramas TTT (líneas punteadas) y CCT (líneas continuas) para un acero de composición eutectoide [45].

## 2.5 Dilatometría

La dilatometría es una de las técnicas más poderosas para el estudio de transformaciones de fase sólido-sólido en aceros, ya que permite el monitoreo en tiempo real de la evolución de las transformaciones, en términos de cambios dimensionales que ocurren en la muestra mediante la aplicación de un ciclo térmico [46]. Cuando un material sufre un cambio de fase, la estructura de la red cambia y, en principio, esto va acompañado de un cambio en el volumen específico [47].

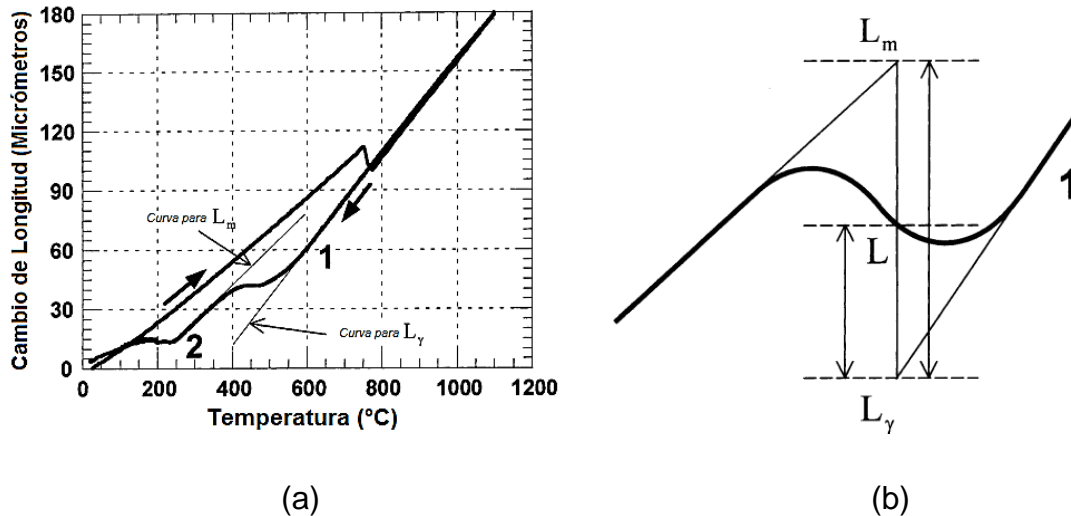
La identificación de las temperaturas de transformación y sus respectivos tiempos a diversas rapidezces de enfriamiento continuo permiten la construcción de los diagramas *CCT*.

Como resultado de una prueba mediante dilatometría se obtiene una curva de dilatación. La **Figura 2.8** presenta la curva de dilatación para el calentamiento y enfriamiento de un acero con composición química 0.52 %C, 0.688 %Mn, 0.285 %Cr y 0.32 %Al. La rapidez de enfriamiento en este caso fue constante e igual a 5°C/s.

Mientras no ocurre transformación de fase, la curva de dilatación mantiene una pendiente aproximadamente constante, dado que el coeficiente de dilatación/contracción térmica de los aceros varía poco con la temperatura. En cuanto inicia una transformación, la curva cambia de pendiente debido al cambio de volumen asociado con la transformación.

En este ejemplo, los puntos 1 y 2 indican el inicio de la transformación a bainita y a martensita, respectivamente; las líneas rectas etiquetadas como  $L_m$  y  $L_\gamma$  se utilizan para el cálculo de la fracción en volumen de bainita transformada.

Algunas normas como la ASTM E228 “Standard Test Method for Linear Thermal Expansion of Solid Materials With a Push-Rod Dilatometer” [48] incluyen las especificaciones para realizar pruebas de dilatometría.



**Figura 2.8.** Curvas de dilatación térmica para un acero 0.52%C, 0.688%Mn, 0.285%Cr y 0.32%Al: a) cambio de longitud de la probeta como función de la temperatura, y b) valores para el cálculo de la evolución de la fracción en volumen de bainita [49].

En la práctica industrial actual, herramientas tales como los diagramas de transformación y la caracterización de la templabilidad se utilizan para diseñar procesos de manufactura y mejora de componentes automotrices. De manera puntual, el cigüeñal ha sido objeto de estudio en las últimas décadas para mejorar su servicio.

## 2.6 Aceros microaleados

El cigüeñal representa el enlace final entre el movimiento recíproco lineal en el pistón a uno de rotación hacia el volante de inercia [50]. El acero microaleado de medio carbono se puede utilizar para forjar cigüeñales de automóviles y reducir el consumo de energía de la industria automotriz [51]. Los aceros microaleados son aceros al carbono, con manganeso y silicio en solución sólida, y muy pequeñas adiciones (< 0.15 w/o) de aleantes tales como vanadio, niobio, titanio y aluminio [52]. Este tipo de aceros se desarrollaron inicialmente como aceros de alta resistencia

baja aleación (HSLA, por sus siglas en inglés) [53]; la primera mención del uso de elementos microaleantes data de los años 1938-1939, donde se reporta el uso de niobio como endurecedor de aceros al C-Mn laminados en caliente. En la **Tabla 2.4** se muestra el efecto de los elementos de aleación sobre el comportamiento metalúrgico de los aceros microaleados.

**Tabla 2.4** Efecto de los elementos de aleación en aceros microaleados [53].

Elemento	wt %	Efecto
C	< 0.25	Endurecedor.
Mn	0.5-2.0	Retarda la descomposición de la austenita durante el enfriamiento. Disminuye la temperatura de transición dúctil-frágil. Formador de sulfuros.
Si	0.1-0.5	Desoxidador del acero líquido. Endurecedor por solución sólida.
Al	< 0.02	Desoxidador. Limita el crecimiento de grano debido a que forma nitruro de aluminio.
Nb	0.02 - 0.06	Endurecedor de ferrita por formación de carburos o nitruros.
Ti	0 – 0.06	Control del grano de austenita mediante nitruros. Endurecedor de la ferrita.
V	0 – 0.10	Endurecedor de ferrita mediante carbonitruros.
Zr	0.002 – 0.05	Control de tamaño de grano de austenita. Formador de sulfuros.
N	< 0.012	Formador de nitruros y carbonitruros.
Mo	0 – 0.3	Promueve la formación de bainita. Mejora la resistencia de la ferrita.
Ni	0 – 0.5	Mejora la resistencia a la fractura.
Cu	0 – 0.55	Mejora la resistencia a la corrosión. Endurecedor de ferrita.
Cr	0 – 1.25	Mejora, en presencia de cobre, la resistencia a la corrosión atmosférica.
B	0.005	Promueve la formación de bainita.



Farzin y Ali [54] han mencionado que es necesario tratar térmicamente al cigüeñal para elevar sus propiedades mecánicas y contrarrestar posibles fallas ocasionadas por fatiga y desgaste del material.

Aunque la ruta de proceso más comúnmente utilizada para mejorar las propiedades mecánicas de los aceros microaleados es el procesamiento termomecánico controlado, existen reportes de estudios de templabilidad de aceros microaleados [55].

### 3 Metodología experimental

En este capítulo se presenta la metodología experimental. Para realizar los ensayos Jominy se construyó un dispositivo experimental bajo los requisitos establecidos por la norma ASTM A255-10. Posteriormente, se determinó la reproducibilidad del dispositivo a través de la obtención de las historias térmicas en distintas posiciones a lo largo del eje axial de una probeta de acero AISI 304 durante las pruebas Jominy.

Para evaluar el dispositivo experimental, se caracterizó la respuesta térmica de los aceros AISI 304 y SAE 4140 a través de la rapidez de enfriamiento a una temperatura local especificada (704.44 °C) a lo largo de las probetas analizadas. Posteriormente estas rapidezces fueron comparadas con valores reportados en la literatura.

Otra alternativa para garantizar que el dispositivo arroje resultados correctos se basó en comparar la templabilidad de los aceros 4140 y 1045, determinadas con el dispositivo experimental, con datos reportados en la literatura. Una vez que se estableció la confiabilidad del dispositivo, se realizó la determinación de la templabilidad de dos aceros microaleados proporcionados por la empresa Macimex S.A. de C.V.

Las probetas de dos de los aceros microaleados, etiquetados como HM y GM, fueron sometidas a análisis químico mediante espectroscopia de emisión atómica y, después del ensayo Jominy, analizadas metalográficamente a lo largo de su superficie plana.

Por último, se estudió la respuesta dilatométrica de estos dos aceros para caracterizar sus transformaciones de fase durante el enfriamiento y posteriormente construir sus diagramas de transformación por enfriamiento continuo. El ensayo se realizó en el CINVESTAV, Unidad Saltillo.

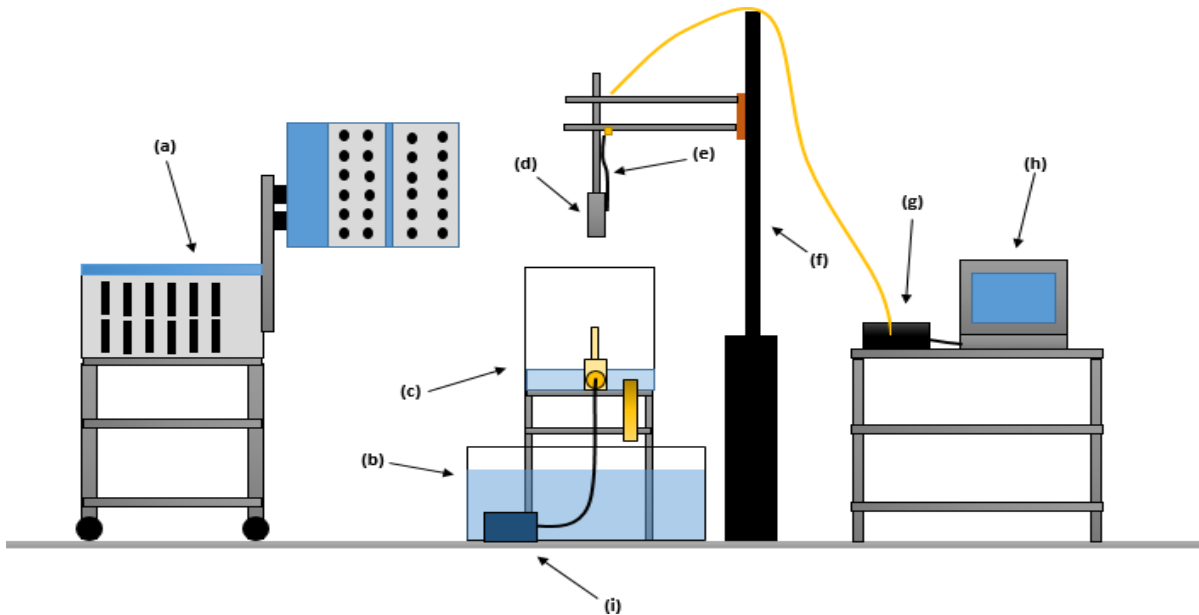
### 3.1 Dispositivo experimental

La **Figura 3.1** presenta un esquema del dispositivo experimental construido para la determinación de la templabilidad de los aceros cumpliendo con los requisitos establecidos por la norma ASTM A255-10. En este dispositivo el agua contenida en el tanque era impulsada por una bomba de  $\frac{3}{4}$  HP hasta llegar a un tubo de 1.27 cm (0.5 in) de diámetro interno de cuya salida fluía verticalmente hasta una altura libre de aproximadamente 6.35 cm (2.5 in). La distancia desde la abertura del tubo que expulsa al agua hasta la superficie de las probetas es de 1.27 cm (0.5 in). El agua de la cortina de agua formada por el impacto del chorro con las probetas es captada por un cubo de acrílico y recirculada al tanque principal donde se halla la bomba.

Antes de cada prueba, las probetas se cobrizaron sumergiéndolas en una solución acuosa de  $\text{CuSO}_4$  para minimizar la descarburación y oxidación de las muestras durante su calentamiento. Las probetas se austenizaron durante 30 minutos dentro de un horno de resistencia tipo libro. La temperatura de la probeta se monitoreó con termopares, tal como se describe más adelante. Al concluir este tiempo las probetas fueron extraídas del horno para descender hasta impactar con el chorro de agua. En el caso de los ensayos con probetas de acero inoxidable AISI 304 (que se realizaron para caracterizar la extracción de calor), no hubo etapa de austenización.

La duración del contacto del metal con el líquido tomó un tiempo mínimo de diez minutos. El tiempo para trasladar la probeta desde la posición de calentamiento a la de enfriamiento fue de dos segundos, aproximadamente.

El sistema de adquisición de datos estaba compuesto por una computadora portátil, un adquisidor de datos (marca IOTECH modelo Personal Daq/50 series) y termopares tipo K. La frecuencia de adquisición empleada fue de 10 lecturas por segundo; la configuración de la frecuencia, así como el inicio y el fin de la lectura de datos se realizó mediante el software *Personal DaqView 2.2.1*. El adquisidor de datos se conectó a una computadora mediante un puerto USB 2.0



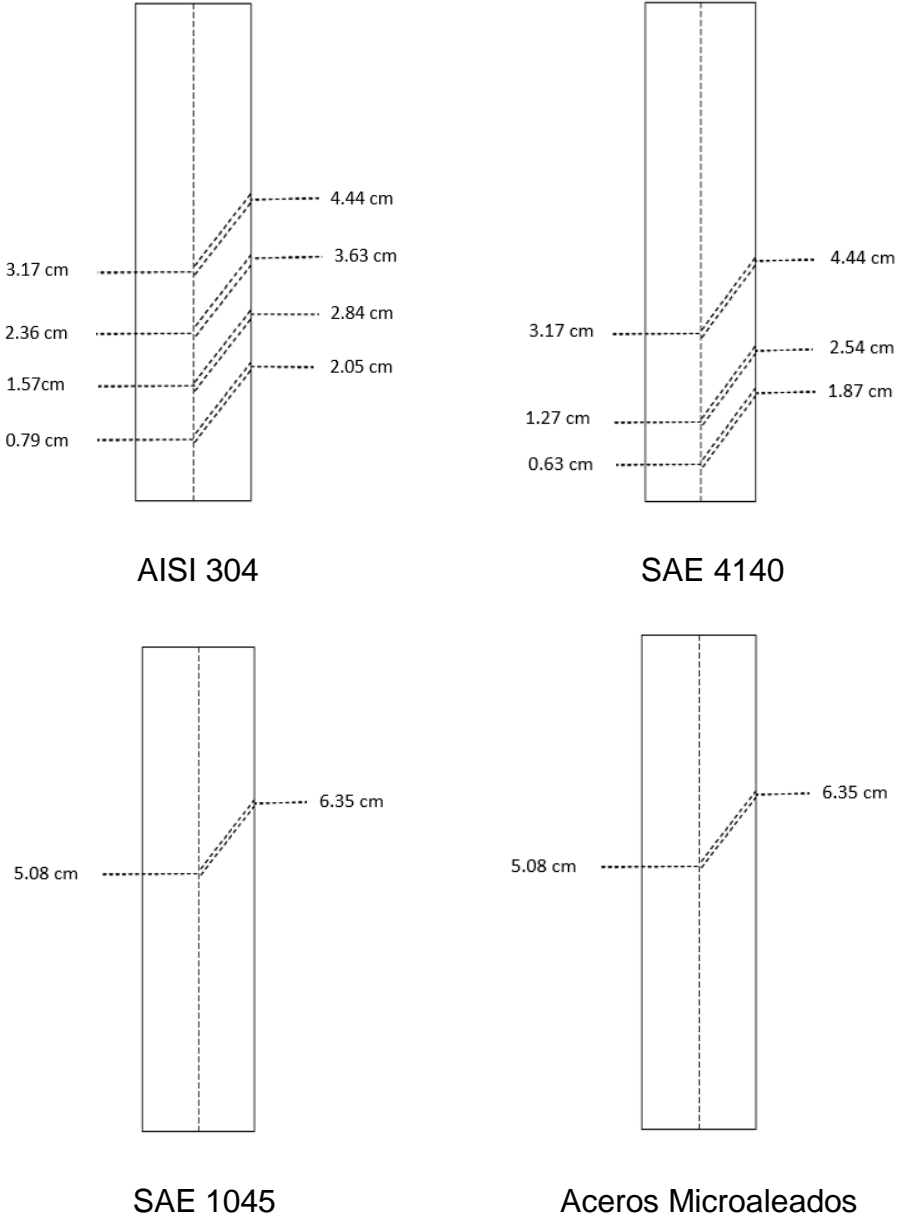
**Figura 3.1.** Dispositivo experimental: (a) horno tipo libro, (b) depósito de agua, (c) cubo de acrílico, (d) probeta cilíndrica, (e) termopar tipo K y extensión, (f) sistema de deslizamiento, (g) adquisidor de datos, (h) computadora e (i) bomba de agua.

### 3.2 Probetas

La obtención de la respuesta térmica se basó en la adquisición de temperaturas con termopares tipo K, de 0.16 cm (1/16 in) de diámetro y 60 cm de longitud, distribuidos a lo largo del eje axial en probetas de geometría cilíndrica. Para caracterizar el enfriamiento en las muestras, se usaron probetas de acero inoxidable AISI 304, acero SAE 4140 y el acero SAE 1045. El acero inoxidable AISI 304, que es un acero austenítico, se seleccionó debido a que no presenta transformaciones de fase durante el enfriamiento, con lo que se puede estudiar exclusivamente la transferencia de calor en la probeta. Los aceros AISI 4140 y 1045 son aceros de alta y baja templabilidad, respectivamente; dado que hay información en la literatura acerca de la templabilidad de estos aceros, los resultados obtenidos en el

laboratorio fueron usados para verificar que el dispositivo experimental funcione correctamente.

La distribución de los termopares para las probetas de cada tipo de acero se muestra en la **Figura 3.2** y se definió en función de su templabilidad.



**Figura 3.2** Probetas de los aceros utilizados experimentalmente, barrenadas para insertar termopares de 0.16 cm (1/16") de diámetro.

Por último, la **Tabla 3.1** presenta las temperaturas de austenización y la composición química nominal de los aceros empleados en este trabajo. Cabe aclarar que en el caso del acero AISI 304 la temperatura reportada es solo la temperatura máxima alcanzada durante el calentamiento, a partir de la cual comenzó el enfriamiento, ya que es un acero inoxidable austenítico, por lo que no se austenizó previo al enfriamiento rápido.

**Tabla 3.1.** Temperaturas de austenización y composición química nominal [56-58].

	<b>AISI 304</b>	<b>4140</b>	<b>1045</b>
T <sub>Aus</sub> [°C]	850	855	825
%C	0.08 max.	0.37-0.44	0.43-0.50
%Mn	2.0 max.	0.65-1.10	0.60-0.90
%Si	0.10 max.	0.10-0.35	0.10-0.35
%Cr	18.0-20.0	0.75 -1.20	-----
%Ni	8.0-10.0	-----	-----
%S	-----	0.04 max.	0.04 max
%N	-----	-----	-----
%P	-----	0.04 max.	0.04 max
%Mo	-----	0.15-0.30	-----

### 3.3 Dureza

La medición de dureza de los aceros 4140, 1045 y microaleados se realizó longitudinalmente a partir de la base de las probetas, a intervalos de distancia equidistantes e iguales a un dieciseisavo de pulgada. La medición de dureza se realizó con un durómetro (marca Buehler, modelo Macromet 3) en escala Rockwell

C, con un indentador de punta de diamante y una carga de compresión de 150 kgf. Para facilitar la medición, la probeta se asentó sobre una base que permite deslizar la probeta cada 1/16", con precisión.

### **3.4 Composición química**

La composición química de los aceros microaleados se determinó mediante espectroscopía de emisión atómica, con el equipo marca Spectro-Lab, modelo M8.

### **3.5 Metalografía**

Las probetas Jominy de los aceros microaleados se prepararon, después del temple, para observación metalográfica siguiendo técnicas estándar. Después de desbaste y pulido, se atacó con Nital 2 mediante contacto con una pieza de algodón humectada con el reactivo. Las muestras se observaron en un microscopio metalográfico de platina invertida, con una cámara conectada a una laptop, para adquirir micrografías.

### **3.6 Dilatometría**

Se maquinaron probetas cilíndricas de 10 mm de largo por 3 mm de diámetro de los aceros microaleados HM y GM para someterlas a pruebas de dilatometría, en las que se austenizaron a 1000 °C y se enfriaron con una rapidez constante de 1°C/s, 10°C/s, 20°C/s y 50C/s. Las pruebas se realizaron en el CINVESTAV - Unidad Saltillo en un dilatómetro L78 RITA LINSEIS.

Por último, las probetas utilizadas en las pruebas de dilatometría fueron cortadas por la mitad y transversalmente a su área circular para analizarlas metalográficamente. Las muestras cortadas se montaron en baquelita para poder manipularlas con mayor facilidad durante su preparación metalográfica. Para capturar las micrografías, las muestras fueron atacadas químicamente con Nital 2 mediante inmersión durante 4 segundos.

Una vez capturadas las micrografías de las probetas, estas fueron sometidas a medición de dureza en escala Vickers bajo una carga de 980.7 mN.



## 4 Discusión y resultados

En esta sección se presentan los resultados obtenidos y el análisis correspondiente. Como primer paso, se determinó la reproducibilidad experimental del dispositivo construido para realizar el ensayo Jominy. Para ello se realizaron tres pruebas con el dispositivo, utilizando la probeta de acero AISI 304. Durante estas pruebas se obtuvieron las historias térmicas locales en cuatro posiciones distintas a lo largo del eje axial de la probeta.

La determinación de la reproducibilidad experimental se basó en el cálculo de las primeras derivadas numéricas de las historias térmicas obtenidas en la posición más cercana a la superficie templada. La baja variabilidad entre estos datos definió la reproducibilidad experimental del dispositivo.

Con el objetivo de poder calcular la rapidez de enfriamiento de estos primeros tres ensayos, los datos de temperatura y tiempo fueron filtrados numéricamente.

Posteriormente, se evaluó la respuesta del dispositivo experimental a partir de dos métodos. El primero de ellos consistió en comparar las rapidezces de enfriamiento locales (a 704°C) a lo largo del eje axial de la probeta Jominy reportadas en la literatura con las obtenidas experimentalmente con los aceros AISI 304 y SAE 4140.

El segundo método consistió en comparar directamente la curva de templabilidad determinada experimentalmente para los aceros 1045 y 4140 con las bandas de templabilidad reportadas en la literatura.

Una vez evaluado el dispositivo experimental, se realizaron ensayos con los aceros microaleados GM y HM. A partir de estos resultados se construyó su curva de templabilidad y esta se relacionó con la respuesta microestructural a partir de un análisis metalográfico para cada acero.

Por último, se construyeron sus respectivos diagramas *CCT* a partir de los datos arrojados por dilatometría. Para ello se determinaron las temperaturas y los tiempos

de transformación a partir del análisis del comportamiento relacionado al cambio longitudinal de las probetas utilizadas en dilatometría.

Nuevamente fue necesario filtrar los datos obtenidos para poder obtener resultados.

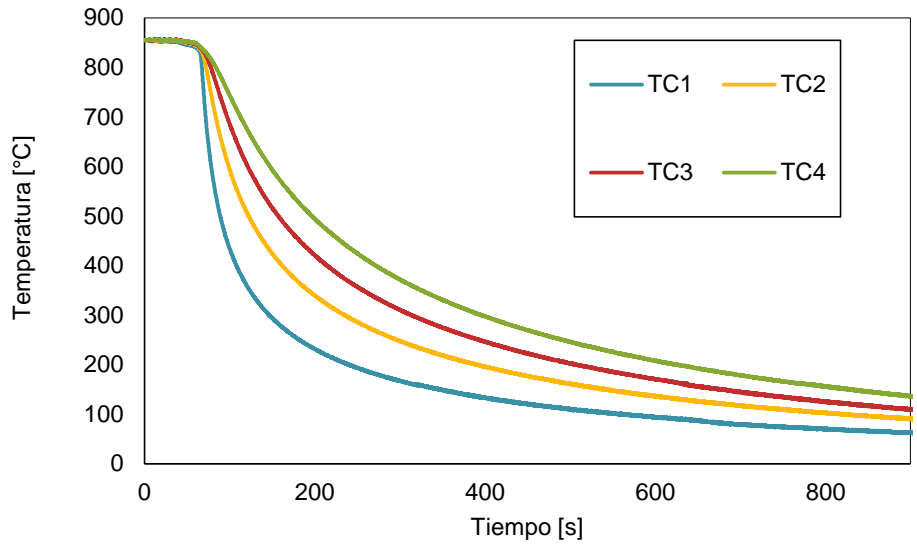
#### 4.1 Filtrado de datos

Una manera de identificar cambios microestructurales durante un ciclo térmico es mediante el análisis de los cambios en la rapidez de enfriamiento. Esta se calculó numéricamente mediante una aproximación lineal local de las curvas de enfriamiento.

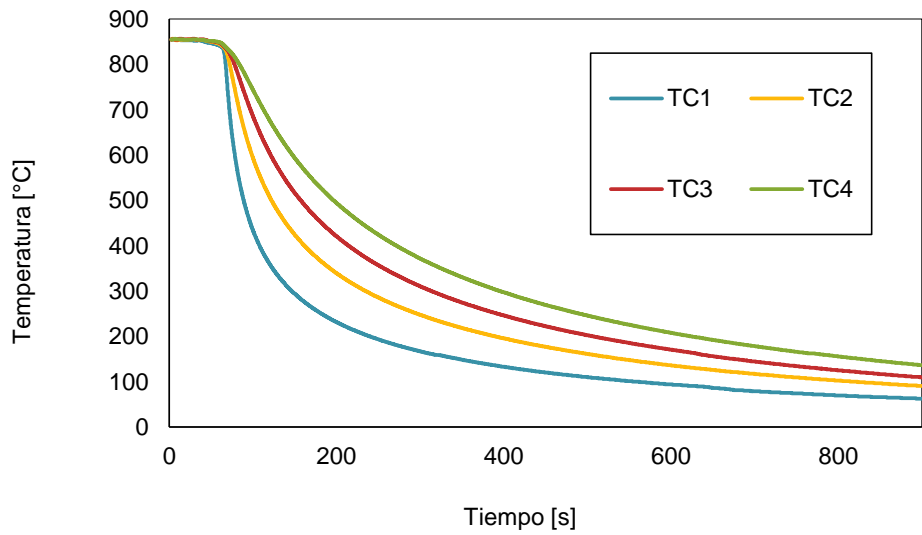
Para disminuir los errores asociados con el “ruido” eléctrico que pudiera haber existido durante la adquisición de datos, las respuestas térmicas adquiridas se filtraron previamente usando el *software SigmaPlot*, empleando el suavizador “*Bisquare*” que realiza una regresión polinomial (grado del polinomio 3 y una proporción simple de 0.1 en todos los casos) ponderando los valores calculados usando una función de distribución normal.

