



**UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA  
DE MÉXICO**

---

**FACULTAD DE QUÍMICA**

**CARACTERIZACIÓN DE LA EXTRACCIÓN DE CALOR  
DURANTE LA TRANSFORMACIÓN DE FASE  
AUSTENITA-MARTENSITA**

**TESIS**

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

**PRESENTA:**

**FRANCISCO LÓPEZ SOSA**



**México, D.F.**

**2013**



Universidad Nacional  
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

**Biblioteca Central**



**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.

# UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

## FACULTAD DE QUÍMICA

### DEPARTAMENTO DE INGENIERÍA METALÚRGICA

TESIS REGISTRADA CON EL TÍTULO: "CARACTERIZACIÓN DE LA EXTRACCIÓN DE CALOR DURANTE LA TRANSFORMACIÓN DE FASE AUSTENITA-MARTENSITA"

ASESOR: DR. JOSÉ BERNARDO HERNÁNDEZ MORALES

SUSTENTANTE: FRANCISCO LÓPEZ SOSA

JURADO ASIGNADO:

- PRESIDENTE: JOSÉ BERNARDO HERNÁNDEZ MORALES
- VOCAL: SERGIO GARCÍA GALÁN
- SECRETARIO: ARTURO ALEJANDRO SÁNCHEZ SANTIAGO
- 1° SUPLENTE: MARCO AURELIO RAMÍREZ ARGÁEZ
- 2° SUPLENTE: BALBINA OJEDA RAMÍREZ

SITIO DONDE SE DESARROLLÓ EL TEMA: LAB. 005, EDIFICIO "D", FACULTAD DE QUÍMICA, UNAM.

DIRECCIÓN: FACULTAD DE QUÍMICA, EDIFICIO "D", CIRCUITO DE LA INVESTIGACIÓN CIENTÍFICA S/N, CIUDAD UNIVERSITARIA, COYOACÁN, MÉXICO, D.F., 04510.

## AGRADECIMIENTOS

## DEDICATORIA

## ÍNDICE

1. Introducción .....	1
2. Marco teórico .....	4
2.1. Tratamiento térmico de temple .....	4
2.1.1. Hierro, acero y sus características .....	5
2.1.2. Microestructuras y microconstituyentes formados en aleaciones hierro-carbón.....	6
2.1.3. Mecanismos de disipación de calor durante el proceso de temple .....	13
2.1.4. Medios de temple .....	14
2.2. Lecho fluidizado y fluidización .....	15
2.2.1. El estado fluidizado .....	16
2.2.2. Descripción del lecho fluidizado .....	18
2.2.2.1. Componentes del sistema y zonas del lecho fluidizado....	18
2.2.2.2. Clasificación de partículas .....	20
2.2.2.3. Calidad de la fluidización .....	23
2.2.2.4. Regímenes de fluidización.....	25
2.2.3. Fluidización particulativa y agregativa.....	26
2.2.4. Aplicaciones del lecho fluidizado.....	28
2.2.5. Transferencia de calor en el lecho fluidizado .....	29
2.2.6. Ventajas y desventajas de la aplicación del lecho fluidizado .....	31

2.3. Modelación matemática y simulación computacional .....	32
2.3.1. Problema Directo de Conducción de Calor ( <i>DHCP</i> ).....	33
2.3.2. Problema Inverso de Conducción de Calor ( <i>IHCP</i> ).....	37
2.4. Características del acero grado herramienta AISI 4140 .....	43
3. Hipótesis y objetivos .....	45
3.1. Hipótesis de trabajo .....	45
3.2. Objetivos específicos.....	46
4. Metodología de trabajo .....	47
4.1. Fase experimental .....	47
4.1.1. Preparación de datos para ser introducidos a WinProbe .....	51
4.2. Fase computacional .....	57
5. Resultados .....	61
5.1. Curvas de enfriamiento del acero AISI 4140 con presencia de transformación de fase .....	61
5.2. Reproducibilidad de las curvas de enfriamiento .....	63
5.3. Curvas de enfriamiento en el centro y la sub-superficie de la probeta .	65
5.4. Efecto del número de fluidización sobre las curvas de enfriamiento ...	68
5.5. Curvas de enfriamiento en la sub-superficie de la probeta y en el seno del lecho fluidizado .....	70
5.6. Curvas de enfriamiento de la matriz experimental.....	73

6. Análisis de resultados .....	76
6.1. Fase experimental .....	76
6.1.1. Curvas de rapidez de enfriamiento vs. tiempo .....	76
6.1.2. Curvas de rapidez de enfriamiento vs. temperatura de sub- superficie.....	78
6.1.3. Estimación del <i>flux</i> de calor como función de la temperatura de la superficie.....	80
6.1.4. Validación de la curva de <i>flux</i> de calor de superficie vs. temperatura de superficie estimada con <i>WinProbe</i> .....	82
6.1.5. <i>Flux</i> de calor de superficie vs. temperatura de superficie (todas las condiciones experimentales).....	84
6.1.6. Efecto del número de fluidización en las curvas de <i>flux</i> de calor de superficie vs. temperatura estimada en la superficie .....	92
6.1.7. Comparación entre número de pasos de tiempo futuros usados en la estimación de las curvas de <i>flux</i> de calor de superficie vs. temperatura de superficie .....	95
6.1.8. Curvas de historias de rapidez de enfriamiento de la probeta y de rapidez de calentamiento del seno del lecho fluidizado .....	98
6.2. Fase computacional .....	100
6.2.1. Verificación del modelo matemático.....	100
6.2.2. Validación del modelo matemático.....	102
7. Conclusiones .....	106
8. Bibliografía .....	107

# 1. INTRODUCCIÓN

El objetivo de los tratamientos térmicos es modificar las propiedades de componentes metálicos, mediante cambios en su microestructura, con el fin de que, gracias a las propiedades adquiridas, puedan desempeñar eficientemente el trabajo a que han de ser destinados.

El proceso de tratamiento térmico de aceros consiste en calentar la pieza a una determinada temperatura, mantenerla a esa temperatura durante algún tiempo hasta que se forme la microestructura previa deseada, y luego enfriarla a una rapidez conveniente. Los factores *temperatura-tiempo* han de ser minuciosamente estudiados; dependen de las propiedades que se desean obtener, así como de la forma y tamaño de las piezas y de las características del medio de enfriamiento.

Un proceso de tratamiento térmico comúnmente empleado para endurecer al acero es el *temple*. Existen varias alternativas de éste proceso: sumergiendo las piezas en agua, en sales fundidas ó en aceites de origen mineral o vegetal; todos generan un potencial riesgo tanto para el personal encargado de llevar a cabo el proceso como para el medio ambiente. Dicha situación ha forzado a las diversas áreas de la ingeniería metalúrgica a desarrollar procesos y sistemas que permitan realizar tratamientos térmicos de temple reduciendo los riesgos antes mencionados y aumentando la eficiencia del proceso.

El lecho fluidizado es una alternativa que ofrece ventajas sobre otros medios de enfriamiento. Las piezas se sumergen en una cama o lecho fluidizado, comúnmente de alúmina o carburo de silicio; mediante el flujo de un gas de fluidización (por ejemplo, aire) las partículas son suspendidas, para generar una mucho mayor superficie de contacto sólido-gas y un coeficiente de transferencia de calor grande.

Hoy en día, la modelación matemática y simulación computacional son herramientas poderosas para el diseño y la optimización de procesos metalúrgicos. En este contexto, para modelar y simular el proceso de temple se requiere conocer la condición de frontera térmica. Los valores de condición de frontera térmica que requiere el Problema Directo de Conducción de Calor (*DHCP*, por sus siglas en inglés), en forma de *flux* de calor en la superficie, pueden obtenerse a partir de la solución del Problema Inverso de Conducción de Calor (*IHCP*, por sus siglas en inglés).

Sin embargo, es muy difícil acoplar dos campos en dicho método de solución; es decir, el campo térmico y microestructural son muy difíciles de estimar simultáneamente. Dada esta dificultad, fue necesario demostrar experimental y computacionalmente que el *flux* de calor extraído del sistema presenta valores similares en un rango de temperaturas cercano a la transformación martensítica de un acero AISI 4140, sin importar la temperatura de inicio del enfriamiento.

Dada la certeza que el *flux* de calor presenta valores equivalentes cuando hay o no transformación de fase (austenita a martensita) en la probeta de temple, en el rango de temperaturas en que ocurre la transformación, se podrían generar valores de *flux* de calor en la superficie, empleando la solución al *IHCP* en ausencia de la transformación de fase, para ser empleados como condiciones de frontera térmica en el *DHCP* después de combinar diversas curvas de *flux* de calor como función de la temperatura de la superficie.

La condición de frontera térmica se aplicó en un modelo matemático (previamente desarrollado) que simula la evolución de los campos térmico y microestructural y cuyo código fue implementado en el lenguaje de programación Pascal. El modelo matemático calcula las curvas de respuesta térmica en las probetas de temple de acero AISI 4140, incluyendo a la transformación austenita-martensita. El modelo fue desarrollado usando el

## INTRODUCCIÓN

---

método de diferencias finitas, la ecuación cinética propuesta por Koistinen y Marburger, y la curva compuesta de *flux* de calor en la superficie como frontera térmica (obtenidos de la solución del *IHCP*).

## 2. MARCO TEÓRICO

La definición de tratamiento térmico dada en el Metals Handbook es: “una combinación de operaciones de calentamiento y enfriamiento, de tiempos determinados y aplicados a un metal o aleación en el estado sólido en una forma tal que producirá propiedades deseadas” [1]. Todos los procesos básicos de tratamientos térmicos para aceros incluyen la transformación o descomposición de la austenita. La naturaleza y la apariencia de los productos de transformación determinan las propiedades físicas y mecánicas del acero tratado térmicamente.

El primer paso en el tratamiento térmico de un acero es calentar el material a una temperatura en o por encima del intervalo crítico para formar austenita. En la mayoría de los casos, la rapidez de calentamiento a la temperatura deseada es menos importante que otros factores en el ciclo del tratamiento térmico; sin embargo, es común que el calentamiento se realice en etapas. La excepción son los materiales con esfuerzos residuales significativos (usualmente producidos por trabajo en frío), que deben calentarse más lentamente que los que se hallan libres de esfuerzos para evitar distorsión [2].

### 2.1. TRATAMIENTO TÉRMICO DE TEMPLE

El tratamiento térmico conocido como temple [3] se define como el enfriamiento de un acero desde la microestructura austenítica ( $\gamma$ ), a una rapidez tal que no puedan efectuarse las transformaciones a ferrita ( $\alpha$ ), perlita ( $P$ ) ó bainita ( $B$ ). Siempre que se cumplan estas condiciones se forma una nueva estructura llamada martensita ( $\alpha'$ ). La martensita es una microestructura que se caracteriza por su alta dureza pero baja tenacidad.

### 2.1.1. HIERRO, ACERO Y SUS CARACTERÍSTICAS

El hierro es un constituyente fundamental de algunas de las más importantes aleaciones de la Ingeniería [2].

El hierro es un metal alotrópico, lo cual significa que puede existir en más de un tipo de estructura reticular, dependiendo de la temperatura. En la Figura 2.1 se muestra una curva de enfriamiento para hierro puro.

Cuando el hierro primero solidifica a 1537 °C, está en la forma b.c.c. (cúbica centrada en el cuerpo)  $\delta$  (*delta*). Para ulterior enfriamiento, a 1401 °C, ocurre un cambio de fase y los átomos se reacomodan por sí mismos en la forma  $\gamma$  (*gamma*), que es f.c.c. (cúbica centrada en la cara) y no magnética. Cuando la temperatura alcanza 908 °C, ocurre otro cambio de fase de hierro  $\gamma$  f.c.c. no magnético a hierro  $\alpha$  (*alfa*) b.c.c. no magnético. Finalmente, a 768 °C, el hierro  $\alpha$  se hace magnético sin cambio en la estructura reticular.

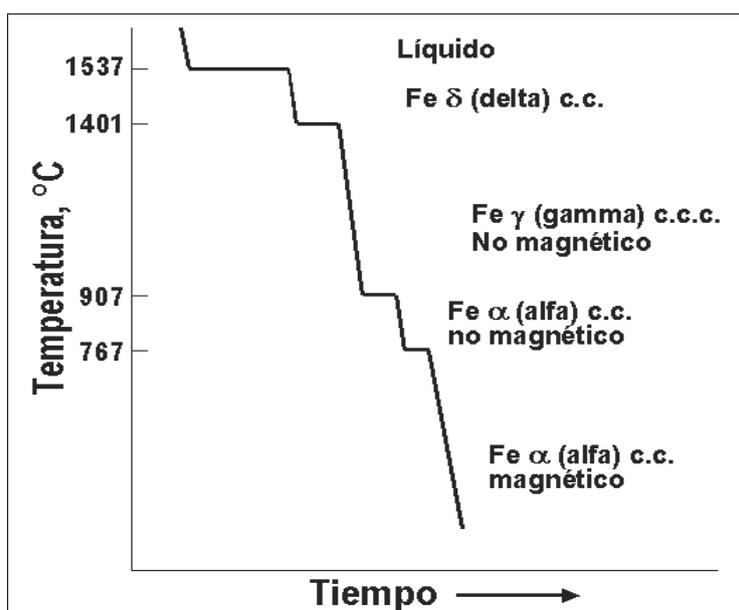


Figura 2.1. Curva de enfriamiento para hierro puro [4].

Todos los cambios alotrópicos ceden calor (reacción exotérmica) cuando el hierro se enfría y absorben calor (reacción endotérmica) cuando el mismo se calienta. Lo mismo es válido para las fases correspondientes en un acero,

### 2.1.2. MICROESTRUCTURAS Y MICROCONSTITUYENTES FORMADOS EN ALEACIONES HIERRO-CARBONO

A continuación se presentan las estructuras que aparecen en el diagrama de fases hierro-carbono.

La *cementita* o carburo de hierro, con fórmula química  $Fe_3C$ , contiene 6.67 % de C en peso. Es un compuesto intersticial típicamente duro y frágil de poca resistencia a la tensión, pero de alta resistencia compresiva. Es la estructura más dura que aparece en el diagrama. Su estructura cristalina es ortorrómbica [2].

La *austenita* es una solución sólida de carbono o carburo de hierro en hierro gamma (estructura cristalina f.c.c.) [4]. Puede contener desde 0.0 % hasta 2.11 % de C en peso y es, por lo tanto, un microconstituyente de composición variable. Todos los aceros están formados por austenita cuando se calientan a una temperatura superior a las críticas ( $Ac_3$  ó  $Ac_{cm}$ ). Aunque generalmente es un microconstituyente inestable, se puede obtener esa estructura a temperatura ambiente por enfriamiento rápido de aceros de alto contenido de carbono o de muy alta aleación.

En la Figura 2.2 se muestra la microestructura de austenita a 500X. En algunos aceros de alta aleación, como Cr-Ni inoxidables 18-8, 24-12 y los aceros altos en Manganeso (Mn=12 %), aparece la austenita a temperatura ambiente por simple enfriamiento al aire.



Figura 2.2. Microestructura de la austenita vista en microscopio metalográfico a 500X, tamaño de la imagen ampliado 25% [2].

*Ledeburita* es la mezcla eutéctica de austenita y cementita; contiene 4.3 % de C y se forma a 1130 °C.

*Ferrita* es el nombre dado a la solución sólida  $\alpha$ . Es una solución sólida intersticial de una pequeña cantidad de carbono disuelto en hierro  $\alpha$  (b.c.c.) (Figura 2.3). La máxima solubilidad es 0.025 % de C a 722.8 °C, y disuelve 0.008 % de C a temperatura ambiente. Es la estructura más suave que presenta un acero.



Figura 2.3. Microestructura de la ferrita vista en microscopio metalográfico a 100X y aumentada 2X [5].



Como resultado de la transformación se producen dos tipos de microconstituyentes. La perlita (P) se forma por encima de 550 °C, y la bainita (B) se forma a temperaturas inferiores.

*Perlita* es la mezcla eutectoide que contiene 0.8 % de C y se forma a 722.8 °C. Es una mezcla muy fina, tipo placa ó laminar de ferrita y cementita. En la Figura 2.5 se muestra la fina mezcla tipo huella dactilar, llamada perlita. La base o matriz ferrítica blanca que forma la mayoría de la mezcla eutectoide contiene delgadas placas de cementita.

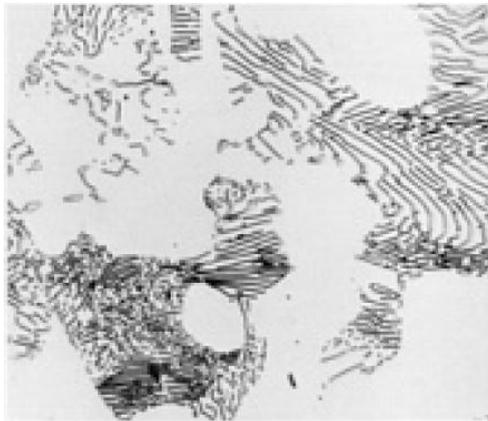


Figura 2.5. Microestructura de un acero 1030, austenizado 1 hora a 930 °C. La microestructura es perlita (zonas oscuras) y ferrita (zonas blancas). Vista a 1000X y aumentada 2X [5].

Si se realiza la transformación justo por debajo de la temperatura eutectoide, la austenita se subenfria ligeramente. Por otro lado, se requieren tiempos prolongados antes que se transformen núcleos estables para la ferrita y la cementita. Después de que la perlita empieza a crecer, los átomos se difunden con rapidez, produciéndose una *perlita gruesa*.

La austenita transformada a una temperatura inferior se subenfria mucho más. En consecuencia, la nucleación ocurre más aprisa y el tiempo de transformación es más corto. Sin embargo, también es más lenta la difusión, ya que los átomos se difunden sólo distancias cortas, y se produce *perlita fina*.

La perlita más fina se forma en tiempos más cortos conforme se reduce la temperatura de transformación isotérmica hasta aproximadamente 550 °C, que es la nariz o rodilla de la curva TTT (ver Figura 2.4).

*Bainita.* A una temperatura justo por debajo de la nariz del diagrama TTT, la difusión ocurre muy lentamente y los tiempos totales de transformación se incrementan. Además, se presenta una microestructura distinta [6].

A bajas temperaturas de transformación, las laminillas en la perlita tendrían que ser extremadamente delgadas y, en consecuencia, el área entre ferrita y laminillas de  $Fe_3C$  sería muy grande.

Debido a la energía asociada con la interfase ferrita-cementita, la energía total del acero tendría que ser muy grande. El acero puede reducir su energía interna permitiendo que la cementita se precipite en forma de partículas distintas y redondeadas en una matriz de ferrita. Este nuevo microconstituyente u organización de ferrita y cementita, se conoce como *bainita*.

Los tiempos requeridos para que inicie y termine la transformación austenita a bainita se incrementan, y la bainita se hace más fina conforme se reduce la temperatura de transformación. La bainita que se forma justo por debajo de la nariz de la curva se conoce como *bainita gruesa*, *bainita superior* o *bainita de pluma*. La bainita que se forma a temperaturas inferiores, se conoce como *bainita fina*, *bainita inferior* o *bainita acicular*. La Figura 2.6 muestra microestructuras típicas de la bainita.

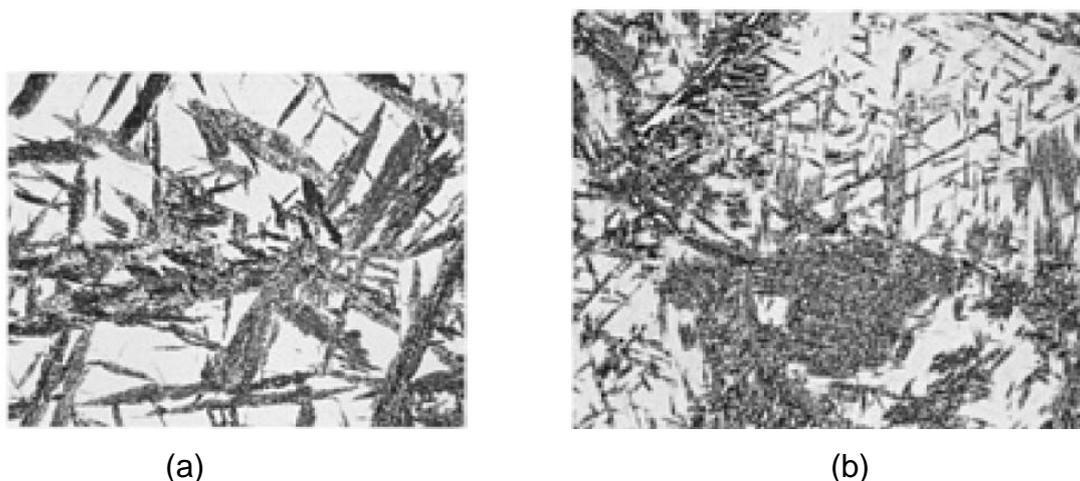


Figura 2.6. (a) Acero 1045 austenizado 10 minutos a 1205 °C. La microestructura es bainita inferior (zonas oscuras) en una matriz de martensita (zonas blancas). Vista a 500X y aumentada 2X. (b) Acero 1045 austenizado 2.5 horas a 845 °C. Microestructura es combinación de bainita superior e inferior en matriz de martensita. Vista a 500X y aumentada 2X [5].

La *martensita* es el microconstituyente típico de los aceros templados [6]. Es una solución sólida sobresaturada de carbono o carburo de hierro en hierro alfa, y se obtiene por enfriamiento rápido de aceros desde temperaturas superiores a las críticas. Su contenido de carbono suele variar generalmente desde pequeñas trazas hasta 1 % de C y algunas veces, en los aceros hipereutectoides, aún suele ser más elevado.

Sus propiedades físicas suelen variar con su composición, aumentando su dureza, resistencia y fragilidad con el contenido de carbono, hasta un máximo de 0.9 % de C, aproximadamente. Después de los carburos y la cementita, es el microconstituyente más duro de los aceros.

La transformación de fase austenita-martensita llevada a cabo durante el enfriamiento de la probeta de acero desde la temperatura de austenización es de carácter adifusional y atérmica, debido a la gran rapidez con la que se lleva a cabo dicha transformación.

La cinética de la transformación de fase está descrita matemáticamente por la ecuación empírica de Koistinen-Marburger [7], que establece la relación entre la fracción volumétrica local transformada y la diferencia entre la temperatura del comienzo de la transformación y la temperatura local instantánea. A la temperatura de inicio de la transformación se le denomina  $M_s$  y a la temperatura de fin de la transformación  $M_f$ .

La temperatura de austenización recomendada para aceros hipoeutectoides es de aproximadamente 10 °C por arriba de la línea de temperatura crítica superior ( $Ac_3$ ) [8]. A cualquier temperatura por debajo de dicha línea, existirá cierta cantidad de ferrita presente que se mantendrá aún después del temple y dará lugar a áreas blandas con menor grado de dureza. Por ende, las propiedades de la pieza final carecerán de homogeneidad.

Para aceros hipereutectoides, la temperatura de austenización recomendada suele estar entre las líneas ( $Ac_{cm}$ ) y ( $Ac_3$ ).

La temperatura de inicio de transformación martensítica puede ser determinada realizando pruebas de dilatometría [2]. En estas pruebas, las probetas son sometidas a ciclos térmicos de calentamiento y enfriamiento similares a los realizados durante el tratamiento térmico de temple, tanto la temperatura como la expansión (diametral o longitudinal) son monitoreadas durante dichos ciclos térmicos.

En las Figuras 2.7 y 2.8 se presentan imágenes de la microestructura que presenta la martensita de un par de aceros templados, empleando distintos medios de enfriamiento en sus respectivos procesos.

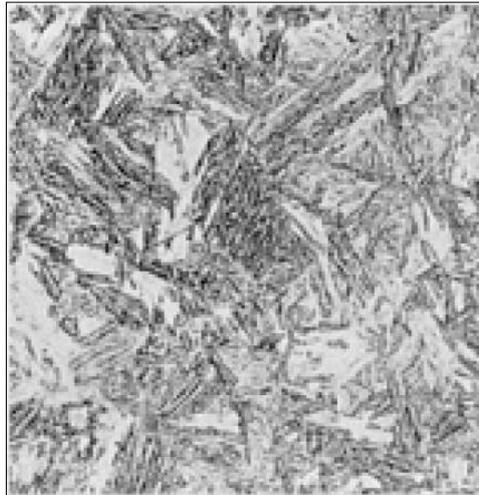


Figura 2.7. Acero 1020 templado en agua. La microestructura mostrada es martensita, vista a 500X y aumentada a 2X [5].

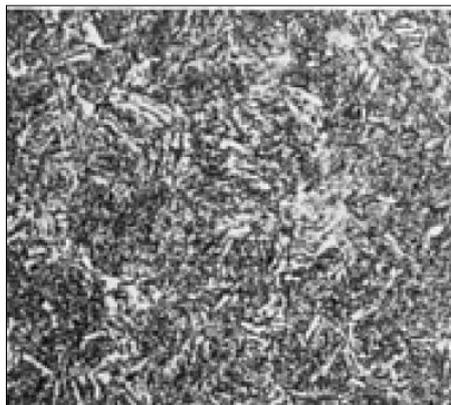


Figura 2.8. Barra de acero 4140, austenizado a 845 °C y templado en aceite a 65 °C. La estructura es una combinación de martensita, ferrita y carburos precipitados. Vista a 750X y aumentada 2X [5].

### 2.1.3. MECANISMOS DE DISIPACIÓN DE CALOR DURANTE EL PROCESO DE TEMPLE

La estructura, dureza y resistencia resultantes de una operación de tratamiento térmico se determinan, esencialmente, por la rapidez de enfriamiento obtenida del proceso de temple [1].

Si la rapidez de enfriamiento local excede a la rapidez crítica de enfriamiento sólo se obtendrá martensita; si la rapidez de enfriamiento local es menor que la rapidez de enfriamiento crítica, la pieza no endurecerá completamente. A mayor diferencia entre la rapidez de enfriamiento local y la rapidez de enfriamiento crítica, los productos de transformación serán más blandos y la dureza menor.

### 2.1.4. MEDIOS DE TEMPLE

Existe una gran diversidad de medios de temple. Las propiedades que más influyen en el poder de enfriamiento de los medios de temple son: temperatura de ebullición, conductividad térmica, viscosidad, calor específico y calor de vaporización.

El medio de temple ideal mostraría una alta rapidez de enfriamiento inicial para evitar la transformación en la región de la nariz del diagrama TTT y luego una lenta rapidez de enfriamiento para todo el intervalo inferior de temperatura a fin de minimizar la distorsión [2]. Desafortunadamente, no hay un medio de temple que muestre estas propiedades ideales.

Los medios de enfriamiento más usados en el temple de aceros son:

1. *Agua*. Debe evitarse que ésta se caliente durante el temple. Si esta temperatura es superior a los 30 °C, se prolonga exageradamente la primera etapa del enfriamiento [2], lo que es un gran inconveniente, porque con ello disminuye la rapidez de enfriamiento en la zona 750-500 °C y se favorece, sobre todo en los aceros de poca templabilidad, la formación de estructuras blandas.

2. *Aceite*. Se usan aceites animales, vegetales o minerales. Se controlan sus propiedades: *viscosidad* baja, ya que si es un aceite viscoso, la zona próxima a la superficie metálica se carboniza, porque las corrientes de *convección* son muy lentas bajo estas condiciones. La *volatilidad* baja porque se pierde aceite con el uso y se espesa el baño, con la consiguiente pérdida en la velocidad de enfriamiento. *Temperaturas de inflamación y combustión* deben ser elevadas, para evitar excesivo humo en el taller y también el peligro de que se inflame el baño.
3. *Plomo*. Las aplicaciones más generales de este metal fundido como medio de enfriamiento son el temple de herramientas de aceros especiales, y el temple de muelles. Es un medio de enfriamiento muy tóxico.
4. *Sales fundidas*. Están constituidas principalmente por cantidades variables de cloruros, carbonatos, nitritos y cianuros de sodio, potasio y bario, y se utilizan para temperaturas que van desde 150 hasta 1300 °C. en ocasiones se usan como medio de enfriamiento y sustituyen con ventaja al aceite y al plomo fundido; otras veces, en cambio, se utilizan para calentar las piezas y también para cementarlas y nitrurarlas.

### 2.2. LECHO FLUIDIZADO Y FLUIDIZACIÓN

Un proceso alternativo que ha tenido buena aceptación al pasar de los años - por su eficiencia en extracción de calor - es el de lecho fluidizado. En este proceso se aprovecha el alto coeficiente de transferencia de calor (entre 120 y 1200  $W m^{-2} °C^{-1}$ ) que presenta el medio fluidizado en comparación con la utilización del gas de fluidización únicamente.

El movimiento de la cama varía con la velocidad del flujo del fluido. Se pueden distinguir tres etapas (ver Figura 2.9): *lecho fijo* cuando no hay flujo de fluido, *lecho fluidizado* cuando la velocidad del fluido aumenta de tal forma que aumenta considerablemente el volumen del lecho, alcanzando una expansión uniforme, y *transporte neumático* cuando la velocidad aumenta a valores tales que provocan que las partículas fluidizadas sean expulsadas del reactor [8].

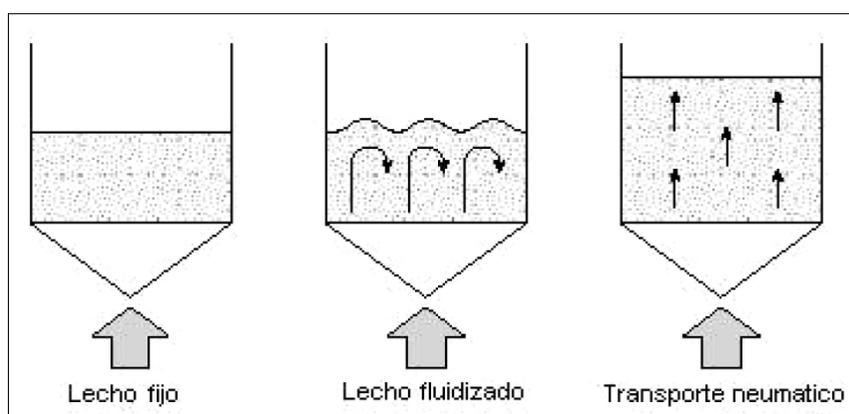


Figura 2.9. Regímenes en un reactor con una cama de partículas [8].

### 2.2.1. EL ESTADO FLUIDIZADO

La fluidez de un líquido tiene su origen en la movilidad de las partículas que lo constituyen. Es posible separar las partículas de un sólido suficientemente para que ganen esta movilidad, mediante el flujo constante de un líquido o un gas a una velocidad suficiente [9].

Cuando este fluido tiene una velocidad pequeña, los intersticios entre las partículas ofrecen la suficiente resistencia para provocar una caída de presión. Ésta aumenta conforme la velocidad del fluido se incrementa, pero llega un momento en que se iguala al peso de las partículas que comienzan a separarse unas de otras. Se dice entonces que están flotando hidrodinámicamente o en *estado fluidizado*.

Es posible que la velocidad del fluido siga elevándose; esto tiene como resultado que el espacio entre las partículas se haga aún mayor, pero sin tener efecto en la diferencia de presión, como se puede observar en la Figura 2.10.

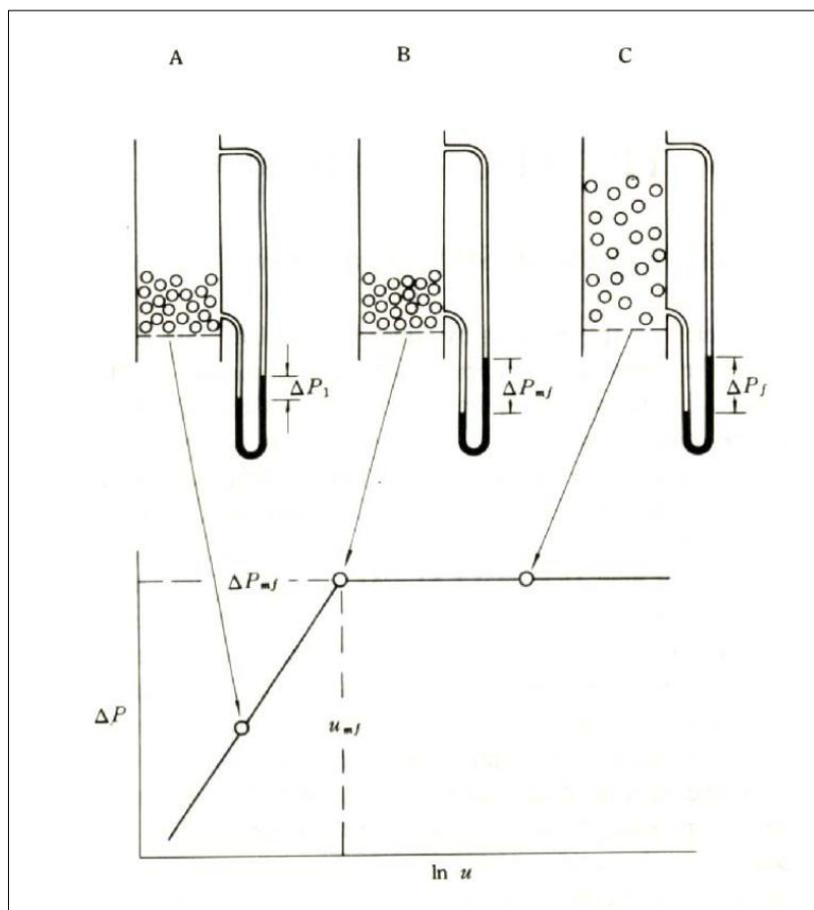


Figura 2.10. Comportamiento de la caída de presión en el lecho con respecto a la velocidad. ( $\Delta P$ ) es la caída de presión y ( $\ln u$ ) es el logaritmo natural de la velocidad del gas de fluidización [10].

En la práctica se ha dado mayor atención al fluido como fuerza motriz para fluidizar, pero este estado puede ser logrado mediante la aplicación de otras fuerzas [11]. Por ejemplo, si se trata de partículas ferromagnéticas se puede lograr un estado fluidizado aplicando un campo magnético alternante. Por ello, debería considerarse la combinación de diferentes alternativas para alcanzar la fluidización, en lugar de usar sólo una de ellas.

El punto en el que el fluido comienza a suspender a las partículas se conoce como *fluidización mínima (o incipiente)* y *velocidad mínima de fluidización* a la velocidad que se requiere en el fluido. Dado que el flujo volumínico y la velocidad están relacionados, también es posible utilizar al primero para caracterizar a un lecho fluidizado.

Utilizando a la velocidad mínima de fluidización, se define al número de fluidización como:

$$N_f = \frac{v}{v_{mf}} \quad (2.1)$$

Donde  $N_f$  es el número de fluidización,  $v$  es la velocidad del gas de fluidización y  $v_{mf}$  es la velocidad mínima de fluidización. Este número adimensional permite caracterizar el nivel de fluidización de un lecho fluidizado así como comparar condiciones de fluidización entre dos reactores distintos.

## 2.2.2. DESCRIPCIÓN DE UN LECHO FLUIDIZADO

### 2.2.2.1. COMPONENTES DEL SISTEMA Y ZONAS DEL LECHO FLUIDIZADO

El lecho fluidizado depende mucho del tipo de fluidización que se esté realizando y la aplicación que quiera tenerse, pero puede decirse que existen ciertos tipos de componentes que son bastante comunes en todos ellos.

*Columna de fluidización.* Consiste en un tubo sobre el cual viajará el fluido que suspenderá las partículas.

*Sección uniformadora.* Se trata de un cono difusor que existe con el objeto de obtener un perfil de velocidad deseado.

*Distribuidor.* Consiste en una placa con algunas perforaciones o algún tipo de tapón poroso (formado con arena Shell por ejemplo). Es uno de los componentes más importantes, ya que su diseño impacta directamente en la calidad de la fluidización.

*Sistema de suministro de fluido.* Consiste en un sistema de válvulas reguladoras de flujo, instrumentos medidores de flujo, calentadores y otros dispositivos con el objeto de proporcionar el fluido en las condiciones termodinámicas requeridas.

*Sistema de medición de presión y de medición de temperatura.* Es importante medir tanto la caída de presión como la temperatura en un lecho fluidizado.

La Figura 2.11 muestra los componentes que forman a un lecho fluidizado.

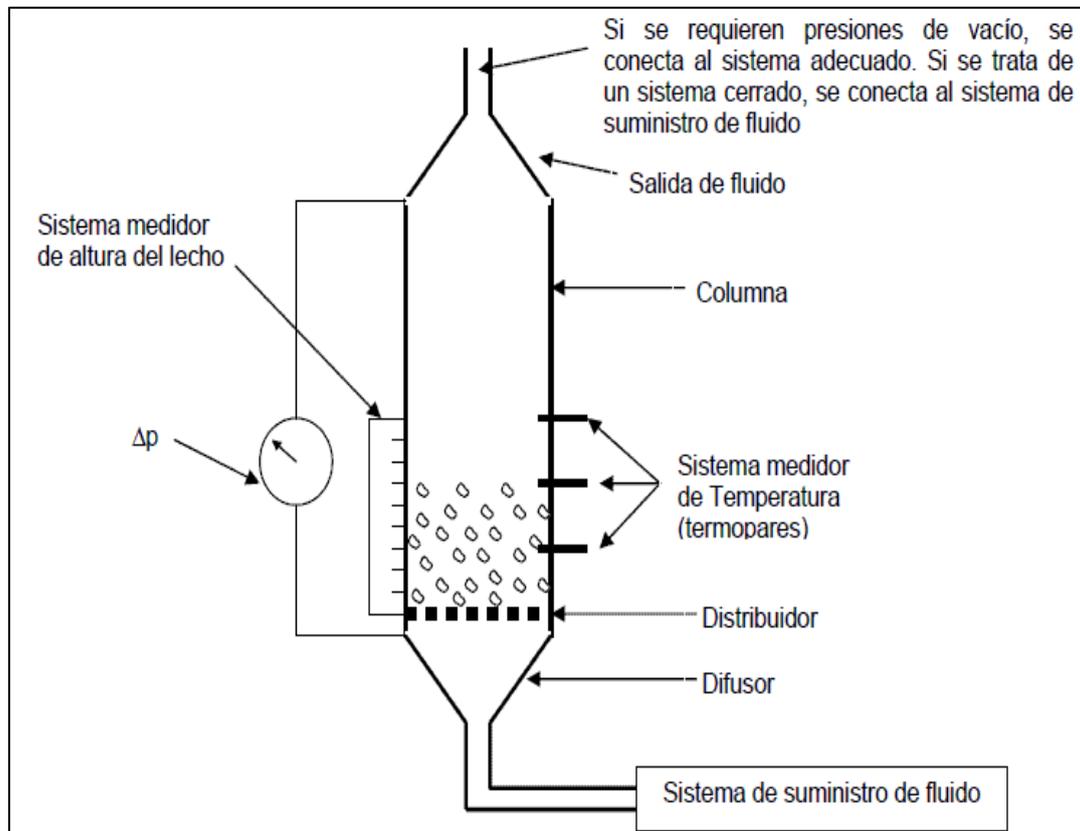


Figura 2.11. Componentes principales de un lecho fluidizado [12].

En un lecho fluidizado pueden distinguirse las siguientes zonas:

- 1 *Zona densa*, la cual se encuentra limitada en la parte inferior por un tapón poroso (plato distribuidor) y en la parte superior por una región donde las partículas comienzan a encontrarse dispersas.
- 2 *Zona diluida*, la cual se localiza arriba de la zona densa y es una región en la que las partículas adquieren velocidades más altas que la velocidad terminal, por lo que son arrastradas (*transporte neumático*) por el fluido fuera del reactor (Figura 2.12).

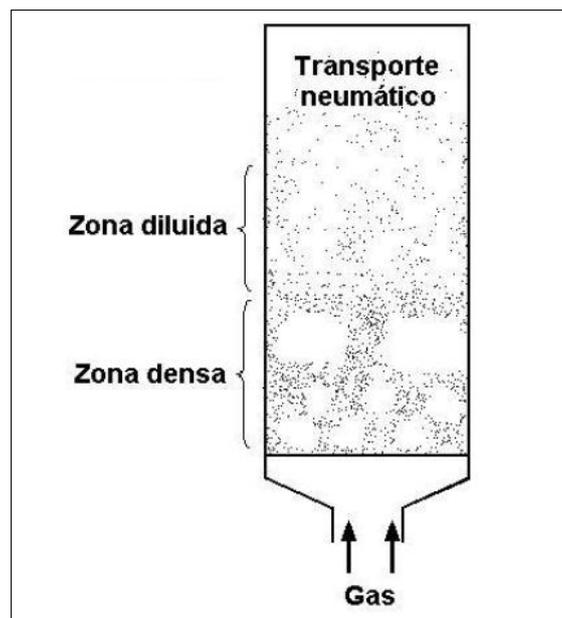


Figura 2.12. Fluidización heterogénea de un lecho en el sistema sólido-gas [8].

#### 2.2.2.2. CLASIFICACIÓN DE LAS PARTÍCULAS.

Mediante la observación de la fluidización de diferentes partículas, Geldart [13] generó una clasificación basada en el tamaño y densidad de las partículas (ver Figura 2.13). De menor a mayor tamaño se tiene:

*Grupo C:* polvos muy finos o cohesivos. Son difíciles de fluidizar debido a que las fuerzas entre partículas son más importantes que las logradas por el arrastre. El talco y la harina son buenos ejemplos.

*Grupo A:* materiales que tienen un tamaño medio pequeño o una baja densidad ( $< 1.4 \text{ g cm}^{-3}$ ). Se fluidizan fácilmente.

*Grupo B:* parecidos a la arena, o partículas con diámetro medio de 40 a 500  $\mu\text{m}$  y densidad de 1.4 a 4  $\text{g cm}^{-3}$ . Fluidizan bien con un burbujeo vigoroso.

*Grupo D:* partículas grandes y/o densas. Los lechos profundos son difíciles de fluidizar. Algunos ejemplos son los guisantes y los granos de café.

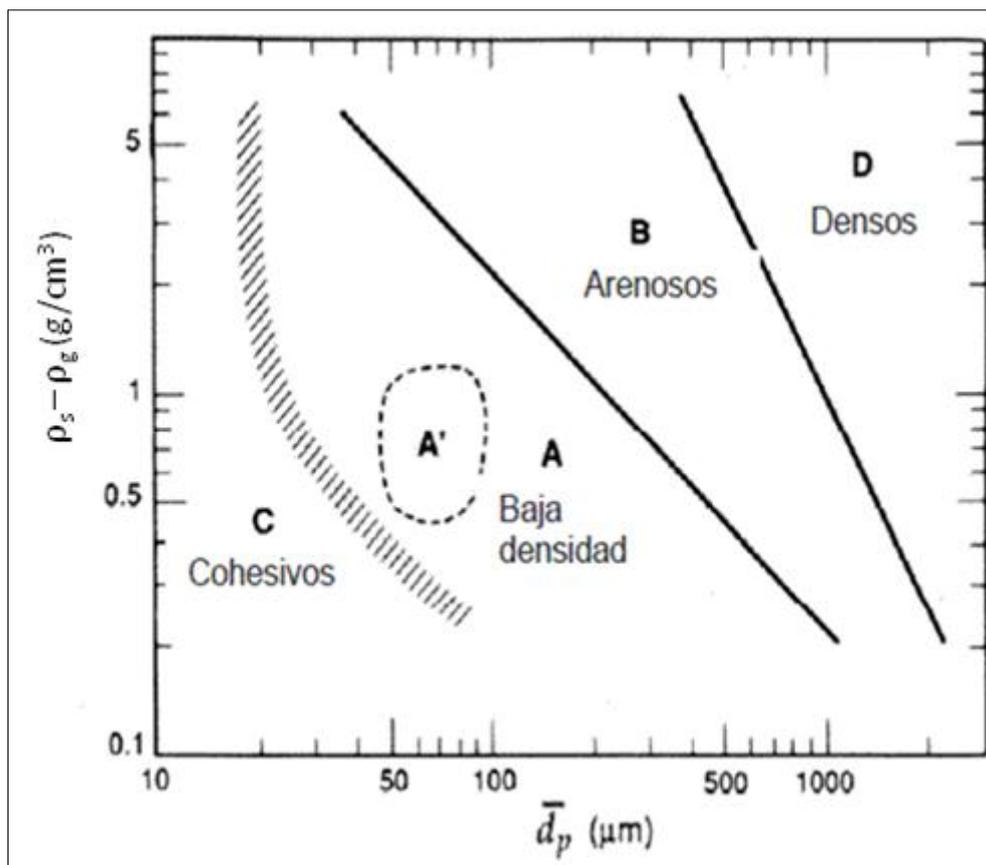


Figura 2.13. Clasificación de las partículas de acuerdo a su diámetro promedio ( $d_p$ ), la densidad de partícula ( $\rho_s$ ) y densidad del gas fluidizante ( $\rho_g$ ) [11].

En la Tabla 2.1 se resume la clasificación de Geldart, de acuerdo con diversas características de las partículas y otros aspectos relativos a su fluidización.

Tabla 2.1. Clasificación de Geldart atendiendo al comportamiento de las partículas [11].

	<b>Grupo A</b>	<b>Grupo B</b>	<b>Grupo C</b>	<b>Grupo D</b>
<b>Características principales</b>	Ideales para fluidización. Muestran un rango de no burbujeo	Comienzo del burbujeo a $v_{mf}$	Cohesivas, dificultad para fluidizar	Tamaño elevado
<b>Partículas típicas</b>	Catalizadores de craqueo	Arena de construcción	Harina y cemento	Grava y grano de café
<b>Expansión del lecho</b>	Alta	Moderada	Baja por aparición de canales	Baja
<b>Velocidad de des-aireación</b>	Lenta, lineal	Rápida	Inicialmente rápida, luego exponencial	Rápida
<b>Propiedades de burbujas</b>	Formación y coalescencia de burbujas hasta tamaño máximo	Crecimiento de burbujas sin tamaño límite	No hay burbujas, sólo canales	Crecimiento de burbujas sin tamaño límite
<b>Mezcla de partículas</b>	Alta	Moderada	Muy baja	Baja
<b>Mezcla de gas</b>	Alta	Moderada	Muy baja	Baja
<b>Aparición de chorros</b>	No	Sólo en lechos poco profundos	No	Sí, incluso en lechos poco profundos

### 2.2.2.3. CALIDAD DE LA FLUIDIZACIÓN

La capacidad de fluidizar a las partículas y las condiciones de operación que lo permiten, varían mucho de un sistema a otro y están influidas por múltiples factores [14].

El primero es el tamaño de los sólidos y su distribución. En general, las partículas pequeñas tienden a aglomerarse si están húmedas, por lo que el lecho se debe agitar para mantener las condiciones de fluidización.

Esto se puede llevar a cabo con agitadores mecánicos o mediante la operación a velocidades de gas relativamente altas, utilizando la energía cinética del chorro de gas entrante para agitar los sólidos.

Las partículas finas con gran distribución de tamaños se pueden fluidizar en un amplio rango de velocidades de gas, permitiendo operaciones flexibles con lechos poco profundos y grandes.

Por el contrario, los lechos de partículas grandes con distribución uniforme de tamaños suelen fluidizar peor, con aparición de sacudidas, chorros y fenómeno de *slugging* (hueco formado por aire en el seno del lecho fluidizado), lo que puede causar daños estructurales de importancia en lechos de gran tamaño.

La calidad de fluidización de estos lechos se puede mejorar añadiendo pequeñas cantidades de partículas finas que harían de lubricantes. Además, las partículas grandes fluidizan en un rango de velocidades de gas mucho más estrecho. Por todo ello, se deben usar lechos poco profundos para fluidizar partículas de tamaños grandes [9].

La configuración del reactor, la velocidad superficial del gas y el flujo de partículas sólidas son otros parámetros importantes que controlan la calidad de la fluidización [15].

A bajas velocidades de gas, los sólidos descansan sobre el plato distribuidor del gas en el reactor y se presenta un régimen de cama fija (lecho fijo).

La relación entre algunos regímenes de flujo, el tipo de partículas sólidas y la velocidad del gas son mostradas en la Figura 2.14. Conforme la velocidad del gas se incrementa, se llega a un punto en el que las partículas sólidas comienzan a ser suspendidas por el flujo de gas. La fuerza de fricción entre las partículas y el gas equilibra el peso de las partículas.

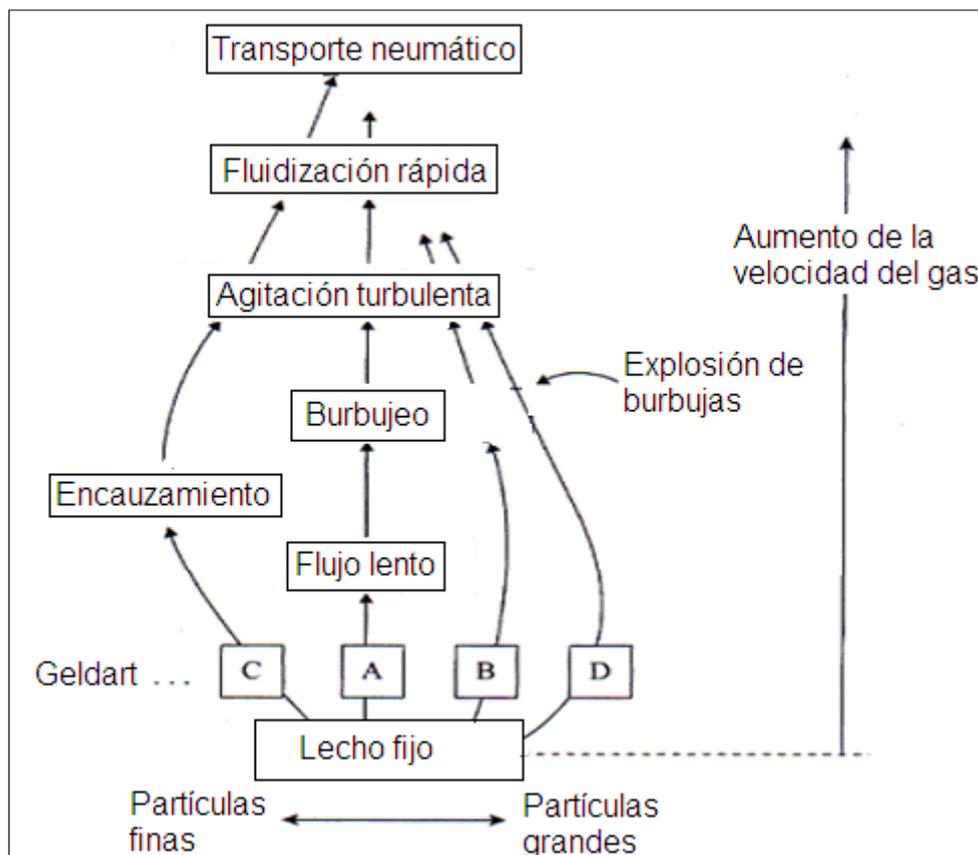


Figura 2.14. Esquema que muestra la relación entre los cambios del modo de contacto (regímenes de flujo) y el aumento progresivo de la velocidad del gas [15].

Un segundo factor, de importancia en la calidad de fluidización, es la relación de densidades entre el fluido y las partículas. Normalmente, los sistemas de líquido-sólido fluidizan de manera homogénea, mientras que los sistemas de gas-sólido suelen mostrar heterogeneidades.

Existen otros factores que pueden afectar a la calidad de fluidización, como son la geometría del lecho, los dispositivos de alimentación de gas, el tipo de partícula utilizada, o el hecho de que los sólidos puedan fluir libremente o tiendan a aglomerarse [16].

#### 2.2.2.4. REGÍMENES DE FLUIDIZACIÓN

Es importante, una vez lograda la fluidización, reconocer de qué tipo se trata. Las formas descritas más comunes son *fluidización suave, con burbujeo, turbulento, con “slugging” axial y plano, y de fase diluida con transporte neumático*. La fluidización suave sólo puede lograrse en sistemas sólido-líquido. En la Figura 2.15 se muestran, esquemáticamente, dichos comportamientos [17].

Cuando las burbujas van subiendo a través de una columna usualmente se unen y puede llegar cierto momento en el que la burbuja formada sea tan grande como para ocupar toda la sección transversal. Con esto, las pequeñas partículas fluyen hacia abajo por la pared, alrededor del hueco formado por el gas. Esto es lo que se llama *slugging axial*.

Con partículas gruesas esto no es posible y entonces la burbuja empuja la porción del lecho arriba de ella. Ellas bajan sólo cuando se desintegra, y luego puede formarse otra, repitiéndose el ciclo. Esto se conoce como *slugging plano*.

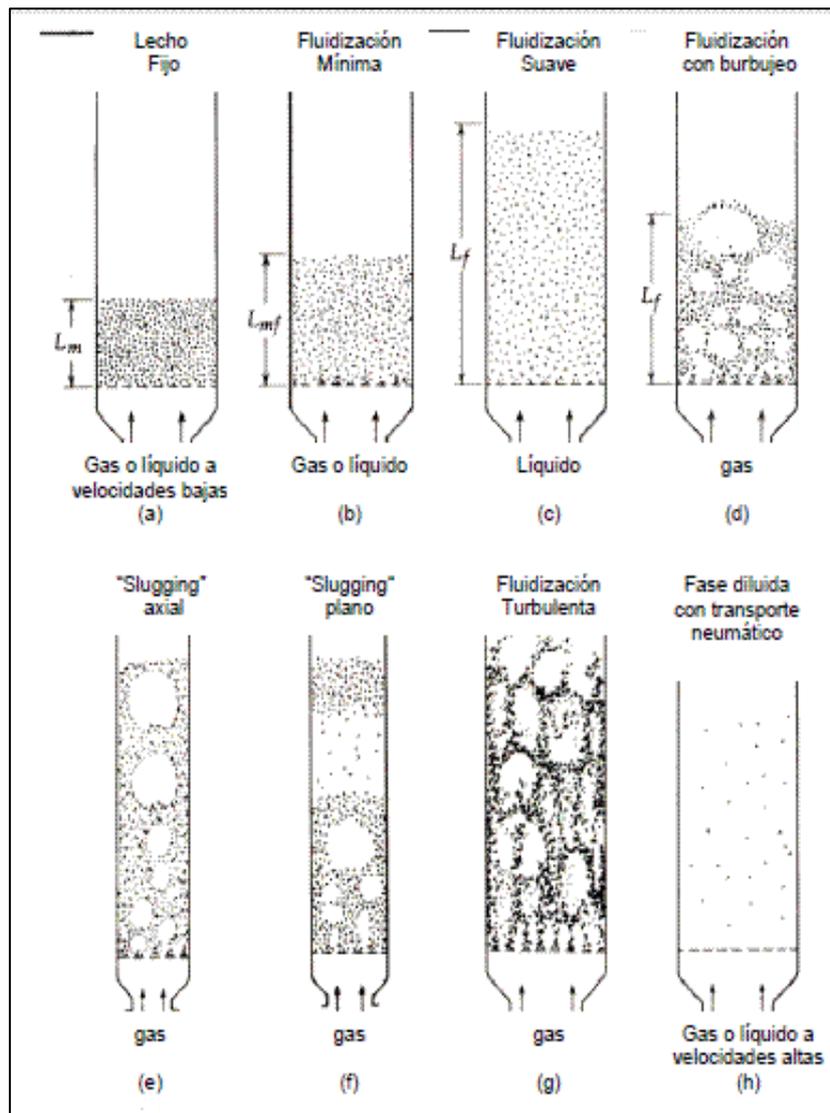


Figura 2.15. Regímenes de fluidización [17].