La **Figura 4.1** muestra las historias térmicas en cuatro posiciones longitudinales, con y sin filtrado de datos para un acero inoxidable AISI 304 partiendo de 850°C. La sección horizontal de las curvas es la temperatura local cuando la probeta aún estaba en el horno; posteriormente se aprecia una disminución monotonía de la temperatura, lo cual indica que no hay cambio en los mecanismos de enfriamiento.

Asimismo, no se presenta ninguna recalcancia durante todo el enfriamiento, lo que es de esperarse dado que no hay transformaciones de fase en este tipo de acero. Como se puede observar, ambos conjuntos de curvas son aparentemente muy similares.



(a)

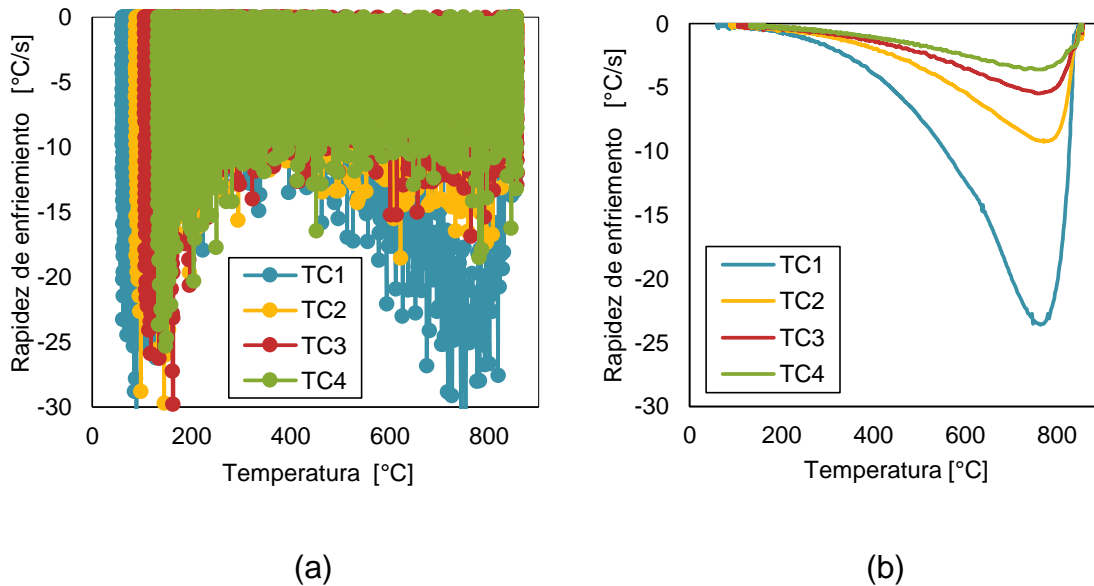


(b)

**Figura 4.1** Historia térmica durante el enfriamiento en el dispositivo Jominy de un acero AISI 304 en cuatro posiciones longitudinales. a) Sin filtrado de datos y b) con filtrado de datos.

En la **Figura 4.2**, se presentan las curvas de la rapidez de enfriamiento como función de la temperatura local, con y sin filtrado de los datos originales. En la **Figura 4.2 (a)**, con valores calculados a partir de las historias térmicas sin filtrar, se observa gran cantidad de “ruido”, lo que no permite analizar los cambios en la rapidez de enfriamiento ni determinar valores específicos. Téngase en cuenta que una derivada numérica amplifica cualquier variación existente en los datos base.

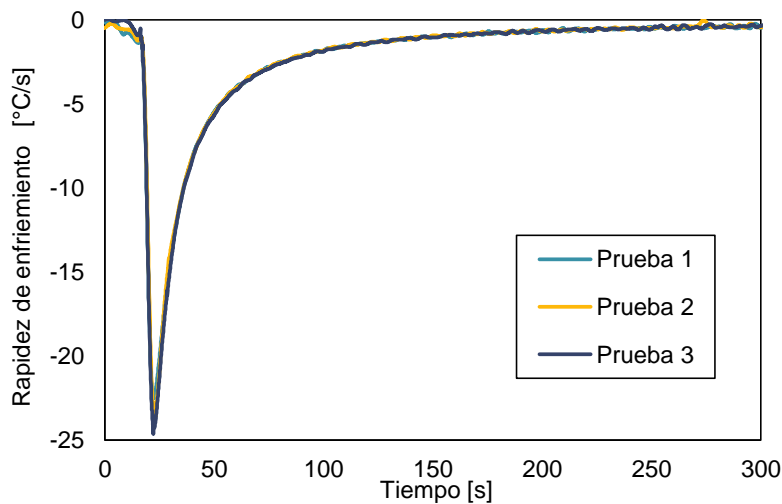
En contraste, las curvas calculadas a partir de las historias térmicas filtradas (**Figura 4.2 (b)**), presentan poco “ruido”. La máxima rapidez de enfriamiento ocurre a valores altos de temperatura local y varía de  $-3.6$  a  $-23.5$  °C/s, para las posiciones de los termopares 4 y 1, respectivamente. La rapidez de enfriamiento disminuye hasta valores cercanos a  $0$  °C/s para valores de temperatura local de  $100$  °C o menores.



**Figura 4.2.** Rapidez de enfriamiento local para una probeta de acero AISI 304 sometida al ensayo Jominy: a) sin filtrado de datos y b) con filtrado de datos.

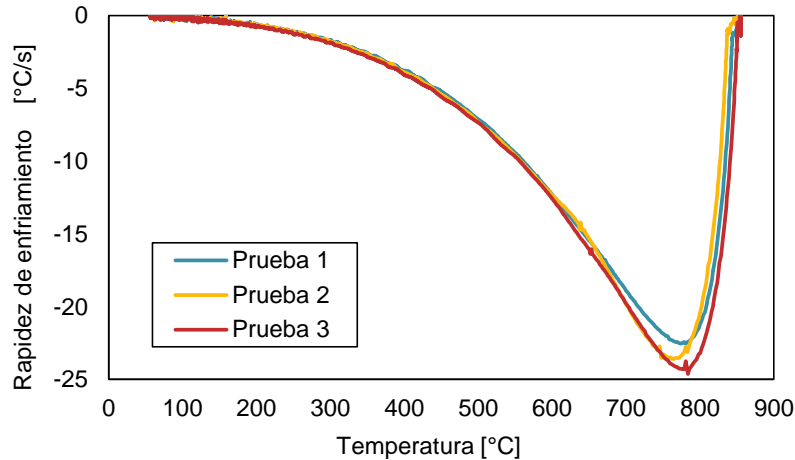
## 4.2 Reproducibilidad

La **Figura 4.3** presenta la rapidez de enfriamiento como función del tiempo para tres pruebas distintas con el acero AISI 304. Estas fueron calculadas con la temperatura local medida con el termopar ubicado a 0.79 cm (0.31 in) de la base de la probeta (TC 1). Como se exhibe, las tres curvas son muy similares entre sí, lo que garantiza que el dispositivo experimental bajo las condiciones establecidas produce resultados reproducibles.



**Figura 4.3** Rapidez de enfriamiento local como función del tiempo para un acero AISI 304 en la posición del termopar colocado a 0.79 cm (0.31 in) de la base de la probeta.

Por otra parte, la **Figura 4.4** muestra la rapidez de enfriamiento como función de la temperatura local para los datos presentados en la **Figura 4.3**. Nuevamente, las tres pruebas generan resultados similares, lo cual garantiza la reproducibilidad del experimento. Como es posible observar, la mayor rapidez de enfriamiento ocurre a una temperatura cercana a 775 °C.



**Figura 4.4** Rapidez de enfriamiento local como función de la temperatura local para una probeta de acero AISI 304 sometida al ensayo Jominy, en la posición del termopar colocado a 0.79 cm (0.31 in) de la base de la probeta.

### 4.3 Evaluación del dispositivo experimental

En el diseño y análisis de tratamientos térmicos, es común caracterizar la respuesta térmica de una pieza a través de la rapidez de enfriamiento a una temperatura local especificada. Por ello las **Tablas 4.1** y **4.2** muestran las rapidezces de enfriamiento a 704.4 °C (1300 °F) como función de la posición a lo largo de las probetas templadas para las distintas pruebas con los aceros AISI 304 y SAE 4140.

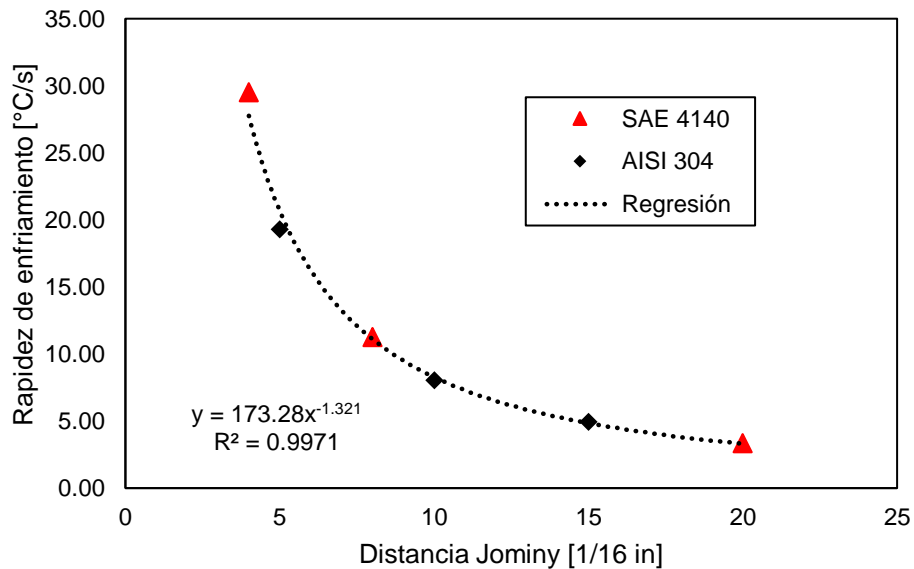
**Tabla 4.1** Rapidez de enfriamiento del acero AISI 304.

Distancia desde la superficie templada (dieciseisavos de pulgada)	1° [ $\frac{^{\circ}\text{C}}{\text{s}}$ ]	2° [ $\frac{^{\circ}\text{C}}{\text{s}}$ ]	3° [ $\frac{^{\circ}\text{C}}{\text{s}}$ ]	Promedio [ $\frac{^{\circ}\text{C}}{\text{s}}$ ]	Desviación estándar
	5	20.00	19.00	18.90	
10	8.20	7.90	8.00	8.03	0.1528
15	5.20	4.80	4.80	4.93	0.2309
20	3.60	3.30	3.40	3.43	0.1528

**Tabla 4.2** Rapidez de enfriamiento del acero SAE 4140.

Distancia desde la superficie templada (dieciseisavos de pulgada)	1° $\left[\frac{^{\circ}\text{C}}{\text{s}}\right]$			2° $\left[\frac{^{\circ}\text{C}}{\text{s}}\right]$			Desviación estándar
	Promedio $\left[\frac{^{\circ}\text{C}}{\text{s}}\right]$						
4	28.00	31.00	29.5	2.1213			
8	11.04	11.48	11.26	0.3111			
20	3.29	3.37	3.33	0.0566			

Dada la similitud entre las difusividades térmicas de los aceros AISI 304 y SAE 4140, sus rapidezces de enfriamiento expresadas en las **Tablas 4.1** y **4.2** pueden acoplarse bajo una misma curva, como lo representa la **Figura 4.5**. El comportamiento de estas rapidezces puede describirse a través de una regresión no lineal (potencial). Esta ecuación empírica puede visualizarse sobre la misma **Figura 4.5**, junto con su coeficiente de correlación ( $R^2$ ).



**Figura 4.5** Rapidezces de enfriamiento a  $704^{\circ}\text{C}$  ( $1300^{\circ}\text{F}$ ) de los aceros AISI 304 y SAE 4140.

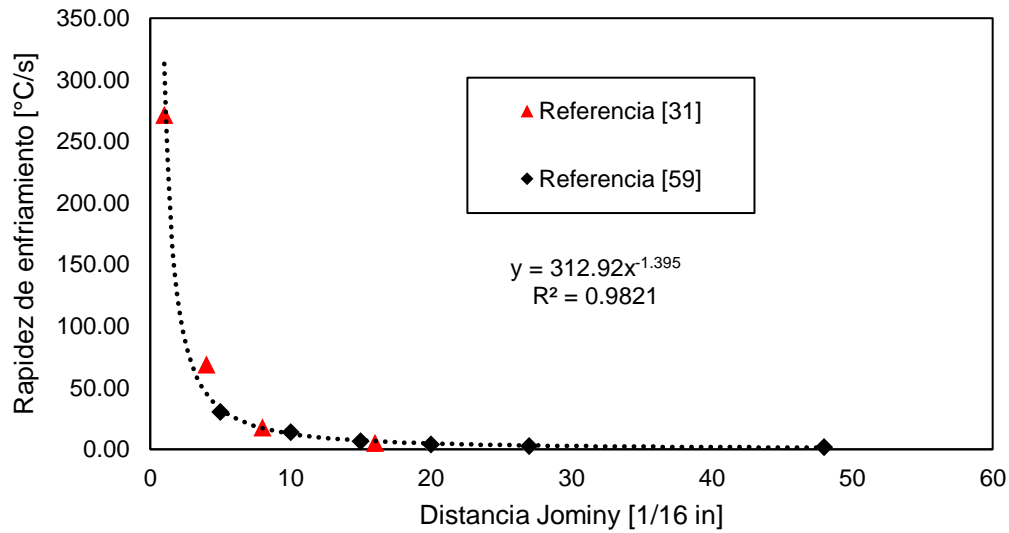
Para evaluar los resultados obtenidos con el dispositivo experimental, estos se compararon con datos reportados en la literatura (ver **Tabla 4.3**).

**Tabla 4.3.** Rapideces de enfriamiento a 704°C (1300 °F) reportadas en la literatura [31,59].

Distancia desde la superficie templada (dieciseisavos de pulgada)	Distancia desde la superficie templada (milímetros)	Rapidez de enfriamiento (°C/s)
1	1.59	271.67
4	6.35	68.89
5	7.94	30.56
8	12.70	17.94
10	15.88	13.89
15	23.81	6.67
16	25.40	5.56
20	31.75	3.89
27	42.86	2.69
48	76.20	1.85

Para poder visualizar de una manera más clara estos datos, la **Figura 4.6** presenta las rapideces de enfriamiento obtenidas a partir de información reportada en la literatura. Nuevamente, para describir de una manera más conveniente la distribución de estas rapideces, se ha obtenido una regresión no lineal (potencial) cuya ecuación y coeficiente de correlación,  $R^2$ , se expresan sobre la misma figura.

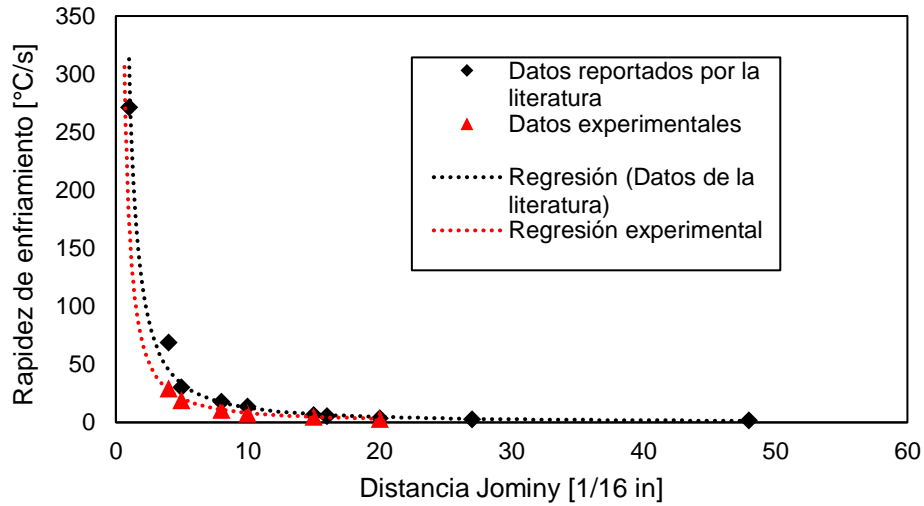




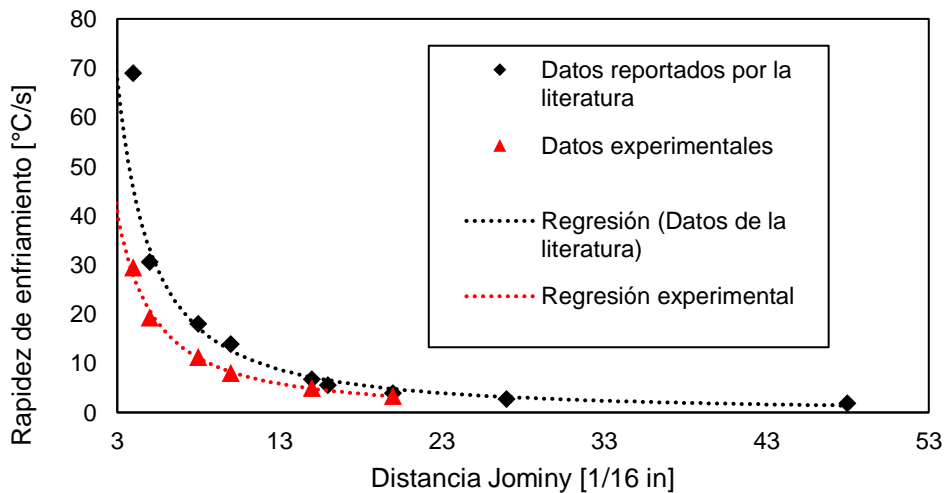
**Figura 4.6.** Rapideces de enfriamiento reportadas en la literatura [31, 59].

La **Figura 4.7** presenta el conjunto de datos experimentales y reportados en la literatura (junto con sus respectivas regresiones no lineales) con el objetivo de compararlos. Dado que experimentalmente ningún termopar se colocó a un dieciseisavo de pulgada desde la superficie templada, la **Figura 4.8** presenta a los mismos valores expresados en la **Figura 4.7** excluyendo la rapidez de enfriamiento localizada a un dieciseisavo de pulgada. De este modo es posible comparar de una manera más apropiada las observaciones experimentales ubicadas en distancias similares a las reportadas por la literatura.

A pesar no obtener experimentalmente las mismas rapideces de enfriamiento que aquellas reportadas en la literatura, estos valores no se hallan tan alejados. Además, las respuestas experimentales reportan un mejor coeficiente de correlación (más cercano a uno) en comparación con los datos presentados en la literatura, lo que indica una buena tendencia sobre la distribución de las rapideces de enfriamiento a lo largo de las probetas templada.



**Figura 4.7** Rapideces de enfriamiento experimentales y reportadas en la literatura [31, 59].



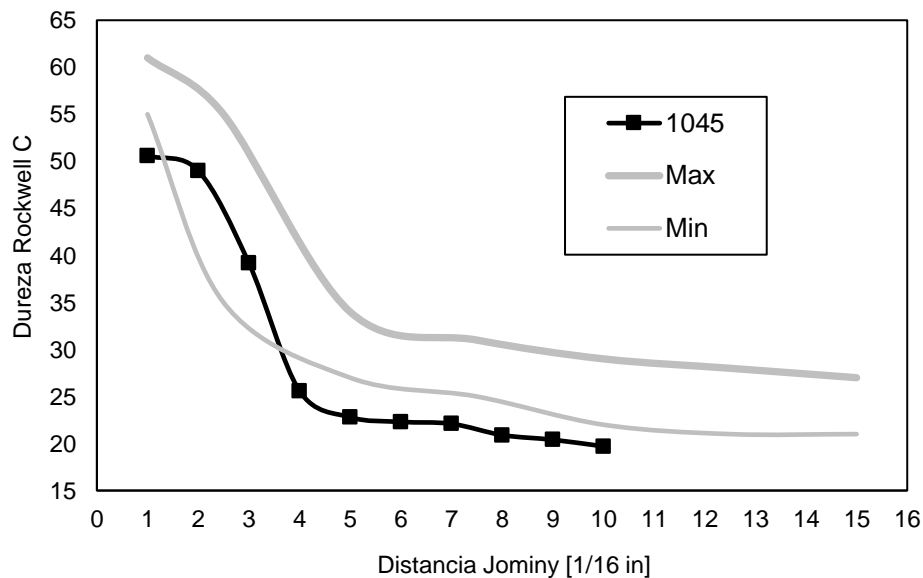
**Figura 4.8** Rapideces de enfriamiento experimentales y presentadas en la literatura [31, 59] (sin considerar la rapidez de enfriamiento ubicada a un dieciseisavo de pulgada).

Otra manera de analizar los resultados para evaluar el dispositivo experimental es mediante la comparación directa de una curva de templabilidad experimental con bandas de templabilidad reportadas en la literatura. Por tal motivo la **Figura 4.9** presenta el perfil de durezas experimental de una probeta de acero al carbono 1045. En este perfil, posiciones próximas a la superficie templada exhiben sus

valores más altos, con una dureza máxima de 50 en la escala HRC. Sin embargo, existe una tendencia a la baja de los datos a distancias considerablemente cortas, en donde a partir de 5 dieciseisavos de pulgada la dureza cae a 22.8 HRC y se mantiene prácticamente constante a lo largo del resto de la probeta.

Por otra parte, las líneas grises comprenden la banda de templabilidad para este acero reportadas en la literatura [59]. De acuerdo con la **Figura 4.8**, las rapidezces de enfriamiento determinadas a partir de los resultados alojados por el dispositivo experimental presentan valores menores que las reportadas en la literatura. Esta diferencia explica el hecho de obtener durezas que caen por debajo de la banda de templabilidad, pues a menores rapidezces, se obtienen microestructuras con durezas más suaves.

A pesar de obtener durezas ubicadas por debajo de la banda de templabilidad estas presentan la misma tendencia que la línea que representa a los valores máximos de dureza de la banda de templabilidad, indicando similitud entre los datos experimentales y aquellos reportados en la literatura.



**Figura 4.9** Perfil de dureza del acero 1045: experimental (cuadrados) y banda de templabilidad reportada en la literatura (líneas) [59].

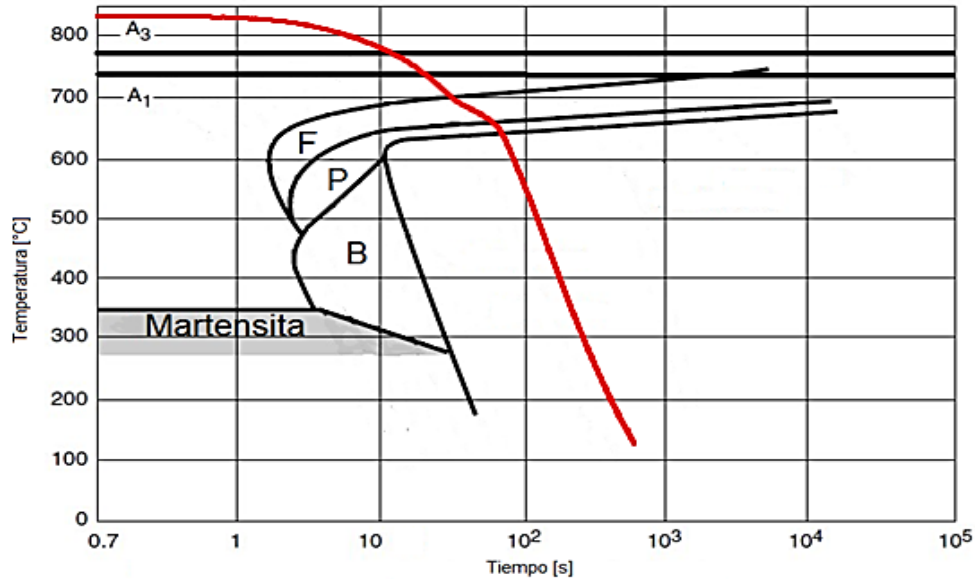
Otra alternativa de evaluar el desempeño del dispositivo es sobreponer la respuesta térmica medida en un diagrama *CCT*. Debe recordarse que estos diagramas se obtienen a una rapidez de enfriamiento constante, lo cual es distinto de lo que ocurre durante el ensayo Jominy.

En la **Figura 4.10** se presenta la historia térmica de la prueba Jominy adquirida en el centro geométrico de la probeta del acero 1045 sobrepuesta en un diagrama de transformación continua, *CCT*, reportado en la literatura para una temperatura de austenización de 825 °C [60]; la curva experimental también se obtuvo a partir de austenización a 825 °C. La temperatura medida disminuye mientras el material continúa en estado austenítico hasta que, a los 715 °C aproximadamente, se observa el inicio de una recalcificación.

Este cambio indica una primera transformación de fase correspondiente, según lo indica el diagrama, a la descomposición de austenita para dar lugar a ferrita proeutectoide y luego perlita. La recalcificación continúa hasta llegar a aproximadamente 630 °C, indicando el término de la descomposición de la austenita disponible.

La formación de perlita ocurre, según el diagrama y la curva de enfriamiento, en tiempos y rangos de temperatura muy cortos. En ocasiones el balance energético entre el calor que se desprende de la probeta y el generado por una transformación de fase ocasiona que no sea visible un cambio de pendiente para identificar el inicio o el término de una transformación.

En este caso no es posible identificar el final de la descomposición de la austenita a perlita únicamente con la historia térmica.



**Figura 4.10** Historia térmica del acero 1045 sobrepuesta en un diagrama de transformación continua tomado de la literatura [60].

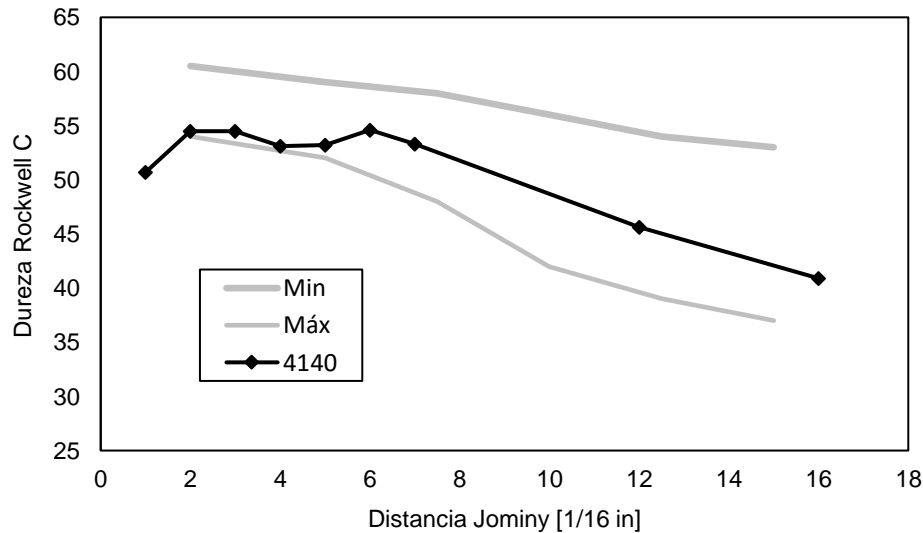
La **Figura 4.11** presenta la curva de templabilidad para el acero aleado SAE 4140. Aunque la mayoría de los valores de dureza caen dentro de la banda de templabilidad reportada en la literatura, la primera medición (más próxima a la superficie templada) sale de los valores mínimos esperados e incluso es menor al siguiente valor de dureza (54.5 HRC a 2/16 de pulgada). Es posible que esta inesperada respuesta se deba a una descarburización, la cual provocaría una disminución de la dureza del material templado en esa posición.