### 2.2.3. FLUIDIZACIÓN PARTICULATIVA Y AGREGATIVA

Es importante diferenciar entre estos dos tipos de comportamientos de fluidización. En la práctica se considera *particulativa* a la fluidización de un sistema líquido-sólido y *agregativa* a la de un sistema gas-sólido [14].

La fluidización líquido-líquido resulta en una operación estable y en lechos homogéneos, con una concentración especialmente uniforme de partículas. La expansión del fenómeno es regular. Es posible lograr este tipo de comportamiento utilizando gas, pero se requieren condiciones especiales.

Cuando se trata de un sistema gas-sólido, por lo general, los lechos no son homogéneos y tienen vacíos significativos. Si estos son de un tamaño pequeño, se les conoce como burbujas. Las burbujas se forman en la parte inferior del lecho, cerca del distribuidor y se elevan a través del sistema, agitándolo. Esto se traduce en una gran inestabilidad.

Wilhelm y Kwuak sugirieron la utilización del número adimensional de Froude en las condiciones de fluidización mínima como un criterio [9]:

$$Fr = \frac{v_{mf}^2}{g d_p} \quad (2.2)$$

Dónde:

$(v_{mf})$  Velocidad de mínima fluidización,

$(g)$  Aceleración de la gravedad,

$(d_p)$  Diámetro de la partícula.

Si  $Fr > 1$ , se observa comportamiento agregativo.

Si  $Fr < 1$ , se observa comportamiento particulativo.

### 2.2.4. APLICACIONES DEL LECHO FLUIDIZADO.

Los lechos fluidizados gas-sólido constituyen probablemente la aplicación industrial más importante en sistemas que involucran flujo gas-fluido [11], debido a las grandes ventajas que ofrecen: facilidad de operación (comparado con otros sistemas) y control en procesos continuos, gran transferencia de calor y masa entre las partículas y el gas, excelente mezclado, inercia térmica, entre muchas otras.

Los lechos fluidizados son comúnmente usados en las industrias química, bioquímica y petroquímica [18]. Sus aplicaciones son diversas: procesos de cracking de hidrocarburos, enfriamiento de cuerpos sólidos, combustión y gasificación de carbón y biomasa, tratamientos térmicos de metales, recuperación de energía térmica proveniente de gases y partículas sólidas calientes, reacciones de síntesis y recubrimiento de partículas sólidas.

El sistema fluidizado gas-sólido se caracteriza por presentar uniformidad térmica y un alto coeficiente de transferencia de calor, aunado a la intensa mezcla del material sólido por la presencia de burbujas del gas [18].

Un *lecho fluidizado poco profundo SFB* (por sus siglas en inglés, *Shallow Fluidized Bed*), se caracteriza por poseer poca altura (0.1 m) y pequeñas burbujas de gas [18]. Las aplicaciones de *SFB* están directamente relacionadas con el tratamiento térmico de metales, ya que son usadas para el calentamiento/enfriamiento de partículas sólidas (piezas metálicas).

El estudio detallado de la transferencia de calor dentro del *SFB* permite comprender el fenómeno ocurrido para controlar el proceso y permite que la determinación de parámetros como el coeficiente de transferencia de calor en la intercara lecho fluidizado-superficie de la probeta tratada.

### 2.2.5. TRANSFERENCIA DE CALOR EN EL LECHO FLUIDIZADO

El coeficiente de transferencia de calor en un lecho fluidizado, está dado por tres componentes aditivos [19]. Uno involucra la conducción de calor de la partícula suspendida en el gas, otro está dado por la convección del gas y el último término corresponde a la radiación.

Las partículas sólidas transfieren calor por conducción al entrar en contacto con la superficie del material, y luego regresan al seno del lecho fluidizado, donde disipan calor en caso de estar enfriando la pieza de interés. Este es el principal modo de transferencia de calor, aún en sistemas fluidizados de partículas muy finas. Por otro lado, el gas que entra en contacto con la superficie de intercambio térmico y que se mueve con cierta velocidad, transfiere calor mediante el mecanismo de convección. Por último, el calor debido a la radiación, es transferido tanto por las partículas fluidizadas como por las partículas que entran en contacto con la superficie de transferencia de calor.

El *coeficiente total de transferencia de calor* puede estimarse como la suma de los coeficientes individuales: conducción de la partícula (que también se denomina “convección de la partícula”, para denotar que las partículas están en movimiento)  $h_{pc}$ , convección del gas  $h_{gc}$ , y la radiación  $h_r$ . La expresión precisa no puede representarse de manera lineal.

Las características de la transferencia de calor están fuertemente influenciadas por las condiciones de operación del lecho fluidizado. Las diferencias en las condiciones operativas producen variaciones en la estructura del lecho, lo cual a su vez genera diferentes valores de coeficiente de transferencia de calor [19].

Existe cierta predominancia del mecanismo de transporte de calor entre el sistema sólido-gas fluidizado y la superficie de transferencia. Esta predominancia se muestra en el diagrama de la Figura 2.16.

En dicho diagrama, se relaciona la temperatura del lecho fluidizado como función del tamaño de la partícula fluidizada.

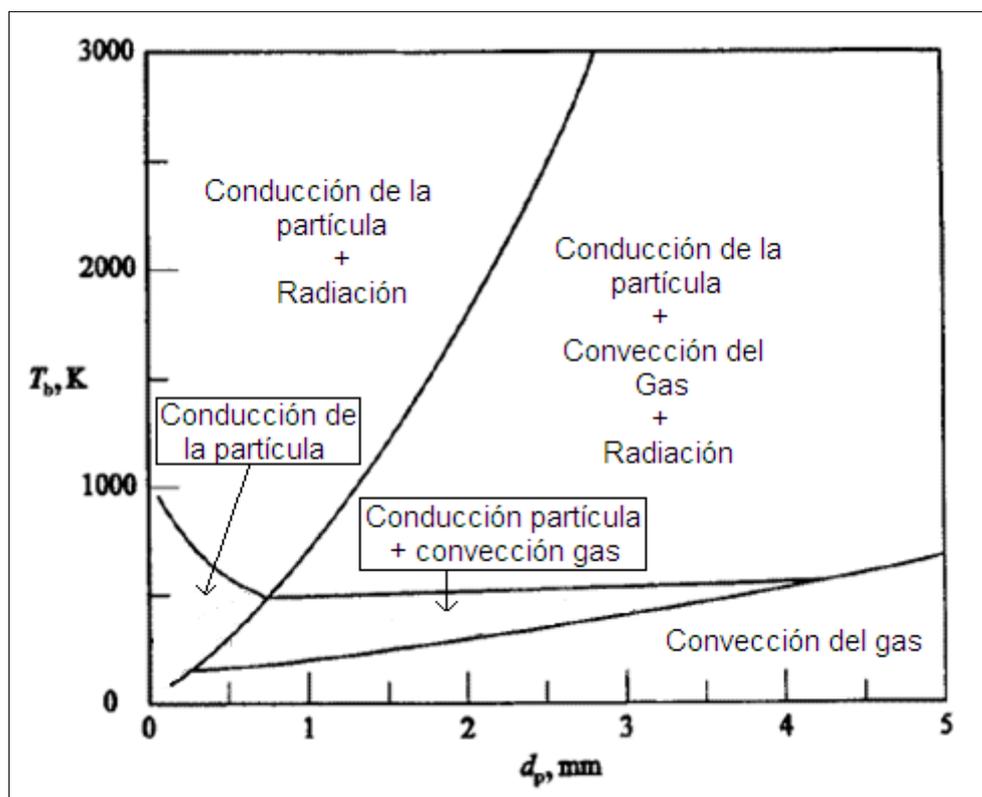


Figura 2.16. Diagrama de mecanismos dominantes de transferencia de calor, en función de la temperatura del lecho fluidizado y el tamaño de partícula fluidizada [19].

En el diagrama anterior se observa que la conducción de las partículas (llamada convección de la partícula en [19] predomina casi bajo casi todas las combinaciones de operación del lecho, excepto cuando la temperatura es relativamente baja y el tamaño de la partícula es grande, donde domina la convección del gas.

### 2.2.6. VENTAJAS Y DESVENTAJAS DE APLICACIÓN DE LOS LECHOS FLUIDIZADOS

Los lechos fluidizados muestran ciertas características deseables e indeseables durante su operación [20]. Algunas ventajas son las siguientes:

1. El comportamiento fluido que presentan las partículas en estado de fluidización permite desarrollar las operaciones con facilidad.
2. La rapidez con que se mezclan las partículas facilita la homogenización de temperatura en el lecho, lo que concede sencillez y seguridad al control de la operación.
3. Un lecho con partículas bien mezcladas resiste con eficacia las rápidas variaciones de temperatura, responde lentamente a los cambios bruscos en las condiciones de operación y ofrece un gran margen de seguridad, evitando pérdidas de temperatura en reacciones altamente exotérmicas.
4. La circulación de sólidos entre dos lechos fluidizados hace posible conservar (o suministrar) grandes cantidades de calor que se pueden producir (o necesitar) en reactores de gran tamaño.
5. Las velocidades de transferencia de calor entre el gas y las partículas son mayores que en otros sistemas de mezclado.
6. La capacidad de transferencia de calor entre un lecho fluidizado y un objeto inmerso en él es alta, por lo que los intercambiadores de calor requieren una superficie de transferencia de calor relativamente baja.
7. No hay presencia de ebullición de líquidos, lo que simplifica el estudio y modelación de los fenómenos ocurridos en éste proceso.

Por todas las razones mencionadas anteriormente, los lechos fluidizados son ideales para ciertas operaciones industriales. No obstante presentan una serie de desventajas que impiden su desarrollo en algunas aplicaciones. Las principales desventajas de los lechos fluidizados son [20]:

1. La erosión en depósitos y tuberías debida a la abrasión por las partículas puede ser pronunciada. Por otra parte, las partículas finas en ocasiones son arrastradas por el gas y deben ser reemplazadas.
2. Si la temperatura de trabajo es alta, puede haber presencia de aglomeración e incluso sinterización de las partículas finas, lo cual representa una pérdida de material.

La convincente ventaja relativa de la economía de utilización de los lechos fluidizados es la principal responsable de su desarrollo con éxito en operaciones industriales. Aún así, ese éxito pasa por entender y superar sus desventajas.

### 2.3. MODELACIÓN MATEMÁTICA Y SIMULACIÓN COMPUTACIONAL

La espectacular evolución del poder de cómputo y el consecuente desarrollo de métodos numéricos para la solución de las ecuaciones diferenciales parciales que gobiernan a los fenómenos de transporte ha resultado en un gran número de modelos matemáticos para la predicción de los campos térmico, microestructural y de esfuerzos en procesos de tratamiento térmico de componentes metálicos [21]. Con base en estas predicciones es posible diseñar y optimizar estos procesos.

Las etapas del desarrollo de un modelo matemático son:

1. Definición del objetivo y alcance
2. Descripción del modelo matemático
3. Formulación matemática
4. Implementación en computadora de la solución del problema matemático
5. Verificación de la implementación
6. Validación de la implementación
7. Aplicación del modelo matemático

Debido a la complejidad matemática de los modelos realistas, la solución del problema matemático se realiza aplicando una técnica numérica de solución de ecuaciones diferenciales (que es la forma más común para representar a la ecuación gobernante).

### 2.3.1. PROBLEMA DIRECTO DE CONDUCCIÓN DE CALOR (*DHCP*)

La transferencia de calor tiene un papel significativo en los procesos de tratamiento térmico [22]. En el caso de un acero en el que durante el enfriamiento desde la temperatura de austenización se lleva a cabo la transformación de fase austenita-martensita, es necesario acoplar el campo térmico con el microestructural para poder modelar la respuesta térmica del material durante el tratamiento.

Cuando se conoce el flujo térmico o la temperatura en la superficie exterior de un sólido (generalmente en función del tiempo) y las propiedades termofísicas del material, entonces es posible encontrar la distribución de temperaturas en su interior a medida que transcurre el tiempo. Esto es lo que se conoce como

problema directo de conducción de calor (*DHCP, Direct Heat Conduction Problem*). La mayor parte de los problemas de transferencia de calor son problemas de este tipo [23].

Los problemas directos se definen, en general, mediante modelos matemáticos, es decir, por un conjunto de: 1) ecuaciones diferenciales, 2) ecuaciones que definen ciertos parámetros en función de las variables dependientes o independientes y 3) ecuaciones que definen las condiciones de frontera y las condiciones iniciales.

La solución analítica exacta del problema directo sólo es posible en determinados casos, frecuentemente alejados de situaciones reales. En general, la no linealidad inherente a los problemas reales de interés científico e industrial requiere la selección de métodos numéricos o analíticos aproximados para encontrar soluciones. Estos problemas están bien planteados en tanto que su solución existe y es única.

La formulación matemática de este problema se realiza empleando la ecuación general de conducción de calor [24]. Esta es la ecuación que describe la evolución del campo térmico:

$$\nabla q_k + q_G = \rho C p \frac{\partial T(x, t)}{\partial t} \quad (2.3)$$

Donde  $(\nabla q_k)$  es la suma algebraica de la variación de *flux* de calor en el sistema;  $(q_G)$  es la rapidez de “generación” de calor debido a la transformación martensítica; y  $(\rho C p \frac{\partial T(x, t)}{\partial t})$  es la rapidez de acumulación de energía térmica en el sistema. Esta ecuación resulta de realizar un balance microscópico de energía en el sistema, dividir todos los términos entre el volumen del volumen de control y tomar los límites cuando ese volumen tiende a cero y el  $\Delta$  (tiempo) tiende a cero.

A partir de la ecuación gobernante general se puede escribir la formulación matemática específica para el caso de interés (cilindro con relación longitud/diámetro grande), considerando las simplificaciones siguientes:

1. Estado no estacionario.
2. Flujo de calor 1D (dirección radial).
3. Enfriamiento no newtoniano (con gradientes térmicos).
4. Con generación de calor.
5. El *flux* de calor en la intercara metal/medio de enfriamiento es función de la temperatura de superficie.
6. Propiedades termofísicas constantes.

Dado que la relación de longitud-diámetro para las probetas empleadas durante el temple en el presente trabajo es 4 a 1, se puede considerar que el flujo de energía térmica es unidireccional y se lleva a cabo sólo en la dirección radial. Con esta simplificación, la ecuación gobernante se muestra en la Ecuación 2.4.

$$-\frac{\partial}{\partial r} \left[ -rk \frac{\partial T(r, t)}{\partial r} \right] + [q_G(r, t)] = \rho Cp \frac{\partial T(r, t)}{\partial t}; \quad 0 \leq r \leq R; \quad t > 0 \quad (2.4)$$

Donde  $T(r, t)$  es el campo térmico. Dado que se trata de una ecuación diferencial parcial donde las variables independientes son la posición radial ( $r$ ) y el tiempo ( $t$ ), se requieren de dos condiciones de frontera y una condición inicial para poder resolverla.

Las condiciones inicial y de frontera requeridas se enlistan a continuación:

$$CI: \quad 0 \leq r \leq R; \quad t = 0; \quad T(r, t)|_{t=0} = T_0 \quad (2.5)$$

$$CF1: \quad r = 0; \quad t > 0; \quad \left. \frac{\partial T(r, t)}{\partial r} \right|_{r=0} = 0 \quad (2.6)$$

$$CF2: r = R; t > 0; q_{k,r}A|_{r=R} = q_{i,r}A|_{r=R} \quad (2.7)$$

El término de rapidez de generación de calor debido a la transformación martensítica que aparece en la Ecuación 2.4 puede estimarse a partir de la evolución del campo microestructural [25], es decir conociendo la cinética de transformación de fase [7].

$$q_G(x, t) = \rho\Delta H \frac{\partial f(r, t)}{\partial t} \quad (2.8)$$

Donde  $(\rho\Delta H)$  es el producto de la densidad por la entalpía de transformación y  $\left(\frac{\partial f(r, t)}{\partial t}\right)$  es la variación de la fracción transformada con respecto al tiempo.

Para el caso específico de la transformación austenita-martensita, la cinética sigue la ecuación de Koistinen-Marburger [7]:

$$f(r, t) = 1 - \exp[\beta(M_s - T(r, t))] \quad (2.9)$$

Donde  $(\beta)$  es una constante y  $(M_s)$  es la temperatura a la cual inicia la transformación martensítica.

La ecuación resultante de combinar las anteriores, es la que finalmente requiere resolverse y se presenta a continuación:

$$-\frac{\partial}{\partial r} \left[ -rk \frac{\partial T(r, t)}{\partial r} \right] + \left[ \rho\Delta H \frac{\partial f(r, t)}{\partial t} \right] = \rho C_p \frac{\partial T(r, t)}{\partial t}; \quad 0 \leq r \leq R; \quad t > 0 \quad (2.10)$$

Se ve que hay necesidad de acoplar el campo térmico y el microestructural, ya que en esta ecuación aparece por un lado el cambio de la fracción de martensita con respecto al tiempo (que depende de la evolución de la temperatura) y por otro la distribución de temperaturas en el tiempo.

### 2.3.2. PROBLEMA INVERSO DE CONDUCCIÓN DE CALOR (*IHCP*).

En otros muchos procesos de transferencia de calor no estacionarios, el flujo incidente o el campo térmico transitorio en el sólido debe ser estimado a partir de ciertas medidas de temperatura tomadas en una o varias localizaciones del mismo.

Esto es lo que se conoce como “*problema inverso*”. La palabra “*estimación*” tiene aquí un significado literal, ya que no es posible asegurar la solución exacta del problema en ningún caso y ello especialmente debido a que los errores están presentes siempre, de algún modo, en las medidas de temperatura expresadas por medio de un número finito (aunque sea alto) de cifras significativas [23]. Adicionalmente, puede haber interferencia (“ruido”) eléctrico durante la adquisición de datos.

En las décadas (1965-85), el problema de la determinación de la densidad de flujo térmico a partir de medidas de temperatura efectuadas en el interior del sólido es lo que se denominó *Problema Inverso de Conducción de Calor (IHCP, Inverse Heat Conduction Problem)*. Naturalmente, existen muchos otros problemas inversos en conducción de calor pero, históricamente, la denominación *IHCP* ha hecho referencia a ese problema concreto.

En la práctica, el problema directo aparece principalmente en aplicaciones de diseño, mientras que el problema inverso surge en análisis de datos experimentales [23].

Como ya se comentó, en los problemas inversos de conducción de calor se conoce parte de lo que habitualmente es la solución del problema directo asociado, a saber, un conjunto de valores de temperatura y/o flujos en un punto o sección del medio, respectivamente. Este conjunto de datos junto con la

ecuación general de conducción, forman parte de la formulación matemática del problema [26].

Cualquiera de las ecuaciones o parámetros restantes, que integrarían el modelo matemático del problema directo asociado, puede ser la incógnita en el problema inverso.

Por ejemplo, resulta extremadamente difícil la medida directa del flujo de calor en ciertos lugares tales como la superficie de una pared en contacto con el fuego, la superficie interior de una cámara de combustión ó la pared del cilindro de un motor de combustión interna; en tales situaciones, el flujo de calor puede obtenerse de manera indirecta a partir de las medidas de temperatura en uno o varios puntos del sistema conociendo las propiedades termofísicas del medio [23].

En los problemas inversos las incógnitas pueden ser: las condiciones a la frontera, las condiciones iniciales, el valor de la generación interna de calor o las propiedades termofísicas del medio. En contraposición con el problema clásico, podemos decir que el *IHCP* es un problema “*mal planteado*” desde un punto de vista formal, matemáticamente hablando, en tanto que existen muchas soluciones al mismo; es decir se tratan de problemas que no satisfacen los requisitos generales de existencia, unicidad y estabilidad bajo pequeños cambios de los datos de entrada. Conseguir una solución convergente y precisa en estos problemas es una tarea extremadamente difícil y muchos métodos clásicos que aportan soluciones a algunos tipos de problemas inversos sencillos no son capaces de proporcionar soluciones en otros más complejos.

En este sentido Beck *et al.* [27] propone comprobar la eficiencia del método propuesto resolviendo el problema de la determinación directa de flujos de calor. Aunque la obtención de la temperatura de la frontera, en lugar de flujo de

calor, permitiría conocer éste último de forma indirecta mediante la determinación del gradiente térmico, la validación del método se refiere a la obtención directa de la condición de frontera (la cual es más difícil de obtener que el campo térmico) sin una evaluación previa del campo térmico.

De forma particular, para resolver el *IHCP*, se puede utilizar el algoritmo desarrollado por Beck *et al.*, el cual se basa en minimizar las diferencias entre las respuestas térmicas medida y calculada con respecto al *flux* de calor estimado en la superficie [28]. Este algoritmo incorpora también un número de valores futuros de la respuesta térmica medida para reducir las oscilaciones asociadas a la solución numérica del *IHCP* en las pruebas de temple.

Una de las dificultades para la solución del problema inverso es su extremada sensibilidad a los errores en las mediciones [29]. Como se ha explicado, parte de los datos conocidos en el problema inverso son una serie de medidas experimentales que, por su propia naturaleza, no son exactas; entre éstas están las medidas de temperatura, las de posición de los termopares y las del tamaño del sólido. En la mayor parte de los problemas la principal fuente de error o incertidumbre está en la medida de temperaturas por lo que, para simplificar los cálculos, el resto de las medidas y parámetros del problema se consideran no afectados de error.

Para llegar a la solución se procede a cálculos sucesivos hasta conseguir que los resultados de la comparación entre los datos experimentales (medidos) con los que proporciona la solución parcial del problema inverso, obtenidos por medio de una expresión matemática conocida como *funcional*, sean aceptables dentro de un cierto rango [30]. Este es el método secuencial de especificación de la función propuesto por Beck y colaboradores. El método se describe a continuación [21].

Para cada intervalo de tiempo y conociendo el valor de  $q$  al tiempo anterior ( $q^{M-1}$ ) y el valor de la temperatura en  $J$  posiciones al interior del sistema y para  $r$  tiempos futuros, el nuevo valor de  $q$  se calcula utilizando:

$$\hat{q}^M = \hat{q}^{M-1} + \frac{1}{\Delta_M} \sum_{i=1}^r \sum_{j=1}^J \{ [Y_j^{M+i-1} - (T_j^{M+i-1})^*] [X_j^{M+i-1}]^* \} \quad (2.11)$$

Donde

$Y_j^{M+i-1}$  es la temperatura medida por el termopar localizado en  $z = z_j$ .

$T_j^{M+i-1}$  es la temperatura calculada para el termopar localizado en  $z = z_j$ .

(\*) indica que esa cantidad se calcula utilizando la información del paso anterior.

Con

$$\Delta_M = \sum_{i=1}^r [(X_j^{M+i-1})^*]^2 \quad (2.12)$$

Y

$$X_j^{M+i-1} = \frac{\partial T_j^{M+i-1}}{\partial q_1^M} \quad (2.13)$$

es el coeficiente de sensibilidad.

El campo de coeficientes de sensibilidad,  $X(z, t)$ , se calcula, a su vez, resolviendo:

$$\frac{\partial}{\partial z} \left( k(T) \frac{\partial X(z, t)}{\partial z} \right) + \hat{q}(T(z, t)) X(z, t) = (\rho C p(T)) \frac{\partial X(z, t)}{\partial t} \quad (2.14)$$

$$C.I. \quad X(z, 0) = 0 \quad 0 \leq z \leq L \quad (2.15)$$

$$C.F.1 \quad -k \frac{\partial X(z, t)}{\partial z} = 1 \quad z = 0, t > 0 \quad (2.16)$$

$$C.F.2 \quad \frac{\partial X(z, t)}{\partial z} = 0 \quad z = L, t > 0 \quad (2.17)$$

Nótese que este problema matemático tiene la misma forma general que el problema directo para el cálculo del campo de temperatura (excepto por el valor de la condición inicial y el de la condición de frontera en  $z=0$ ), por lo que puede resolverse con algún algoritmo similar [31].

Los datos de temperatura que se alimentan al programa de cómputo son tablas de  $Y_j = f_j(t)$  (respuesta térmica medida con el termopar colocado en la posición  $j$ ) [21].

El algoritmo usado para resolver el problema inverso, en cada paso de tiempo, es [21]:

1. Se conoce el campo de temperaturas al tiempo anterior:  $\{T^{M-1}\}$
2. Suponer  $\hat{q}^M = \hat{q}^{M+1} = 0$
3. Asignar  $\{X^{M-1}\} = 0$

4. Evaluar las propiedades termofísicas que se utilizarán para todos los cálculos de este paso de tiempo a partir del campo de temperaturas al tiempo anterior:

$$\{k^M\} = \{k^{M+1}\} = f(\{T^{M-1}\}) \text{ y } \{(\rho C p)^M\} = \{(\rho C p)^{M+1}\} = f(\{T^{M-1}\})$$

5. Calcular el campo de temperaturas para  $i = 1$ :  $\{T^M\}$ , utilizando  $\{T^{M-1}\}$
6. Calcular el campo de temperaturas para  $i = 2$ :  $\{T^{M+1}\}$ , utilizando  $\{T^M\}$
7. Calcular el campo de coeficientes de sensibilidad para  $i = 1$ :  $\{X^M\}$ , utilizando  $\{X^{M-1}\}$
8. Calcular en campo de coeficientes de sensibilidad para  $i = 2$ :  $\{X^{M+1}\}$ , utilizando  $\{X^M\}$
9. Calcular  $q^M = q^{M-1} + \frac{1}{\Delta_M} \sum_{j=1}^3 \sum_{i=1}^2 [\{Y^{M+i-1}\} - \{T^{M+i-1}\}]\{X^{M+i-1}\}$   
con  $\hat{q}^{M-1} = 0$
10. Recalcular  $\{T^M\}$ , utilizando el valor de  $\hat{q}^M$
11. A partir del paso anterior, asignar el valor de  $T_{sup}^M$  (la temperatura de superficie estimada para el tiempo correspondiente) y calcular la diferencia entre la temperatura calculada y la temperatura medida para cada posición donde hay un termopar.
12. Imprimir resultados de este paso de tiempo
13. Actualizar variables
14. Incrementar el tiempo.

### 2.4. CARACTERÍSTICAS DEL ACERO GRADO HERRAMIENTA AISI 4140

El acero AISI 4140 puede ser clasificado dentro del grupo de los *aceros aleados*, que son aquellos que además de los cinco elementos básicos: carbono, silicio, manganeso, fósforo y azufre, contienen cantidades relativamente significativas de otros elementos [2]. También pueden considerarse aceros aleados aquellos que contengan alguno de los elementos diferentes al carbono ya mencionados, en mayor cantidad de los porcentajes habituales presentados por los aceros al carbono, y cuyos límites superiores son: 0.05% Si, 0.9% Mn y 0.1% de P y S.

Los elementos usados para la fabricación de aceros aleados son níquel, manganeso, cromo, vanadio, molibdeno, cobalto, silicio, cobre, titanio, zirconio, plomo, selenio, aluminio, niobio y boro. La influencia que estos elementos generan sobre las propiedades del acero varía en función tanto del elemento de aleación como de la proporción en la que se adicione, y esto provee al acero de ciertas propiedades de las cuales carece un acero al carbono.

Una influencia que tienen los elementos de aleación es la de modificar las temperaturas críticas del diagrama de equilibrio hierro-carbono, las áreas de los campos austeníticos y ferríticos correspondientes en el diagrama de equilibrio, así como la tendencia a grafitizar al carbono o modificar el tamaño de grano resultante.

Las propiedades más sobresalientes del acero aleado AISI 4140 se enumeran a continuación:

1. Es un acero de buena penetración de temple y con buenas características de estabilidad en caliente hasta 400 °C.

2. Sin fragilidad de revenido, es muy versátil y apto para esfuerzos de fatiga y torsión.
3. Piezas templadas pueden dar una dureza de entre 57 y 69 Rockwell C.
4. Tiene amplia aplicación en piezas de vehículos como cigüeñales, brazos de eje, bielas, pernos, ejes de contramarcha, ejes de bombas y engranajes.
5. Muy utilizado en piezas forjadas como herramientas, llaves de mano, destornilladores.
6. Se usa también para espárragos y tornillos en la construcción de plantas que trabajen a temperatura entre 150 °C y 300 °C, como calderas, turbinas de vapor y plantas químicas.

### 3. HIPÓTESIS Y OBJETIVOS

#### 3.1. HIPÓTESIS DE TRABAJO

Los valores de *flux* de calor extraído de la superficie de probetas de acero AISI 304 y 4140 no son función de la historia térmica de la misma (al menos en un rango de temperaturas que incluye a la transformación martensítica) durante el temple en un lecho fluidizado. Es decir, que no importa de qué temperatura se parta o si existe transformación martensítica, estos valores son equivalentes en un rango de temperaturas cercano a la transformación de fases.

Esta hipótesis se basa en la consideración de que si bien los procesos de transferencia de calor son dinámicos, la fuerza motriz para la extracción de calor hacia el medio de temple es función primordialmente de la temperatura superficial instantánea.

De ser cierto que el *flux* de calor presenta valores equivalentes, se podría aplicar la solución del IHCP en ausencia de la transformación de fase, para obtener historias de *flux* de calor para ser empleadas como condiciones de frontera térmica en el DHCP, generando una función combinada a partir de curvas de flux de calor de la superficie obtenidas en experimentos realizados para distintas temperaturas iniciales.

### 3.2. OBJETIVOS ESPECÍFICOS

El presente trabajo está dirigido a generar un gráfico de valores de *flux* de calor en la superficie de la probeta de temple como condición de frontera térmica para modelar matemáticamente el proceso de temple de una probeta de acero AISI 304 ó 4140. Para ello se requiere:

1. Generar curvas de enfriamiento ( $T$  vs.  $t$ ) de manera experimental, a diferentes temperaturas iniciales y utilizando como medio de enfriamiento un lecho fluidizado, tanto para una probeta de acero inoxidable austenítico AISI 304 como para la probeta de acero AISI 4140.
2. Utilizar el programa *WinProbe*, que a su vez emplea el algoritmo de solución numérica del problema inverso de conducción de calor (IHCP) desarrollado por Beck *et al.* [27], para estimar tanto los valores de *flux* de calor en la superficie ( $\hat{q}_s$ ) como de temperatura de superficie ( $\hat{T}_s$ ).
3. Obtener un conjunto de curvas de *flux* de calor estimado en la superficie de la probeta como función de la temperatura de superficie estimada, para analizar la posibilidad de que el *flux* de calor en la superficie sea independiente de la existencia de transformación martensítica.
4. Aplicar un modelo matemático - ya existente - que resuelve numéricamente el problema directo (DHCP), usando como condición de frontera térmica los valores de *flux* de calor estimado en la superficie, obtenidos mediante la solución del problema (IHCP).

## 4. METODOLOGÍA DE TRABAJO

### 4.1. FASE EXPERIMENTAL

En la Figura 4.1 se muestra el arreglo del sistema empleado para realizar las pruebas de temple en las probetas de acero, que consta de un horno de resistencias, reactor de lecho fluidizado, compresor de aire, *fluxómetros*, manómetro y probeta. El reactor de lecho fluidizado es un cilindro de 54 cm de altura y 10 cm de diámetro, que tiene una conexión en la base por donde se inyecta aire comprimido a través de una manguera. El aire proviene de un compresor *EVANS* de 3 Hp y capacidad de 235 L.

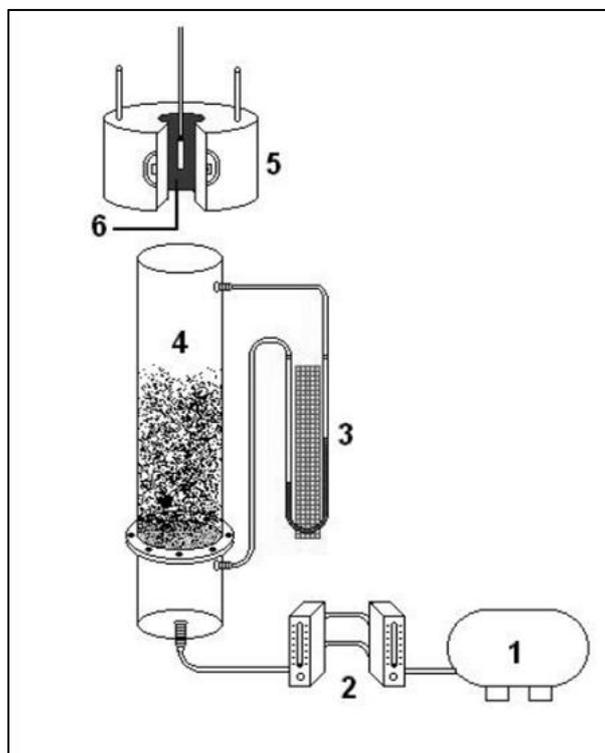


Figura 4.1. Representación esquemática del reactor de lecho fluidizado utilizado en los experimentos: 1) compresor, 2) *fluxómetros*, 3) manómetro, 4) reactor de LF, 5) horno y 6) probeta [8].

El lecho está constituido por partículas de alúmina de tamaño uniforme (malla 54, equivalente a 300 micrómetros) y tiene una altura de 19 cm dentro del reactor.

Se diseñó y construyó un sistema de deslizamiento para introducir la pieza dentro del lecho fluidizado de manera sencilla y reproducible (ver Figura 4.2). Se trata de una placa de madera en la que se sujeta una lanza de 70 cm de longitud, la cual sirve para sostener la probeta de acero por medio de unos barrenos. La placa de madera tiene atornilladas ruedas que permiten su deslizamiento a través de rieles de aluminio, sujetos a su vez a una estructura metálica fija.

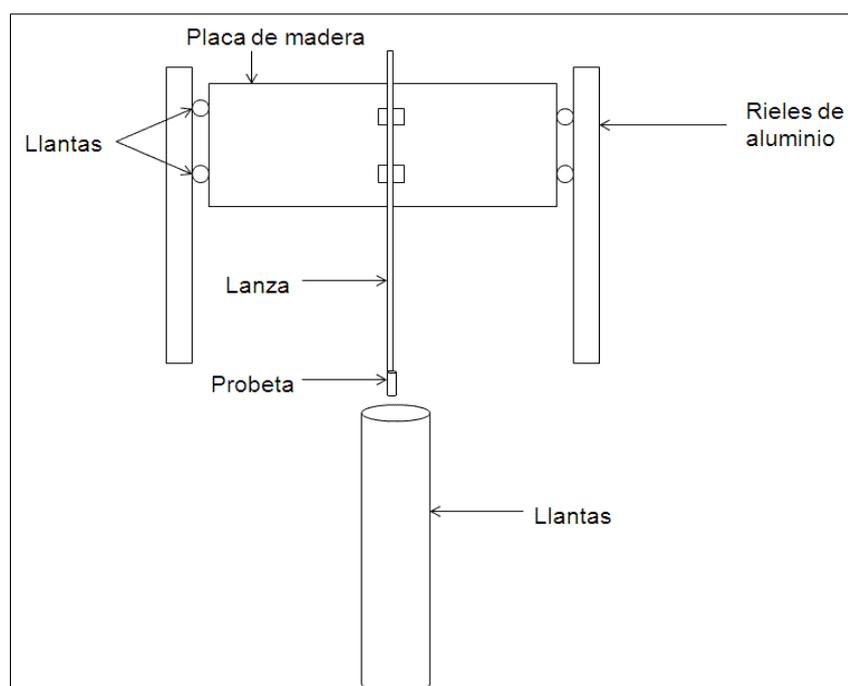


Figura 4.2. Esquema del sistema de deslizamiento.

Para este lecho fluidizado, la condición de fluidización mínima se obtuvo con un flujo de 53 L / min. Los experimentos realizados en el presente trabajo pueden dividirse en dos partes: primero se inyectó al reactor de lecho fluidizado un flujo de aire de 74 L / min, lo que da un número de fluidización  $N_f = 1.4$ . Se trataron probetas de acero inoxidable austenítico AISI 304 y de acero aleado AISI 4140,

desde diversas temperaturas iniciales y con el reactor operando a temperatura ambiente. Este mismo procedimiento fue repetido inyectando un flujo de 95 L / min, lo que da como resultado un número de fluidización  $N_f = 1.8$ .

El adquisidor empleado para registrar los historiales térmicos durante el temple es de la marca *National Instruments*, modelo NI 4350, controlado mediante el *software* Virtual Bench Logger (v. 2.5). La temperatura se midió con 3 termopares tipo "K", de 1/16" de diámetro, dos colocados en la orilla y centro de la probeta de acero (a la mitad de la altura) y otro colocado en el interior del reactor, para monitorear la temperatura del lecho fluidizado.

En la Figura 4.3 se muestra un esquema de las probetas utilizadas: cilindros de acero (AISI 304 o AISI 4140), con un vástago que permite sujetarlas a la lanza para introducirla al lecho fluidizado.

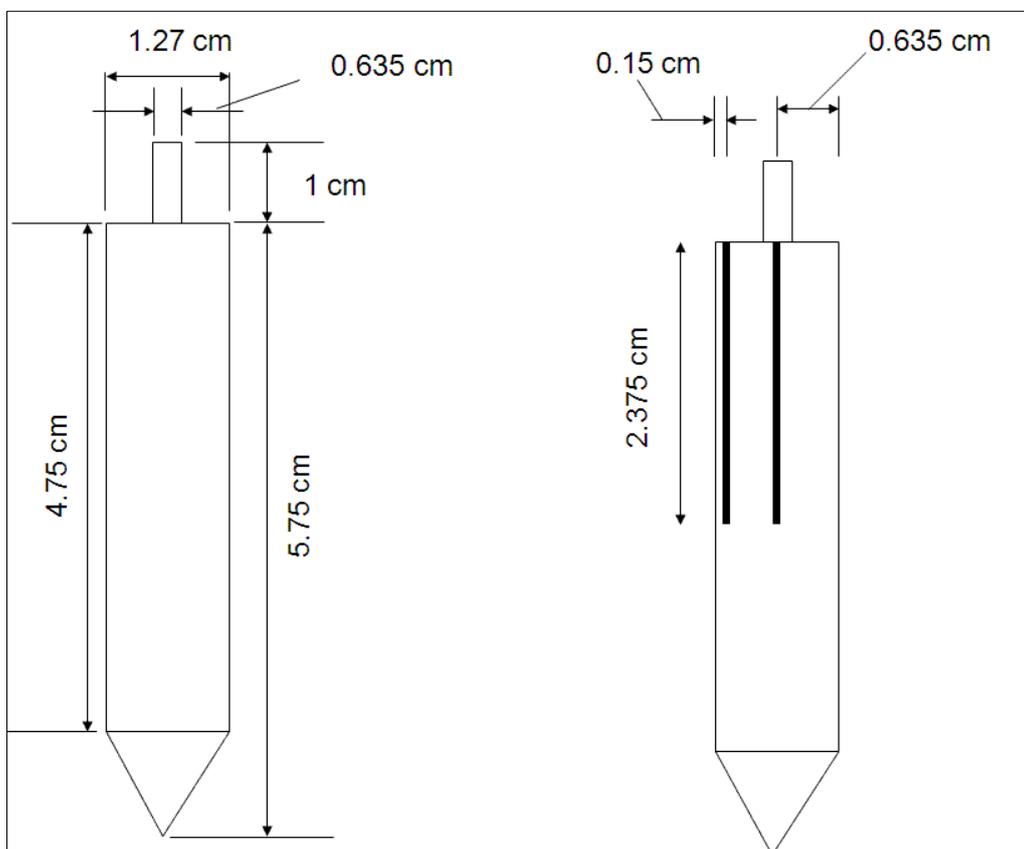


Figura 4.3. Esquema de las probetas de acero usadas para el temple.

Las dimensiones de las probetas son 58.5 mm de altura y 12.7 mm de diámetro; tienen una punta cónica con 10 mm de altura y le fueron maquinados barrenos de 1.5875 mm (1/16”) de diámetro, que alcanzan una profundidad a lo largo del eje axial de la probeta de 23.75 mm y que sirven para alojar a los termopares que registran las mediciones de temperatura; un barreno está colocado en el centro geométrico de la probeta (sobre el eje radial) y el otro a 1.5875 mm (1/16”) de la pared lateral.

Se trabajó con dos materiales para comprobar que la hipótesis de trabajo fuera verdadera; para no considerar la transformación de fase se utilizó acero inoxidable AISI 304 (que es un acero inoxidable austenítico, por lo que no se espera que ocurra transformación de fase).

Posteriormente se empleó el acero de interés para el presente trabajo, que es el acero aleado de medio carbono, media aleación AISI 4140. En la Tabla 4.1 se muestra la matriz de experimentos realizados. Cada experimento fue realizado por triplicado.

Tabla 4.1. Matriz de pruebas realizadas y condiciones de operación de cada prueba.

<b>MATERIAL TRATADO</b>	AISI 304	AISI 4140
<b>TEMPERATURA DE ENTRADA AL REACTOR DE LF [°C]</b>	450, 525, 600, 675, 750, 825, 900	450, 525, 600, 675, 750, 850
<b>NÚMERO DE FLUIDIZACIÓN [ADIMENSIONAL]</b>	1.4 y 1.8	1.4 y 1.8

Para la realización de cada prueba se montó una probeta de material sin tratar en la punta de una lanza de acero inoxidable (ver Figura 4.4), la cual por medio del sistema de deslizamiento (referirse a la Figura 4.2) se trasladaba desde el interior del horno de resistencias hasta el reactor de lecho fluidizado donde, se sumergía completamente en el lecho de alúmina agitado.

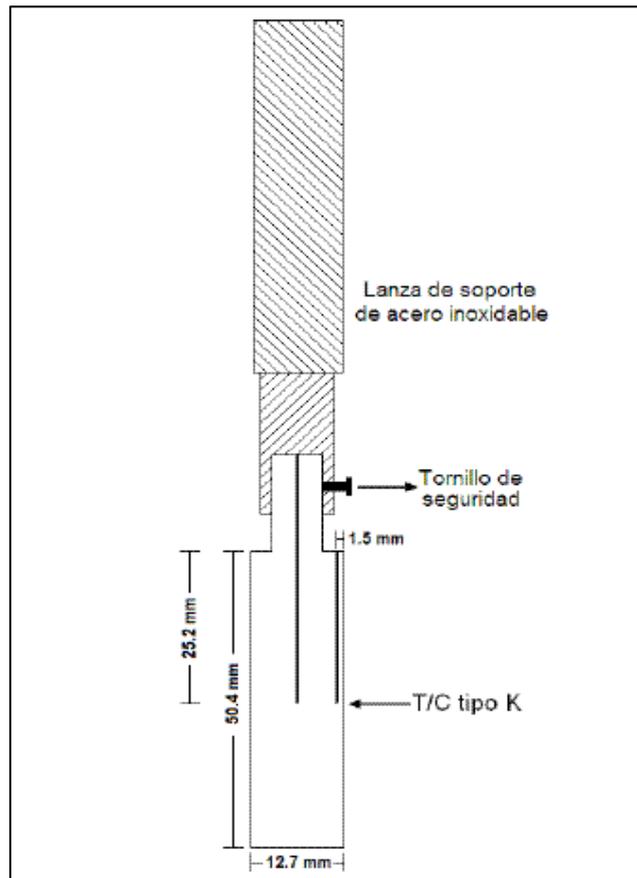


Figura 4.4. Dispositivo de soporte y probeta para el temple en LF [8].

#### 4.1.1. Preparación de datos para *WinProbe*

De los resultados obtenidos (curvas de  $T$  vs.  $t$ ), se procedió a su preparación para introducirlos al programa *WinProbe* que usa el algoritmo propuesto por Beck *et al.* [27] para resolver el IHCP y así estimar el *flux* de calor de superficie como función de la temperatura de superficie.

A continuación se enlistan los pasos seguidos para dicha preparación [32]:

1. Guardar datos de  $T$  vs.  $t$  en un archivo de Excel con formato de texto separado por comas (CSV delimitado por comas), en el cual además se realiza el cálculo de la rapidez de enfriamiento ( $dT/dt$ , cálculo mostrado en sección 6.1.1) como se muestra en la Figura 4.5.

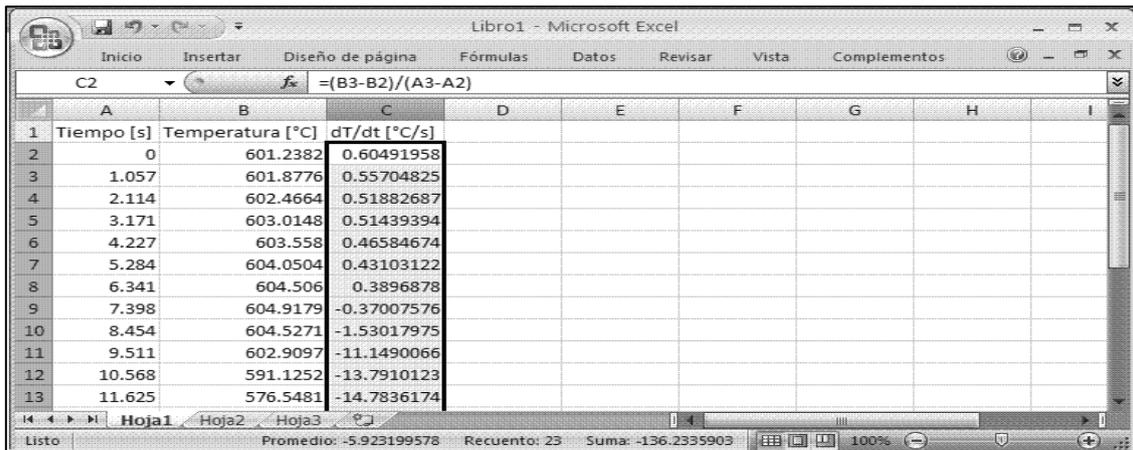


Figura 4.5. Pantalla que muestra los datos en formato CSV.

- Estos datos se introducen al programa *Modela UNAM* para ser filtrados, se abre el ejecutable *filtrar 1*, donde se abre el archivo con los datos en el formato descrito anteriormente, seleccionando: *abrir* → *nombre del archivo* → *aceptar*, entonces se muestran los datos en la pantalla y se introduce posteriormente el criterio de filtración. La pantalla de filtrado se muestra en la Figura 4.6.

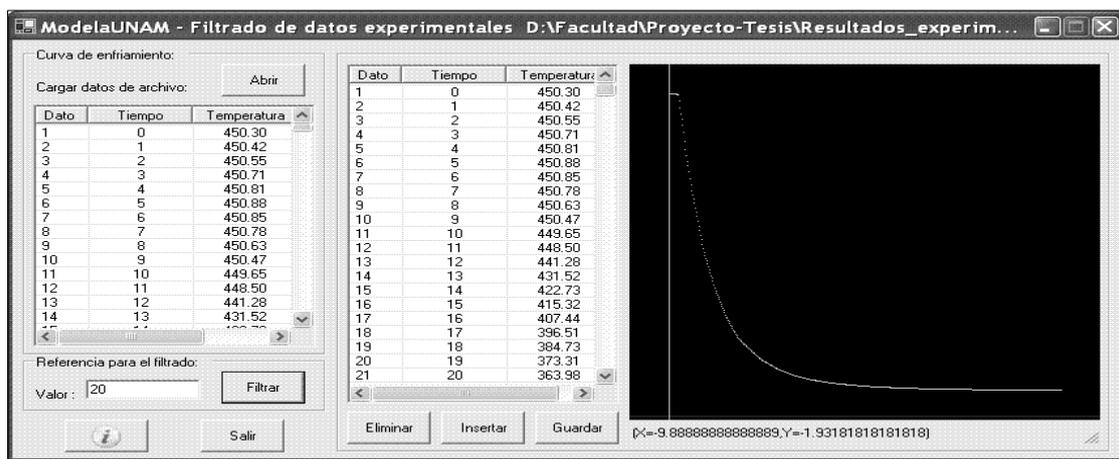


Figura 4.6. Pantalla del filtrado de datos.

- Los datos procedentes del filtrado se introducen al ejecutable *Interpola 1*, contenido en la carpeta *Modela UNAM*. A continuación se abre el archivo con los datos en el formato descrito anteriormente,

seleccionando: *abrir* → *nombre del archivo* → *aceptar*, entonces se muestran los datos y se introduce posteriormente el intervalo de tiempo para la interpolación. El intervalo elegido para este trabajo fue de 1 segundo, como se muestra en la Figura 4.7.



Figura 4.7. Pantalla de inicio de interpolación.

4. Finalmente se selecciona la opción *interpolación* (botón a un lado del valor del intervalo), y el programa genera los resultados (lado derecho de la pantalla) de la forma mostrada en la Figura 4.8. Para guardar el archivo de datos se selecciona: *Guardar* → *Nombre del archivo* → *Aceptar*. El archivo se guarda en formato de texto separado por comas (CSV delimitado por comas), que puede ser trabajado como un archivo de *Microsoft Excel*.

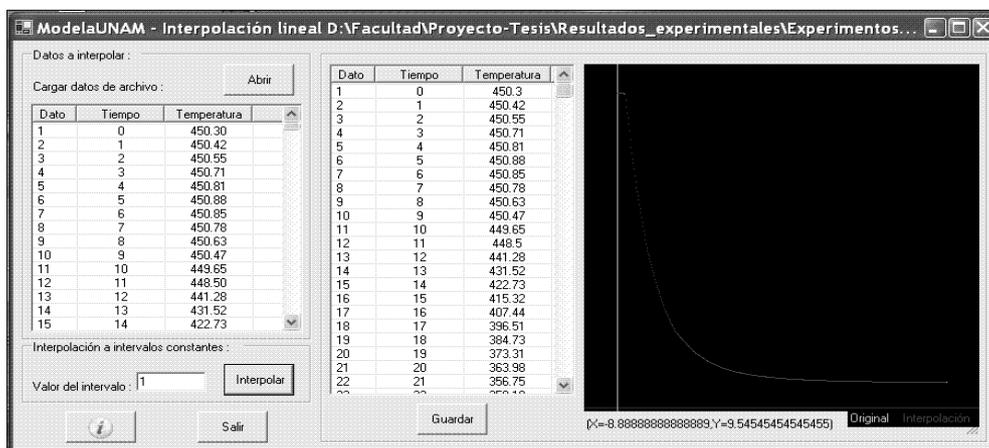


Figura 4.8. Pantalla final de interpolación.

### 5. Cálculos con *WinProbe*

Una vez interpolados, los datos se copian y pegan en una hoja nueva de *Microsoft Excel* y se insertan dos renglones antes de los datos. En el primer renglón se escribe el número total de los datos interpolados y el número de columnas presentes, en el segundo renglón se escriben los títulos: “Tiempo” y “Tsub-sup” (ver Figura 4.9). Se guarda esta información en formato de texto separado por comas (CSV delimitado por comas).

	A	B	C	D	E
2	Tiempo	Tsubsup			
3	0	905.283			
4	0.12	905.111849			
5	0.24	904.984871			
6	0.36	904.804208			
7	0.48	904.648328			
8	0.6	904.484148			
9	0.72	904.323276			
10	0.84	904.126977			
11	0.96	903.912587			
12	1.08	903.735384			
13	1.2	903.530285			
14	1.32	903.377931			
15	1.44	903.189843			

Figura 4.9. Pantalla de Excel que muestra el formato necesario para la entrada de datos a *WinProbe* [32].

Para la solución del *IHCP* se abre el archivo con los datos guardados en el formato descrito anteriormente, desde el programa *WinProbe*. De esta forma el programa abre el archivo de datos como se muestra en la Figura 4.10. Para realizar la solución del *IHCP* se selecciona: *Process*→ *Heat Flux*→ *IHCP Model*. Se mostrará una ventana con el título *Heat Flux IHCP Model*, donde se presiona *OK*.

A continuación se abre una ventana de opciones (*IHCP Options*) en la cual se debe establecer el diámetro de probeta y la posición del termopar (si se encuentra en el centro o fuera del centro, en cuyo caso se dará la posición con respecto a la superficie de la probeta). También en esta ventana se selecciona el tipo de acero con el que se está trabajando.

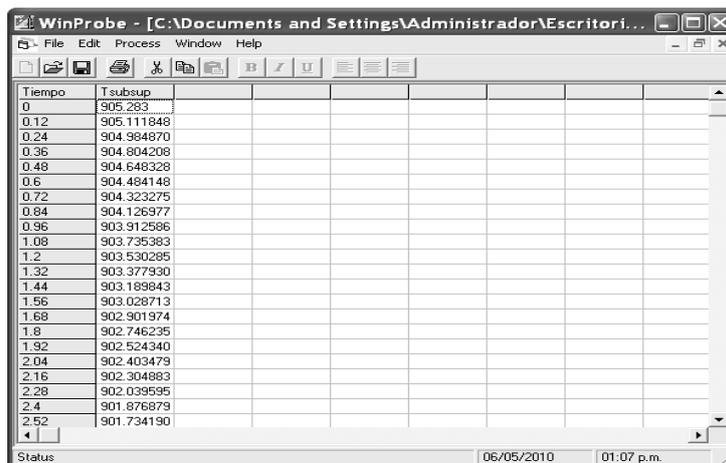


Figura 4.10. Pantalla que muestra los datos de entrada cargados en el software *WinProbe* [32].

En la Figura 4.11 se muestra el caso de la probeta de acero inoxidable AISI 304, con diámetro de media pulgada.

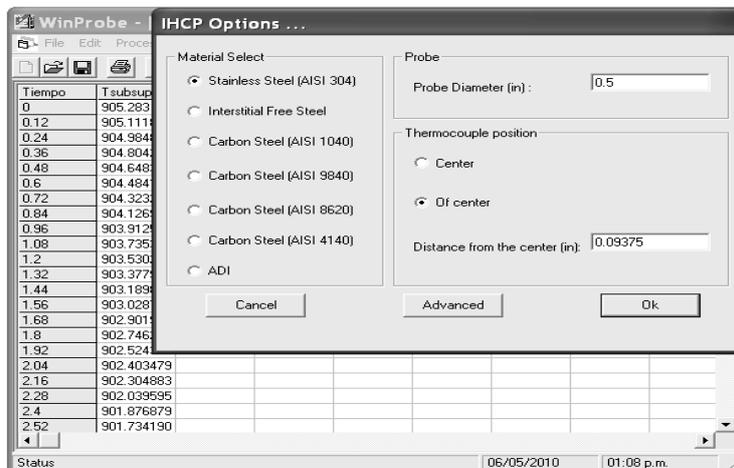


Figura 4.11. Pantalla que muestra el panel de datos para especificar el material, diámetro de la probeta y posición del termopar [32].

Una vez que se definen el diámetro de la probeta, la posición del termopar y el material (en este caso se seleccionó un acero inoxidable AISI 304), se requiere seleccionar los parámetros  $r$  (número de tiempos futuros) y  $n$  (número de nodos entre la superficie y la posición del termopar). Para ello se selecciona la opción *Advanced* y aparece la pantalla *IHCP Options Advanced*.

Para el caso del acero inoxidable, se seleccionó un valor del parámetro  $r$  de 2 y un número de nodos de 5. Finalmente para realizar el cálculo se presiona *OK* en la ventana *IHCP Options*. El programa genera resultados de la forma mostrada en la Figura 4.12. Para guardar el archivo de datos se selecciona: *File* → *Save* → *Nombre del Archivo* → *OK*. El archivo se guarda en formato de texto separado por comas (CSV delimitado por comas).