A diferencia del acero 1045, este acero no disminuye sus valores de dureza abruptamente a posiciones cortas de la probeta. En cambio, la dureza disminuye progresivamente, lo cual resulta como efecto de los elementos de aleación, que aumentan la templabilidad de este material.

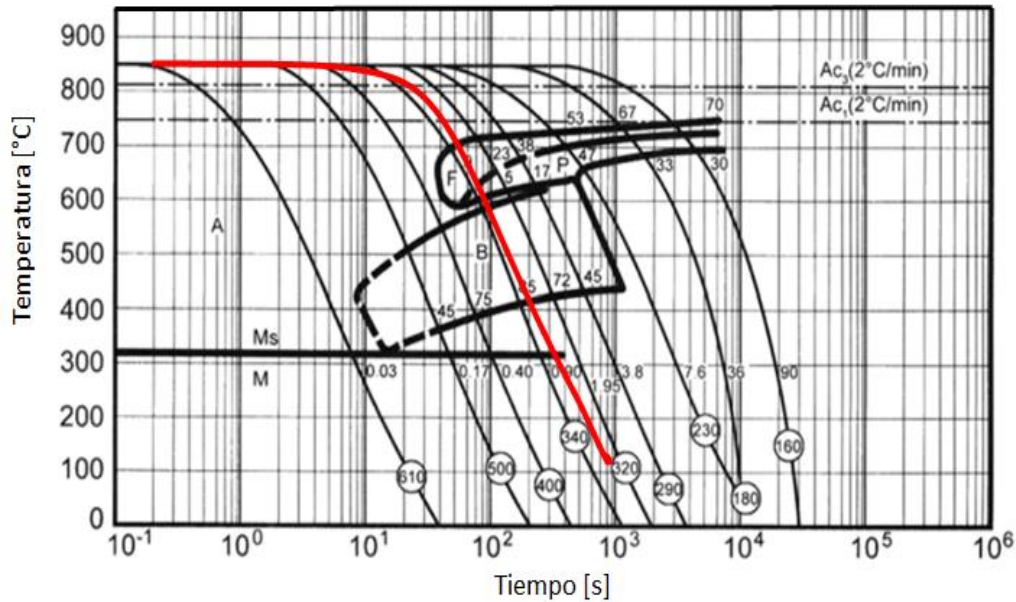
El análisis térmico, representado en la **Figura 4.12**, muestra un enfriamiento

continuo sin cambios de pendiente aparentes. La ausencia de esos cambios en la rapidez de enfriamiento, ocasionada por el balance energético entre la extracción y la generación de calor, dificulta la identificación del inicio y término de las transformaciones de fase.

Aunque el diagrama *CCT* proporciona una manera viable de predecir la evolución microestructural del acero, es recomendable realizar un análisis metalográfico para identificar la microestructura final. Si se desea conocer con mayor exactitud los tiempos y temperaturas de transformación es necesario aplicar distintas metodologías como dilatometría, por ejemplo, para no solo considerar el enfoque térmico, sino también el cambio dimensional del material. Si se considera en este caso únicamente el diagrama *CCT* para predecir la microestructura final, esta estaría constituida por ferrita, una muy pequeña porción de perlita y la austenita remanente transformaría a bainita.



**Figura 4.11** Perfil de dureza del acero 4140: experimental (rombos) y banda de templabilidad reportada en la literatura (líneas) [59].



**Figura 4.12** Historia térmica del acero 4140 sobrepuesta en su diagrama de transformación continua, CCT [61]

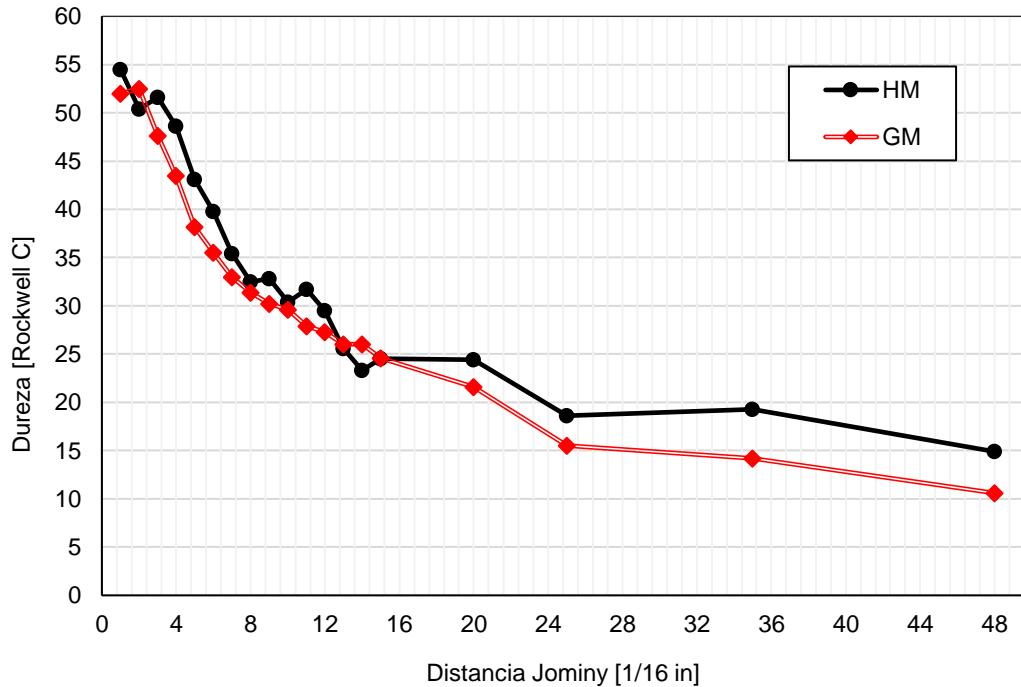
#### 4.4 Templabilidad de los aceros HM y GM

Una vez evaluado el dispositivo experimental, se procedió a realizar los ensayos de templabilidad de los aceros microaleados. La **Figura 4.13** presenta las curvas de templabilidad para los aceros microaleados etiquetados como HM y GM. Ambos aceros fueron austenizados a 845 °C durante 30 minutos.

Las dos curvas son similares, con el acero HM mostrando valores ligeramente mayores de dureza. En ambos casos decrecen los valores de dureza a distancias pequeñas (medidas desde el extremo templado) exhibiendo una baja templabilidad.

Si bien en la práctica industrial los cigüeñales se templan por inducción con el objetivo de endurecer únicamente la superficie del componente, es indispensable acoplar los resultados mostrados en la **Figura 4.13** con las propiedades mecánicas

particulares establecidas por la empresa fabricante de interés. A partir de este análisis se determinaría si la templabilidad de los aceros analizados resulta adecuada para proporcionar las propiedades mecánicas necesarias.



**Figura 4.13** Curvas de templabilidad de los aceros HM y GM.

Para interpretar en términos microestructurales los resultados representados en la **Figura 4.13**, en las **Figura 4.14 y 4.15**, se presentan las micrografías de las probetas sujetas a ensayo Jominy de los aceros microaleados HM y GM, respectivamente, después del ensayo. Estas fueron capturadas ópticamente a lo largo de las probetas Jominy a distancias de 2/16", 5/16", 8/16" y 32/16" desde la superficie templada.

Tanto en la **Figura 4.14-a** como **4.15-a**, la microestructura se compone completamente de martensita. Aunque la dureza de la martensita se halla en función de la cantidad de carbono, la dureza de esta se encuentra típicamente por encima

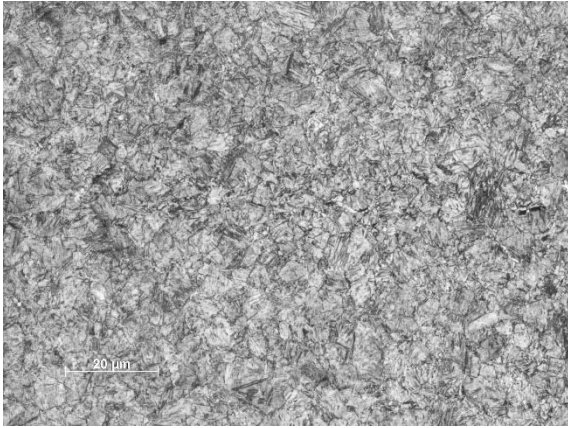


de 50 HRC. Es por esta razón que en la **Figura 4.13**, a  $2/16''$ , la dureza es de 52 y 54 HRC para los aceros GM y HM, respectivamente. En contraste, en las **Figuras 4.14-b y 4.15-b** la microestructura está constituida principalmente por bainita, con muy pequeñas proporciones de martensita. Aunque la dureza de la bainita es mayor a la de la ferrita o perlita, esta no alcanza los valores reportados por la martensita. Es por esta razón que a  $5/16''$  la dureza decrece abruptamente hacia valores de 38 y 43 para los aceros GM y HM, respectivamente.

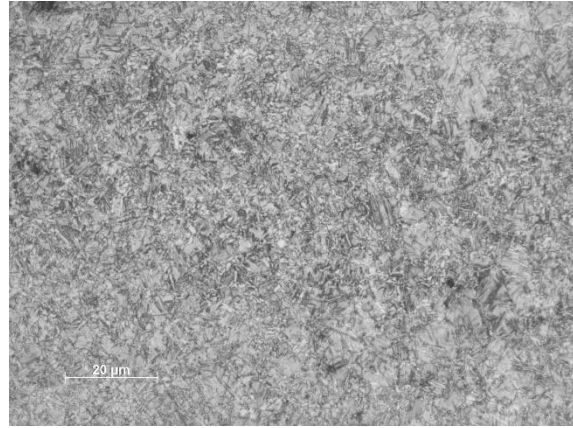
La evolución microestructural continua hasta la formación de ferrita (**Figuras 4.14-c y 4.15-c**) con morfología Widmanstätten, aunque también se presenta en granos alotriomorfo de tamaño pequeño. Junto con la presencia de la ferrita se presentan, en pequeñas cantidades, colonias de perlita. Estas fases y morfologías se logran a partir de la descomposición de la austenita a rapidezces suficientemente altas como para no obtener granos completamente equiaxiales y lo suficientemente bajas como para no formar una microestructura completamente bainítica o martensítica. Por esta razón, la dureza a partir de los  $5/16''$  vuelve a decrecer hacia valores de 31 y 32 HRC a una distancia igual a  $8/16''$  desde la superficie templada.

Por último, las **Figuras 4.14-d y 4.15-d** presentan una microestructura constituida principalmente por granos alotriomorfos de ferrita junto con colonias de perlita.

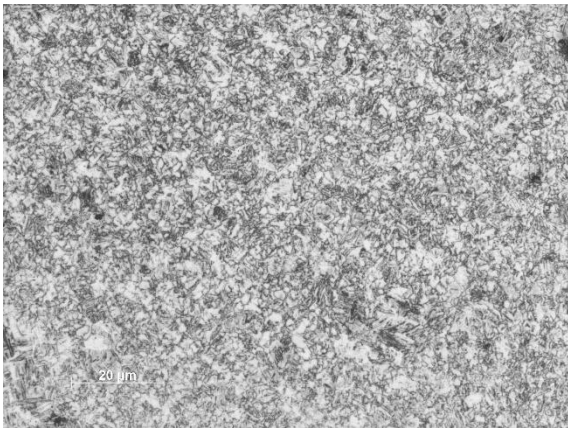
En comparación con la microestructura obtenida en las **Figuras 4.14-c y 4.15c**, se nota un aumento en el tamaño de grano y un cambio en la morfología de este. Este cambio ocasiona la disminución de la dureza de los aceros hacia valores de 15 y 19 HRC para GM y HM, respectivamente.



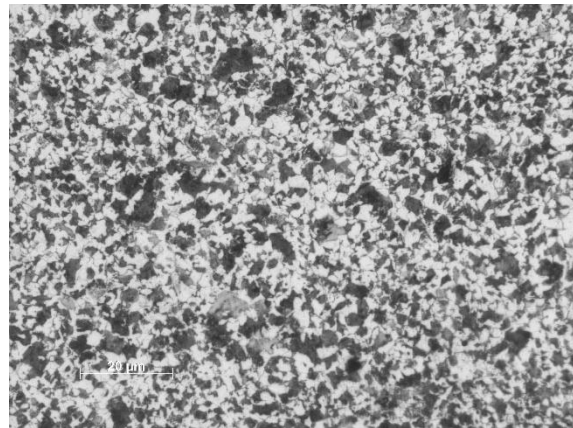
a)



b)

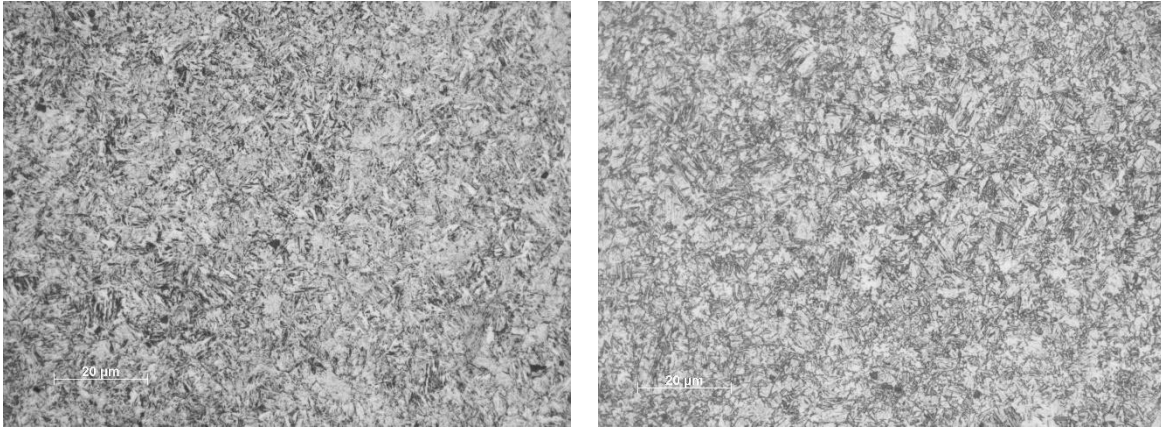


(c)



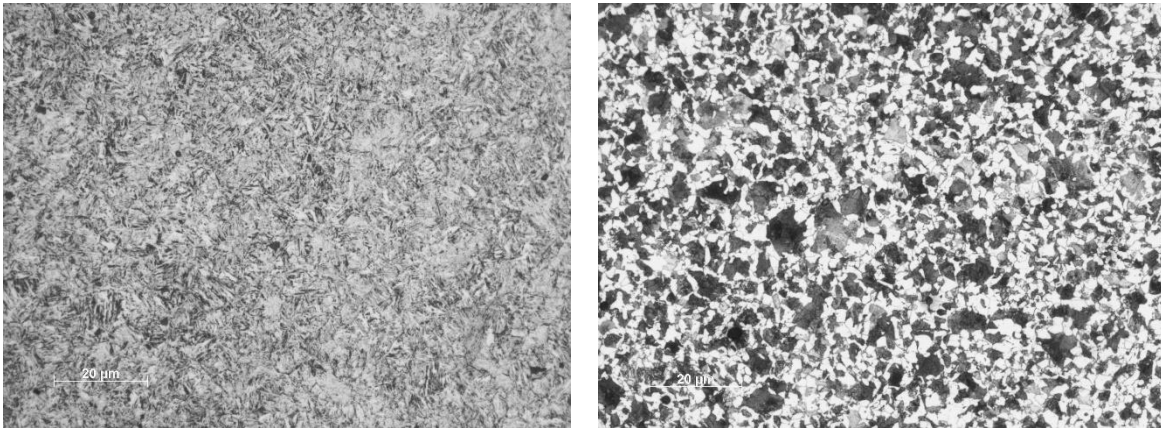
(d)

**Figura 4.14** Micrografías ópticas del acero HM a: a) 2/16", b) 5/16", c) 8/16" y d) 32/16", desde el extremo templado.



a)

b)



(c)

(d)

**Figura 4.15** Micrografías ópticas del acero GM a: a) 2/16", b) 5/16", c) 8/16" y d) 32/16", desde el extremo templado.

#### 4.5 Composición química

Uno de los principales factores que definen la templabilidad de un acero es su composición química. En la **Tabla 4.4** se presenta la composición química promedio y su desviación estándar, medida usando espectroscopía de emisión atómica, para los aceros HM y GM. De acuerdo con esta tabla, ambos aceros presentan una composición muy similar. Este hecho explica por qué la templabilidad en ambos es muy parecida al igual que su evolución microestructural.

En ambos casos, se trata de aceros microaleados de medio carbono. Dado que generalmente se busca la formación de martensita en un proceso de temple, la cantidad de carbono, así como del resto de los elementos aleantes, modifican las temperaturas de transformaciones difusionales (bainita, perlita y ferrita) y adifusionales (martensita). A pesar de contar con elementos de aleación, ambos aceros presentan una baja templabilidad. Es posible aumentar esta misma al incrementar la cantidad de los elementos aleantes. Sin embargo, se tendría que analizar con precisión la respuesta metalúrgica de estas nuevas propuestas y la viabilidad de las mismas.

**Tabla 4.4** Composición química medida de los aceros HM y GM.

	GM		HM	
	Promedio	s	Promedio	s
<b>%C</b>	0.5570	0.01323	0.4328	0.01614
<b>%Mn</b>	1.4450	0.02598	1.4387	0.02050
<b>%Si</b>	0.5530	0.01572	0.6207	0.00737
<b>%Cu</b>	0.1765	0.00262	0.2219	0.00244
<b>%Cr</b>	0.1194	0.00159	0.1466	0.00165
<b>%Ni</b>	0.0535	0.00121	0.0746	0.00050
<b>%S</b>	0.0394	0.00777	0.0344	0.00173
<b>%Al</b>	0.0129	0.00090	0.0302	0.00061
<b>%P</b>	0.0129	0.00142	0.0180	0.00145
<b>%Mo</b>	0.0508	0.00036	0.0585	0.00031
<b>%V</b>	0.0974	0.00293	0.1328	0.00235
<b>%Ti</b>	0.0048	0.00021	0.0034	0.00006
<b>%Nb</b>	0.0001	0.00006	0.0001	0.00006
<b>%Co</b>	0.0053	0.00040	0.0070	0.00021

## 4.6 Dilatometría

Para construir los diagramas *CCT* tanto para el acero HM como para el acero GM, se comenzó identificando a los microconstituyentes producidos por los ensayos de dilatometría. Así, las **Figuras 4.16 y 4.17** presentan las micrografías de los aceros HM y GM, respectivamente, después de ser tratados térmicamente en el equipo de dilatometría, junto con las microestructuras del acero de llegada; la **Tabla 4.5** presenta las microdurezas correspondientes.

De acuerdo con estas micrografías ambos aceros muestran microestructuras similares. En ambos casos se parte de una microestructura formada por granos de ferrita y colonias de perlita (**Figuras 4.16 (e) y 4.17 (e)**).

Posteriormente y como resultado del primer ciclo térmico con una rapidez de enfriamiento de  $1^{\circ}\text{C/s}$  se obtuvieron colonias de perlita y granos de ferrita alotriomorfos (**Figuras 4.16 (a) y 4.17 (a)**) de menor tamaño en comparación con aquellas microestructuras de llegada.

Al incrementar la rapidez de enfriamiento a  $10^{\circ}\text{C/s}$  se observan microestructuras constituidas por pequeñas cantidades de ferrita y perlita. Sin embargo, para el caso de la microestructura restante bajo esta rapidez de enfriamiento resulta difícil inferir de manera exacta si la austenita ha transformado a martensita, bainita o una mezcla de ambas (**Figuras 4.16 (b) y 4.17 (b)**).

Típicamente bajo enfriamientos continuos cuando concluye tanto la formación de ferrita como de perlita y aún existe una cantidad de austenita disponible para transformar esta se descompone en bainita; y si la temperatura del material alcanza la temperatura  $M_s$  con austenita aun disponible para transformar se dará la formación de martensita.

Para determinar de manera concreta cuáles son los microconstituyentes que no se lograron inferir visualmente en las **Figuras 4.16 (b) y 4.17 (b)** los resultados obtenidos en dilatometría revelaron las temperaturas a las cuales ocurren las

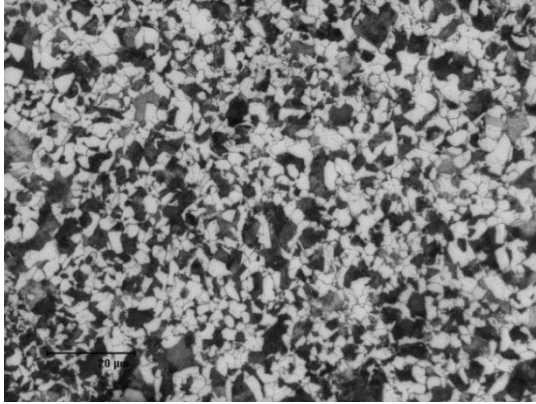
transformaciones de fase. A partir de estas temperaturas se determinaron todas las fases presentes tomando en cuenta como primer indicador el hecho de que era probable que al aumentar la rapidez de enfriamiento se obtiene martensita en la microestructura final (típicamente) y al determinar esta temperatura de transformación ( $M_s$ ) esta sería constante bajo distintas rapidezces de enfriamiento.

Por otro lado, para identificar la presencia de bainita, su temperatura de inicio de transformación no sería constante a distintas rapidezces de enfriamiento y por lo general esta fase ocurre al término de la formación de ferrita y perlita (si es que aún existe austenita disponible para transformar).

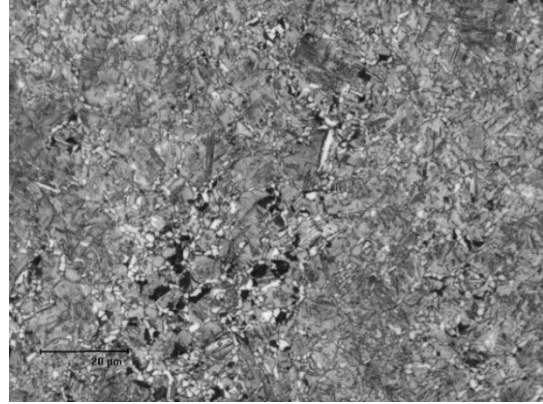
Cuando la rapidez de enfriamiento aumenta a  $20\text{ }^\circ\text{C/s}$  (**Figuras 4.16 (c)** y **4.17 (c)**) se eliminó la presencia de ferrita y perlita. De acuerdo con la **Tabla 4.5** se sospechó sobre la posibilidad de la formación de una mezcla de bainita y martensita, pues la dureza promedio de estas dos microestructuras es de 45 HRC.

Típicamente este valor representa a microestructuras constituidas por una mezcla de bainita y martensita; en algunos casos con pequeñas cantidades de ferrita y perlita, sin embargo, las micrografías eliminan esta última opción.

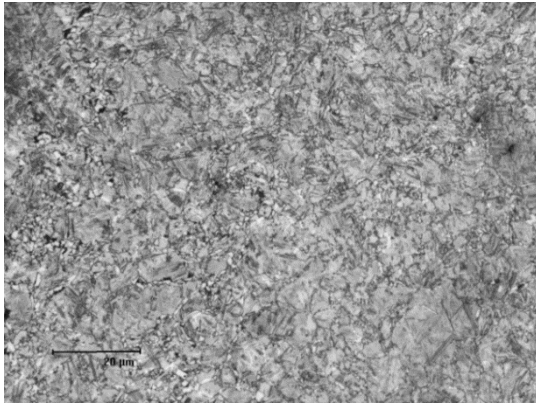
Por último, las **Figuras 4.16 (d)** y **4.17 (d)** muestran las microestructuras obtenidas con una rapidez de enfriamiento de  $50^\circ\text{C/s}$ . En este caso, de acuerdo con la **Tabla 4.5** se presentan los mayores valores de dureza obtenidos (52 HRC promedio de los dos aceros), en donde se sospechó sobre la obtención de una microestructura martensítica con la posibilidad de presentar pequeñas cantidades de bainita.



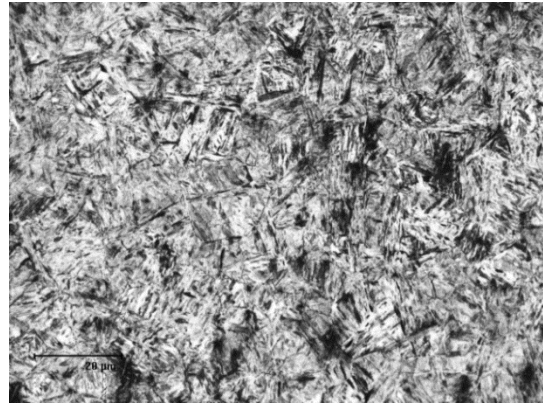
(a)



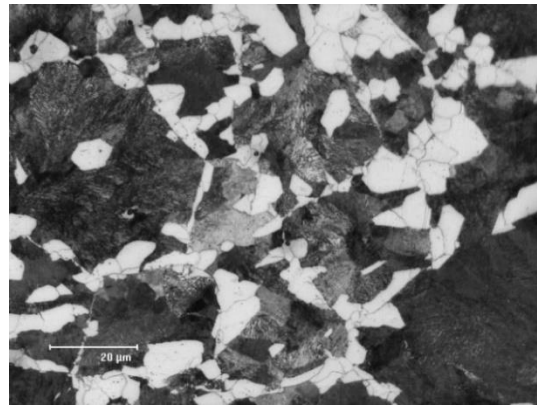
(b)



(c)

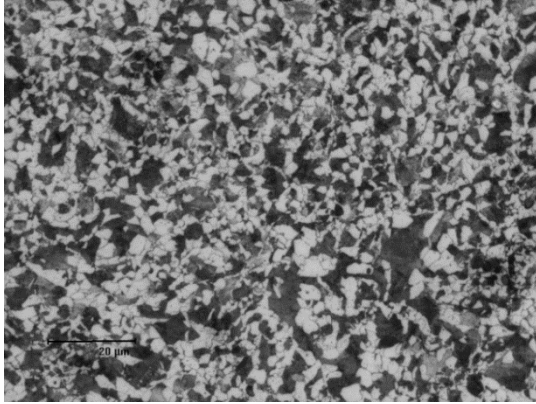


(d)

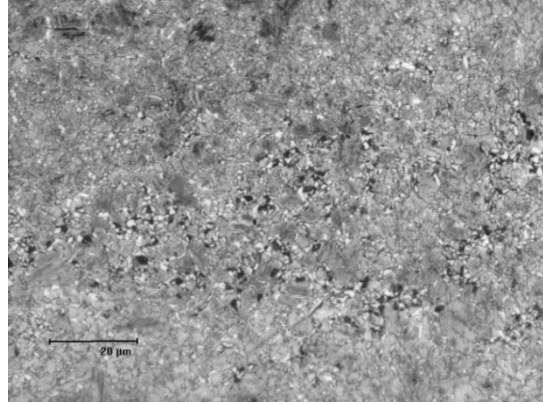


(e)

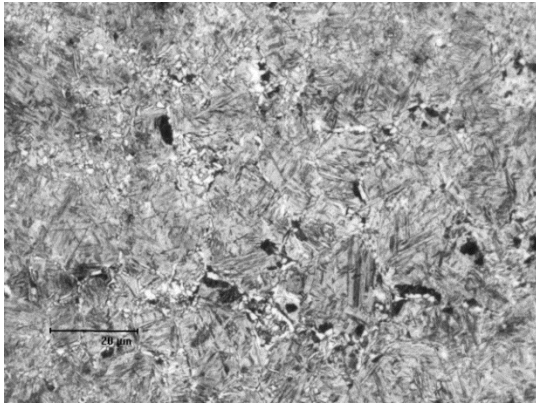
**Figura 4.16** Micrografías de las probetas del acero GM después del ensayo de dilatometría, con rapidez de enfriamiento de: a) 1 °C/s, b) 10 °C/s, c) 20 °C/s y d) 50 °C/S. La microestructura de llegada se muestra en (e).