Tiempo	Tsubsup	q (IHCP)	Ts (IHCP)
0	905.283	131293.488	910.493053
0.12	905.111848	-295807.306	894.071621
0.24	904.984870	-75459.0876	900.470231
0.36	904.804208	189256.777	909.125375
0.48	904.648328	-60713.0106	901.560492
0.6	904.484148	-137465.080	898.634516
0.72	904.323275	-2754.86296	902.034109
0.84	904.126977	18064.5011	902.685691
0.96	903.912586	-13757.4397	902.015515
1.08	903.735383	-86040.3645	899.014490
1.2	903.530285	47695.8714	903.669912
1.32	903.377930	-43287.6575	900.204266
1.44	903.189843	-28822.2090	900.883829
1.56	903.028713	34537.9498	902.951976
1.68	902.901974	-58365.6575	899.611298
1.8	902.746235	-118935.676	896.698219
1.92	902.524340	139242.476	905.905912
2.04	902.403479	23405.3067	902.448615
2.16	902.304883	-313996.547	889.598508
2.28	902.039595	143192.913	904.855260
2.4	901.876879	130004.477	904.791019
2.52	901.734190	-191464.862	894.447587

Figura 4.12. Pantalla que muestra los resultados de salida de *WinProbe*, que pertenecen a la solución de *IHCP* [32].

### 4.2. FASE COMPUTACIONAL

Los resultados del trabajo experimental alimentarán a un modelo matemático ya existente [33] para predecir la evolución del campo térmico dentro de la probeta de temple.

El modelo matemático está implementado en un código ejecutable que simula el proceso de temple, acoplado el campo térmico y microestructural, con condición de frontera  $q_{sup} = f(T_{sup})$ .

En particular, el alcance del modelo matemático es: estimación de la evolución del campo térmico acoplado a la evolución del campo microestructural en una probeta cilíndrica durante su enfriamiento, considerando flujo 1D (dirección radial). A continuación se enumeran algunas de las simplificaciones del sistema, que impactan en la forma de las ecuaciones de la formulación matemática.

1. Estado no estacionario.
2. Flujo 1D en coordenadas cilíndricas (dirección radial).
3. Transporte de energía.
4. Enfriamiento no newtoniano (con gradientes térmicos).
5. Con generación de calor debido a la transformación de fase austenita-martensita.
6. *Flux* de calor de la superficie como función de la temperatura de superficie.

7. Propiedades termofísicas constantes.

4.2.1. Formulación matemática

La ecuación que describe el comportamiento del sistema es la Ecuación General de Conducción, que con las simplificaciones anteriores queda como se presenta en la Ecuación 4.1.

$$-\frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left( -k(T)r \frac{\partial T(r,t)}{\partial r} \right) + q_G(r,T) = (\rho C_p(T))V \frac{\partial T(r,t)}{\partial t}, \quad 0 \leq r \leq R, \quad t > 0 \quad (4.1)$$

Las condiciones inicial y de frontera relacionadas con esta formulación matemática son las siguientes:

$$CI: \quad 0 \leq r \leq R; \quad t = 0; \quad T(r,t)|_{t=0} = T_0 \quad (4.2)$$

$$CF1: \quad r = 0; \quad t > 0; \quad \left. \frac{\partial T}{\partial r} \right|_{r=0} = 0 \quad (4.3)$$

$$CF2: \quad r = R; \quad t > 0; \quad q_{sup}|_{r=R} = f(T_{sup})|_{r=R} \quad (4.4)$$

El método de solución de la ecuación gobernante es el de diferencias finitas (explícito). Debe considerarse que la “generación” de calor sólo se presenta en una etapa del proceso (la transformación de fase). Las ecuaciones de recurrencia del método numérico se presentan a continuación.

Sin “generación”:

Nodo 1

$$\left( \left[ \left( \frac{-KA_{\perp,i}\Delta T}{\Delta r \rho C_p V_i} \right) + 1 \right] T_i^j \right) - \left( \left[ \frac{-KA_{\perp,i}\Delta T}{\Delta r \rho C_p V_i} \right] T_{i+1}^j \right) = T_i^{j+1} \quad (4.5)$$

Nodo 2 a N-1

$$\left( \left[ \left( \frac{-KA_{\perp(i-1)}\Delta t}{\Delta r \rho C_p V_i} \right) + \left( \frac{-KA_{\perp i}\Delta t}{\Delta r \rho C_p V_i} \right) + 1 \right] T_i^j \right) - \left( \left[ \frac{-KA_{\perp(i-1)}\Delta t}{\Delta r \rho C_p V_i} \right] T_{i-1}^j \right) - \left( \left[ \frac{-KA_{\perp i}\Delta t}{\Delta r \rho C_p V_i} \right] T_{i+1}^j \right) = T_i^{j+1} \quad (4.6)$$

Nodo N

$$\left( \left[ \left( \frac{-KA_{\perp(i-1)}\Delta t}{\Delta r \rho C_p V_i} \right) + 1 \right] T_i^j \right) - \left( \left[ \frac{-KA_{\perp(i-1)}\Delta t}{\Delta r \rho C_p V_i} \right] T_{i-1}^j \right) - \left( \left[ \frac{qA_{\perp i}\Delta t}{\rho C_p V_i} \right] \right) = T_i^{j+1} \quad (4.7)$$

Con "generación":

Nodo 1

$$\left( \left[ \left( \frac{-KA_{\perp i}\Delta t}{\Delta r \rho C_p V_i} \right) + 1 \right] T_i^j \right) - \left( \left[ \frac{-KA_{\perp i}\Delta t}{\Delta r \rho C_p V_i} \right] T_{i+1}^j \right) + \left[ \left( \frac{\Delta H}{C_p} \right) (f_i^{j+1} - f_i^j) \right] = T_i^{j+1} \quad (4.8)$$

Nodos 2 a N-1

$$\left( \left[ \left( \frac{-KA_{\perp(i-1)}\Delta t}{\Delta r \rho C_p V_i} \right) + \left( \frac{-KA_{\perp i}\Delta t}{\Delta r \rho C_p V_i} \right) + 1 \right] T_i^j \right) - \left( \left[ \frac{-KA_{\perp(i-1)}\Delta t}{\Delta r \rho C_p V_i} \right] T_{i-1}^j \right) - \left( \left[ \frac{-KA_{\perp i}\Delta t}{\Delta r \rho C_p V_i} \right] T_{i+1}^j \right) + \left[ \left( \frac{\Delta H}{C_p} \right) (f_i^{j+1} - f_i^j) \right] = T_i^{j+1} \quad (4.9)$$

Nodo N

$$\left( \left[ \left( \frac{-KA_{\perp(i-1)}\Delta t}{\Delta r \rho C_p V_i} \right) + 1 \right] T_i^j \right) - \left( \left[ \frac{-KA_{\perp(i-1)}\Delta t}{\Delta r \rho C_p V_i} \right] T_{i-1}^j \right) - \left( \left[ \frac{qA_{\perp i}\Delta t}{\rho C_p V_i} \right] \right) + \left[ \left( \frac{\Delta H}{C_p} \right) (f_i^{j+1} - f_i^j) \right] = T_i^{j+1} \quad (4.10)$$

Las propiedades termofísicas que se usaron fueron constantes (para un acero AISI 4140 o para un acero inoxidable AISI 304) y la tabla de *flux* de calor - usado como condición de frontera - se obtuvo de combinar la solución del IHCP para dos experimentos de laboratorio [34], desde una temperatura inicial de 850 °C y 750 °C, para la probeta de acero AISI 4140, con  $N_f = 1.8$  y  $r = 4$ .

Los resultados se imprimen en un archivo de texto que puede ser abierto con *software* como *Microsoft Excel* o *Sigma Plot* para graficarse.

Los resultados del código que se programó fueron comparados con el programa comercial basado en elementos finitos *Abaqus* [35] y con resultados experimentales para verificar y validar los resultados, respectivamente. El alcance del problema planteado para el ejercicio de verificación no incluyó a la evolución microestructural y consideró un *flux* de calor constante.

## 5. RESULTADOS

En esta sección se presentan los resultados obtenidos en las pruebas de temple realizadas a las probetas de acero inoxidable AISI 304 y grado herramienta AISI 4140, en forma de curvas de enfriamiento ( $T$  vs.  $t$ ).

### 5.1. CURVAS DE ENFRIAMIENTO DEL ACERO AISI 4140 CON PRESENCIA DE TRANSFORMACIÓN DE FASE

Un ejemplo de la respuesta térmica durante el temple desde temperatura de austenización se muestra en las Figuras 5.1 y 5.2. El temple se realizó empleando números de fluidización de 1.4 y 1.8 en el reactor de lecho fluidizado y la temperatura de austenización empleada fue de 900°C.

En las figuras se observa una zona donde la temperatura se mantuvo constante (temperatura de austenización) durante un lapso de tiempo para que la pieza se transforme homogéneamente a la fase austenita (zona *a*). Posteriormente inicia un enfriamiento relativamente lento, correspondiente al traslado de la probeta del horno al reactor de lecho fluidizado (zona *b*). En seguida el enfriamiento se lleva a cabo dentro del reactor a una rapidez mayor que en la zona anterior (zona *c*). Finalmente, se observa un cambio de pendiente en la curva, aproximadamente a 340°C (zona *d*). Este cambio de pendiente se debe a la generación de calor propiciada por la transformación y que produce el efecto llamado *recalescencia*, por lo que se puede utilizar para establecer el comienzo de la transformación de fase austenita a martensita. Después de la etapa de *recalescencia* se puede apreciar una zona donde la temperatura cambia relativamente poco con respecto al tiempo (zona *e*).

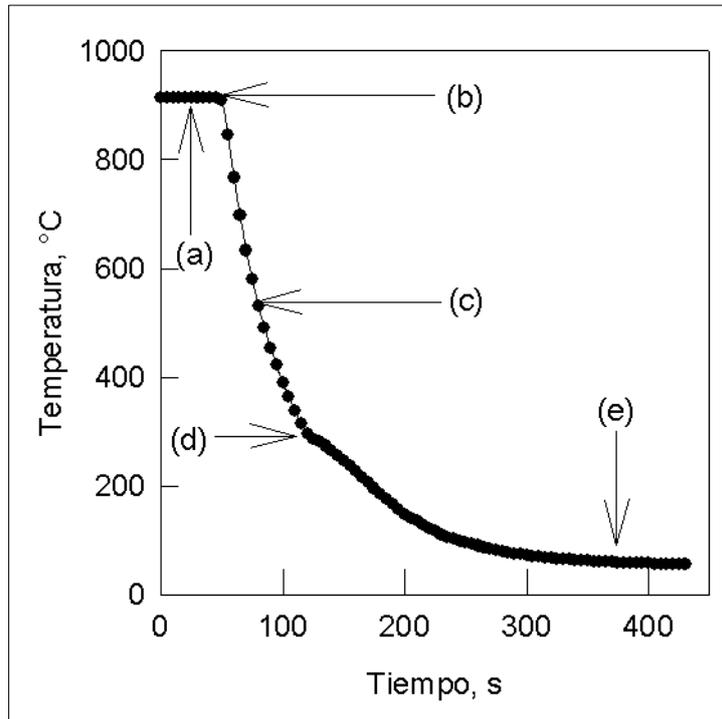


Figura 5.1. Respuesta térmica en la sub-superficie de la probeta de acero AISI 4140 durante su temple desde la temperatura de austenización (900°C) con  $N_f = 1.4$ .

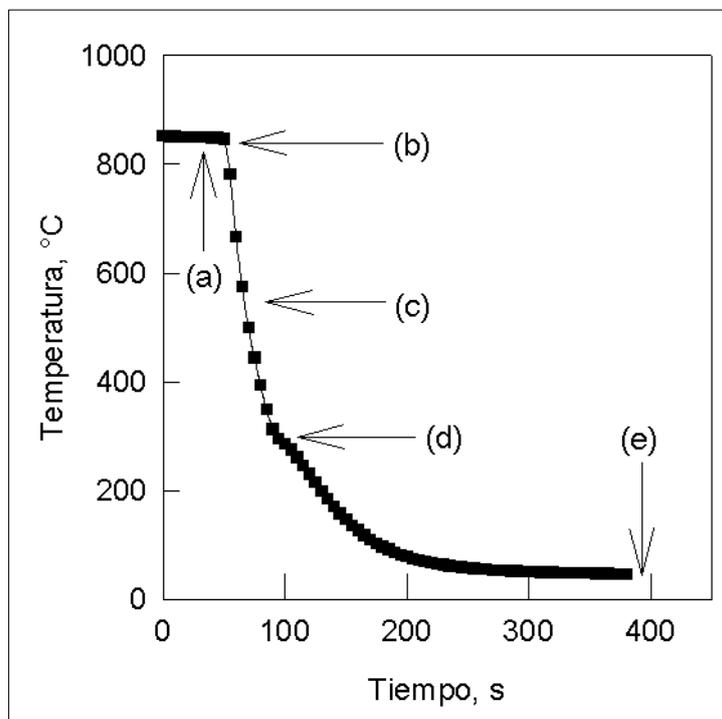


Figura 5.2. Respuesta térmica en la sub-superficie de la probeta de acero AISI 4140 durante su temple desde la temperatura de austenización (850°C) con  $N_f = 1.8$ .

5.2. REPRODUCIBILIDAD DE LAS CURVAS DE ENFRIAMIENTO

Se realizaron pruebas por triplicado para cada configuración experimental del proceso de temple. Esto se hizo para demostrar la reproducibilidad del proceso, es decir que a pesar de las variantes en las condiciones bajo las cuales se realizó cada prueba, los resultados siempre fueron similares entre pruebas realizadas con mismas condiciones experimentales.

En las Figuras 5.3 y 5.4 se muestran curvas de enfriamiento de las probetas de acero inoxidable AISI 304 para números de fluidización 1.4 y 1.8; para la probeta de acero AISI 4140 (con números de fluidización 1.4 y 1.8) los resultados se grafican en las Figuras 5.5 y 5.6. En las curvas se pueden apreciar pequeñas diferencias entre cada curva (en la zona a), que pueden deberse a variaciones en el flujo o la presión del aire o bien a problemas con la señal eléctrica de los termopares. Aun así se observa buena reproducibilidad.

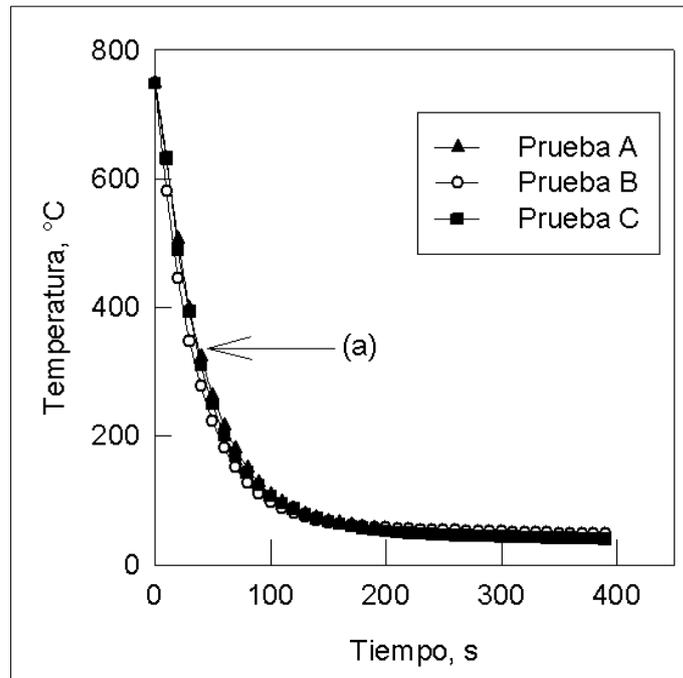


Figura 5.3. Historias térmicas en la sub-superficie de la probeta de acero AISI 304 de tres experimentos independientes, durante el temple desde 750°C con  $N_f = 1.4$ .

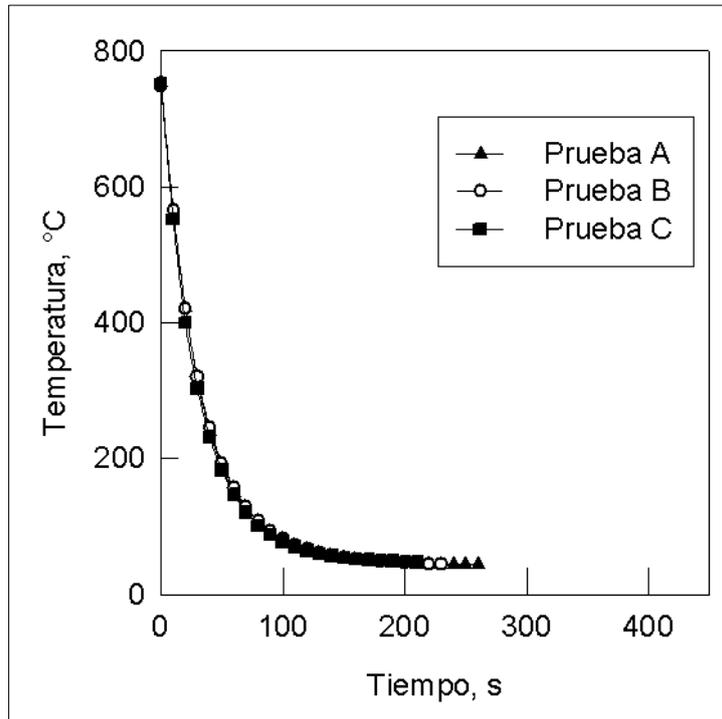


Figura 5.4. Historias térmicas en la sub-superficie de la probeta de acero AISI 304 de tres experimentos independientes, durante el temple desde 750°C con  $N_f = 1.8$ .

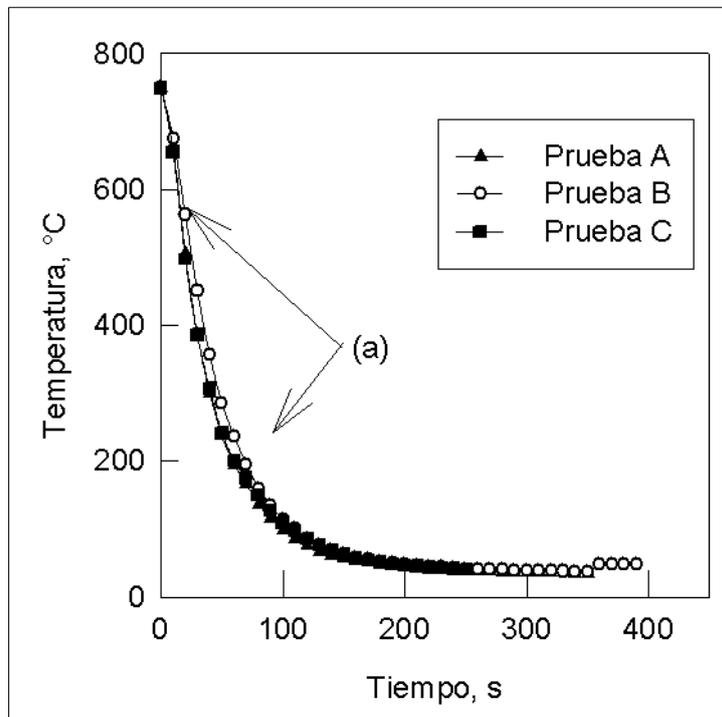


Figura 5.5. Historias térmicas en la sub-superficie de la probeta de acero AISI 4140 de tres experimentos independientes, durante el temple desde 750°C con  $N_f = 1.4$ .

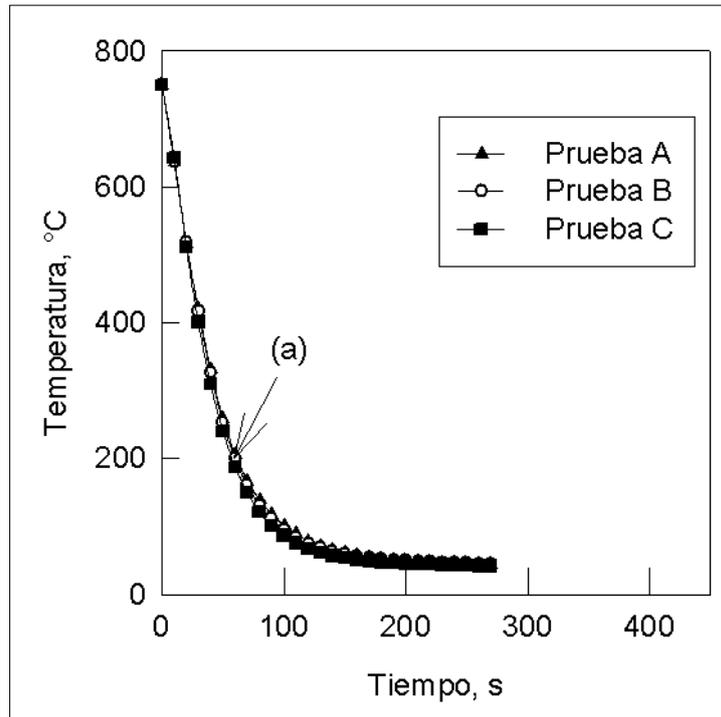


Figura 5.6. Historias térmicas en la sub-superficie de la probeta de acero AISI 4140 de tres experimentos independientes, durante el temple desde 750°C con  $N_f = 1.8$ .

### 5.3. CURVAS DE ENFRIAMIENTO EN EL CENTRO Y LA SUB-SUPERFICIE DE LA PROBETA

La temperatura fue monitoreada tanto en el centro de las probetas como en la sub-superficie con un par de termopares (ver Figura 4.3).

En las Figuras 5.7 y 5.8 se presentan las curvas de enfriamiento (en el centro y en la sub-superficie) para el acero inoxidable AISI 304, para  $N_f = 1.4$  y 1.8 respectivamente. En las figuras 5.9 y 5.10 se muestran las curvas respectivas para las probetas de acero AISI 4140.

En estas figuras se puede apreciar que tanto la curva de enfriamiento de la temperatura monitoreada en el centro como la de la sub-superficie son muy similares. Esto comprueba que dada la relación pequeña de diámetro entre altura, el valor de conductividad térmica de ambos materiales y el orden de magnitud esperado del coeficiente de transferencia de calor, no hay presencia de gradientes térmicos significativos (en la dirección radial), además de que el centro siempre estará a mayor temperatura que la superficie, ya que ésta última es la que está en contacto directo con el medio de enfriamiento.

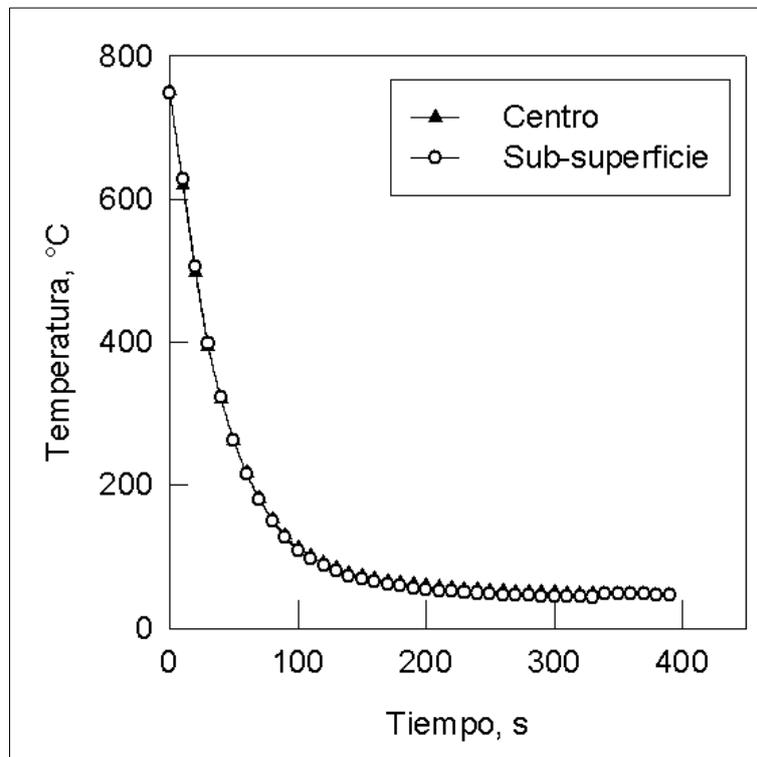


Figura 5.7. Curvas de enfriamiento (en el centro y sub-superficie) durante el temple desde 750°C de la probeta de acero inoxidable AISI 304 con  $N_f = 1.4$ .

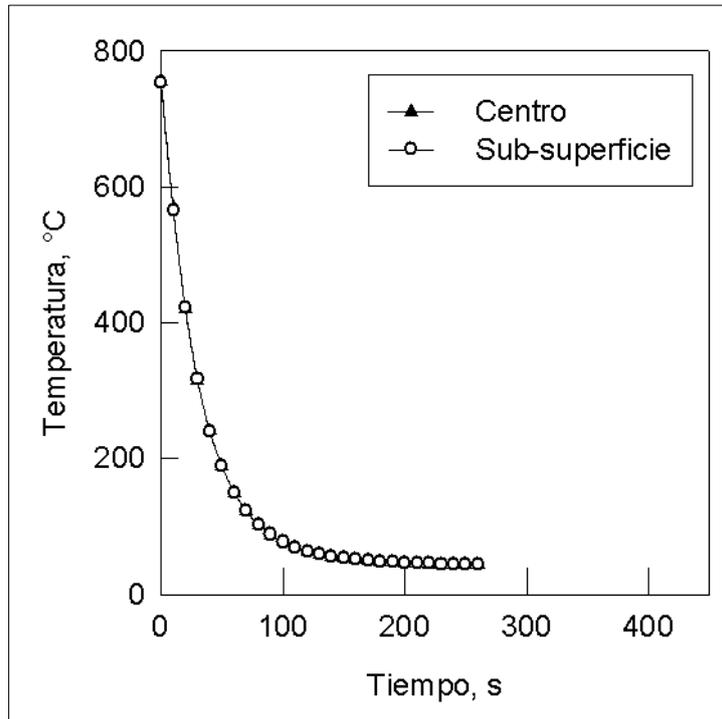


Figura 5.8. Curvas de enfriamiento (en el centro y sub-superficie) durante el temple desde 750°C de la probeta de acero inoxidable AISI 304 con  $N_f = 1.8$ .

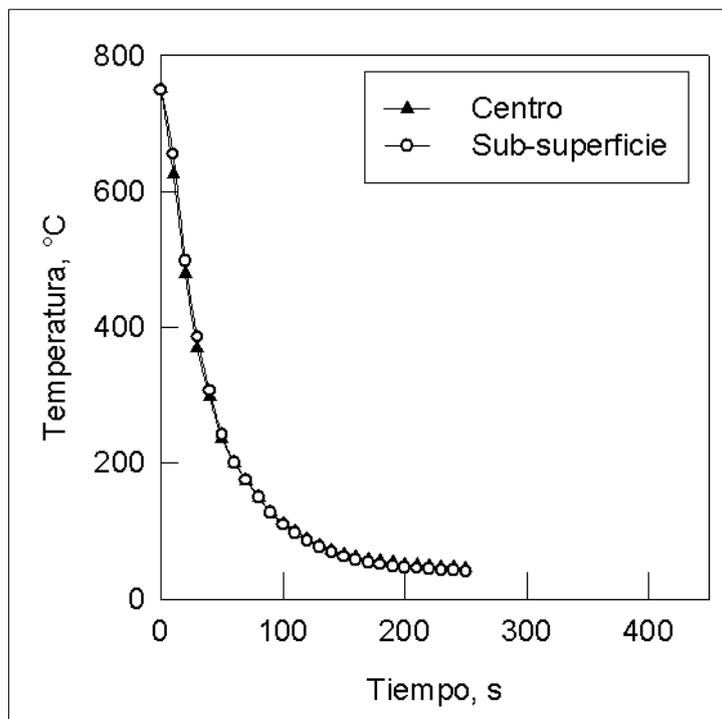


Figura 5.9. Curvas de enfriamiento (en el centro y sub-superficie) durante el temple desde 750°C de la probeta de acero AISI 4140 con  $N_f = 1.4$ .

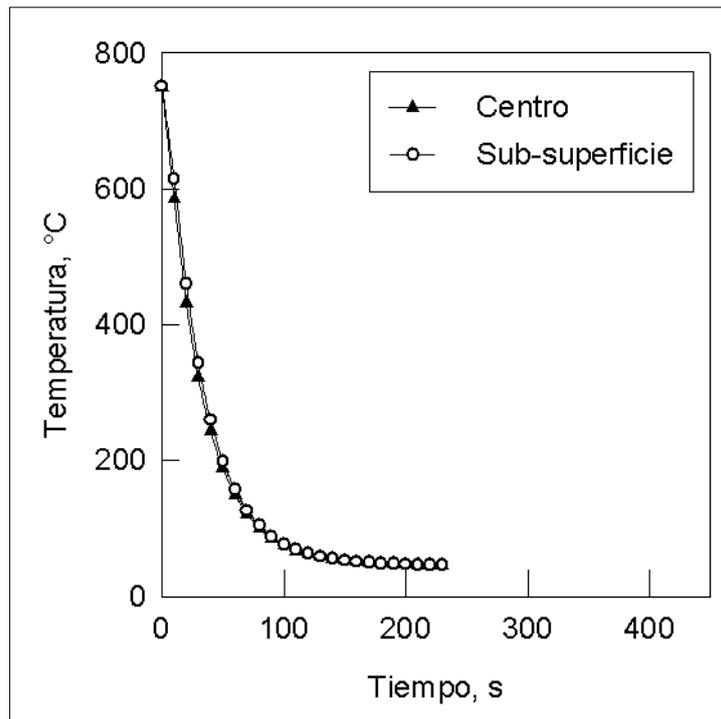


Figura 5.10. Curvas de enfriamiento (en el centro y sub-superficie) durante el temple desde 750°C de la probeta de acero AISI 4140 con  $N_f = 1.8$ .

#### 5.4. EFECTO DEL NÚMERO DE FLUIDIZACIÓN SOBRE LAS CURVAS DE ENFRIAMIENTO.

Se realizaron pruebas de temple a las probetas de aceros AISI 304 y 4140, empleando dos diferentes valores del número de fluidización en el reactor de lecho fluidizado, como se puede apreciar en la matriz experimental mostrada en la Tabla 4.1.

En las Figuras 5.11 y 5.12 se grafican las curvas de enfriamiento realizadas para las probetas de acero inoxidable AISI 304 y AISI 4140, respectivamente. Estas pruebas fueron realizadas empleando valor del número de fluidización de  $N_f = 1.4$  y 1.8.

Se pueden apreciar tres zonas en las curvas: al inicio del enfriamiento así como al final del mismo (zonas *a* y *c*), donde las curvas para  $N_f = 1.4$  y  $1.8$  son similares, partiendo y terminando en los mismos puntos; sin embargo aparece una zona *b*, donde el enfriamiento es diferente y las curvas se separan considerablemente.

Esta separación se debe a la diferencia en los valores empleados del número de fluidización, lo que viene dado por diferentes flujos de aire inyectados al reactor de lecho fluidizado y que a su vez le confiere al medio de enfriamiento una relación proporcional entre dicho número y el poder de extracción de calor en la probeta de temple. Como es de esperarse, a mayor número de fluidización se tiene una mayor extracción de calor (que se refleja en un cambio más rápido en las curvas de enfriamiento).

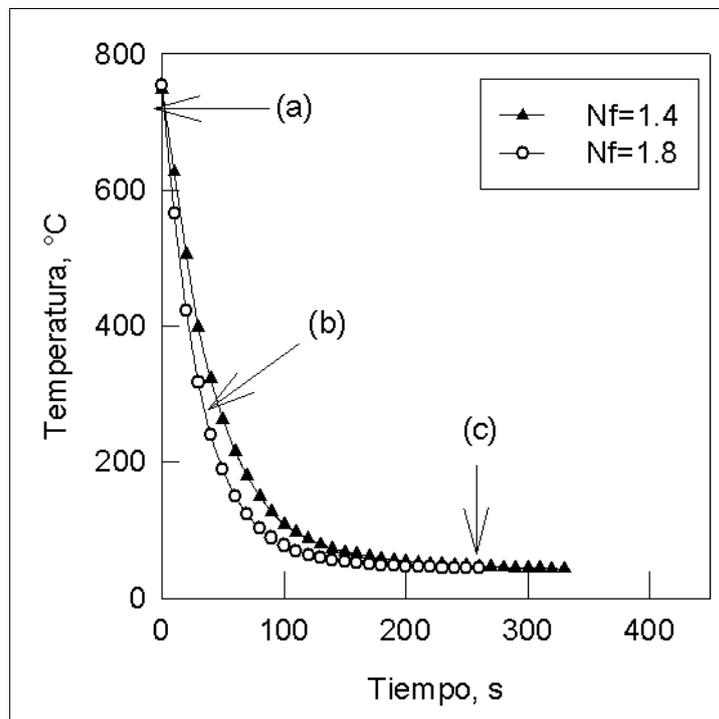


Figura 5.11. Curvas de enfriamiento en la sub-superficie durante el temple desde 750°C de la probeta de acero inoxidable AISI 304 con  $N_f = 1.4$  y  $1.8$ .

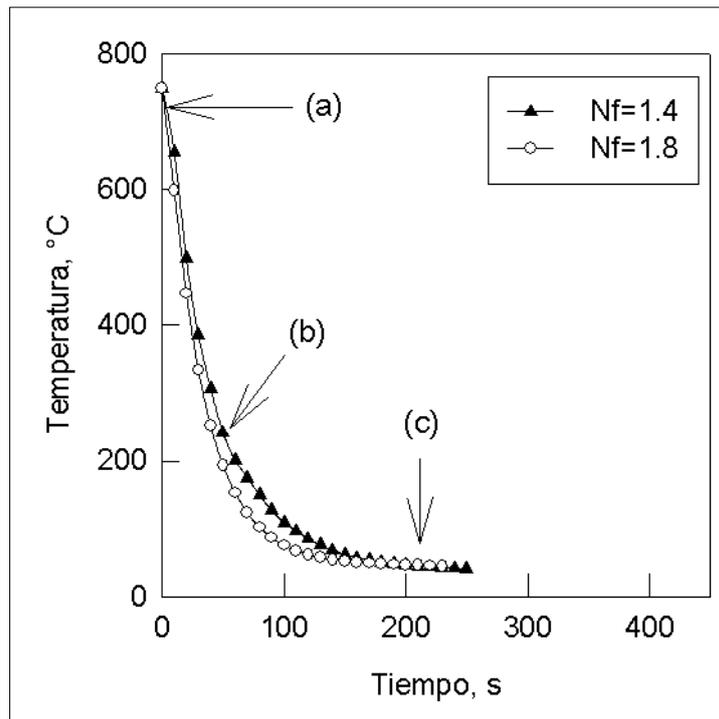


Figura 5.12. Curvas de enfriamiento en la sub-superficie durante el temple desde 750°C de la probeta de acero AISI 4140 con  $N_f = 1.4$  y 1.8.

#### 5.5. CURVAS DE ENFRIAMIENTO EN LA SUB-SUPERFICIE DE LA PROBETA Y EN EL SENO DEL LECHO FLUIDIZADO

La temperatura del seno del reactor de lecho fluidizado fue monitoreada en todo momento durante todas las pruebas de temple de las probetas de acero.

En las Figuras 5.13 a 5.16 se presentan las curvas de enfriamiento donde se observan los resultados obtenidos de dicho monitoreo. En las curvas se puede apreciar que al inicio de las pruebas ( $t=0$ ), la temperatura del reactor es uniforme; sin embargo, a partir de que comienza el enfriamiento de las probetas (una vez introducidas al reactor de lecho fluidizado) la temperatura del seno del reactor sufre un aumento súbito (zona a) hasta que se equilibra con la temperatura final de la probeta.

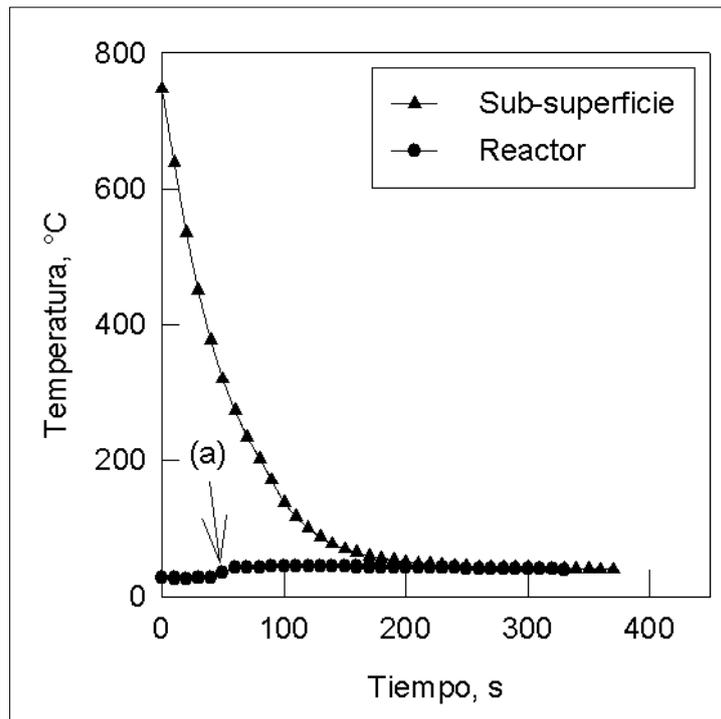


Figura 5.13. Historias térmicas en la sub-superficie y en el reactor de LF durante el temple desde 750°C de la probeta de acero inoxidable AISI 304 con  $N_f = 1.4$ .

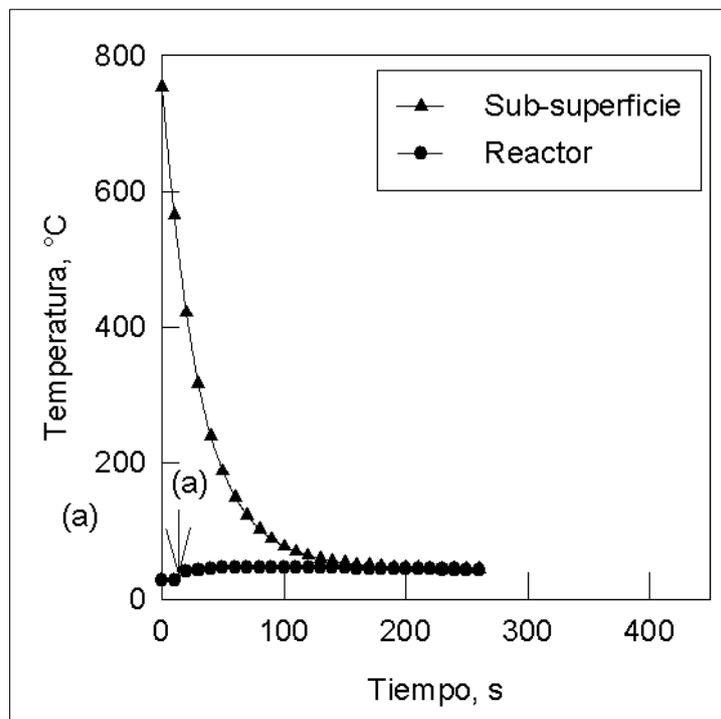


Figura 5.14. Historias térmicas en la sub-superficie y en el reactor de LF durante el temple desde 750°C de la probeta de acero inoxidable AISI 304 con  $N_f = 1.8$ .

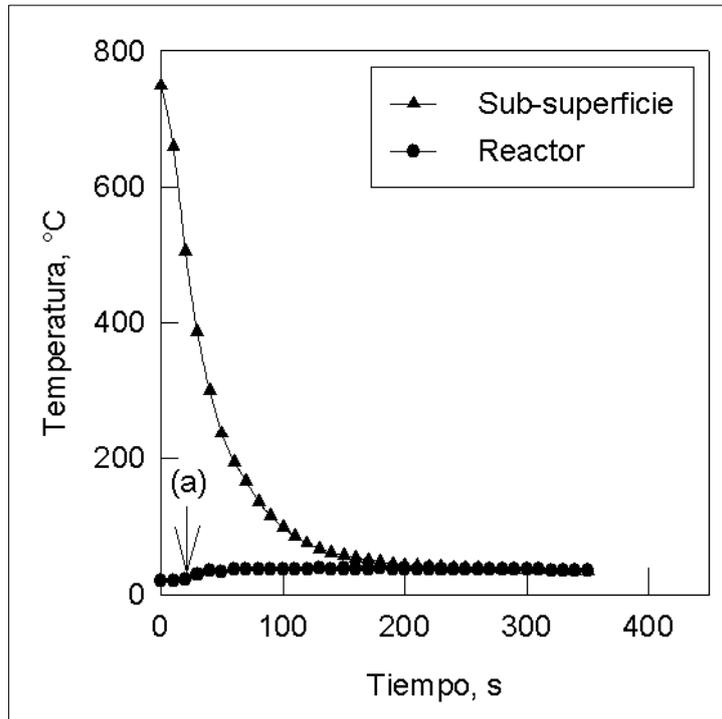


Figura 5.15. Historias térmicas en la sub-superficie y en el reactor de LF durante el temple desde 750°C de la probeta de acero AISI 4140 con  $N_f = 1.4$ .

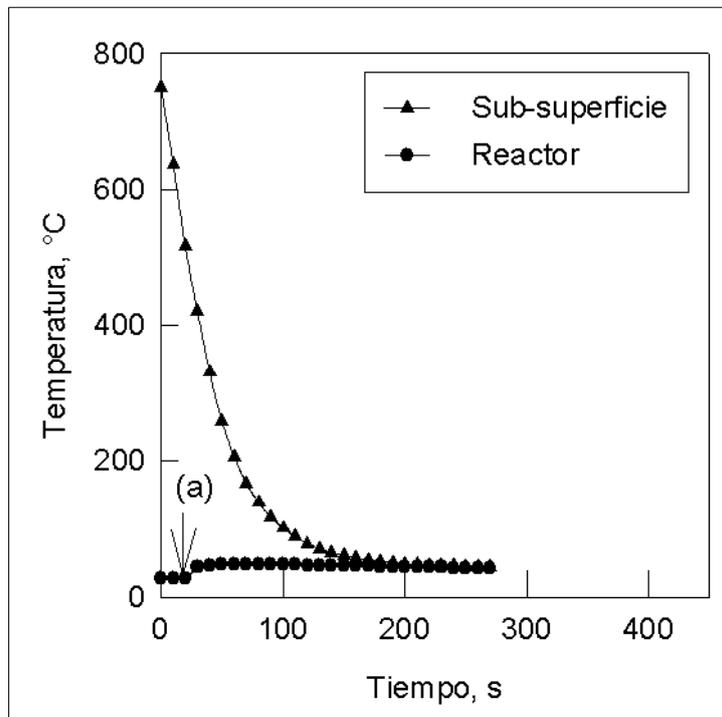


Figura 5.16. Historias térmicas en la sub-superficie y en el reactor de LF durante el temple desde 750°C de la probeta de acero AISI 4140 con  $N_f = 1.8$ .

El aumento en la temperatura del seno del reactor de lecho fluidizado se debe a la transferencia de calor desde la probeta de acero hacia el medio de enfriamiento (sistema de lecho fluidizado). El hecho de que dicho aumento de temperatura se lleve a cabo en menos tiempo en  $N_f = 1.8$ , se debe al mayor poder de extracción de calor que genera ese número de fluidización con respecto a  $N_f = 1.4$ .

### 5.6. CURVAS DE ENFRIAMIENTO DE LA MATRIZ EXPERIMENTAL

Se realizaron pruebas de temple para ambas probetas de acero entre un rango de temperaturas desde 450°C hasta 900°C para el acero inoxidable AISI 304 y desde 450°C hasta 850°C para el acero AISI 4140, con intervalos de temperatura inicial de 75°C entre cada prueba.

En las Figuras 5.17 a 5.20 se muestran las curvas de enfriamiento desde cada una de las temperaturas de inicio, para cada uno de los tipos de aceros empleados y para cada número de fluidización al cual se realizaron las pruebas. En todos los casos se puede apreciar que a mayor temperatura inicial el enfriamiento es más rápido, lo que se debe a que la fuerza motriz del transporte de calor es la diferencia de temperaturas entre la superficie de la probeta y el medio de enfriamiento, así es que a mayor temperatura inicial, el contenido energético es mayor, lo que a su vez genera *fluxes* de calor hacia el lecho fluidizado mayores, lo que se traduce en rapidez de enfriamiento mayores. Por otra parte, al tener un mayor contenido energético inicial, las probetas que se templaron desde temperaturas iniciales mayores tardan un poco más de tiempo en llegar a una temperatura cercana a la del ambiente. Por otro lado se observa que a bajas temperaturas, las curvas son similares lo cual es resultado de la disminución en la fuerza motriz.

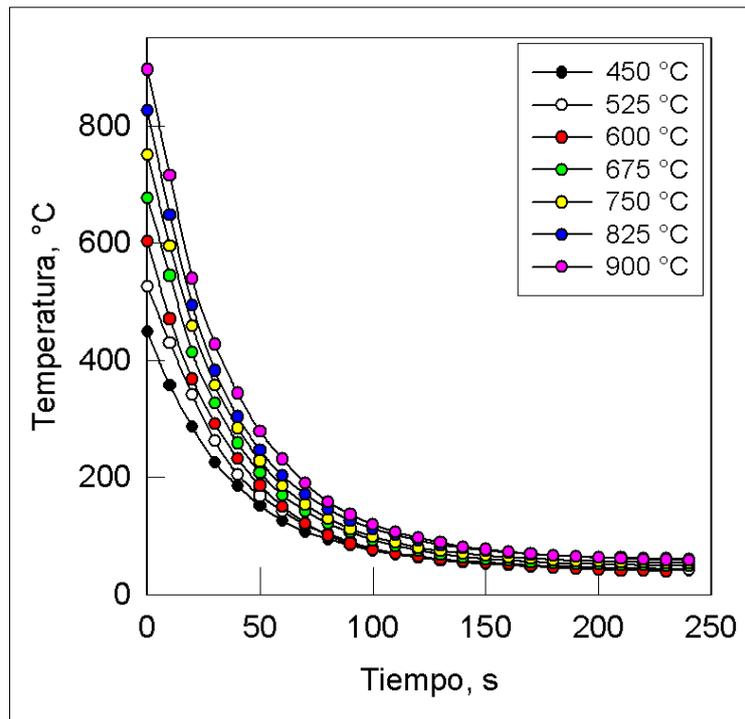


Figura 5.17. Curvas de enfriamiento en la sub-superficie durante el temple desde diversas temperaturas iniciales de la probeta de acero AISI 304 con  $N_f = 1.4$ .

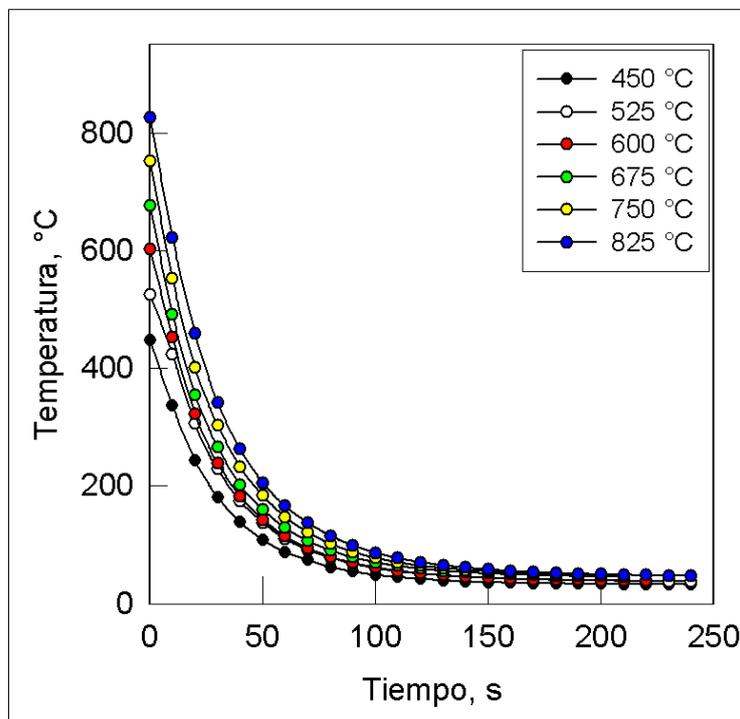


Figura 5.18. Curvas de enfriamiento en la sub-superficie durante el temple desde diversas temperaturas iniciales de la probeta de acero AISI 304 con  $N_f = 1.8$ .

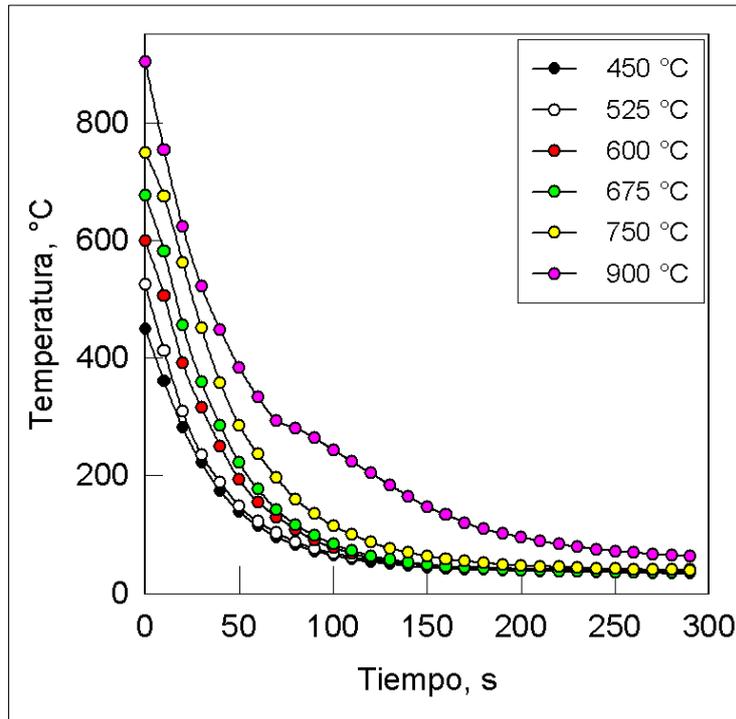


Figura 5.19. Curvas de enfriamiento en la sub-superficie durante el temple desde diversas temperaturas iniciales de la probeta de acero AISI 4140 con  $N_f = 1.4$ .

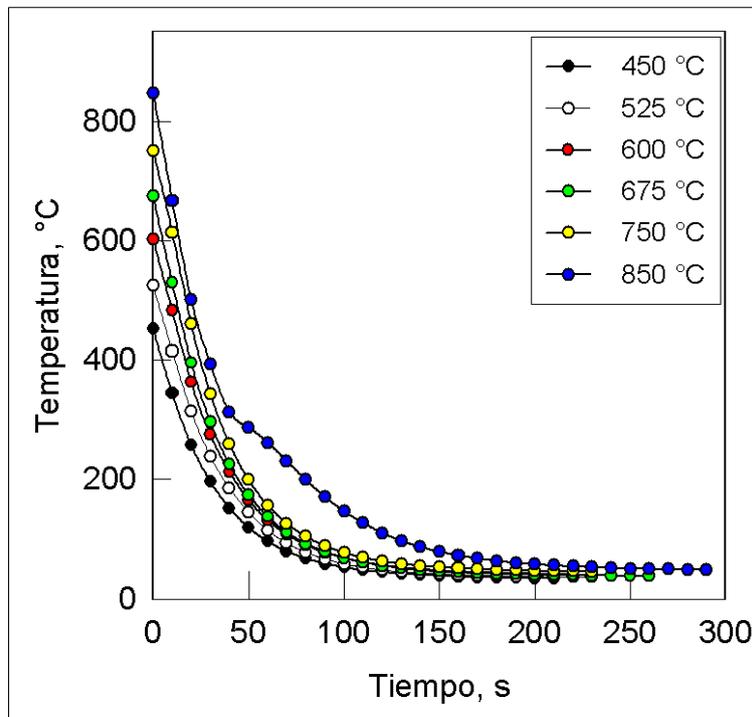


Figura 5.20. Curvas de enfriamiento en la sub-superficie durante el temple desde diversas temperaturas iniciales de la probeta de acero AISI 4140 con  $N_f = 1.8$ .

## 6. ANÁLISIS DE RESULTADOS

### 6.1. FASE EXPERIMENTAL

#### 6.1.1. CURVAS DE RAPIDEZ DE ENFRIAMIENTO VS. TIEMPO

En las Figuras 6.1 y 6.2 se presentan las curvas de rapidez de enfriamiento vs. tiempo  $\left(\frac{dT}{dt} \text{ vs. } t\right)$  calculadas a partir de las respuestas térmicas experimentales. Dichas curvas corresponden a las pruebas realizadas con la probeta de acero AISI 4140 desde una temperatura inicial de 900°C con  $N_f = 1.4$  (Figura 6.1), y desde una temperatura inicial de 850°C con  $N_f = 1.8$  (Figura 6.2).

La rapidez de enfriamiento se aproxima como el cociente de la diferencia de la temperatura futura menos la temperatura presente entre la diferencia del paso de tiempo, como se representa en la siguiente expresión matemática:

$$\frac{dT}{dt} \cong \left(\frac{T_2 - T_1}{t_2 - t_1}\right) \quad (6.1)$$

Al inicio del enfriamiento la rapidez de enfriamiento es grande en magnitud y se refleja en las curvas con una gran pendiente provocada por la alta diferencia de temperaturas entre un paso de tiempo y otro, debido a que la fuerza motriz del transporte de calor es justamente el contenido energético de la probeta, y negativa porque se trata de extracción de calor. Después de alcanzar un máximo y conforme la temperatura de la probeta desciende, el contenido energético es menor, lo que genera que la rapidez de enfriamiento vaya disminuyendo gradual y constantemente en magnitud hasta antes de que se

presente la transformación martensítica (zona (a) en las Figuras 6.1 y 6.2).

Se puede apreciar en ambas figuras que la pendiente cambia en la zona (a). Este comportamiento se debe a la generación de calor provocada por la transformación de fase austenita-martensita, que aumenta el contenido energético de la probeta induciendo un aumento en magnitud de la rapidez de enfriamiento.

Esta situación confirma la explicación de la *recalescencia* presentada en las Figuras 5.1 y 5.2, porque los intervalos de tiempo en los cuales se lleva a cabo la transformación corresponden, comenzando en 150 segundos para la prueba con  $N_f = 1.4$  y 100 segundos para la prueba con  $N_f = 1.8$  (ver Figuras 6.1 y 6.2 respectivamente).

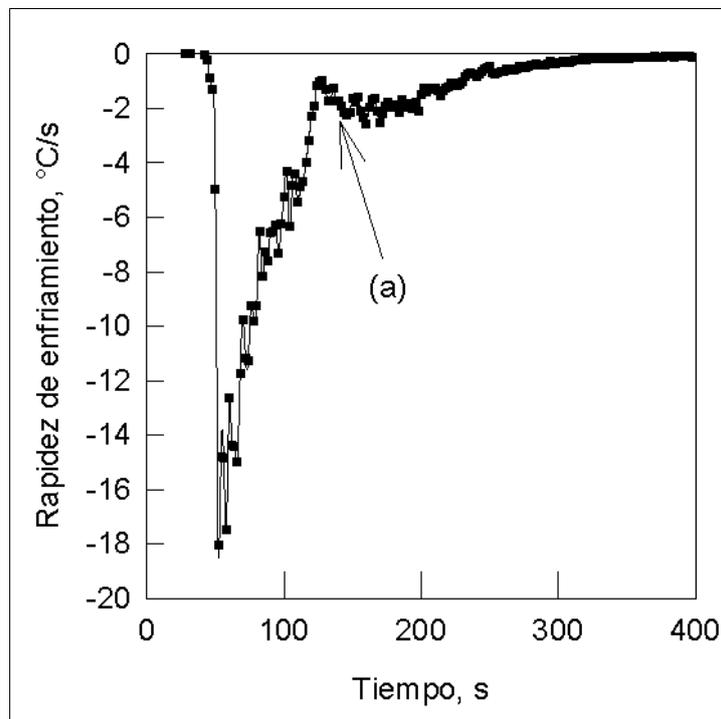


Figura 6.1. Rapidez de enfriamiento calculada como función del tiempo durante el temple de la probeta de acero AISI 4140 con  $N_f = 1.4$  y temperatura inicial de 900 °C.