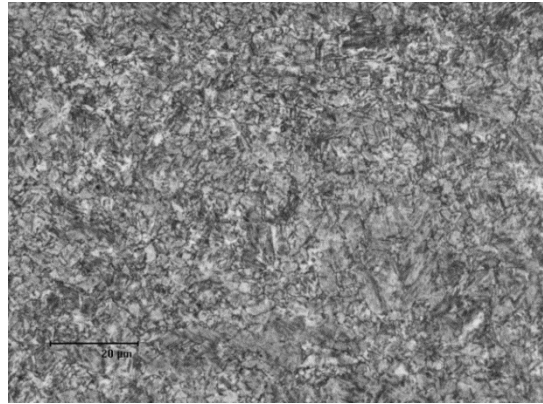
(a)



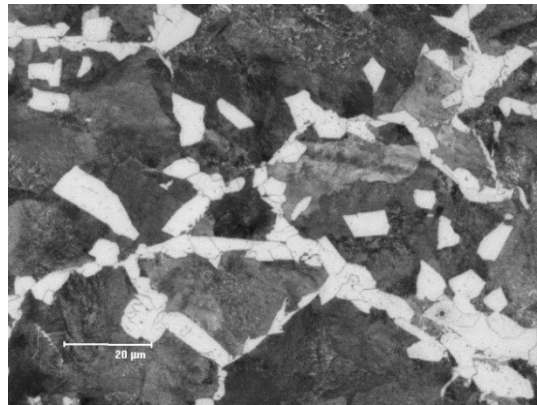
(b)



(c)



(d)



(e)

**Figura 4.17** Micrografías de las probetas del acero HM después del ensayo de dilatometría, con rapidez de enfriamiento de: a) 1 °C/s, b) 10 °C/s, c) 20 °C/s y d) 50 °C/S. La microestructura de llegada se muestra en (e).



**Tabla 4.5** Dureza HV de los aceros HM y GM sometidos a dilatometría.

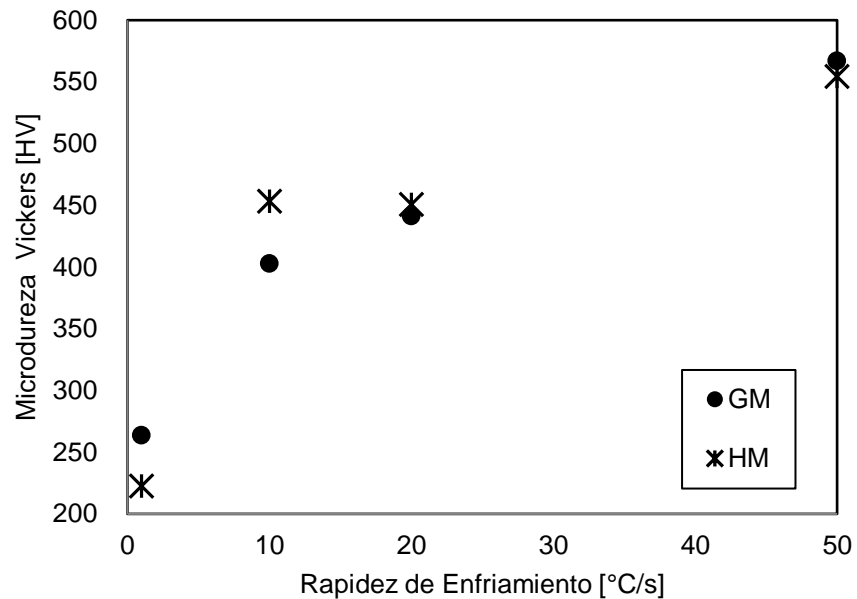
	Rapidez de enfriamiento [°C/s]	Dureza Vickers	
		Promedio	Desviación estándar
<b>GM</b>	50	567.00	18.36
	20	441.00	32.70
	10	402.67	18.82
	1	263.33	7.64
<b>HM</b>	50	554.33	8.33
	20	450.67	17.24
	10	453.33	24.01
	1	222.33	4.16

En la **Figura 4.18** se grafican los valores de microdurezas como función de la rapidez de enfriamiento durante el ensayo de dilatometría. Se puede apreciar que la microdureza aumenta a medida que la rapidez de enfriamiento incrementa también.

Es posible que en el caso del acero HM con una rapidez de enfriamiento igual a 10 °C/s, las indentaciones se hayan realizado en una región constituida principalmente por bainita. Este hecho pudo haber provocado la obtención de un valor de dureza ligeramente mayor en comparación con la obtenida en la muestra que se enfrió a 20°C/s.

Es probable que la solución a este problema radique en la medición de dureza en escala HRC. En ese caso se obtendría un valor de dureza que contemple el efecto de todos los microconstituyentes que componen al acero. Sin embargo, es importante mencionar que el diámetro de las probetas cilíndricas utilizadas para dilatometría es de 10.19 mm y, por tanto, resulta sumamente complicado manipular

las muestras para realizar la medición de dureza en escala HRC. Como opción para futuros trabajos similares se propone aumentar el número de indentaciones distribuidas de manera más homogénea a lo largo de toda el área disponible, con el objetivo de obtener mayor información acerca de las medidas de tendencia central y de dispersión.



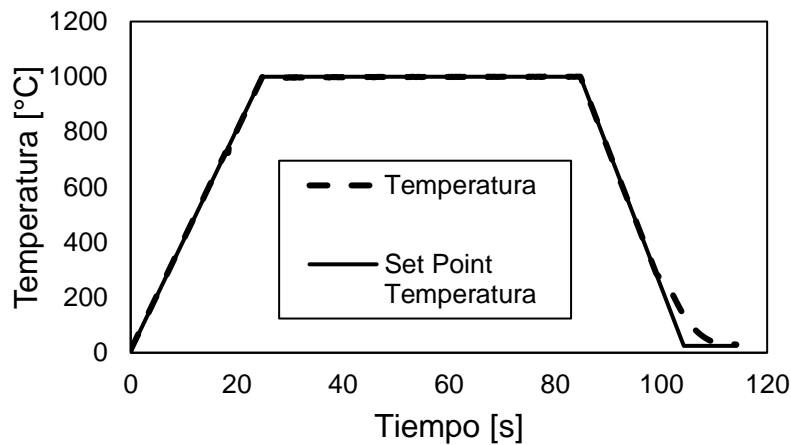
**Figura 4.18** Microdureza final de las probetas sujetas a dilatometría de los aceros HM y GM.

A partir de la relación encontrada entre la dureza e interpretación de las micrografías resulta más sencillo comprender los resultados arrojados por dilatometría.

Como la metodología de estudio fue la misma para todos los casos, se presentará solo el proceso de análisis del acero GM enfriado con una rapidez de enfriamiento de 50 °C/s, con el objetivo de no extender de manera innecesaria el presente escrito. La información completa se presenta en el Apéndice A y B.

La **Figura 4.19** presenta el ciclo térmico al cual fue sometido el acero GM. En esta se presenta tanto la historia térmica medida como la establecida por el *Set Point* del

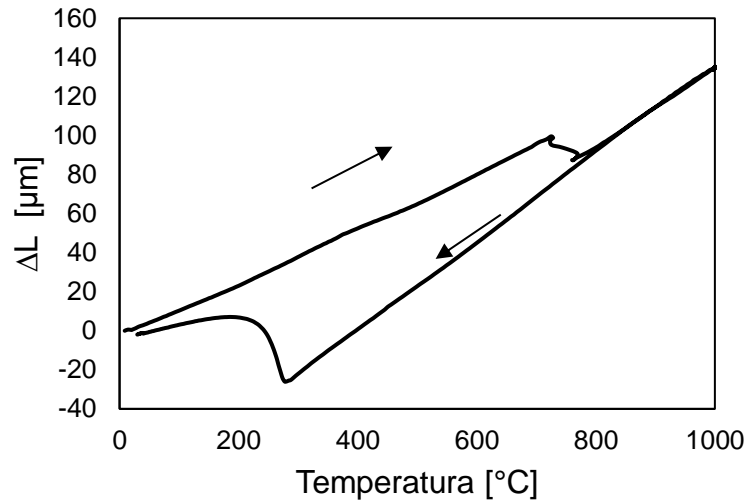
equipo. Las desviaciones entre una y otra durante el calentamiento y enfriamiento se deben a las transformaciones de fase presentes bajo las condiciones establecidas. Se observa que la probeta se calentó y enfrió de acuerdo con los valores programados.



**Figura 4.19** Ciclo térmico del acero GM con una rapidez de enfriamiento de 50 °C/s.

Por otro lado, la **Figura 4.20** presenta el cambio longitudinal de la muestra como función de la temperatura. El cambio de longitud es, en general, positivo durante el calentamiento y negativo durante el enfriamiento.

Durante el calentamiento, los cambios abruptos se deben a la formación de austenita, mientras que durante el enfriamiento la probeta se contrae hasta aproximadamente 290 °C. A partir de esta temperatura la probeta se expande y posteriormente vuelve a contraerse. Se sabe, gracias al análisis metalográfico, que este comportamiento se debe a la formación de martensita a partir de austenita. La rapidez de enfriamiento en este caso impide que ocurran procesos difusivos abriendo paso a una transformación del tipo displaciva.

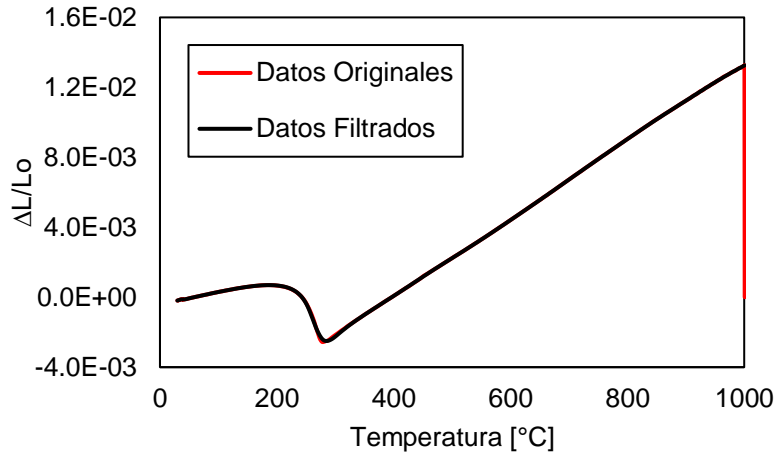


**Figura 4.20** Cambio longitudinal como función de la temperatura.

La temperatura del inicio de la transformación de austenita a martensita se determinó analizando los cambios de pendiente de la curva que denota el cambio relativo del acero como función de la temperatura. Para llevar a cabo un estudio con mayor detalle acerca del comportamiento de esta curva se calcularon tanto la primera como la segunda derivada numérica.

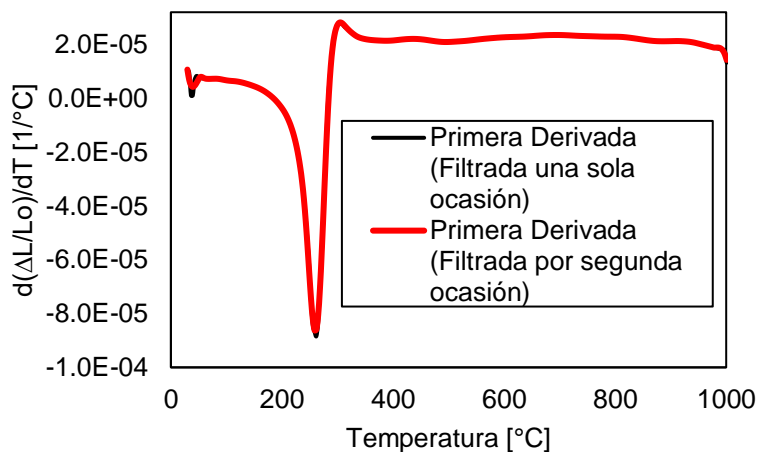
Para poder calcular la primera derivada numérica se filtraron los datos provenientes de dilatometría, para disminuir el ruido eléctrico que se pudo haber generado durante la adquisición de los mismos. Para ello se utilizó el *software SigmaPlot*, empleando el suavizador “*Bisquare*” con un grado del polinomio 3 y una proporción simple de 0.1 para datos de las rapidezces de enfriamiento de 1  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ , 10  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  y 20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$  y de 0.02 para la rapidez de enfriamiento de 50 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ . La **Figura 4.21** presenta la curva que describe el cambio longitudinal relativo como función de la temperatura (con y sin filtro) para el acero GM con una rapidez de enfriamiento igual a 50  $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ . Como se observa, el filtrado de los datos produjo una curva muy parecida a la original.

La selección de las condiciones del filtro para cada caso dependió en gran medida de la naturaleza y la cantidad de los datos, con el objetivo de no perder mayor información de los mismos.



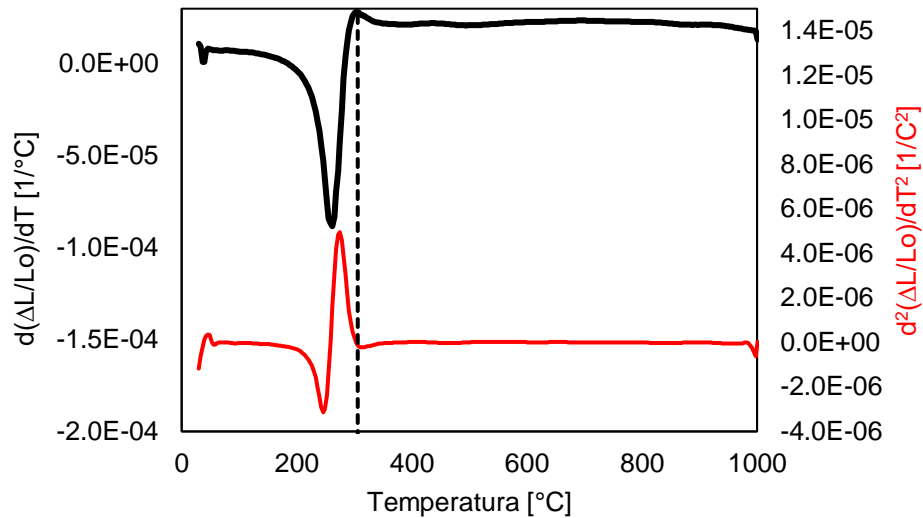
**Figura 4.21** Cambio de longitud relativo como función de la temperatura con y sin filtro.

Para calcular la segunda derivada numérica se tuvo la necesidad de filtrar los datos de la primera derivada. La **Figura 4.22** presenta la primera derivada numérica como función de la temperatura obtenida con los datos filtrados inicialmente y la primera derivada numérica como función de la temperatura filtrada nuevamente. En este caso se utilizó una vez más el *software SigmaPlot*, empleando el suavizador “*Bisquare*” con un grado del polinomio 3 y una proporción simple de 0.05 en todos los casos.



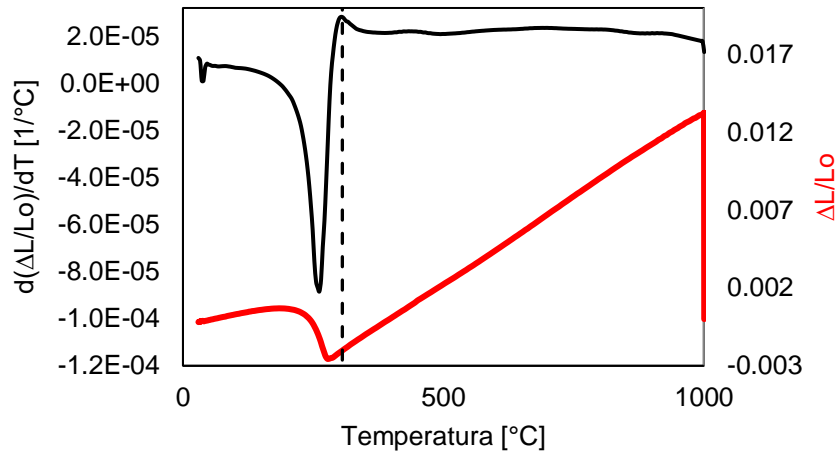
**Figura 4.22** Primera derivada numérica: obtenida a partir de los datos originales filtrados (línea negra) y filtrada (línea roja).

En la **Figura 4.23** se presentan la primera y la segunda derivadas numéricas como función de la temperatura. Para determinar el inicio de la transformación martensítica se identificó la temperatura a la cual comienza a cambiar abruptamente la longitud relativa de la probeta analizada. Así, en la **Figura 4.23** se establece el inicio de la transformación de austenita a martensita a una temperatura de 306 °C (línea discontinua).

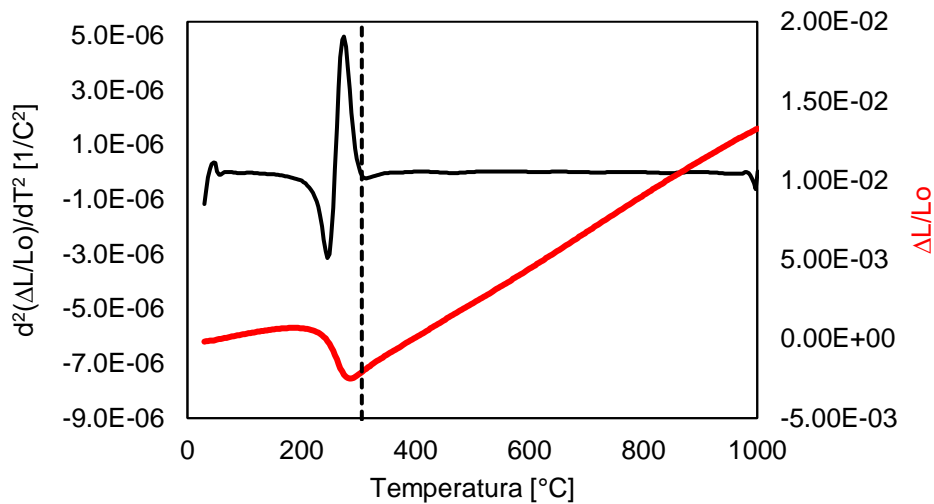


**Figura 4.23** Primera (línea negra) y segunda (línea roja) derivada numéricas del cambio de longitud relativo en función de la temperatura. La línea punteada indica el inicio de la transformación martensítica.

La **Figura 4.24** presenta a la primera y a la segunda derivada como función de la temperatura, junto con la curva de cambio de longitud relativo (también como función de la temperatura), indicando en qué punto ocurre la temperatura  $M_s$ . Claramente, es difícil detectar este valor a partir de la curva de cambio de longitud relativo.



(a)

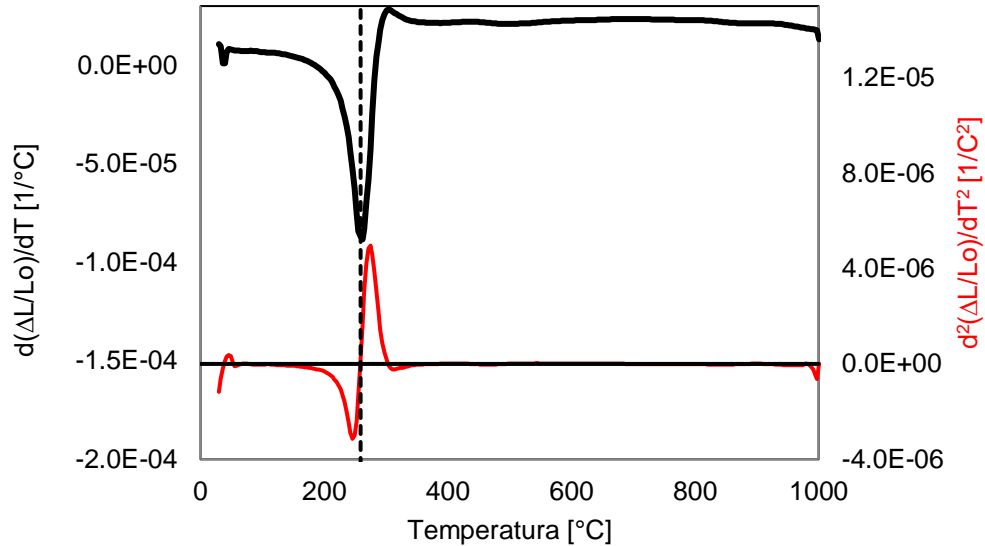


(b)

**Figura 4.24** Cambio de longitud relativo en función de la temperatura (línea roja) y: a) su primera derivada numérica en función de la temperatura y b) su segunda derivada numérica en función de la temperatura. La línea punteada indica el inicio de la transformación martensítica.

Por último, las **Tablas 4.6 y 4.7** representan las temperaturas en donde ocurren las máximas rapidezces de transformación de los aceros. Para el cálculo de estas, con ayuda de la primera y de la segunda derivada numérica se trazó una línea vertical en los mínimos locales de la primera derivada, y se trazó una nueva línea horizontal

en donde el eje vertical que representa a la segunda derivada tiene un valor igual a cero. El cruce de estas dos líneas indicará la temperatura en donde ocurre la máxima rapidez de transformación, como se observa en la **Figura 4.25**



**Figura 4.25** Primera (línea negra) y segunda (línea roja) derivada numérica del cambio de longitud relativo en función de la temperatura. La línea punteada indica la temperatura a la que ocurre la máxima rapidez de transformación martensítica.

**Tabla 4.6** Máximas rapideces de transformación del acero GM.

Rapidez de enfriamiento [°C/s]	Máximas rapideces de transformación
1	579 °C (Transformación a perlita)
10	449 °C (Transformación a bainita) y 252°C (Transformación a martensita)
20	448 °C (Transformación a bainita) y 252 °C (Transformación a martensita)
50	259 °C (Transformación a martensita)



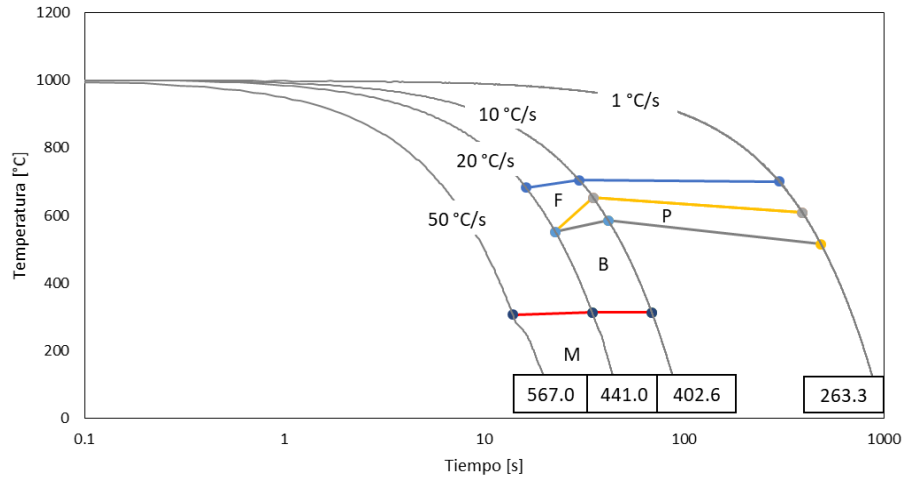
**Tabla 4.7** Máximas rapidezces de transformación del acero HM.

Rapidez de enfriamiento [°C/s]	Máximas rapidezces de transformación [°C]
1	581 °C (Transformación a perlita)
10	683 °C (Transformación a perlita), 638 °C (Transformación a perlita), 457 °C (Transformación a bainita) y 454 °C (Transformación a martensita)
20	644 °C (Transformación a ferrita), 445 °C (Transformación a bainita) y 251 °C (Transformación a martensita)
50	476 °C (Transformación a bainita) y 259 °C (Transformación a martensita)

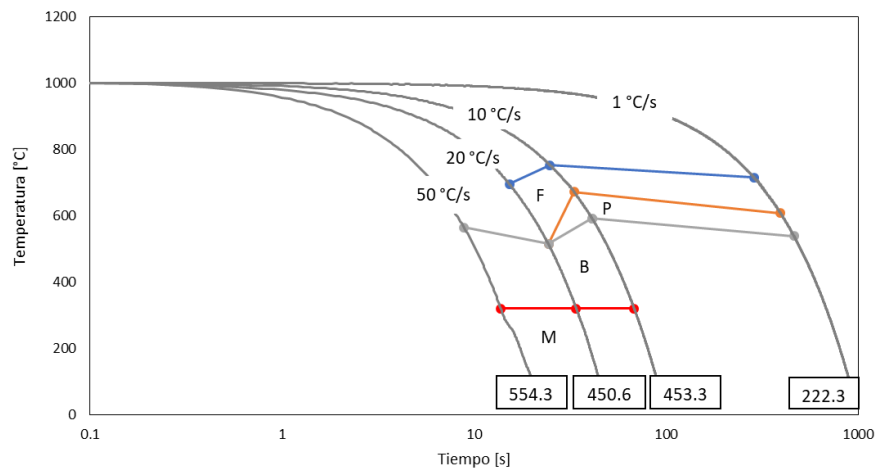
Una vez determinadas las temperaturas de transformación de cada acero, se identificaron los tiempos a los cuales ocurrieron estas transformaciones. De esta manera se obtuvieron las **Figuras 4.26 y 4.27**, que representan los diagramas de transformación continua para los aceros GM y HM. Aunque ambos presentaron una templabilidad similar, sus respectivos diagramas *CCT* reflejan la naturaleza metalúrgica de cada acero, en donde existen variaciones entre cada uno.