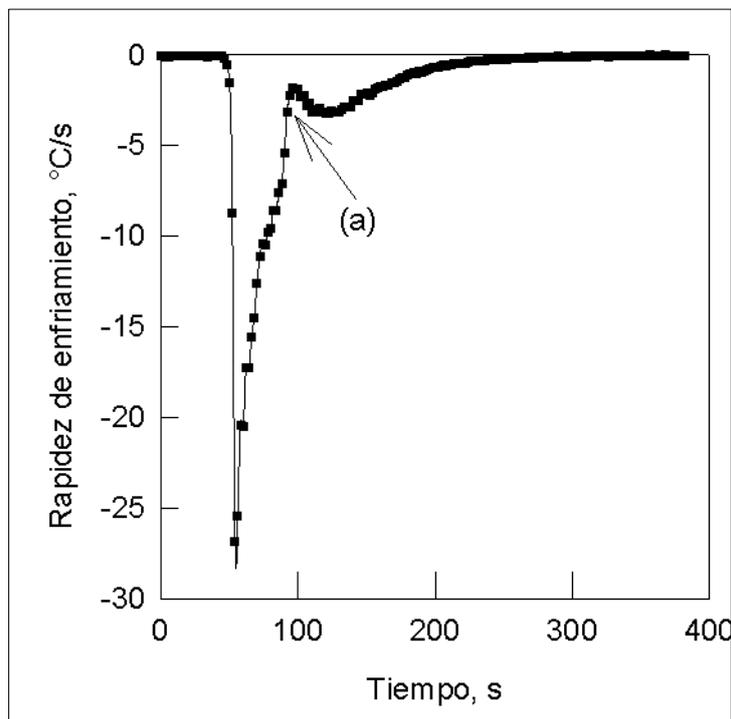


Figura 6.2. Rapidez de enfriamiento calculada como función del tiempo durante el temple de la probeta de acero AISI 4140 con  $N_f = 1.8$  y temperatura inicial de 850 °C.

#### 6.1.2. CURVAS DE RAPIDEZ DE ENFRIAMIENTO VS. TEMPERATURA DE SUB-SUPERFICIE

En las Figuras 6.3 y 6.4 se grafican las curvas de rapidez de enfriamiento como función de la temperatura medida en la sub-superficie (posición del termopar). Igual que las curvas de rapidez de enfriamiento como función del tiempo, éstas fueron calculadas a partir de las respectivas curvas de enfriamiento.

Puede apreciarse que al inicio del enfriamiento la rapidez de enfriamiento presenta un gran aumento en magnitud hasta generar un mínimo, esto se debe a que se alcanza el máximo poder de extracción de calor provocado por la diferencia de temperaturas entre la superficie de la probeta y el medio de

enfriamiento (lecho fluidizado). Cabe mencionar que la rapidez presenta un mínimo por ser un valor negativo en magnitud al tratarse de extracción de calor.

Conforme la temperatura de la probeta desciende, el contenido energético es menor, y esto genera que la rapidez de enfriamiento vaya disminuyendo gradual y constantemente en magnitud hasta antes de que se presente la transformación martensítica (zona (a)).

Dentro del rango de temperaturas de 450 a 300 °C se presenta un cambio repentino de pendiente (zona (a)) que, como ya se explicó antes, se puede interpretar como un aumento en la cantidad de energía térmica al interior de la probeta debido a la transformación de fase (*recalescencia*).

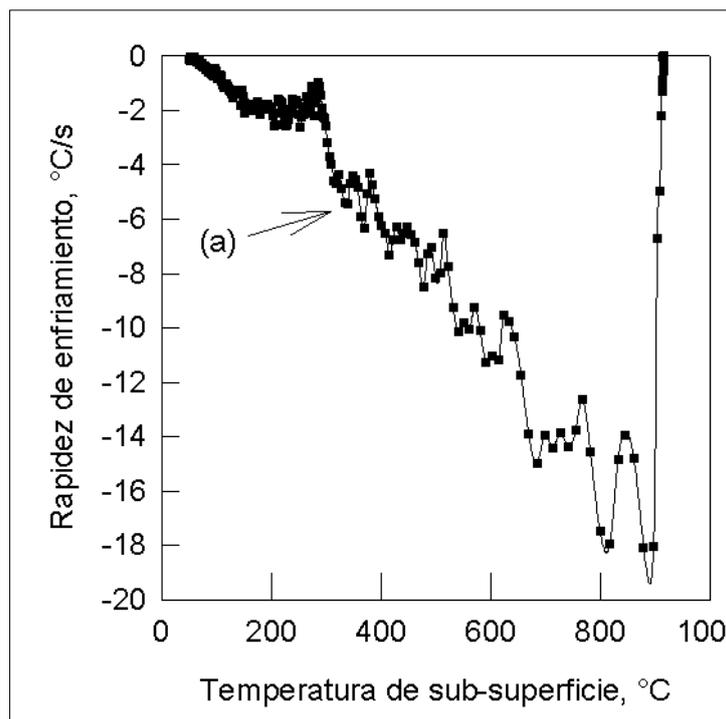


Figura 6.3. Rapidez de enfriamiento calculada como función de la temperatura medida en la sub-superficie durante el temple de la probeta de acero AISI 4140 con  $N_f = 1.4$ .

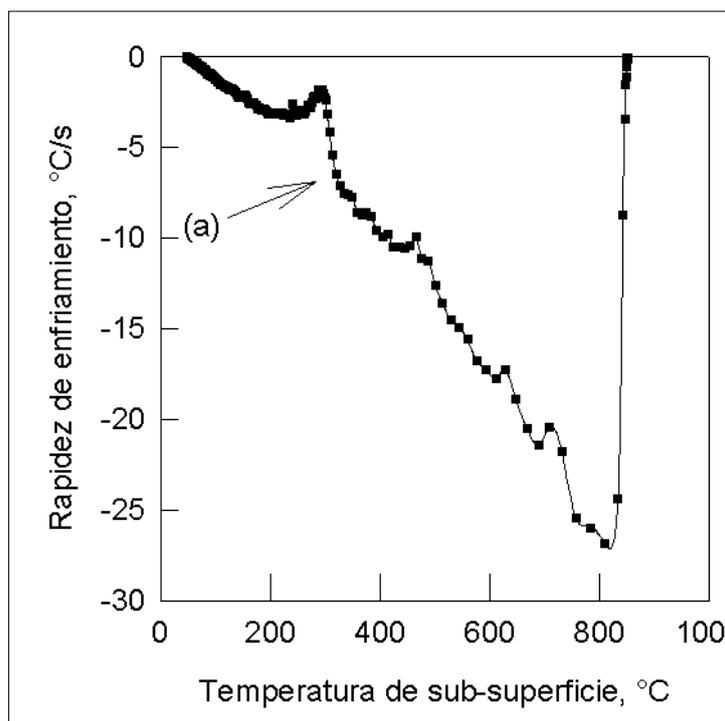


Figura 6.4. Rapidez de enfriamiento calculada como función de la temperatura medida en la sub-superficie durante el temple de la probeta de acero AISI 4140 con  $N_f = 1.8$ .

### 6.1.3. ESTIMACIÓN DEL FLUX DE CALOR COMO FUNCIÓN DE LA TEMPERATURA DE LA SUPERFICIE

En la Figura 6.5 se presenta el gráfico del *flux* de calor de superficie (estimado) contra temperatura de superficie (estimada) correspondiente al temple con  $N_f = 1.8$  y una temperatura inicial de 850°C. Estas estimaciones fueron realizadas empleando el programa computacional *WinProbe* que resuelve el Problema Inverso de Conducción de Calor, y cuya aplicación para dichas estimaciones fue presentada a detalle en el Capítulo 4, en la Sección 4.1. Debe mencionarse que este tipo de gráficas se leen de derecha a izquierda y que el *flux* de calor en la superficie tiene signo negativo debido a que se extrae calor de la probeta.

En la figura se observa que, inicialmente (es decir a temperaturas de superficie altas) existe un aumento drástico en la magnitud del *flux* de calor (zona (a)). Esto puede explicarse con base a que en ésta etapa la fuerza motriz del transporte de energía es muy alta ya que el contenido energético de la probeta es alto.

En seguida, se presenta el valor máximo (en valor absoluto) de *flux* de calor de la superficie, lo cual indica que la fuerza motriz ha disminuido hasta un valor tal que la dinámica del enfriamiento provoca que la extracción de calor comience a disminuir (zona (b)). Posteriormente, se puede apreciar una disminución súbita (en valor absoluto) en el *flux* de calor de superficie debido a la transformación martensítica (zona (c)). Esta disminución se debe a la generación de calor, que es consecuencia de la reacción exotérmica que se lleva a cabo durante la transformación de fase. Por último se observa una disminución progresiva del *flux* de calor, debido a que la temperatura va disminuyendo lo que genera que la fuerza motriz se vaya extinguiendo (zona d).

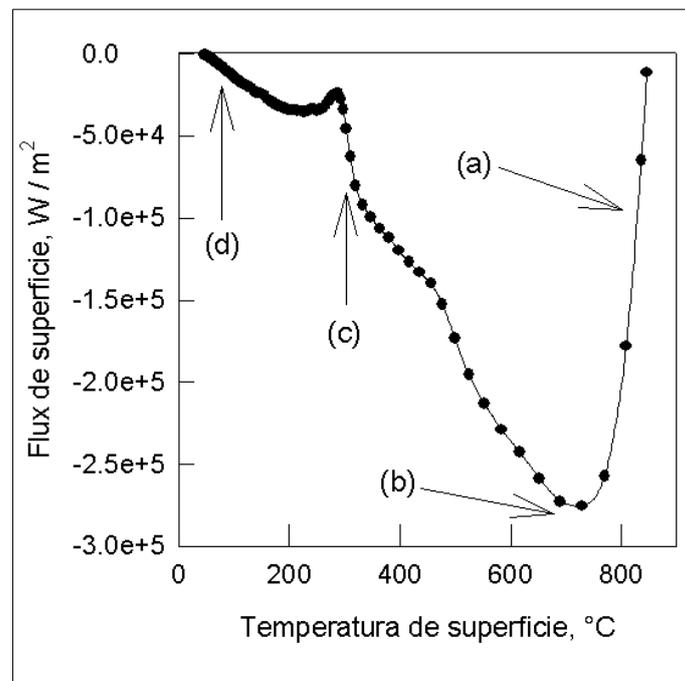


Figura 6.5. *Flux* de calor de superficie vs. temperatura de superficie estimados en el temple de la probeta de acero AISI 4140 con  $N_f = 1.8$  y temperatura inicial de  $850^{\circ}C$ .

#### 6.1.4. VALIDACIÓN DE LA CURVA DE *FLUX* DE CALOR DE SUPERFICIE VS. TEMPERATURA DE SUPERFICIE ESTIMADA CON *WINPROBE*

Se realizó una estimación del intercambio total de energía térmica entre la probeta y el medio de temple, así como el cálculo teórico de dicho intercambio con el fin de compararlos y así poder validar a las curvas de *flux* de calor de superficie vs. temperatura de superficie estimadas con el programa computacional *WinProbe*. En las Figuras 6.6 y 6.7 se puede observar la relación que hay entre el intercambio de la energía calculado y estimado para las probetas de acero AISI 304 y 4140, respectivamente.

El cálculo del intercambio energético por unidad de área teórico ( $J/m^2$ ) se realizó como se muestra a continuación:

$$\text{Intercambio energético (teórico)} = \frac{\rho \cdot V \cdot C_p \cdot (T_{LF} - T_p)}{A_s} \quad (6.2)$$

Donde  $\rho$  es la densidad del acero tratado,  $V$  es el volumen de la probeta,  $C_p$  es la capacidad calorífica específica,  $T_{LF}$  es la temperatura del lecho fluidizado,  $T_p$  es la temperatura inicial de la probeta y  $A_s$  es el área de la superficie de transferencia de la probeta.

Por otro lado, esa cantidad se aproximó a partir de las curvas de *flux* de calor vs. temperatura estimados en la superficie. Se resolvió una integral empleando el *método numérico del trapecio*, como se muestra a continuación:

$$\text{Intercambio energético (estimado)} = \int_0^t \hat{q}(t) dt \cong \sum_{i=1}^n \left[ \frac{1}{2} \left( \frac{\hat{q}_i + \hat{q}_{i-1}}{t_i - t_{i-1}} \right) \right] \quad (6.3)$$

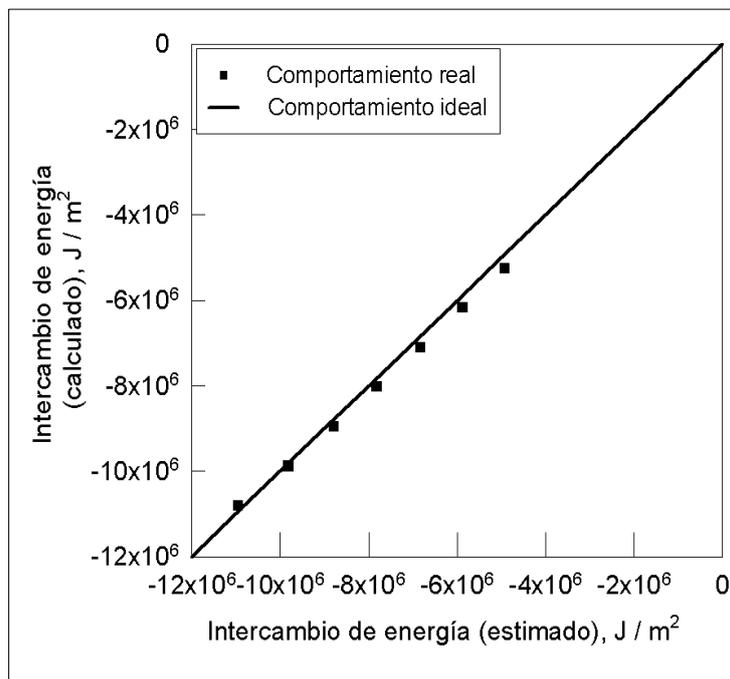


Figura 6.6. Relación entre el intercambio total de energía térmica calculado y estimado para la probeta de acero inoxidable AISI 304 para cada temperatura inicial dentro del rango de trabajo.

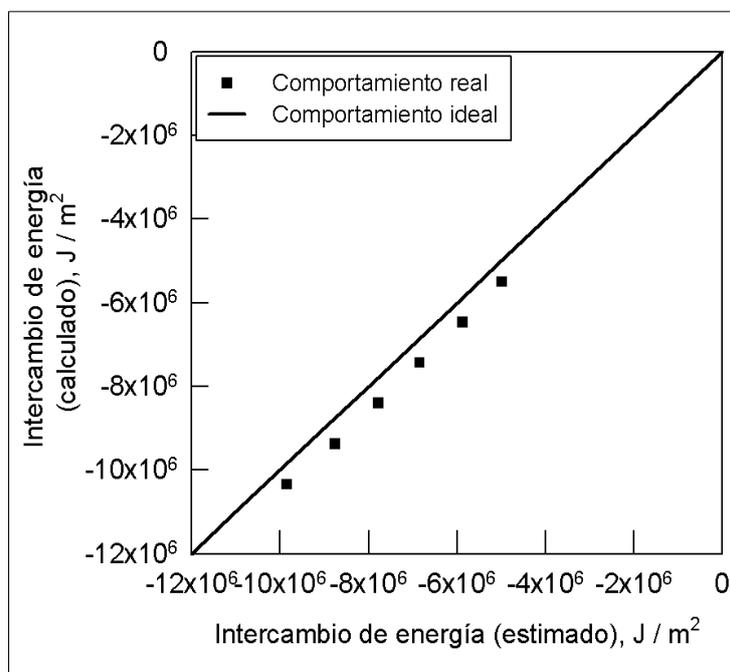


Figura 6.7. Relación entre el intercambio total de energía térmica calculado y estimado para la probeta de acero AISI 4140 para cada temperatura inicial dentro del rango de trabajo.

Dado que el intercambio total de energía térmica calculado y estimado debe ser el mismo, los valores numéricos calculados y estimados deberían ser idealmente idénticos. La línea recta en las Figuras 6.6 y 6.7, representa el comportamiento ideal que debería tener la relación entre la energía estimada y calculada. Los puntos muestran que el comportamiento real del sistema es muy cercano al comportamiento ideal esperado, lo que valida el procedimiento de estimación de *flux* de calor de la superficie de las probetas de temple.

### 6.1.5. FLUX DE CALOR DE SUPERFICIE VS. TEMPERATURA DE SUPERFICIE (TODAS LAS CONDICIONES EXPERIMENTALES)

En las Figuras 6.8 a 6.15 se presentan las curvas de *flux* de calor (estimado) como función de la temperatura de superficie (estimada) para todas las condiciones experimentales estudiadas. Las curvas presentadas corresponden a diversas temperaturas iniciales, incluida la temperatura de austenización para el caso del acero AISI 4140.

Las Figuras 6.8 a 6.11 muestran los resultados para la probeta de acero inoxidable AISI 304, empleando 1.4 y 1.8 como números de fluidización y  $r=2$  y 4; dónde " $r$ " es el número de pasos de tiempo implementados en el programa de cómputo *WinProbe*, el cual se usó para estimar los valores tanto de *flux* de calor como de temperaturas de la superficie.

El *flux* de calor estimado es de signo negativo debido a que se extrae calor de la probeta hacia el medio de enfriamiento. A altas temperaturas se observa que el *flux* de calor es grande en magnitud, debido a que la fuerza motriz del transporte es grande, pero conforme disminuye la temperatura de la probeta, la diferencia de temperaturas entre la misma y el medio de enfriamiento es menor lo que genera una disminución en la magnitud del *flux* de calor extraído.

Dado que no hay transformación de fase, las curvas muestran una tendencia monótonica en todos los casos, consecuencia de que no se registró *recalescencia*.

Por otra parte, las curvas son muy similares en regiones de relativamente bajas temperaturas (zona a), lo que indica que efectivamente el *flux* de calor de la superficie es función de la temperatura de superficie instantánea y no tanto de la temperatura inicial. El efecto de la temperatura inicial es un aumento del valor absoluto máximo del *flux* de calor (estimado) conforme la temperatura de la superficie (estimada) inicial fue mayor.

Además, el hecho de que se aprecien familias de curvas indica que ocurren los mismos mecanismos de transferencia de calor en todos los experimentos.

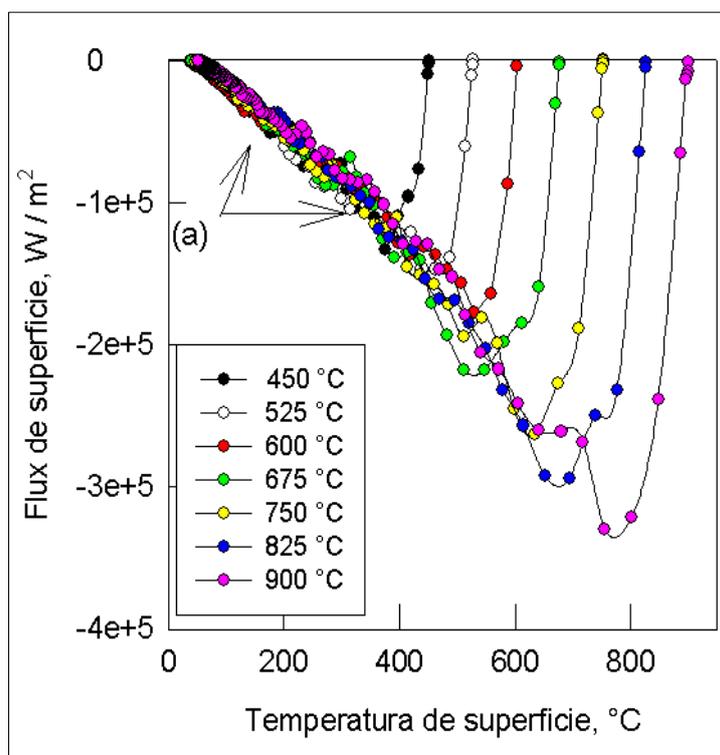


Figura 6.8. *Flux* de calor de superficie (estimado) vs. temperatura de superficie (estimada) durante el temple de la probeta de acero inoxidable AISI 304 con  $N_f = 1.4$  y  $r=2$ , desde varias temperaturas iniciales.

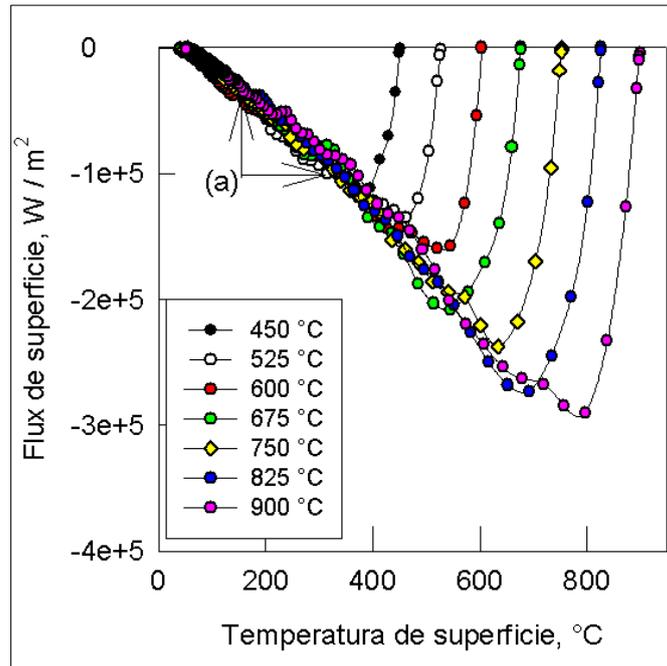


Figura 6.9. *Flux* de calor de superficie (estimado) vs. temperatura de superficie (estimada) durante el temple de la probeta de acero inoxidable AISI 304 con  $N_f = 1.4$  y  $r=4$ , desde varias temperaturas iniciales.

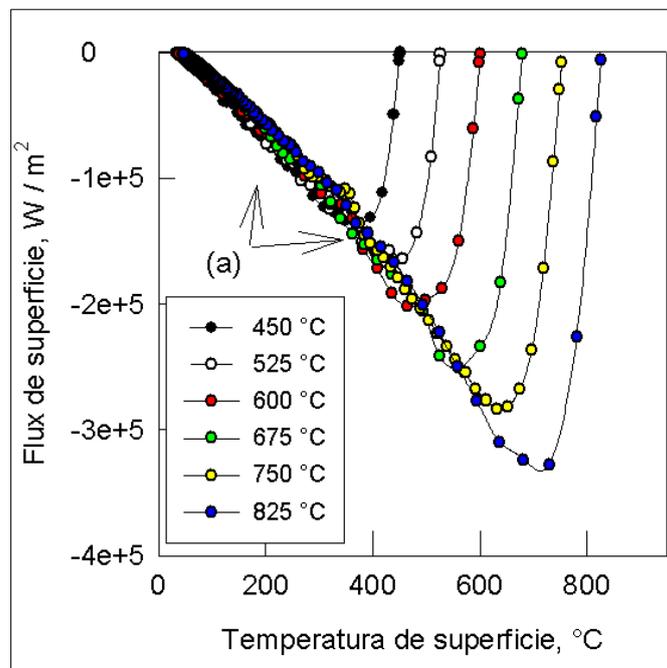


Figura 6.10. *Flux* de calor de superficie (estimado) vs. temperatura de superficie (estimada) durante el temple de la probeta de acero inoxidable AISI 304 con  $N_f = 1.8$  y  $r=2$ , desde varias temperaturas iniciales.

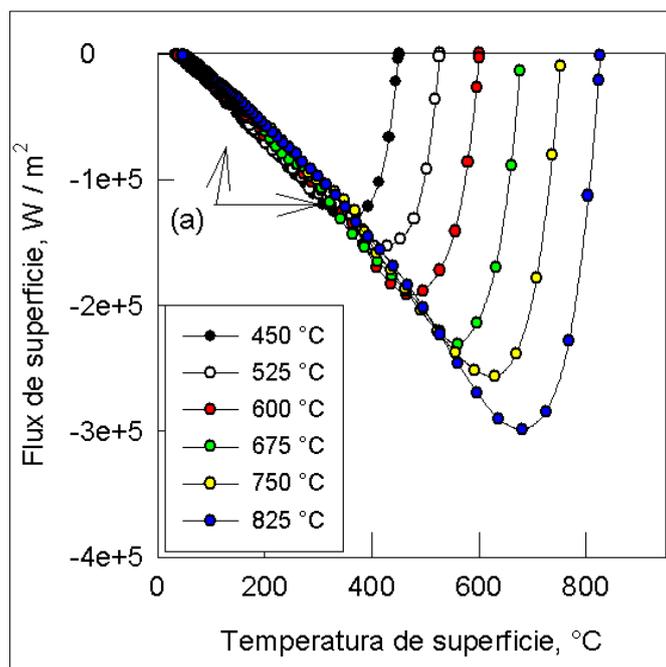


Figura 6.11. *Flux* de calor de superficie (estimado) vs. temperatura de superficie (estimada) durante el temple de la probeta de acero inoxidable AISI 304 con  $N_f = 1.8$  y  $r=4$ , desde varias temperaturas iniciales.

En las Figuras 6.12 a la 6.15 se presentan las curvas correspondientes a la probeta de acero AISI 4140, con la misma configuración de combinaciones antes mencionadas para la probeta de acero AISI 304. Dentro del rango de temperaturas de la transformación austenita-martensita (320°C a 120°C), los valores de *flux* de calor de superficie son similares en magnitud, para todas las curvas estimadas (zona (a)). Esta situación demuestra que el *flux* de calor de superficie es independiente de la temperatura de partida, dentro del rango de temperaturas en el cual se lleva a cabo la transformación de fase. Hay dos excepciones: las curvas correspondientes a los temples desde temperatura de austenización de 900°C con  $N_f = 1.4$  y 850°C con  $N_f = 1.8$ . Este par de excepciones son consecuencia de la presencia de la *recalescencia* debida a la transformación de fase (zona (b)), la cual ya fue explicada en el capítulo 5 en la sección 5.1.1.

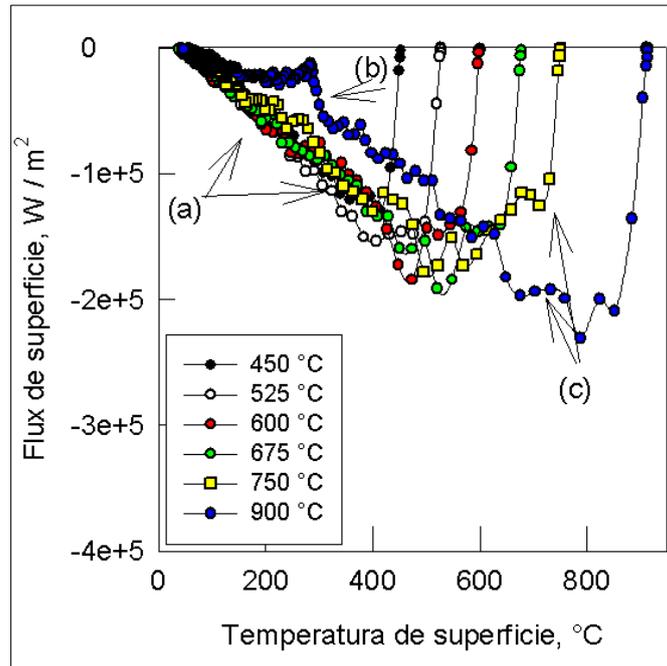


Figura 6.12. *Flux* de calor de superficie (estimado) vs. temperatura de superficie (estimada) para la probeta de acero AISI 4140 con  $N_f = 1.4$  y  $r=2$ , desde varias temperaturas iniciales.