Una de las principales diferencias entre estos aceros se presenta en la curva de los resultados obtenidos para la rapidez de enfriamiento de 50 °C/s. En el caso del acero HM ocurre la descomposición de austenita a bainita y martensita; por otro lado, en el caso del acero GM solo se detectó la descomposición de austenita a martensita. Estas ligeras diferencias entre cada acero se pueden deber a las pequeñas variaciones que existe entre la composición química de cada uno.

Cabe resaltar que si se desea conocer de una manera detallada las curvas que identifican el inicio y fin de cualquier transformación se recomienda para futuros análisis aumentar la cantidad de rapidezces de enfriamiento en el ensayo de dilatometría para cada acero. A través de ello se podría visualizar de una manera más detallada las líneas que identifican el inicio y fin de las transformaciones de fase.



**Figura 4.26** Diagrama de transformación continua del acero GM. Los valores sobre las curvas son la rapidez de enfriamiento durante las mediciones con dilatometría; los valores en los recuadros son de la dureza final (HV).



**Figura 4.27** Diagrama de transformación continua del acero HM. Los valores sobre las curvas son la rapidez de enfriamiento durante las mediciones con dilatometría; los valores en los recuadros son de la dureza final (HV).

## 5 Conclusiones

- Las curvas de templabilidad, determinadas mediante la prueba Jominy, muestran que los aceros HM y GM tienen una baja templabilidad. Resulta indispensable acoplar estos resultados a las necesidades mecánicas que requieren los cigüeñales fabricados por la empresa Macimex S.A. de C.V. para determinar si cumplen o no con los requisitos establecidos por la empresa.
- La composición química determinada mediante espectroscopía de emisión atómica reveló que ambos aceros son aleados de medio carbono y tienen composiciones químicas muy parecidas entre sí. Esta similitud explica el parecido comportamiento en términos de templabilidad entre ambos aceros.
- A pesar de tener una composición química similar entre los aceros HM y GM el acero HM logra producir bajo un enfriamiento continuo igual a 50°C/s una microestructura constituida por bainita y martensita en comparación al acero GM en donde la estructura final resulta ser únicamente martensita.

## 6 Bibliografía

1. Radhakanta R. y Shiv B. "Automotive Steels. Design, Metallurgy, Processing and Applications". 1ª ed. Woodhead Publishing, (2016), ISBN: 978-0-08-100653-5, pp. 1.
2. Mallick P. "Materials, design and manufacturing for lightweight vehicles" 1ª ed. USA, Woodhead Publishing Ltd, (2010), pp. 7.
3. Funatani, K. "Heat treatment of automotive components: Current status and future trends" Transactions of the Indian Institute of Metals, Vol.57, No. 4, Agosto 2004, pp. 381-396.
4. William E. "Heat Treatment Master Control Manual". 1ª ed. Hanser Publications. ISBN. 978-1-56990-485-5, (2015), pp. 9
5. Hömberg, D. "A numerical simulation of the Jominy end-quench test". Acta Materialia, Vol. 44, No. 11, (1996), pp. 4375-4385
6. César R., Carlos A. y Jaime A. "Numerical – Experimental correlation of microstructures, cooling rates and mechanical properties of AISI 1045 steel during the Jominy end-quench test". Materials & Design, Vol. 76 (2015), pp. 230-243
7. Ji-Cheng Z. y Michael R. "Continuous cooling transformation kinetics versus isothermal transformation kinetics of steels: a phenomenological rationalization of experimental observations" Materials Science and Engineering, Vol 15 (1995), pp. 135-207
8. Willem V., Zybrand V., Peter M. y Ton de W. "Prediction of the continuous cooling transformation diagram of some selected steels using artificial neural networks". Steel Research, Vol. 68, No.2, (1997), pp. 72-79.
9. Goji M., Sueska M. y Raji M. "Thermal Analysis of low alloy Cr-Mo steel". Journal of Thermal Analysis and Calorimetry, Vol. 75, (2004), pp. 947–956,
10. Paul Marchwica, "Microstructural and Thermal Analysis of Aluminum-Silicon and Magnesium-Aluminum Alloys Subjected to High Cooling Rates". Tesis de Maestría, University of Windsor, Canadá, (2012), pp.13-14,

11. Takahashi M. y Bhadeshia H. "The interpretation of dilatometric data for transformations in steels". *Journal of Materials Science Letters*, Vol. 8, (1989), pp. 477–478.
12. Tubal C. "Hardening, Tempering, and Heat Treatment: For model engineers", 1ª ed. Argus Books, ISBN 0852428375, (1990), pp. 7.
13. Apraiz J. "Tratamientos térmicos de los aceros". España. Patronato de publicaciones de la escuela especial de ingenieros industriales, (1949), pp. 6.
14. ASM international "Heat Treating". Vol. 4 ASM Handbook, ASM Handbook Committee, (1991), pp. 160-163.
15. Rajan T., Sharma C. y Sharma A. "Heat Treatment. Principles and techniques". 2ª ed, India. PHI Learning Private Limited, (2011), pp. 125-129.
16. Passarella D., Varas F. y Martín E. "Heat transfer model for quenching by submerging" *Journal of Physics: Conference Series* 296 (2011) 012004
17. Poirier D. y Geiger G. "Transport phenomena in materials processing". 1ª ed. Suiza, Springer International Publishing, (2016), pp. 262
18. Pottet D., Totten G. y Canale L. "Basic Principles of Quench System Design for Induction Hardening". *ASM Proceedings: Heat Treating, 23rd ASM Heat Treating Society Conference; Pittsburgh, PA; USA*, (2006), pp. 15-25.
19. Mandal S. "Heat Treatment of Steels". 1ª ed. India, McGraw Hill Education (India) Private Limited, (2016), pp. 213-127.
20. Nidhin G., Pranesh R., Vignesh N. y Narayan P. "Comparison of Cooling Behaviour of Carbon Steels in Polymer, Oil and Carbonated Quench Media". *Transactions of the Indian Institute of Metals*, Vol. 72, No. 6, (2019), pp. 1405-1408
21. Prabhu K. y Fernandes P. "Heat transfer during quenching and assessment of quench severity - A review". *ASTM International, Special Technical Publication Vol. 1523 STP* (2010), pp. 40-62
22. Sverdlin A., Totten G., Bates C., y Jarvis L. "Use of the quenching factor for predicting the properties of polymer quenching media". *Metal Science and Heat Treatment*, Vol. 38, No. 6 (1996), pp. 248-251

23. Totten G., Liscic B., Kobasko N., Han S. y Sun Y. "Advances in polymer quenching technology". International Automotive Heat Treating Conference, México (1998), pp. 37-44
24. Berns H. y Theisen W. "Ferrous Materials, Steel and Cast Iron". 1ª ed. Springer-Verlag Berlin Heidelberg (2008) ISBN: 978-3-540-71847-5, pp. 36
25. George K. "Steels: Processing, Structure, and Performance". 2ª ed. USA, ASM International (2005), pp. 197-200.
26. ASM Internatioal, "Properties and Selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys". Vol. 1, ASM Handbook, ASM International Handbook Committee, (1990). pp. 759
27. Totten G., Funatani K. y Xle L. "Handbook of Metallurgical Process Design". 1ª ed. USA, Marcel Dekker Inc. (2004), pp. 473.
28. ASTM A255-10, "Standard Test Methods for Determining Hardenability of Steel". ASTM International (2018), <https://www.astm.org/Standards/A255.htm>
29. Latz A. y Kern A. "Modelling of Hardenability and Tempering of High-Strength Structural Steels". Journal of Heat Treatment and Materials, Vol. 74, No. 6 (2019), pp. 380-391
30. Lisci'c B., Hans M., Lauralice C. y Totten G., "Quenching Theory and Technology". 2ª ed. Taylor and Francis Group, LLC (2010), ISBN: 978-0-8493-9279-5, pp. 25-32.
31. George K. "Steels: Heat Treatment and Processing Principles", ASM International, Materials Park, OH, (1990).
32. Karl E. "Steel and its Heat Treatment". 1ª ed. Suecia, Aktiebolaget Bofors (1975), pp. 137-140.
33. Callister W. Jr. y Rethwisch D. "Materials Science and Engineering: An Introduction". 8ª ed. USA. John Wiley & Sons Inc, (2010) pp. 430
34. Bodin J. y Segerberg S. "Measurement and evaluation of the power of quenching media for hardening". Heat Treatment of Metals, Vol 20, No.1, (1993), pp. 15-23
35. Totten G., Steven R. y Rajesh J. "Fuels and Lubricants Handbook:

- Technology, Properties, Performance, and Testing”. ASTM Manual Series: MNL37WCD, USA, ISBN: 0-8031-2096-6, (2003), pp. 593.
36. Bhadeshia H. y Sir Robert H. “STEELS Microstructure and Properties” 4<sup>a</sup> ed. Elsevier Ltd (2017), ISBN: 978-0-08-100270-4, pp. 217
  37. Porter A., Kenneth E. y Mohamed Y. Abdelraouf Sherif “Phase Transformations in Metals and Alloys”. 3<sup>a</sup> ed. USA, CRC Press Taylor & Francis Group (2009) pp. 285-288
  38. Bhadeshia H. “Bainite in steels”. 2<sup>a</sup> ed. Londres, IOM Communications Ltd. (2001), pp. 171-174
  39. Vander G. “Atlas of Time Temperature Diagrams for Irons and Steels”. 1<sup>a</sup> ed. USA, ASM International (1991). Pp. 3
  40. Kumar A. “Physical Metallurgy Handbook”, 1<sup>a</sup> ed. USA, The McGraw-Hill Companies (2003), pp. 7-9.
  41. Askeland D. “Ciencia e Ingeniería de los Materiales”. 3<sup>a</sup> ed. USA, International Thomson Editores (1998), pp. 301-306.
  42. ASM International “Metallography and Microstructures” Vol. 9. ASM Handobook, ASM Handbook Committee (1985), *Abbreviations and Symbols*.
  43. Smallman R. y Ngan A. “Physical Metallurgy and Advanced Materials”. 7<sup>a</sup> ed. Reino Unido, Elsevier Ltd, Reino Unido (2007), pp. 410
  44. Gregory N. “Physical Metallurgy: Principles and Design”. 1<sup>a</sup> ed. USA , Taylor & Francis Group (2018), pp. 413-415
  45. Abbaschian R., Abbaschian L. y Robert E. “Physical Metallurgy Principles”. 4<sup>a</sup> ed. USA, Cengage Learning (2009), pp. 603-606
  46. García C., Caballero F., Capdevila C. y Álvarez L. “Application of dilatometric analysis to the study of solid–solid phase transformations in steels” *Materials Characterization*, Vol. 48, No. 1, (2002) pp. 101– 111
  47. Kop T., Sietsma J. y Zwaag S. “Dilatometric analysis of phase transformations in hypo-eutectoid steels” *Journal of Materials Science*, Vol. No. 2 (2001), pp. 519– 526
  48. ASTM ASTM E228 - 17, “Standard Test Method for Linear Thermal Expansion of Solid Materials With a Push-Rod Dilatometer”. ASTM

- International (2017), <https://www.astm.org/Standards/E228.htm>
49. Quidort D. y Yves J. "A Model of Isothermal and Non Isothermal Transformation Kinetics of Bainite in 0.5% C Steels". *ISIJ International*, Vol. 42, No. 9 (2002), pp. 1010–1017
  50. Nunney M. "Light and Heavy Vehicle Technology". 4ª ed. Elsevier Ltd., Reino Unido, (2007). pp. 10
  51. Zhao F., Zhang Z., Liu Y., Zhang Z. y Xie J. "The Coarse Microstructure of Medium-Carbon Microalloyed Steel Crankshafts: Formation Mechanism and Finish Forging Control" *Steel Research International*, Vol. 9, No. 4 (2020), 1900572
  52. Cabrera J. "Caracterización mecánico-metalúrgica de la conformación en caliente del acero microaleado de medio carbono 38MnSiVS5". Tesis doctoral, Universidad Politécnica de Cataluña, 1995.
  53. Villalobos J., Del-Pozo A., Campillo B., Mayen J. y Serna S. "Microalloyed steel through history until 2018: Review of chemical composition, processing and hydrogen service", *Metals*, 2018, 8, 351.
  54. Farzin H. y Fatemi A. "Stress Analysis and Optimization of Crankshafts Subject to Dynamic Loading". A Final Project Report Submitted to the Forging Industry Educational Research Foundation (FIERF) and American Iron and Steel Institute (AISI), The University of Toledo (2007), pp.12 [https://www.steelsustainability.org/~/\\_media/Files/Autosteel/Programs/LongP\\_products/crankshaft\\_full\\_report\\_2.pdf](https://www.steelsustainability.org/~/_media/Files/Autosteel/Programs/LongP_products/crankshaft_full_report_2.pdf) (consultado el 13/05/2020)
  55. Topçu O., Übeyli M. y Demir T. "On the hardenability of an intercritically heat treated microalloyed steel", *Instrumentation Science and Technology*, 2010, 38, pp. 178–186.
  56. Carbone Stainless Steel "Ficha Técnica del Acero Inoxidable" [En línea]. Disponible en <https://www.empresascarbone.com/pdf/ficha-tecnica-del-acero-inoxidable.pdf>. Recuperado en Septiembre del 2020
  57. Atlas Speciality Metals "Through-Hardening Low Allow Steel Bar 4140" [En línea]. Disponible en: <http://www.atlassteels.com.au/documents/Atlas4140.pdf>. Recuperado en



septiembre del 2020

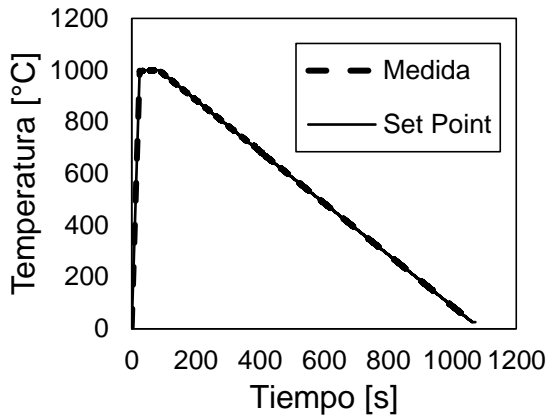
58. Atlas Speciality Metals “Medium Tensile Carbon Steel Bar 1045” [En línea].  
Disponible en: <http://www.atlassteels.com.au/documents/Atlas1045.pdf>.  
Recuperado en septiembre de 2020
59. Matserve International “Practical Data for Metallurgists -3” [En línea].  
Disponible en: <http://www.metserve.co.za/pdf/PDH-pages53-120.pdf>.  
Recuperado en Septiembre del 2020
60. ASM International “Failure Analysis and Prevention” Vol. 11 ASM Handbook,  
(2002), pp. 400
61. Alloy Steel Co. “The Guide for Heat Treatment of IASC7225 Steel” Technical  
Report 2007. Isfahán, Iran.

## Anexo A

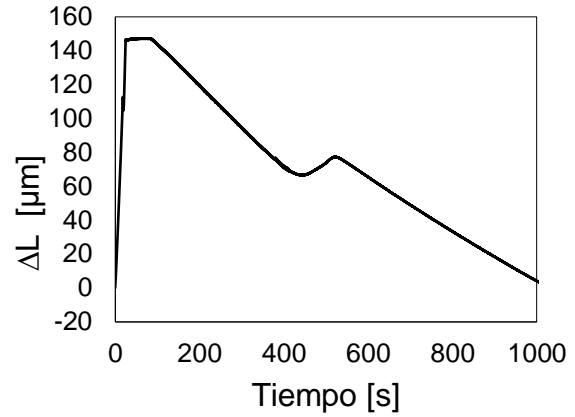
El **Anexo A** presenta los resultados obtenidos por dilatometría. Los aceros HM y GM se sometieron a cuatro ciclos térmicos cada uno. La temperatura de austenización para ambos aceros fue de 1000 °C y se alcanzó con una rapidez de calentamiento de 40°C/s.

Después de austenizarla, cada probeta se enfrió a valores de rapidez de enfriamiento constantes de: 1 °C/s, 10 °C/s, 20°C/s y 50°C/s.

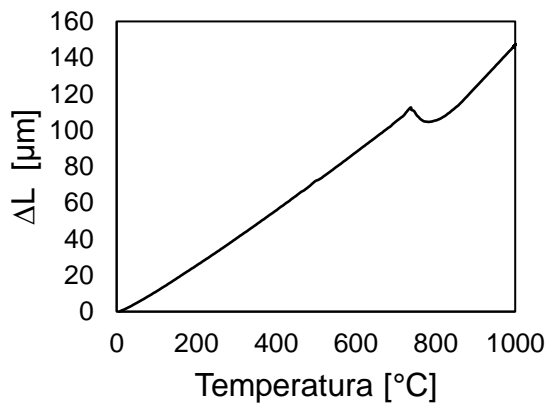
Para cada rapidez de enfriamiento se presentan: un gráfico que muestra la evolución de la temperatura de la muestra junto con el ciclo térmico objetivo establecido por el equipo de dilatometría ("*Set Point*"), un gráfico que presenta el cambio longitudinal de las muestras analizadas como función del tiempo y dos gráficos que presentan el cambio longitudinal de las muestras como función de la temperatura (una para calentamiento y otra para enfriamiento).



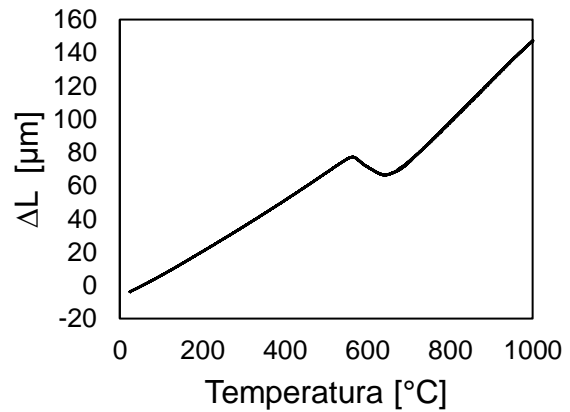
**Figura A.1.** Evolución de la temperatura para el acero HM, enfriado a 1 °C/s



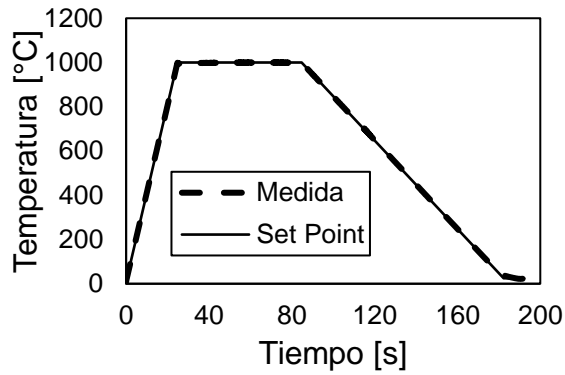
**Figura A.2.** Cambio longitudinal como función del tiempo para el acero HM, enfriado a 1 °C/s



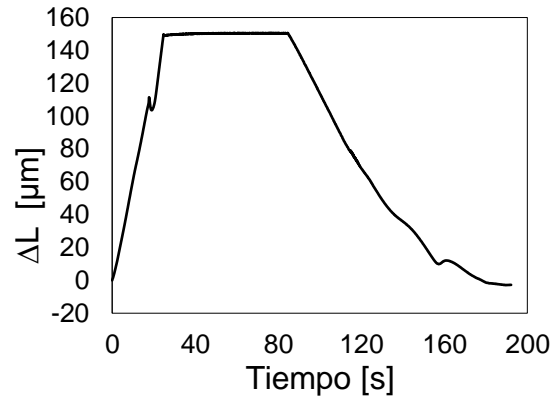
**Figura A.3.** Cambio longitudinal como función de la temperatura durante el calentamiento del acero HM, 1 °C/s



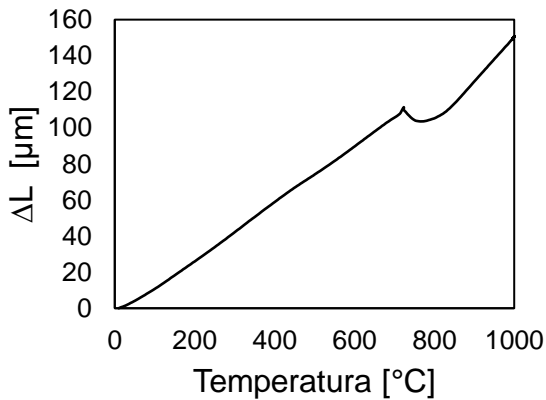
**Figura A.4.** Cambio longitudinal como función de la temperatura durante el enfriamiento del acero HM a 1 °C/s.



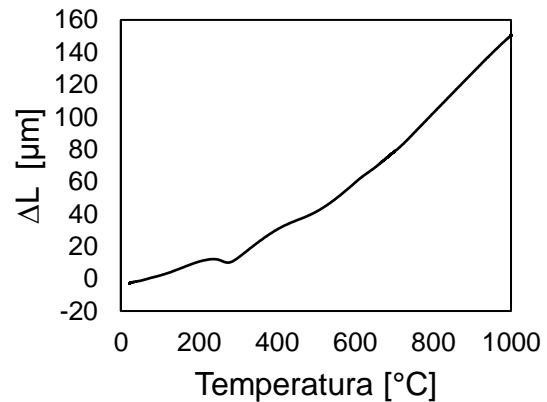
**Figura A.5.** Evolución de la temperatura para el acero HM, enfriado a 10 °C/s



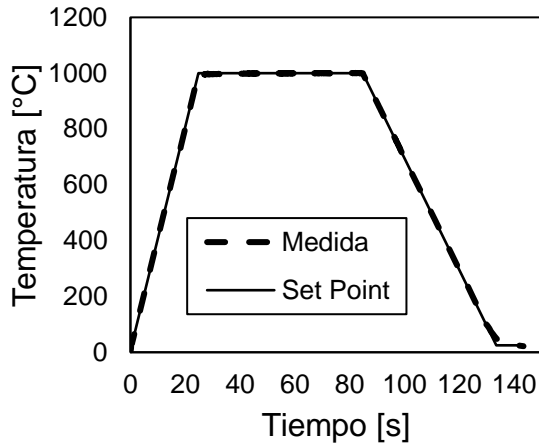
**Figura A.6.** Cambio longitudinal como función del tiempo para el acero HM, enfriado a 10 °C/s



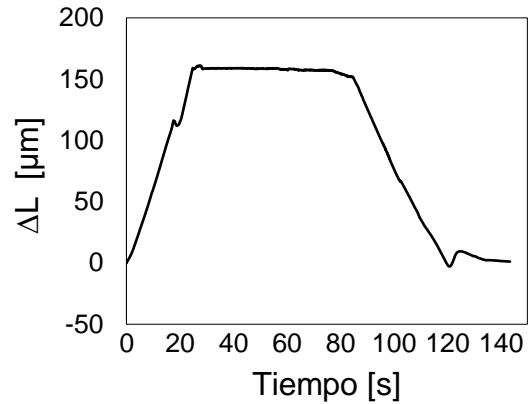
**Figura A.7.** Cambio longitudinal como función de la temperatura durante el calentamiento del acero HM, 10 °C/s



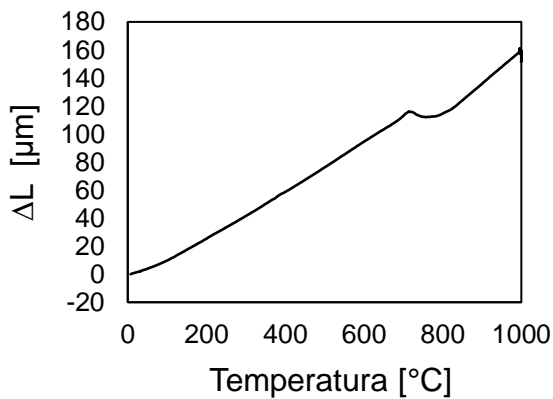
**Figura A.8.** Cambio longitudinal como función de la temperatura durante el enfriamiento del acero HM a 10 °C/s.



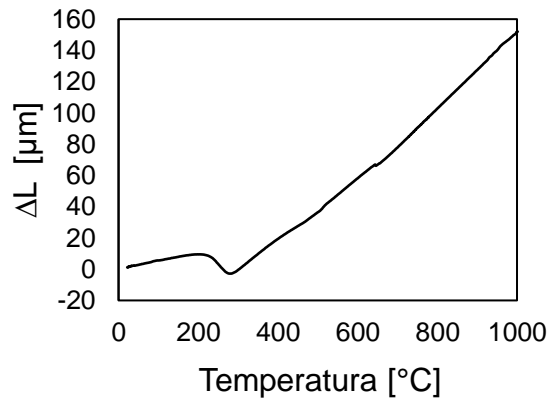
**Figura A.9.** Evolución de la temperatura para el acero HM, enfriado a 20 °C/s



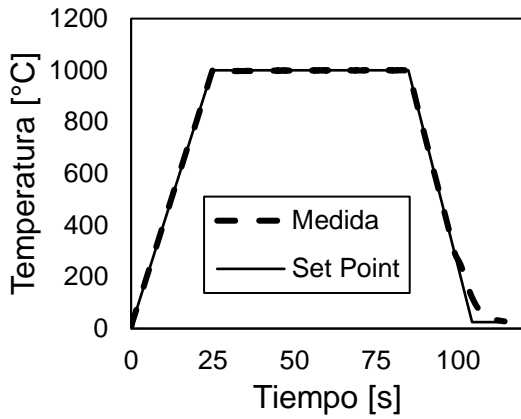
**Figura A.10.** Cambio longitudinal como función del tiempo para el acero HM, enfriado a 20 °C/s



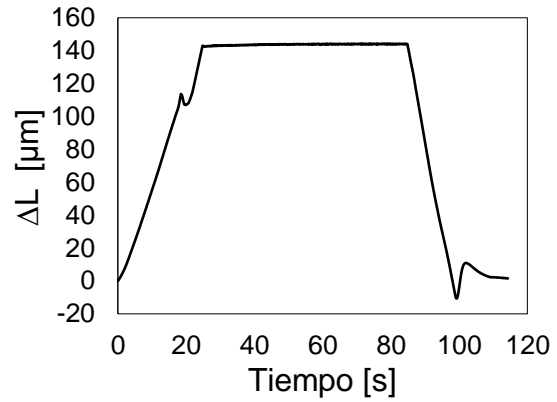
**Figura A.11.** Cambio longitudinal como función de la temperatura durante el calentamiento del acero HM, 20 °C/s



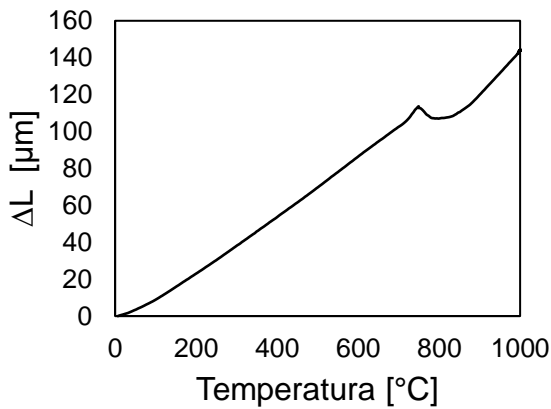
**Figura A.12.** Cambio longitudinal como función de la temperatura durante el enfriamiento del acero HM a 20 °C/s.



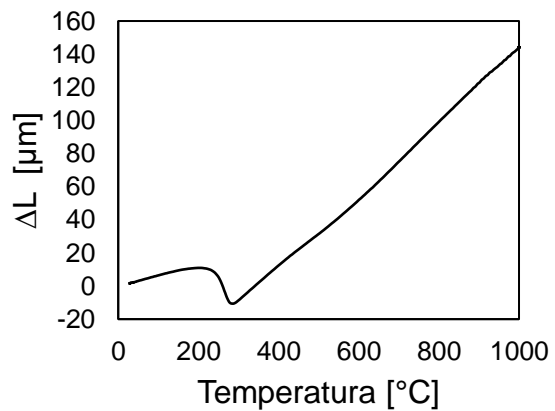
**Figura A.13.** Evolución de la temperatura para el acero HM, enfriado a 50 °C/s



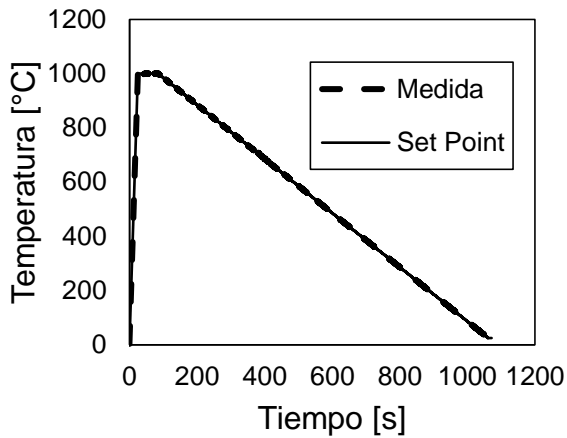
**Figura A.14.** Cambio longitudinal como función del tiempo para el acero HM, enfriado a 50 °C/s



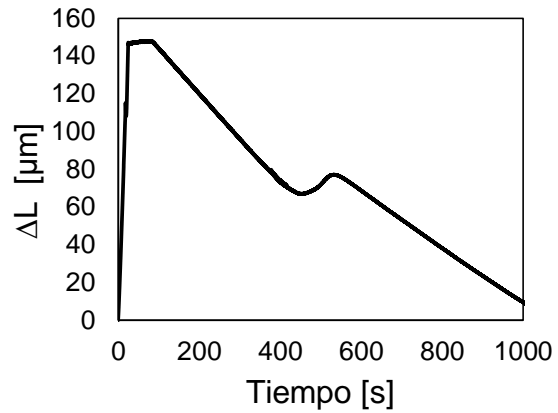
**Figura A.15.** Cambio longitudinal como función de la temperatura durante el calentamiento del acero HM, 50 °C/s



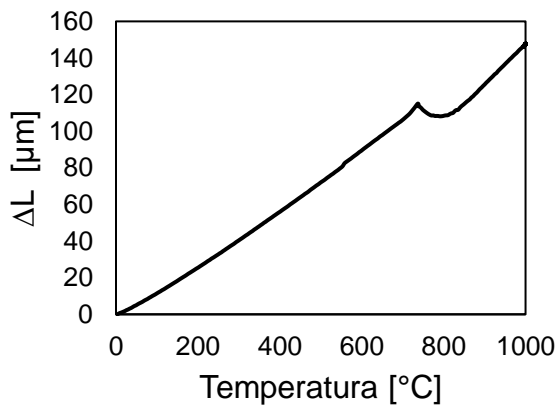
**Figura A.16.** Cambio longitudinal como función de la temperatura durante el enfriamiento del acero HM a 50 °C/s.



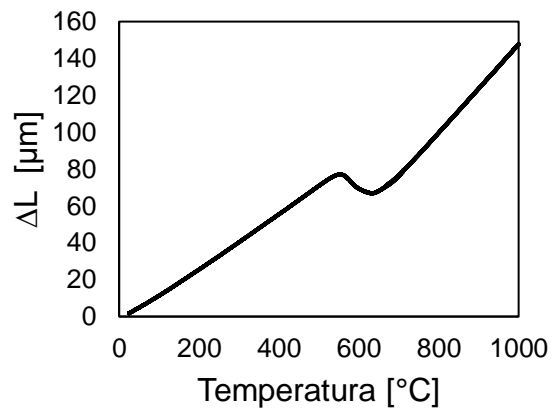
**Figura A.17.** Evolución de la temperatura para el acero GM, enfriado a 1 °C/s



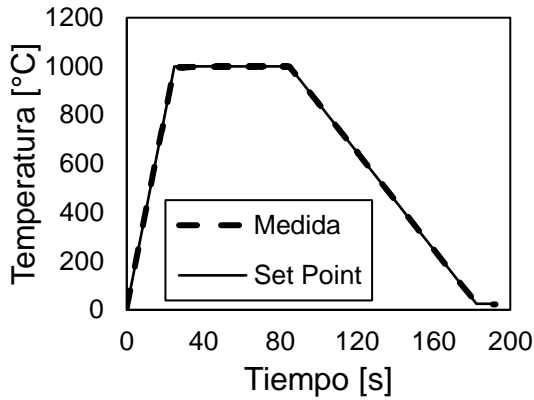
**Figura A.18.** Cambio longitudinal como función del tiempo para el acero GM, enfriado a 1 °C/s



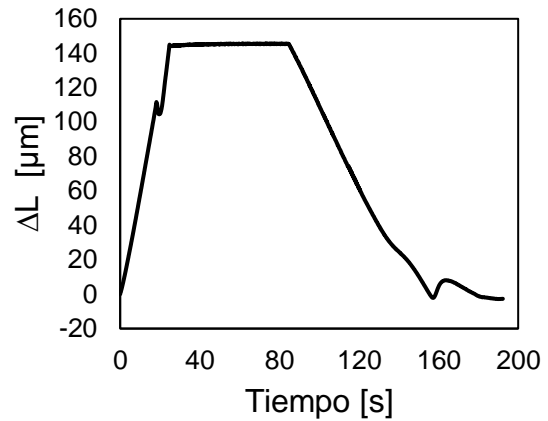
**Figura A.19.** Cambio longitudinal como función de la temperatura durante el calentamiento del acero GM, 1 °C/s



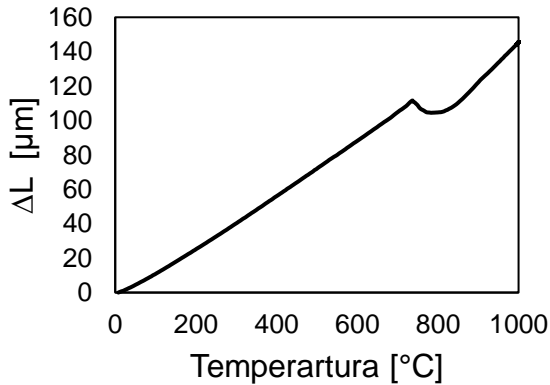
**Figura A.20.** Cambio longitudinal como función de la temperatura durante el enfriamiento del acero GM a 1 °C/s.



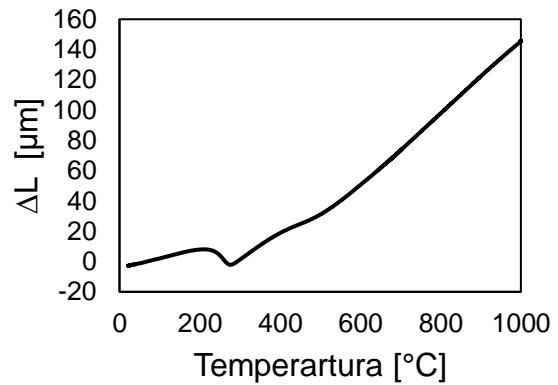
**Figura A.21.** Evolución de la temperatura para el acero GM, enfriado a 10 °C/s



**Figura A.22.** Cambio longitudinal como función del tiempo para el acero GM, enfriado a 10 °C/s

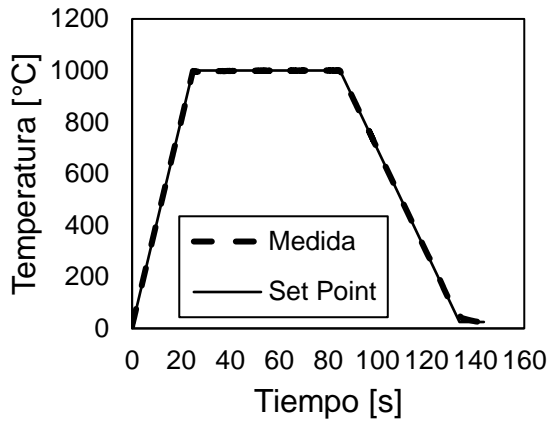


**Figura A.23.** Cambio longitudinal como función de la temperatura durante el calentamiento del acero GM, 10 °C/s

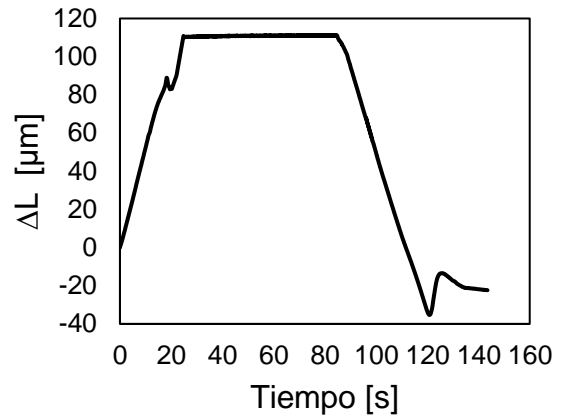


**Figura A.24.** Cambio longitudinal como función del tiempo para el acero GM, enfriado a 10 °C/s

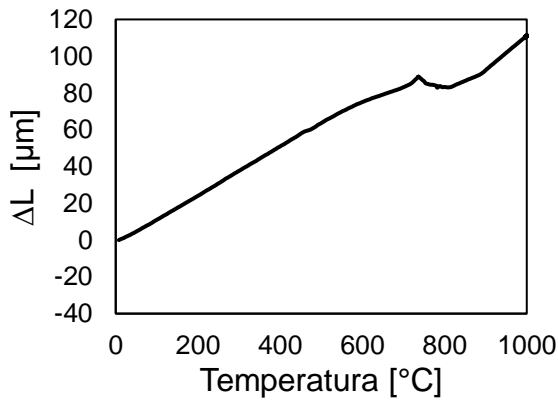




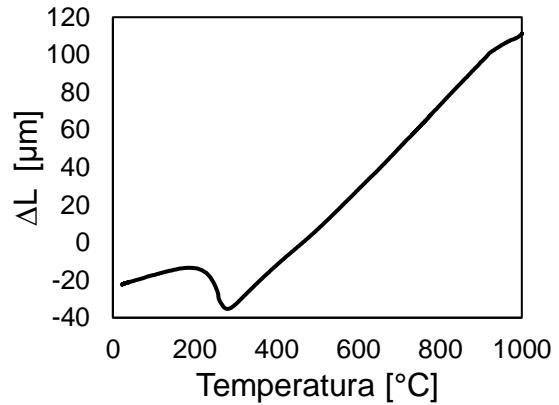
**Figura A.25.** Evolución de la temperatura para el acero GM, enfriado a 20 °C/s



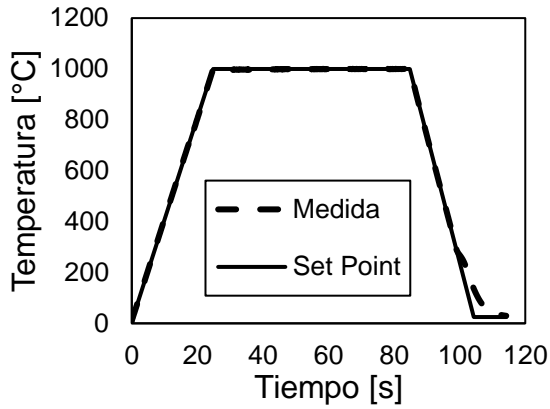
**Figura A.26.** Cambio longitudinal como función del tiempo para el acero GM, enfriado a 20 °C/s



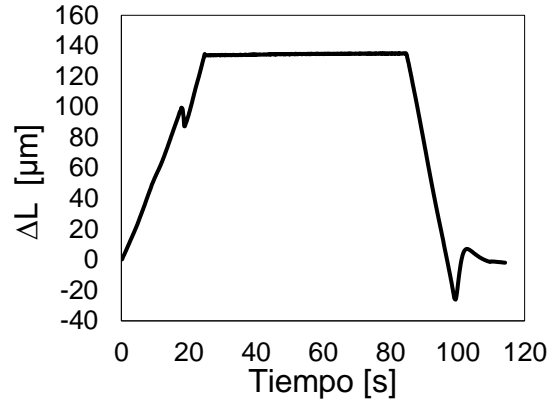
**Figura A.27.** Cambio longitudinal como función de la temperatura durante el calentamiento del acero GM, 20 °C/s



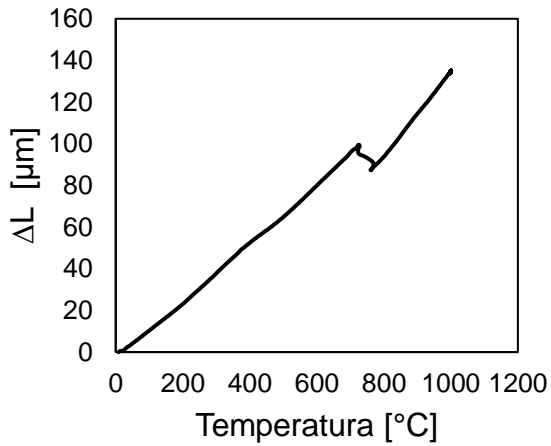
**Figura A.28.** Cambio longitudinal como función del tiempo para el acero GM, enfriado a 20 °C/s



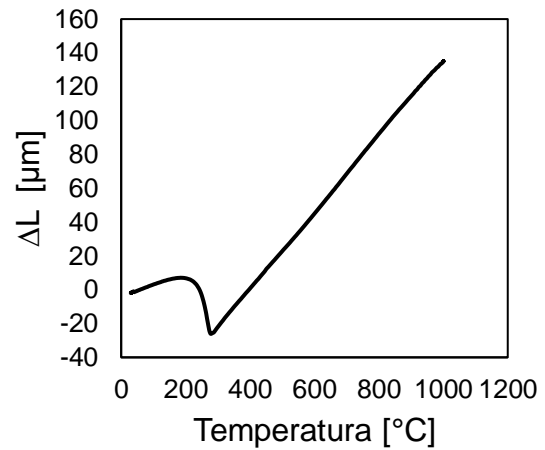
**Figura A.29.** Evolución de la temperatura para el acero GM, enfriado a 50 °C/s



**Figura A.30.** Cambio longitudinal como función del tiempo para el acero GM, enfriado a 50 °C/s



**Figura A.31.** Cambio longitudinal como función de la temperatura durante el calentamiento del acero GM, 50 °C/s

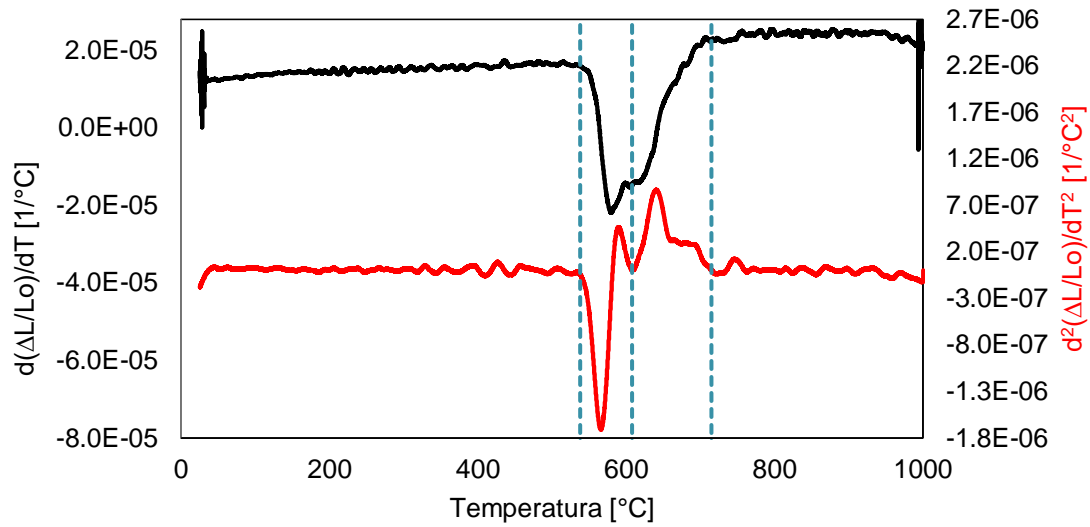


**Figura A.32.** Cambio longitudinal como función del tiempo para el acero GM, enfriado a 50 °C/s

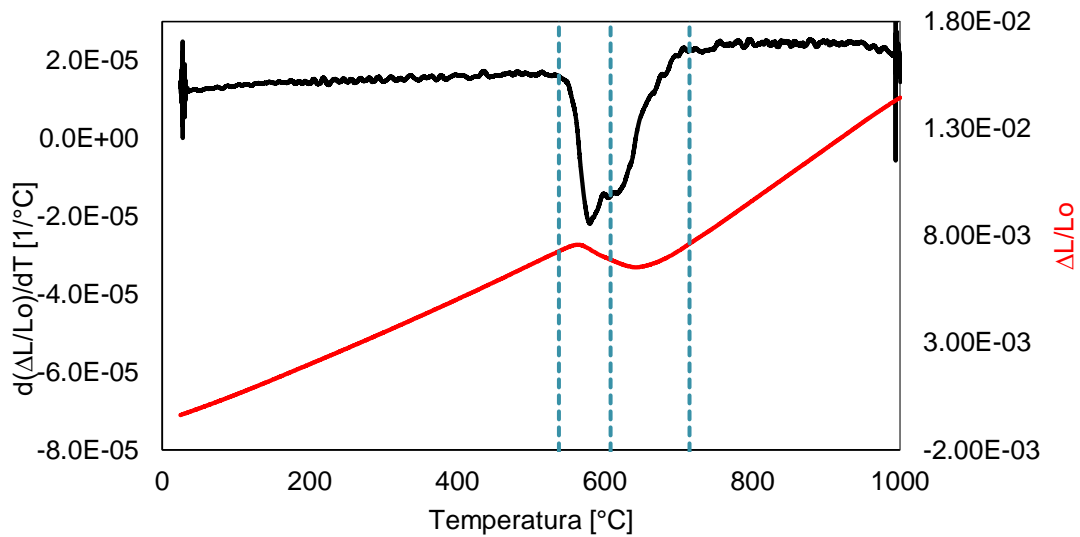
## Anexo B

El **Anexo B** presenta la determinación de las temperaturas y las máximas rapideces de transformación de los aceros HM y GM a partir de los datos reportados por dilatometría.

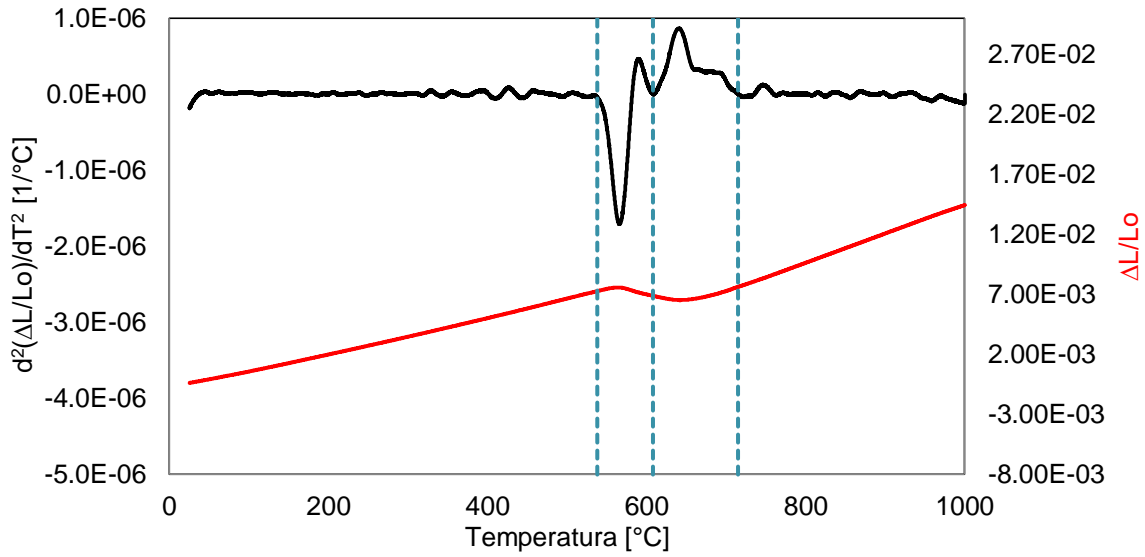
Para cada rapidez de enfriamiento se presenta: un gráfico que muestra a la primera y segunda derivada numérica como función de la temperatura para determinar los inicios y finales de las transformaciones de fase, un gráfico que presenta a la primera derivada numérica y al cambio longitudinal relativo como función de la temperatura, un gráfico que presenta a la segunda derivada numérica y al cambio relativo longitudinal como función de la temperatura y un gráfico que muestra a la primera y a la segunda derivada numérica como función de la temperatura para determinar las máximas rapideces de transformación



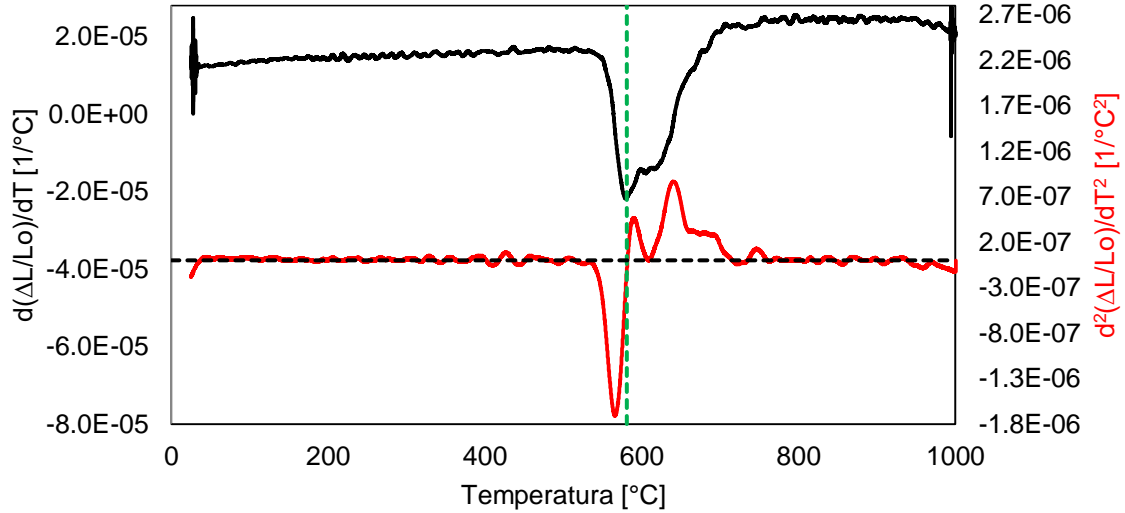
**Figura B.1.** Primera (línea negra) y segunda (línea roja) derivadas numéricas del cambio de longitud relativo en función de la temperatura del acero HM enfriado a 1°C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.



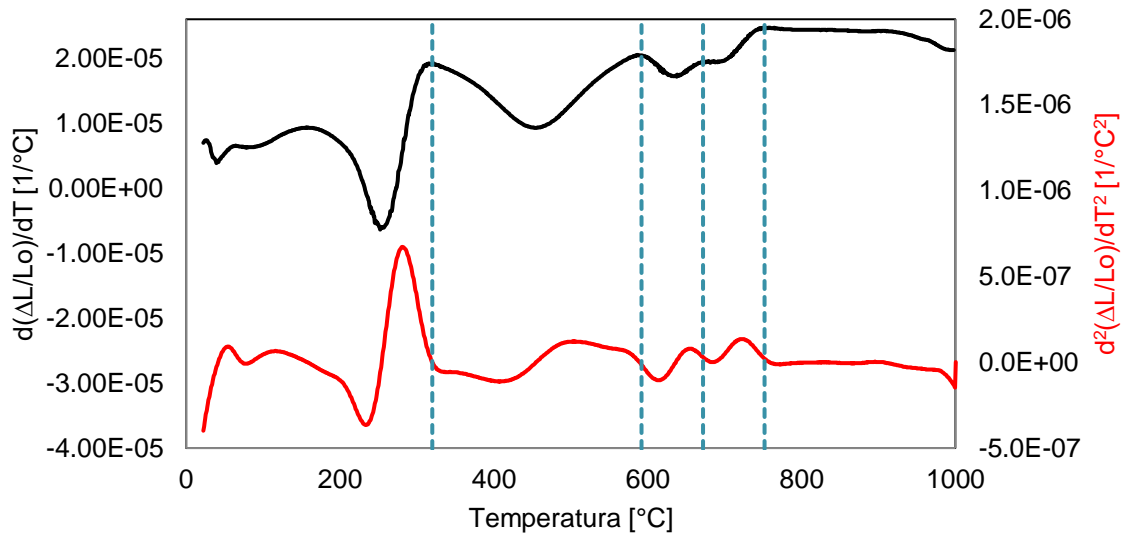
**Figura B.2.** Primera derivada (línea negra) y cambio de longitud relativo (línea roja) en función de la temperatura del acero HM enfriado a 1°C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.



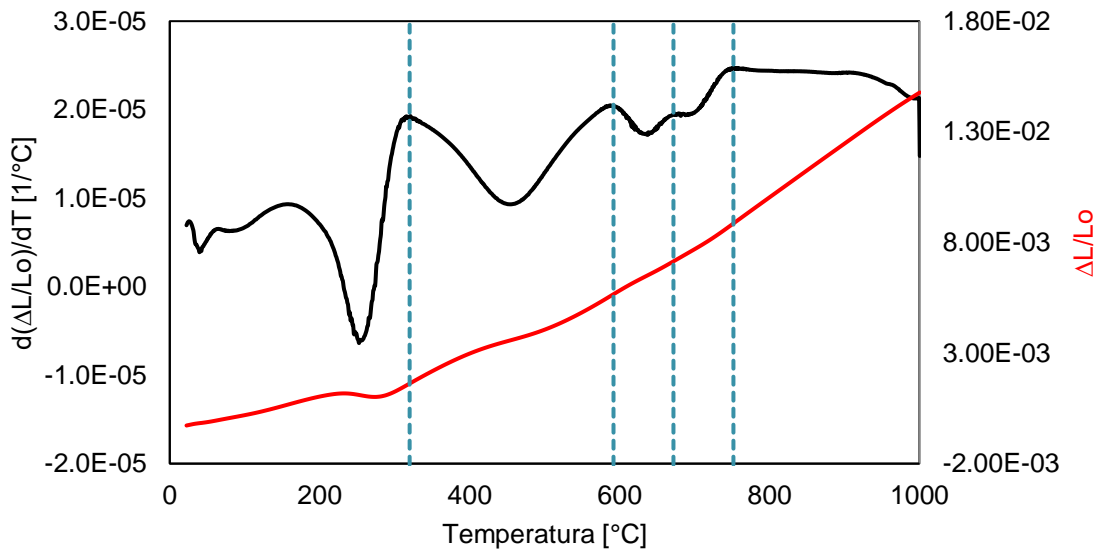
**Figura B.3.** Segunda derivada (línea negra) y cambio de longitud relativo (línea roja) en función de la temperatura del acero HM enfriado a 1°C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.



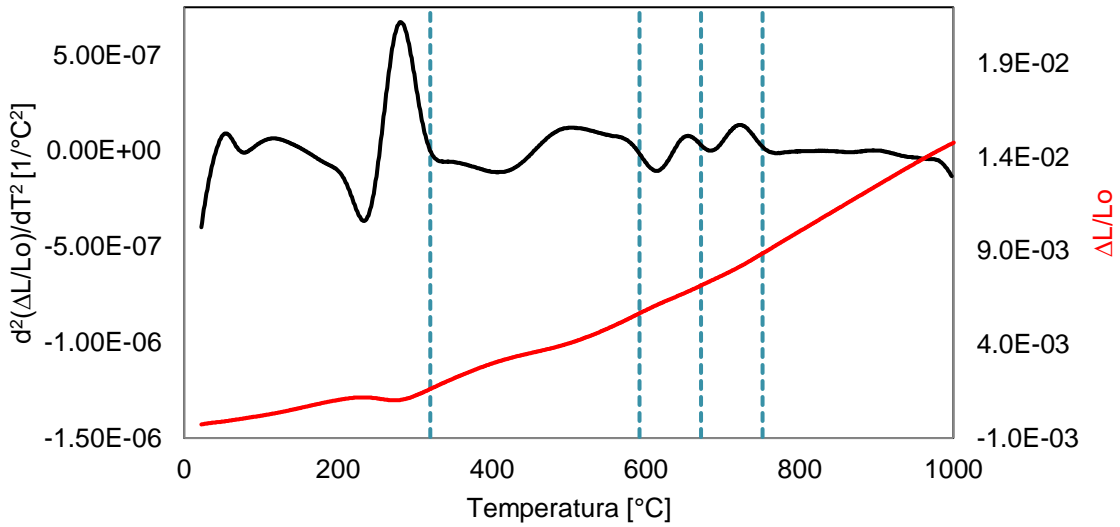
**Figura B.4.** Primera (línea negra) y segunda (línea roja) derivadas numéricas del cambio de longitud relativo en función de la temperatura del acero HM enfriado a 1°C/s. La línea discontinua verde representa la temperatura a la cual se presentan la máxima rapidez de transformación.



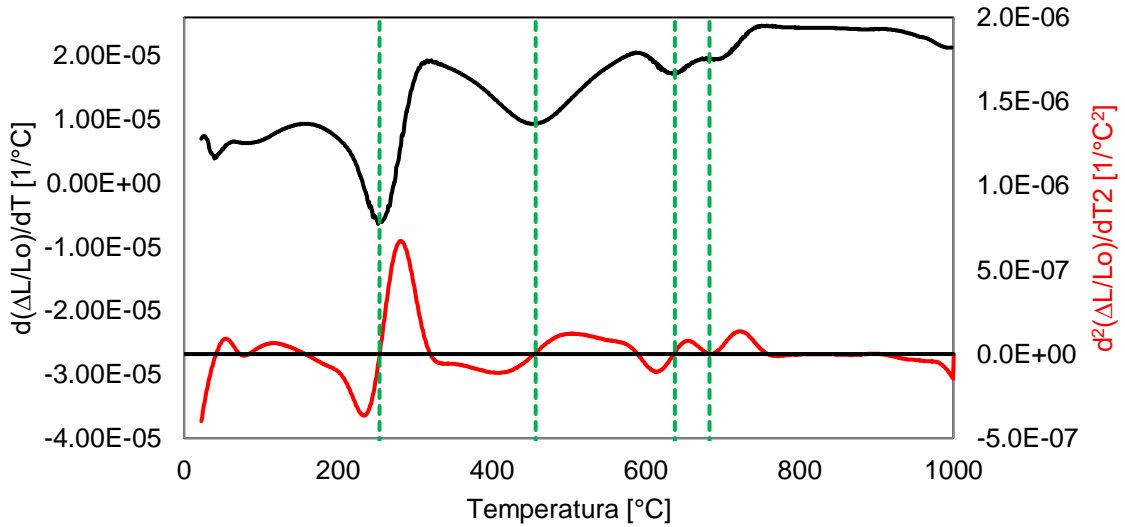
**Figura B.5.** Primera (línea negra) y segunda (línea roja) derivada numéricas del cambio de longitud relativo en función de la temperatura del acero HM enfriado a 10 °C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.



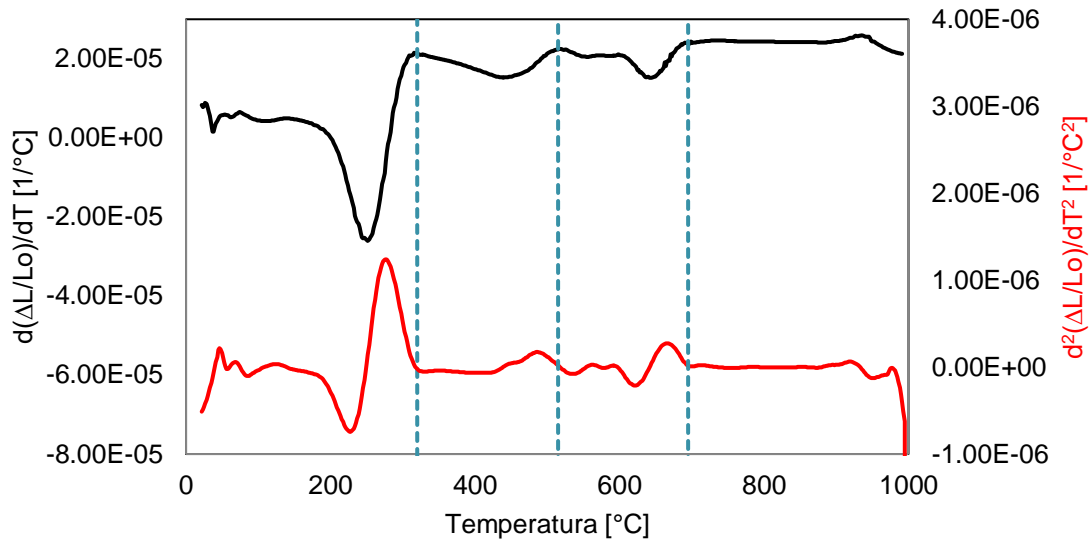
**Figura B.6.** Primera derivada (línea negra) y cambio de longitud relativo (línea roja) en función de la temperatura del acero HM enfriado a 10 °C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.



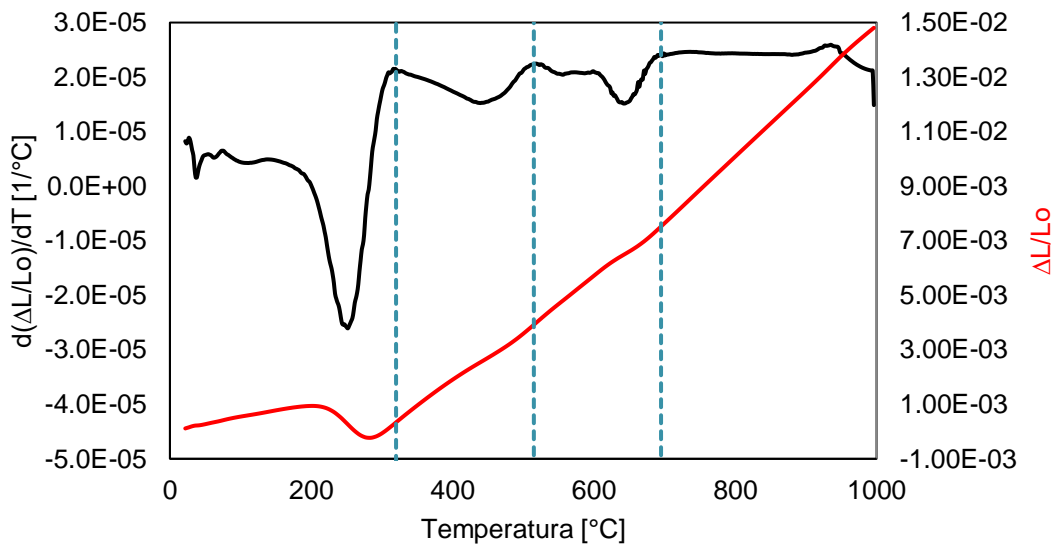
**Figura B.7.** Segunda derivada (línea negra) y cambio de longitud relativo (línea roja) en función de la temperatura del acero HM enfriado a 10°C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.



**Figura B.8.** Primera (línea negra) y segunda (línea roja) derivadas numéricas del cambio de longitud relativo en función de la temperatura del acero HM enfriado a 10 °C/s. Las líneas discontinuas verdes representan las temperaturas a las cuales se presentan las máximas rapidezces de transformación. .

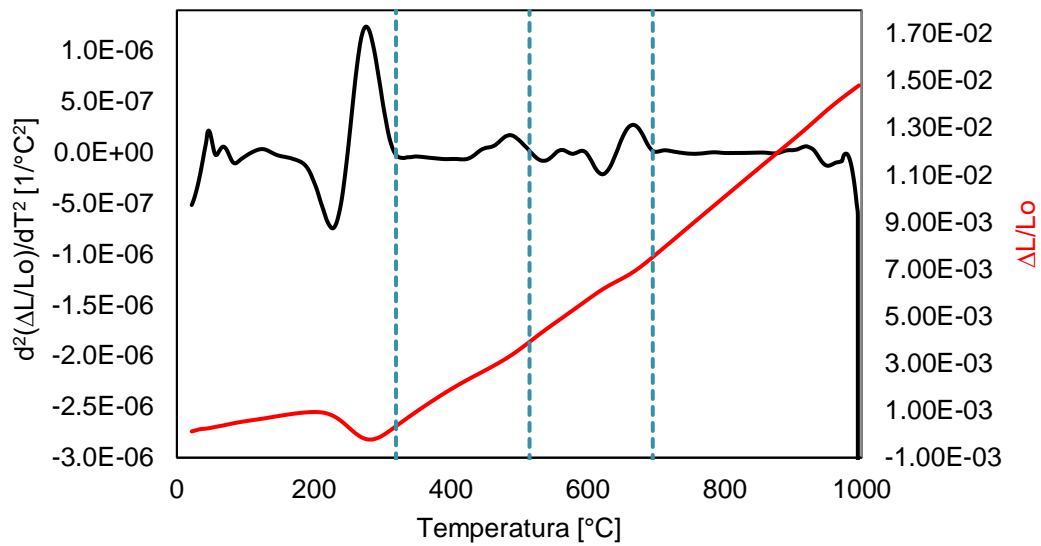


**Figura B.9.** Primera (línea negra) y segunda (línea roja) derivada numéricas del cambio de longitud relativo en función de la temperatura del acero HM enfriado a 20 °C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.

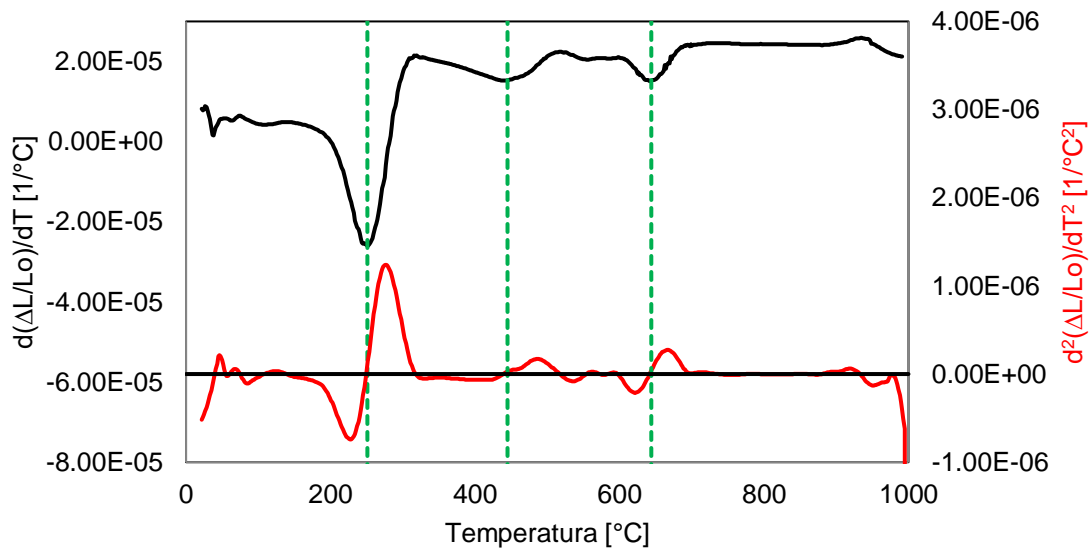


**Figura B.10.** Primera derivada (línea negra) y cambio de longitud relativo (línea negra) en función de la temperatura del acero HM enfriado a 20 °C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.

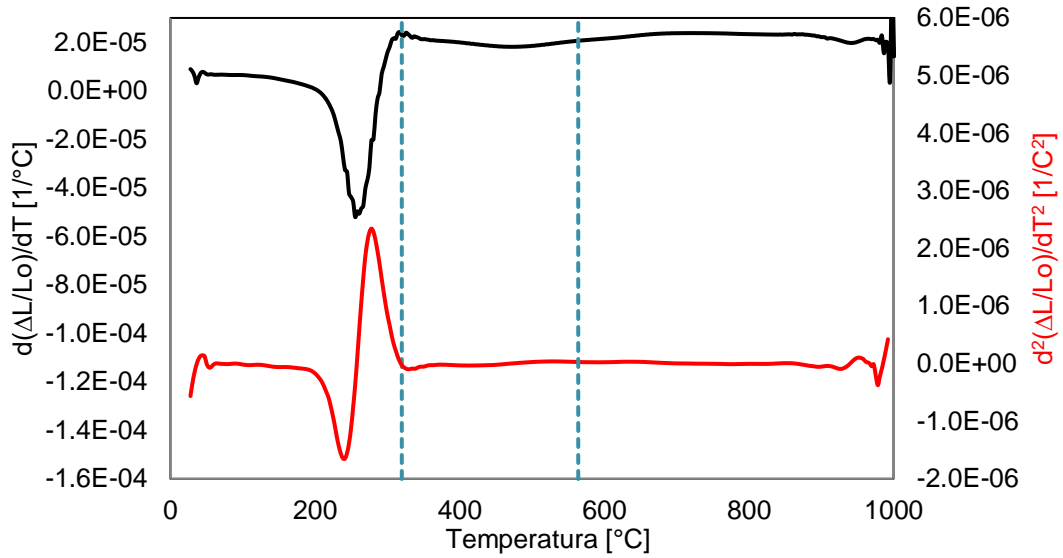




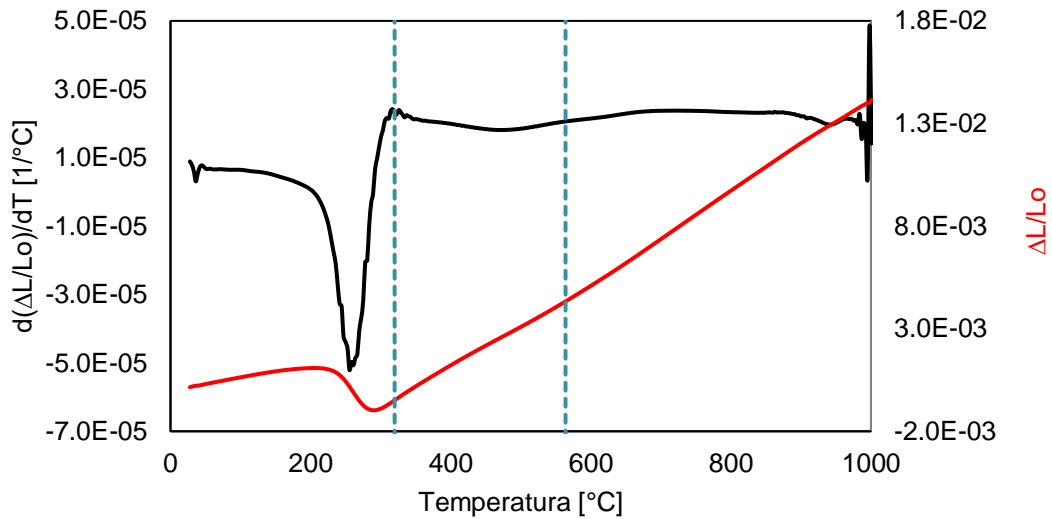
**Figura B.11.** Segunda derivada (línea negra) y cambio de longitud relativo (línea roja) en función de la temperatura del acero HM enfriado a 20°C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.



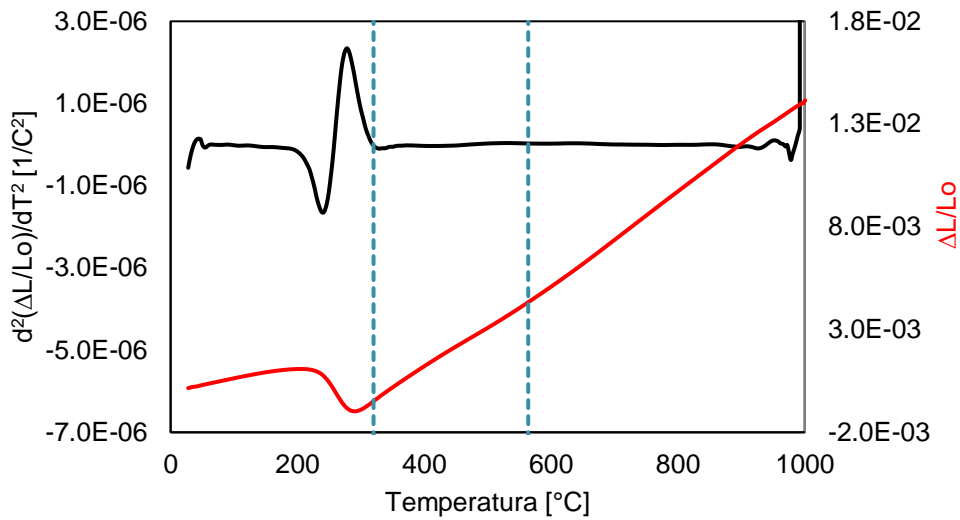
**Figura B.12.** Primera (línea negra) y segunda (línea roja) derivadas numéricas del cambio de longitud relativo en función de la temperatura del acero HM enfriado a 20 °C/s. Las líneas discontinuas verdes representan las temperaturas a las cuales se presentan las máximas rapideces de transformación.



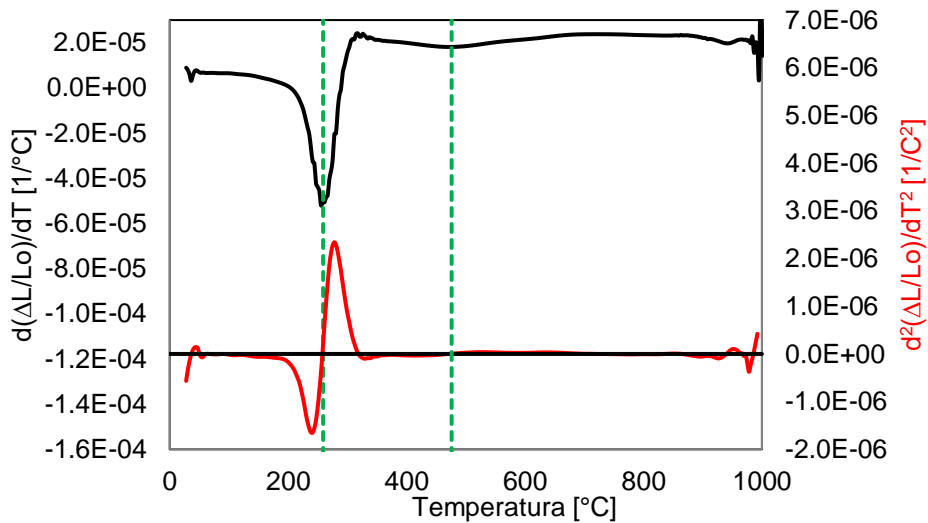
**Figura B.13.** Primera (línea negra) y segunda (línea roja) derivada numéricas del cambio de longitud relativo en función de la temperatura del acero HM enfriado a 50 °C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.



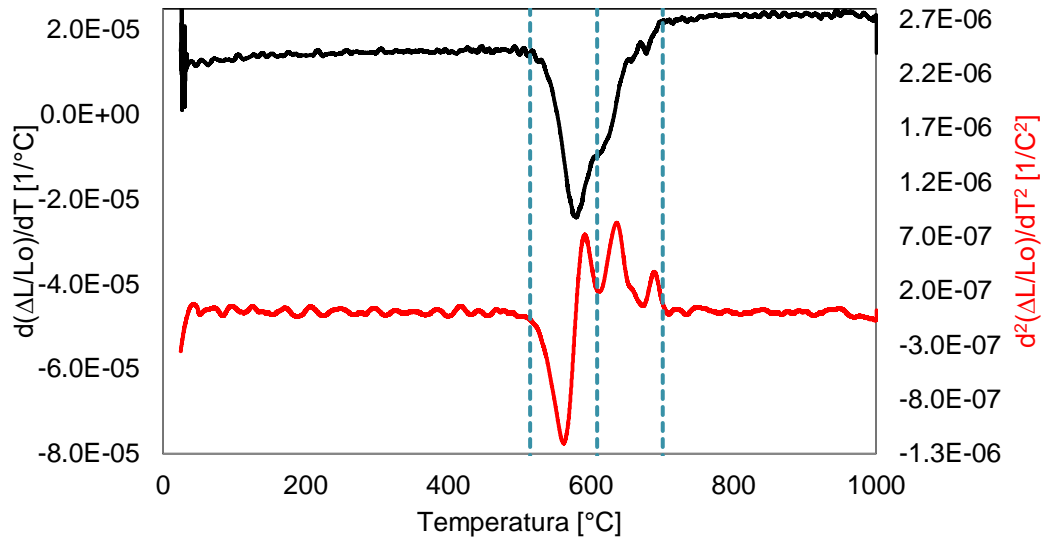
**Figura B.14.** Primera derivada (línea negra) y cambio de longitud relativo (línea roja) en función de la temperatura del acero HM enfriado a 50 °C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.



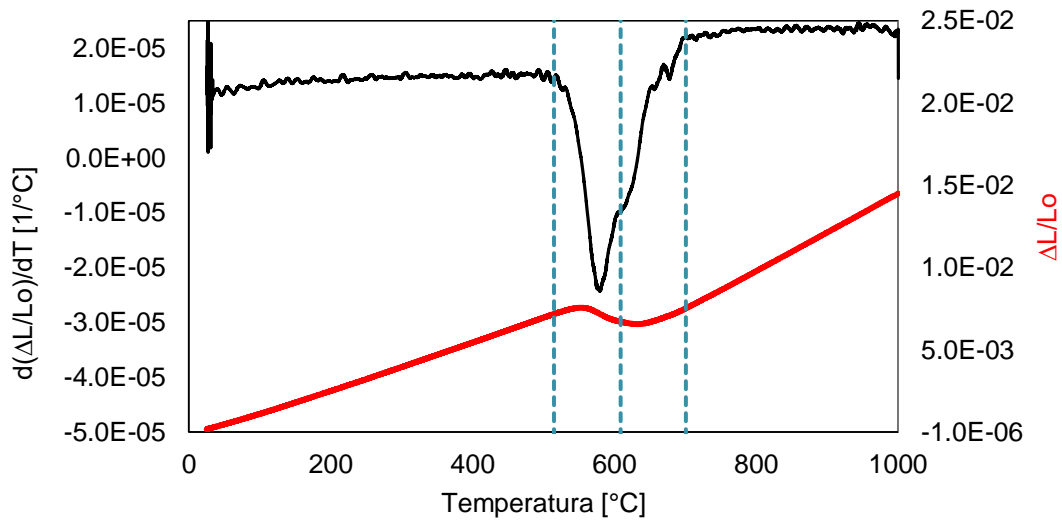
**Figura B.15.** Segunda derivada (línea negra) y cambio de longitud relativo (línea roja) en función de la temperatura del acero HM enfriado a 50°C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.



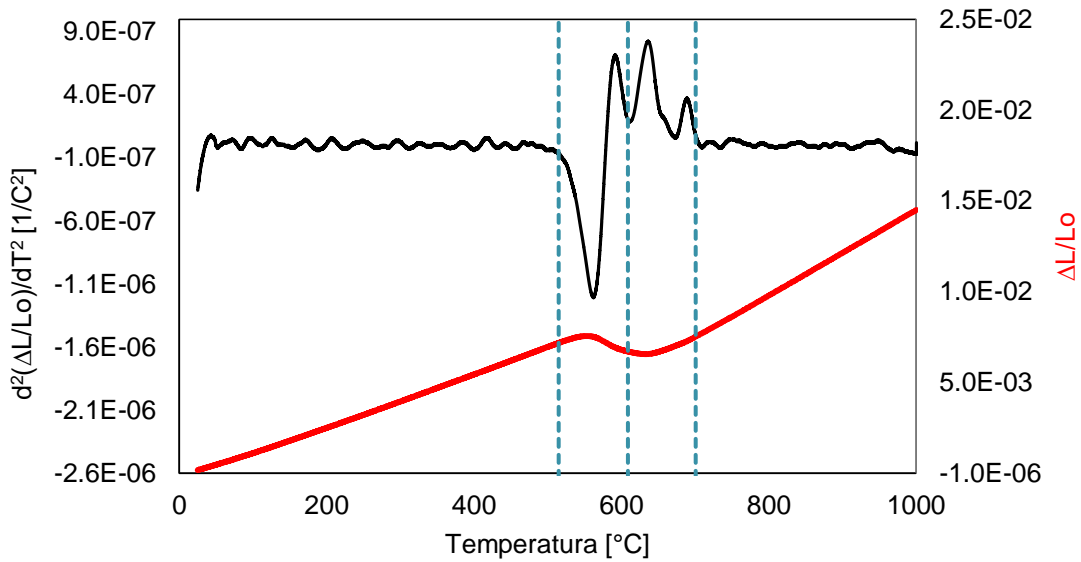
**Figura B.16.** Primera (línea negra) y segunda (línea roja) derivadas numéricas del cambio de longitud relativo en función de la temperatura del acero HM enfriado a 50 °C/s. Las líneas discontinuas verdes representan las temperaturas a las cuales se presentan las máximas rapideces de transformación.



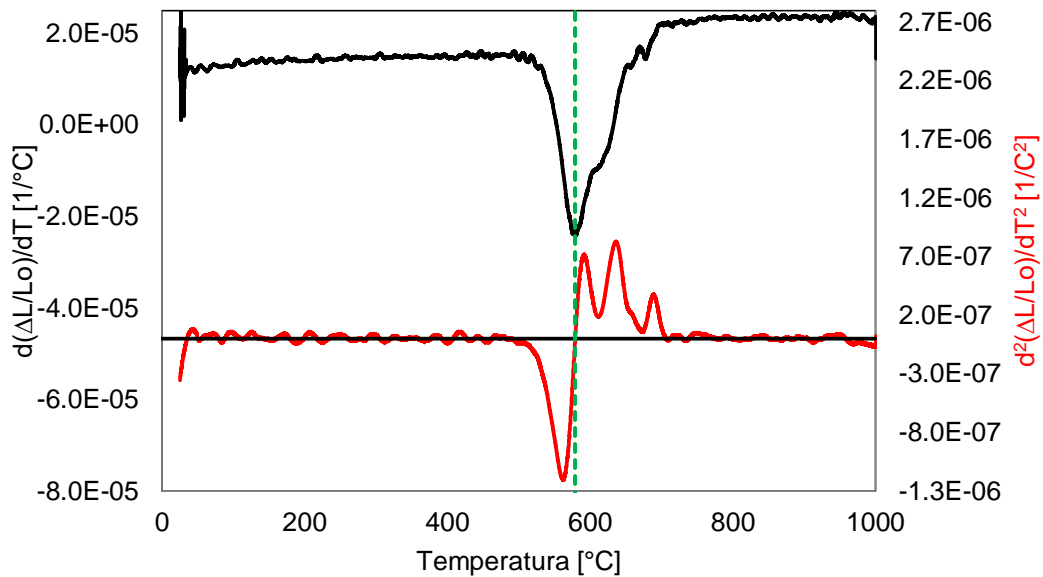
**Figura B.17.** Primera (línea negra) y segunda (línea roja) derivada numéricas del cambio de longitud relativo en función de la temperatura del acero GM enfriado a 1 °C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.



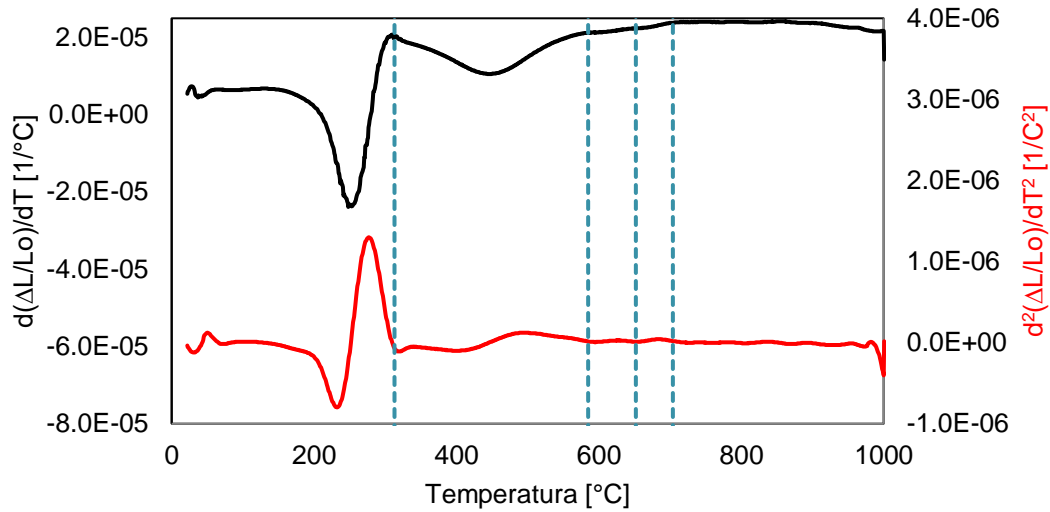
**Figura B.18.** Primera derivada (línea negra) y cambio de longitud relativo (línea roja) en función de la temperatura del acero GM enfriado a 1 °C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.



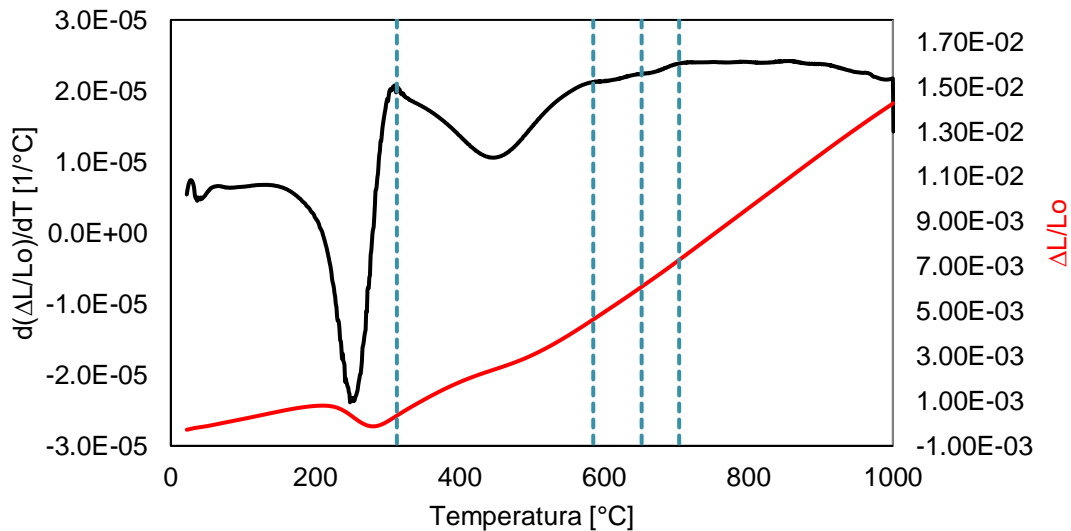
**Figura B.19.** Segunda derivada (línea negra) y cambio de longitud relativo (línea roja) en función de la temperatura del acero GM enfriado a 1 °C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.



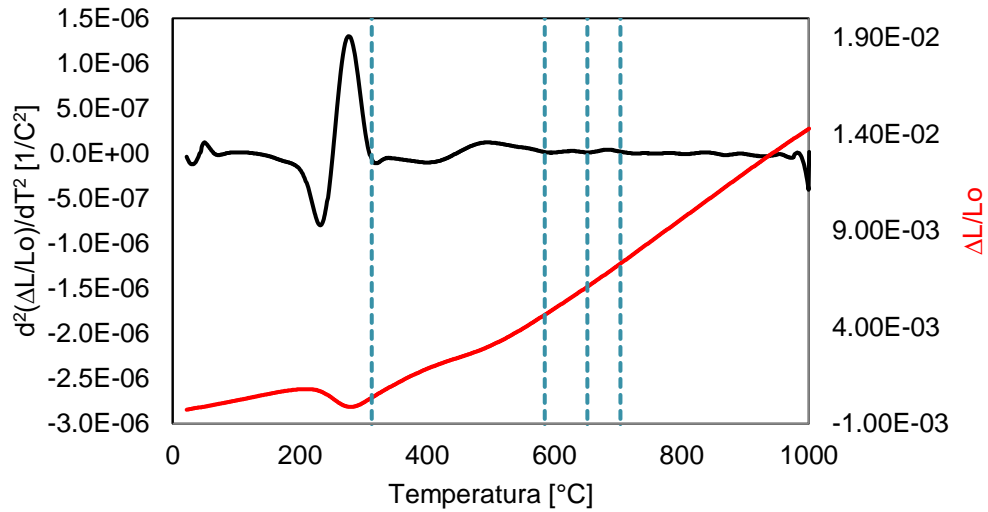
**Figura B.20.** Primera (línea negra) y segunda (línea roja) derivadas numéricas del cambio de longitud relativo en función de la temperatura del acero HM enfriado a 1 °C/s. La línea discontinua verde representa la temperatura a la cual se presenta la máxima rapidez de transformación.



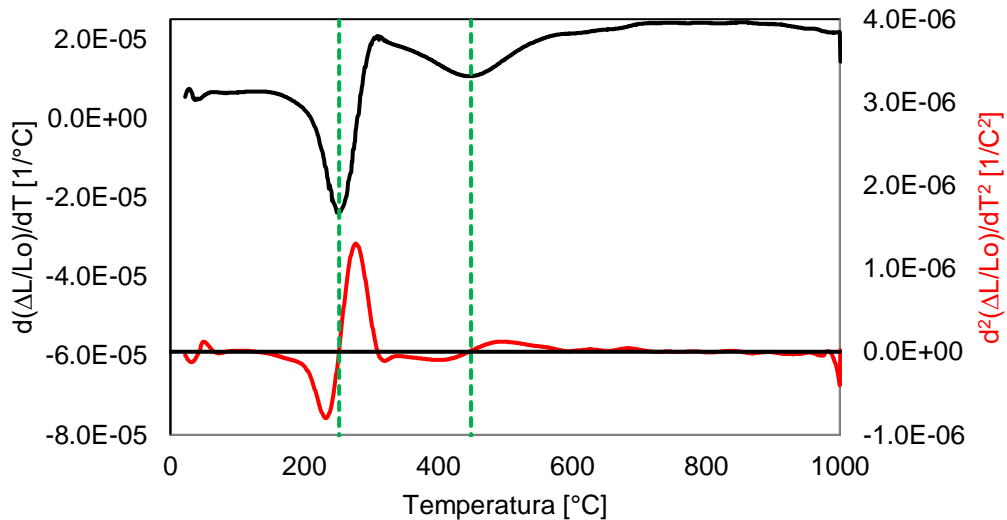
**Figura B.21.** Primera (línea negra) y segunda (línea roja) derivada numéricas del cambio de longitud relativo en función de la temperatura del acero GM enfriado a 10 °C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.



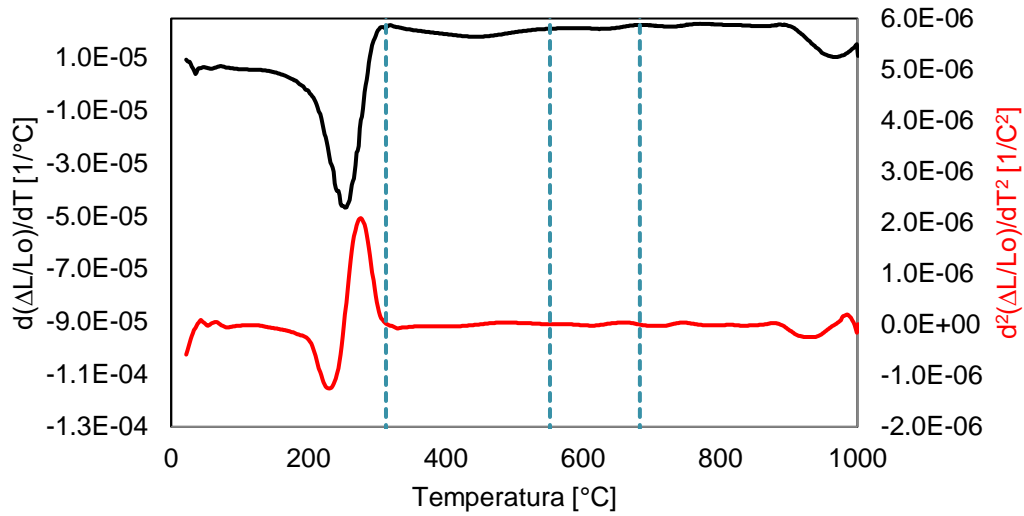
**Figura B.22.** Primera derivada (línea negra) y cambio de longitud relativo (línea roja) en función de la temperatura del acero GM enfriado a 10 °C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.



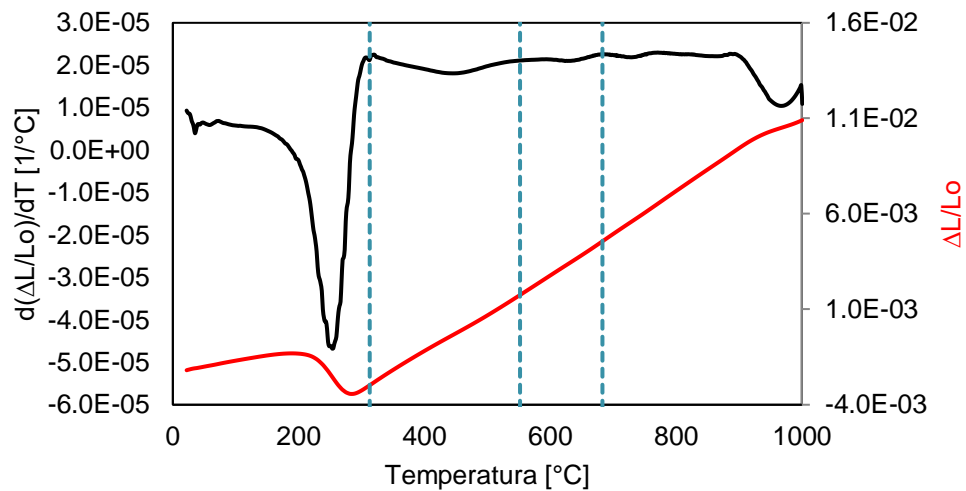
**Figura B.23.** Segunda derivada (línea negra) y cambio de longitud relativo (línea roja) en función de la temperatura del acero GM enfriado a 10 °C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.



**Figura B.24.** Primera (línea negra) y segunda (línea roja) derivadas numéricas del cambio de longitud relativo en función de la temperatura del acero HM enfriado a 10 °C/s. Las líneas discontinuas verdes representan las temperaturas a las cuales se presentan las máximas rapidezces de transformación.

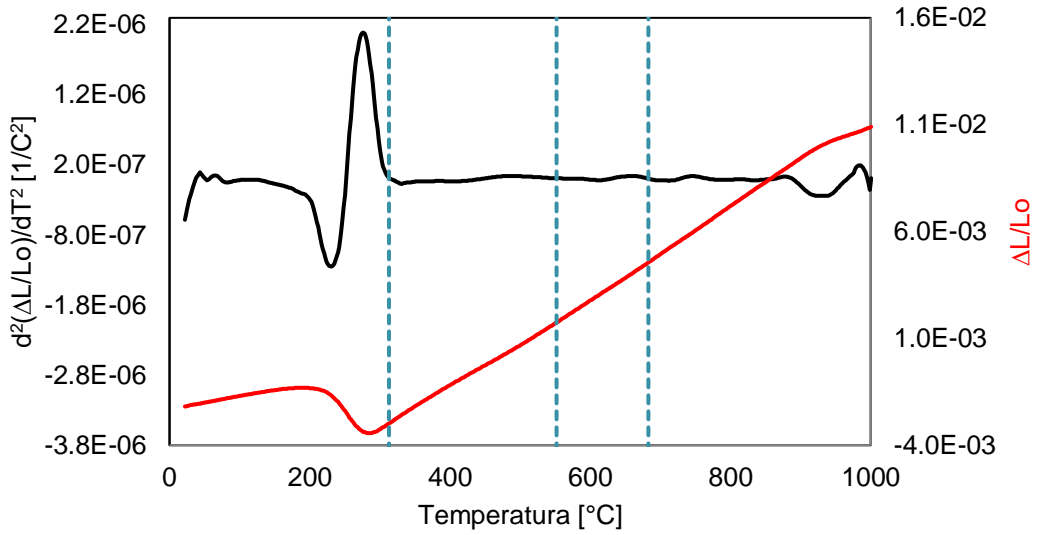


**Figura B.25.** Primera (línea negra) y segunda (línea roja) derivada numéricas del cambio de longitud relativo en función de la temperatura del acero GM enfriado a 20 °C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.

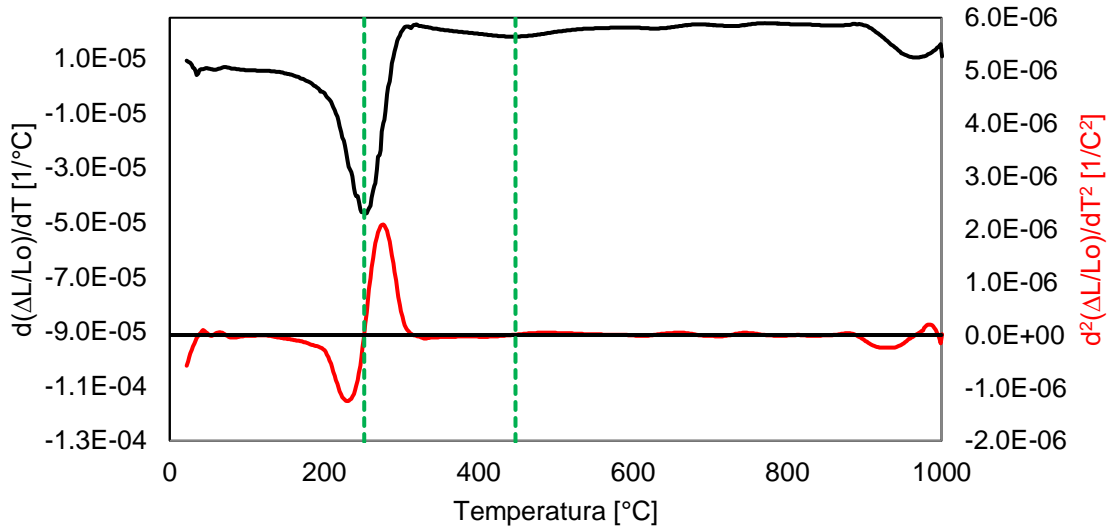


**Figura B.26.** Primera derivada (línea negra) y cambio de longitud relativo (línea roja) en función de la temperatura del acero GM enfriado a 20 °C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.

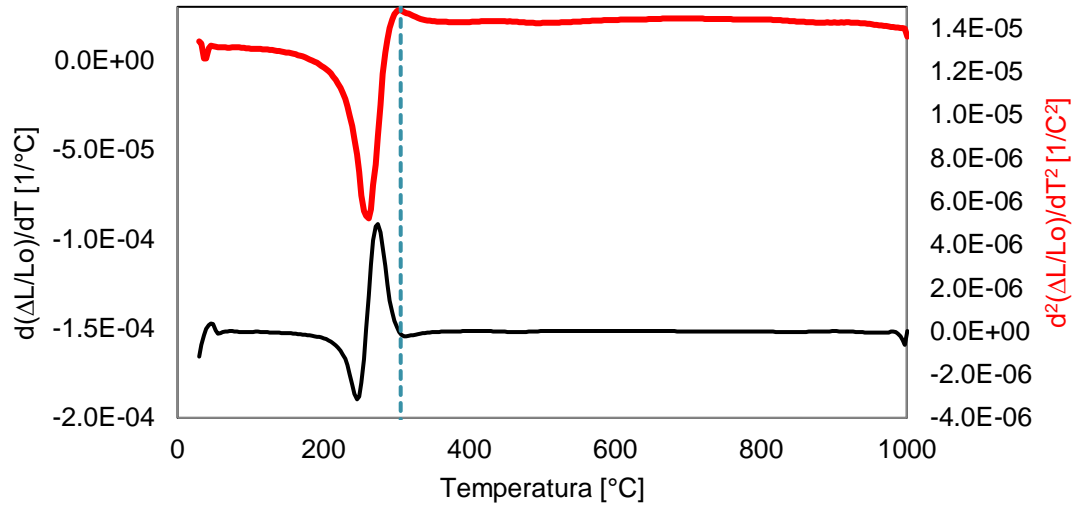




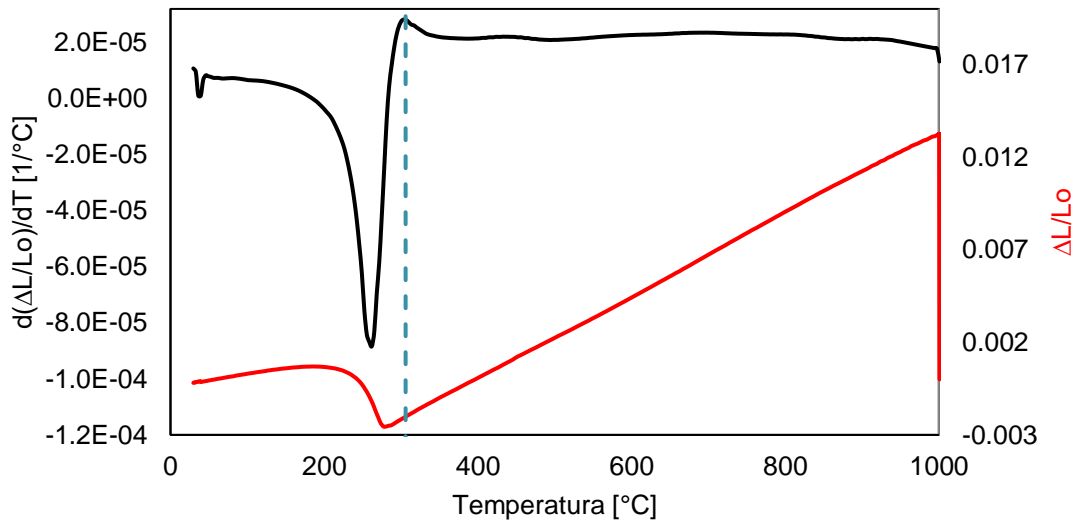
**Figura B.27.** Segunda derivada (línea negra) y cambio de longitud relativo (línea roja) en función de la temperatura del acero GM enfriado a 20 °C/s. Las líneas discontinuas azules representan las temperaturas a los cuales se presentan las transformaciones de fase.



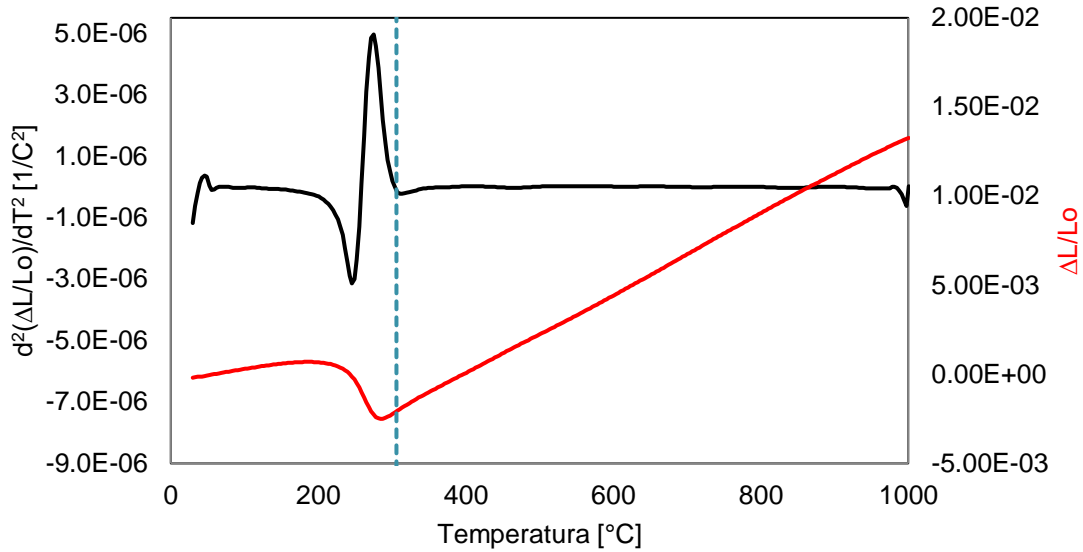
**Figura B.28.** Primera (línea negra) y segunda (línea roja) derivadas numéricas del cambio de longitud relativo en función de la temperatura del acero HM enfriado a 20 °C/s. Las líneas discontinuas verdes representan las temperaturas a las cuales se presentan las máximas rapidezces de transformación.



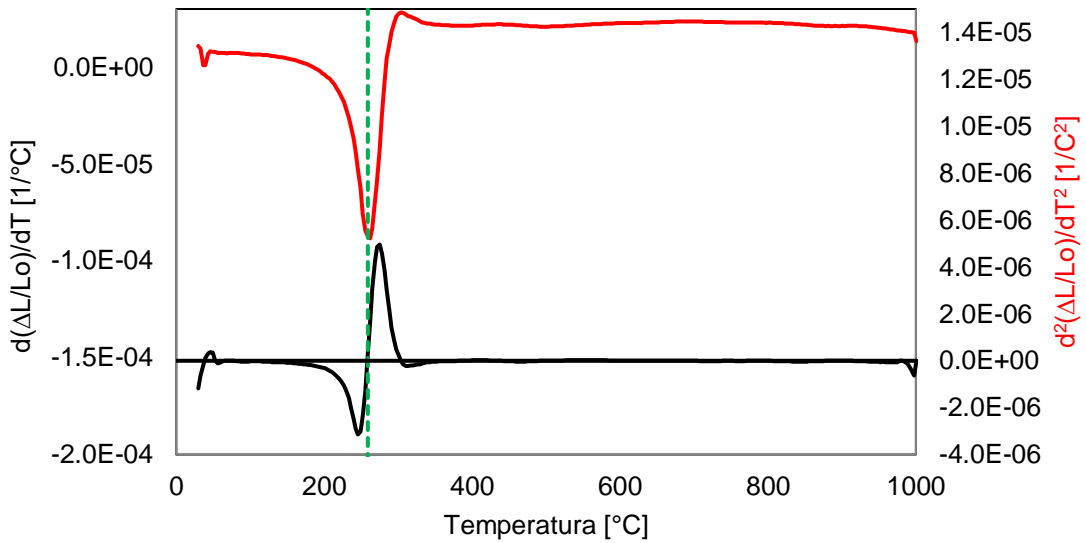
**Figura B.29.** Primera (línea negra) y segunda (línea roja) derivada numéricas del cambio de longitud relativo en función de la temperatura del acero GM enfriado a 50 °C/s. La línea discontinua azul representa la temperatura a la cual se presenta una transformación de fase.



**Figura B.30.** Primera derivada (línea negra) y cambio de longitud relativo (línea roja) en función de la temperatura del acero GM enfriado a 50 °C/s. La línea discontinua azul representa la temperatura a la cual se presenta una transformación de fase.



**Figura B.31.** Segunda derivada (línea negra) y cambio de longitud relativo (línea roja) en función de la temperatura del acero GM enfriado a 50 °C/s. La línea discontinua azul representa la temperatura a la cual se presenta una transformación de fase.



**Figura B.32.** Primera (línea negra) y segunda (línea roja) derivadas numéricas del cambio de longitud relativo en función de la temperatura del acero GM enfriado a 50 °C/s. La línea discontinua verde representa la temperatura a la cual se presenta la máxima rapidez de transformación.