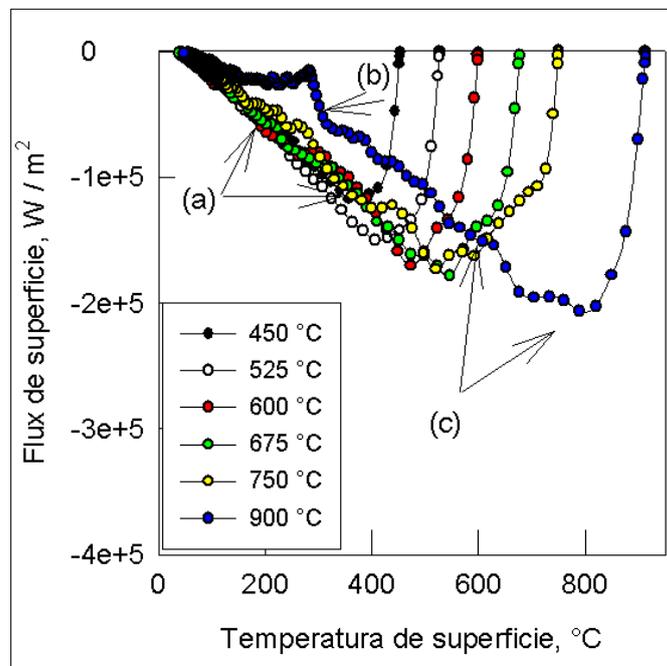


Figura 6.13. *Flux* de calor de superficie (estimado) vs. temperatura de superficie (estimada) para la probeta de acero AISI 4140 con  $N_f = 1.4$  y  $r=4$ , desde varias temperaturas iniciales.

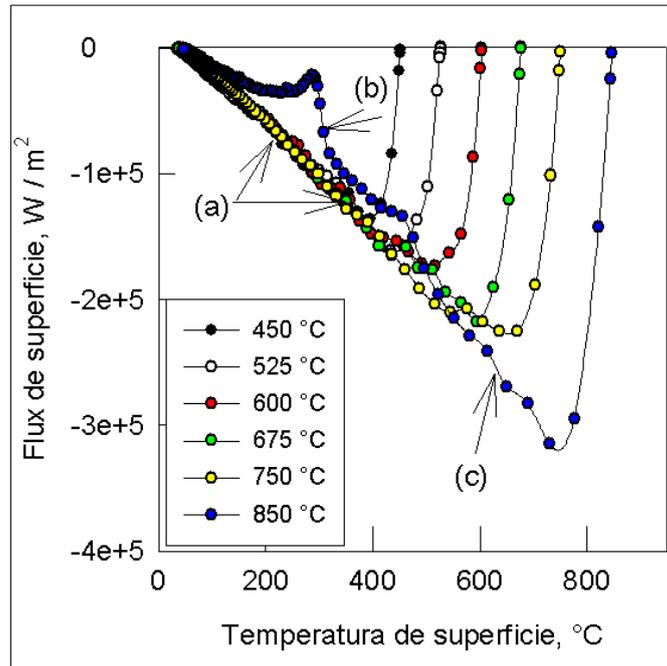


Figura 6.14. Flux de calor de superficie (estimado) vs. temperatura de superficie (estimada) para la probeta de acero AISI 4140 con  $N_f = 1.8$  y  $r=2$ , desde varias temperaturas iniciales.

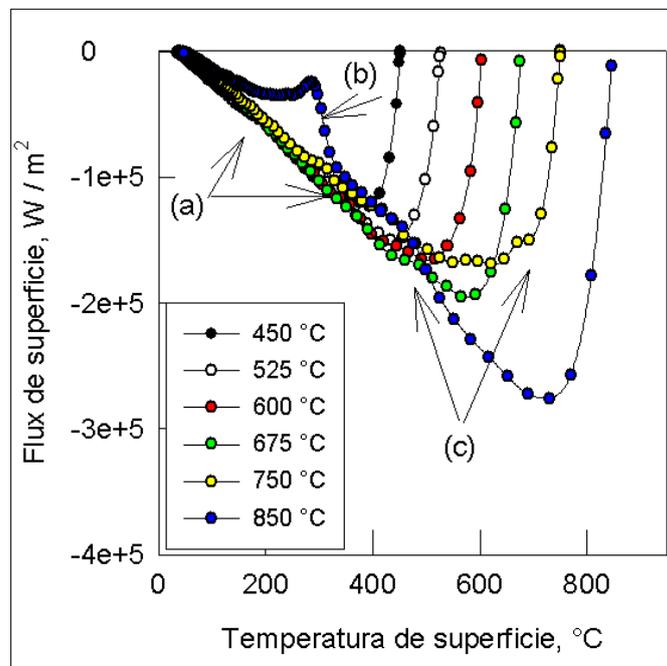


Figura 6.15. Flux de calor de superficie (estimado) vs. temperatura de superficie (estimada) para la probeta de acero AISI 4140 con  $N_f = 1.8$  y  $r = 4$ , desde varias temperaturas iniciales.

Además de que las curvas de temperatura inicial de 900°C y 850°C para el temple de la probeta de acero AISI 4140 son excepciones (de que a bajas temperaturas las curvas son similares), debido a la *recalescencia* que se observa, también puede apreciarse que este par de curvas (así como en el caso de las de 750 °C tanto para  $N_f = 1.4$  y 1.8) los valores de *flux* de calor disminuyen de manera atípica con respecto al resto de las curvas (zona (c)).

Cabe mencionar que la separación es menos notable en el caso de la menor temperatura de austenización (850 °C). Esto se debe a que la probeta austenizada a 900 °C permaneció 5 minutos a esta temperatura, mientras que la austenizada a 850 °C sólo permaneció 1 minuto. Esta situación generó mayor oxidación en la probeta austenizada a 900 °C

Ha sido reportado en otros trabajos [36] que la oxidación a altas temperaturas de la superficie de las probetas de acero puede tener efectos significativos sobre el desarrollo del proceso. Dicha oxidación puede reducir la rapidez de enfriamiento, dependiendo del espesor de la superficie oxidada [37].

Cuando un metal puede variar su valencia y es capaz de formar diferentes óxidos, dependiendo de la presión de oxígeno presente durante el calentamiento, se forma una secuencia de capas de óxidos en la superficie de la probeta [38]. Para la oxidación del hierro (acero), las diferentes capas de óxidos formadas son compactas. La wüstita (FeO) es estable cuando se supera la temperatura de 570 °C, y para temperaturas superiores a ésta las capas de óxido consisten de FeO, Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> y Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

La oxidación de aleaciones Fe-Cr como el acero AISI 4140, fue estudiado por Hofstad [38] y muestra justamente la composición de óxidos ya mencionada.

Los resultados presentados por Moolgard *et al.* [39], muestran que el producto de la formación de óxidos para un acero AISI 1065 oxidado a una temperatura de 870 °C durante 5 minutos está constituida por 51.16 % de wüstita (FeO), 38.74% de magnetita (Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub>) y 10.10% de hematita (Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). La conductividad térmica de la wüstita, magnetita y hematita puede ser aproximadamente de 3.0, 3.3 y 3.9  $W/(m K)$  a ésta temperatura, contra alrededor de 40  $W/(m K)$  del acero.

En los experimentos realizados por Shuhui *et al.* [40], se utilizó una probeta de acero AISI 4140 oxidada a 850°C en aire durante diferentes periodos de tiempo y posteriormente templando en aceite mineral para estudiar el efecto de la oxidación sobre el desarrollo del temple de dicha probeta.

Los resultados muestran que la máxima rapidez de enfriamiento se alcanza con la probeta que fue oxidada en aire durante 5 minutos, pero ésta rapidez disminuye críticamente cuando la probeta es oxidada en aire por tiempos mayores, por ejemplo 20 y 80 minutos, como se muestra en la Figura 6.16. Puede argumentarse que en el primer caso la capa de óxido sirvió para proveer de sitios de nucleación de burbujas durante la ebullición del aceite mineral y por ello se observó el aumento en la rapidez de enfriamiento, mientras que en el segundo caso la capa de óxido fue suficientemente ancha como para generar una resistencia térmica significativa y, en consecuencia, disminuir la capacidad de extracción de calor.

Las probetas de acero AISI 4140 usadas en los experimentos realizados en el presente trabajo fueron sometidas a altas temperaturas (900, 850 y 750°C en algunos casos) en un horno que está expuesto a la atmósfera, razón por la cual sufrieron oxidación. Como el medio de enfriamiento (el lecho fluidizado) no ebulle, el efecto de la capa de óxido fue solamente reducir la extracción de calor.

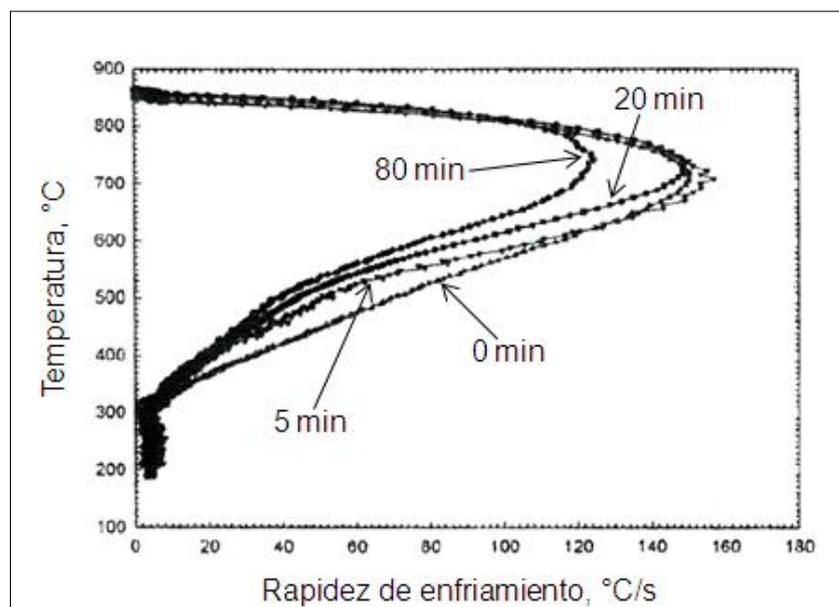


Figura 6.16. Curva de temperatura vs. rapidez de enfriamiento durante el temple de probetas de acero AISI 4140 en aceite mineral, sometidas a diversos tiempos de oxidación a una temperatura de 850°C [40].

#### 6.1.6. EFECTO DEL NÚMERO DE FLUIDIZACIÓN EN LAS CURVAS DE *FLUX* DE CALOR VS. TEMPERATURA ESTIMADOS EN LA SUPERFICIE

En las Figuras 6.17 a 6.20 se comparan gráficas de *flux* de calor de superficie vs. temperatura de superficie estimados a partir de las pruebas realizadas con  $N_f = 1.8$  y  $1.4$  para las probetas de acero AISI 304 y 4140. Los valores de *flux* de calor al inicio y fin de cada prueba son similares en magnitud, ya que el contenido energético de la probeta antes de realizar el temple y una vez que la pieza llegó al equilibrio térmico con el medio de enfriamiento es el mismo. Sin embargo, el punto mínimo de cada curva (que representa la máxima extracción de calor, es decir el punto en el que la fuerza motriz del transporte de calor es la máxima) es diferente, siendo mayor - en magnitud - para  $N_f = 1.8$ , debido a que el mayor flujo de aire en el lecho fluidizado, mantiene una diferencia de temperaturas mayor.

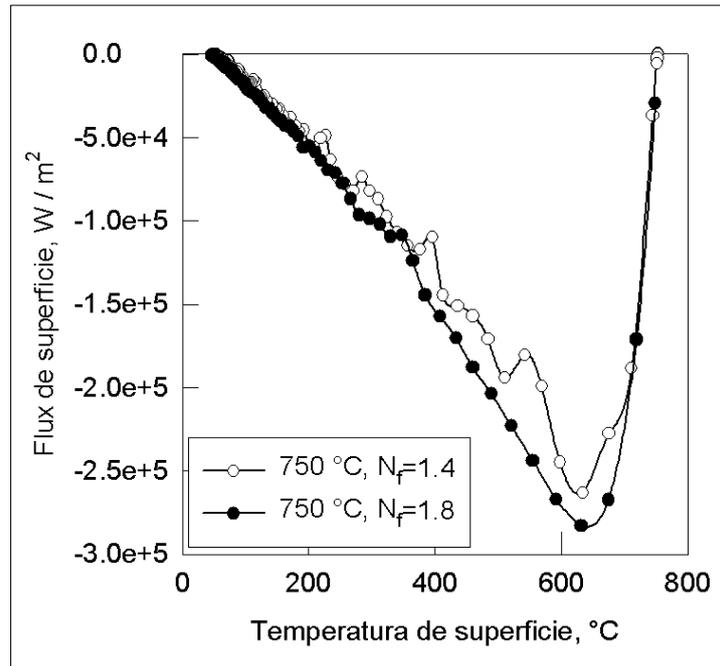


Figura 6.17. *Flux* de calor de superficie vs. temperatura de superficie (estimados) en el temple de la probeta de acero AISI 304 desde 750 $^{\circ}C$ , con  $N_f = 1.4$  y 1.8, usando  $r=2$ .

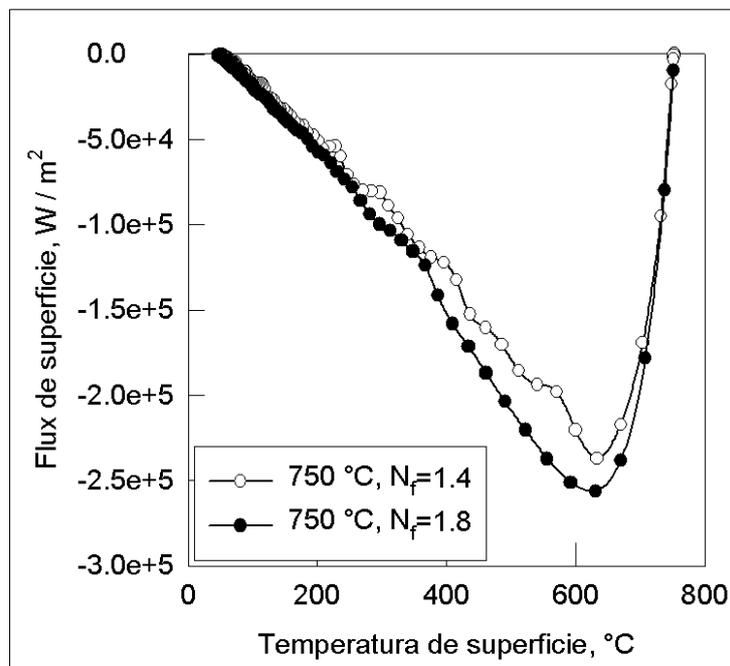


Figura 6.18. *Flux* de calor de superficie vs. temperatura de superficie (estimados) en el temple de la probeta de acero AISI 304 desde 750 $^{\circ}C$ , con  $N_f = 1.4$  y 1.8, usando  $r=4$ .

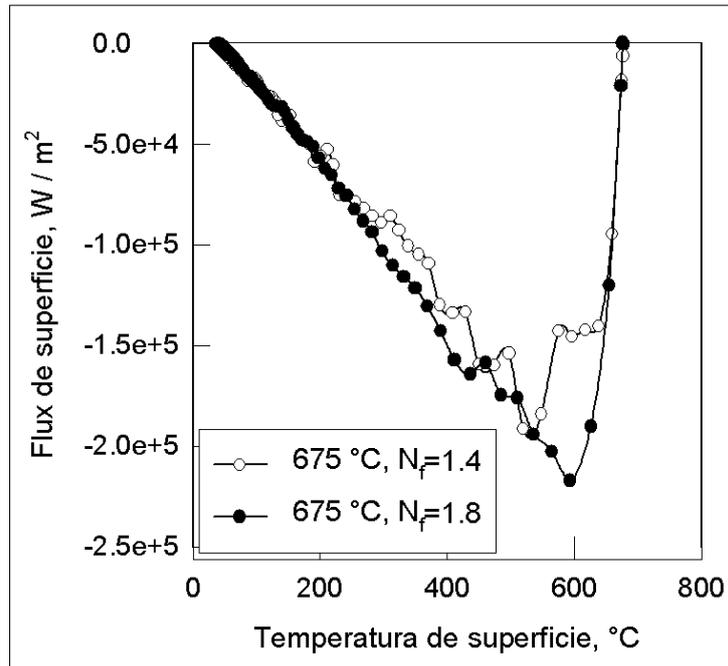


Figura 6.19. *Flux* de calor de superficie vs. temperatura de superficie (estimados) en el temple de la probeta de acero AISI 4140 con 675°C,  $N_f = 1.4$  y 1.8 y usando  $r=2$ .

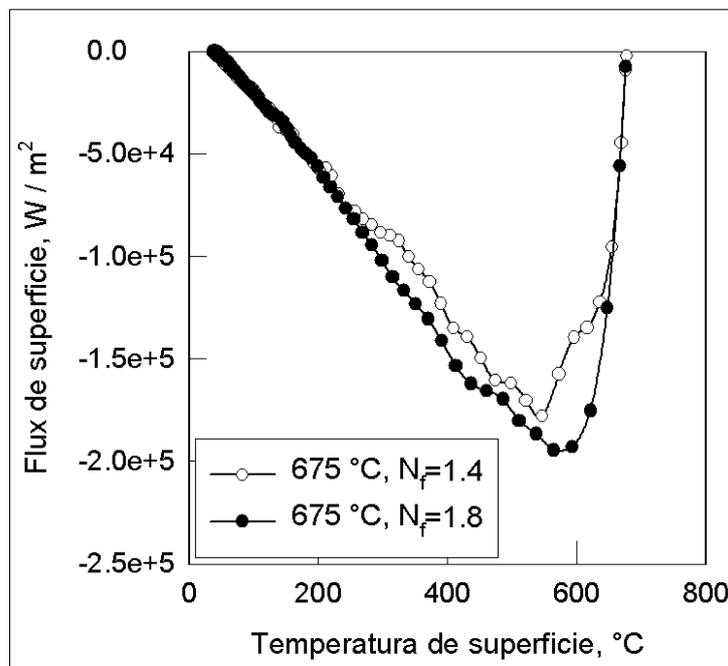


Figura 6.20. *Flux* de calor de superficie vs. temperatura de superficie (estimados) en el temple de la probeta de acero AISI 4140 con 675°C,  $N_f = 1.4$  y 1.8 y usando  $r=4$ .

### 6.1.7. COMPARACIÓN ENTRE NÚMERO DE PASOS DE TIEMPO FUTUROS USADOS EN LA ESTIMACIÓN DE LAS CURVAS DE *FLUX* DE CALOR DE SUPERFICIE VS. TEMPERATURA DE SUPERFICIE.

Las Figuras 6.21 a 6.24 muestran una comparación entre el número de pasos de tiempos futuros introducidos al programa computacional *WinProbe* para calcular las curvas de *flux* de calor vs. temperatura ambos estimados en la superficie de la probeta de temple, para las probetas de acero AISI 304 y 4140.

El efecto causado sobre las curvas por el número de pasos de tiempo futuros que *WinProbe* emplea para resolver el Problema Inverso de Conducción de Calor, es simplemente que minimiza los saltos o puntos atípicos que se generan por dos razones: primero la frecuencia de adquisición es muy alta, lo que implica que la cantidad de datos adquiridos en poco tiempo también es alta, y esto genera que todas las variaciones (por muy pequeñas) sean registradas. Por otro lado, también se puede decir que las partículas del lecho fluidizado no siempre impactan de igual forma a la probeta, ni con la misma frecuencia, lo cual genera que la extracción de calor no sea exactamente uniforme.

Se puede apreciar en las figuras que las curvas con  $r=4$  presentan mucho menos saltos pero también se pierde exactitud, al mostrar los puntos mínimos de las curvas en valores menores en magnitud del *flux* de calor.

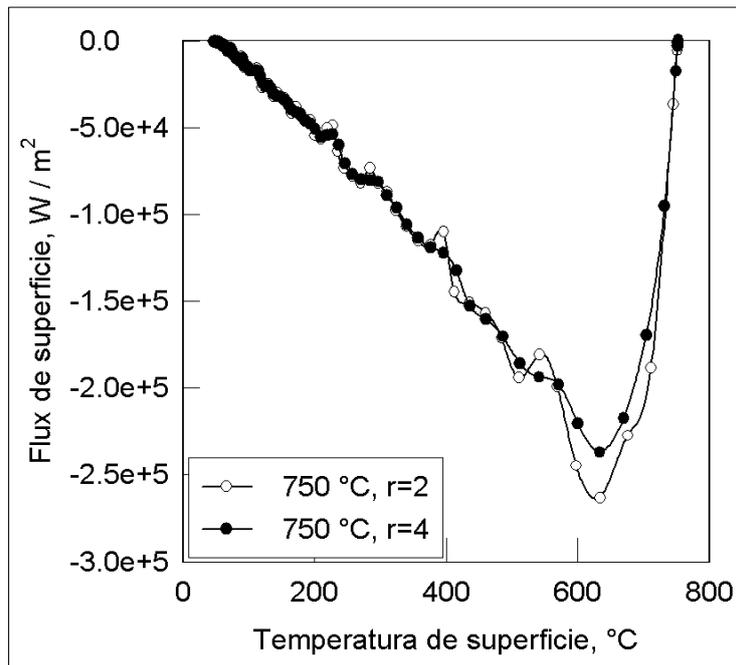


Figura 6.21. Flux de calor de superficie estimado vs. temperatura de superficie estimada para el temple de la probeta de acero AISI 304 desde 750°C donde se compara  $r=2$  y 4, con  $N_f = 1.4$ .

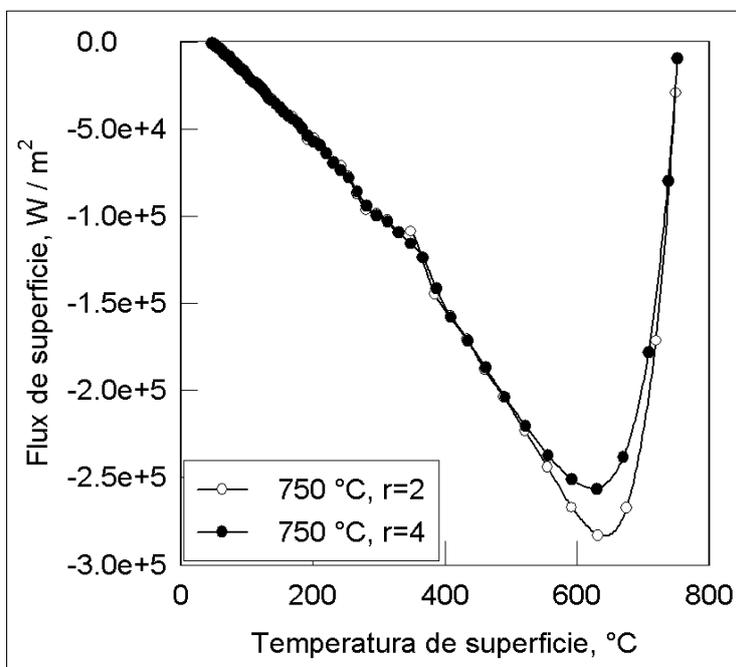


Figura 6.22. Flux de calor de superficie estimado vs. temperatura de superficie estimada para el temple de la probeta de acero AISI 304 desde 750°C donde se compara  $r=2$  y 4, con  $N_f = 1.8$ .

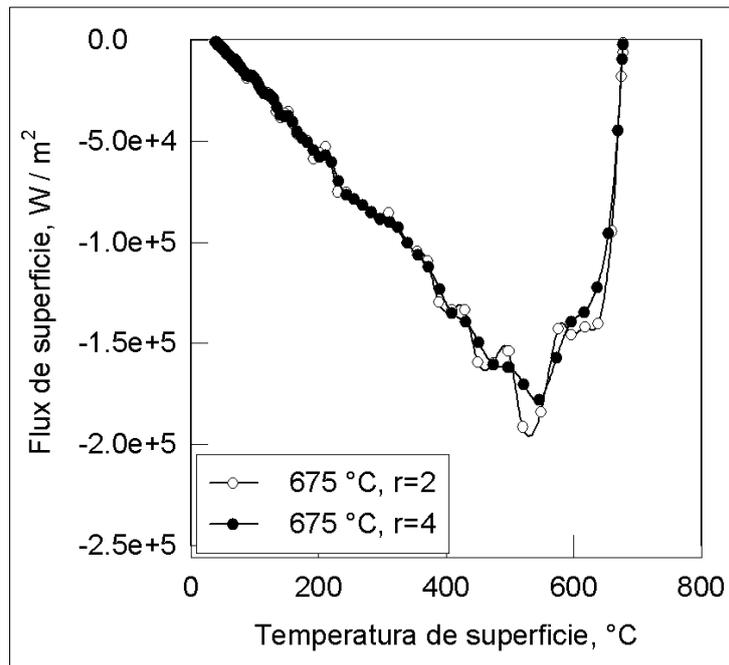


Figura 6.23. Flux de calor de superficie estimado vs. temperatura de superficie estimada para el temple de la probeta de acero AISI 4140 desde  $675^{\circ}C$  donde se compara  $r=2$  y  $4$ , con  $N_f = 1.4$ .

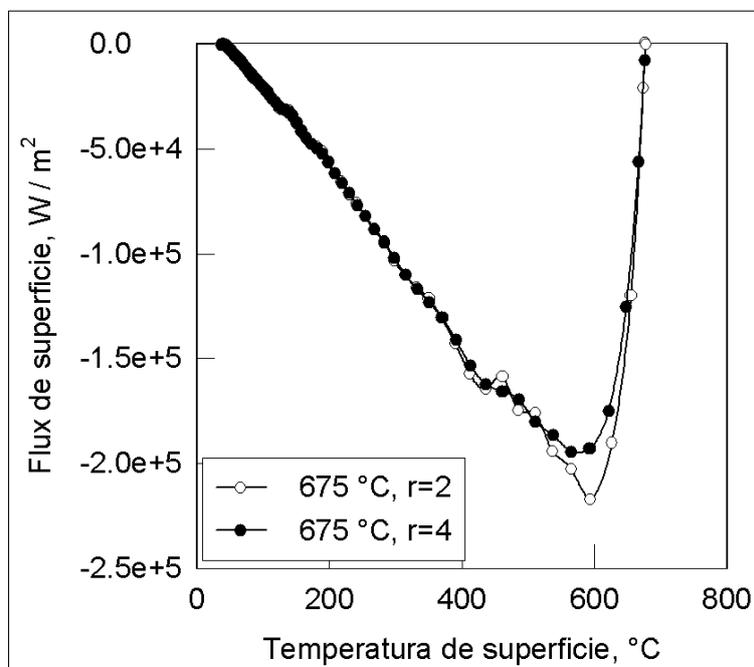


Figura 6.24. Flux de calor de superficie estimado vs. temperatura de superficie estimada para el temple de la probeta de acero AISI 4140 desde  $675^{\circ}C$  donde se compara  $r=2$  y  $4$ , con  $N_f = 1.8$ .

## 6.1.8. CURVAS DE HISTORIAS DE RAPIDEZ DE ENFRIAMIENTO DE LA PROBETA Y DE RAPIDEZ DE CALENTAMIENTO DEL SENO DEL LECHO FLUIDIZADO

En las Figuras 6.25 a la 6.28 se muestran las curvas de rapidez de enfriamiento y calentamiento para la probeta y el seno del lecho fluidizado, respectivamente. En ellas se puede apreciar que mientras la rapidez de enfriamiento de la probeta aumenta (en valor absoluto) súbitamente debido a la extracción de calor, la rapidez de calentamiento del lecho fluidizado también presenta un aumento (en valor absoluto). Estos cambios que se pueden observar en las curvas, corresponden entre sí, ya que al extraerse calor de la probeta el lecho fluidizado absorbe dicha energía.

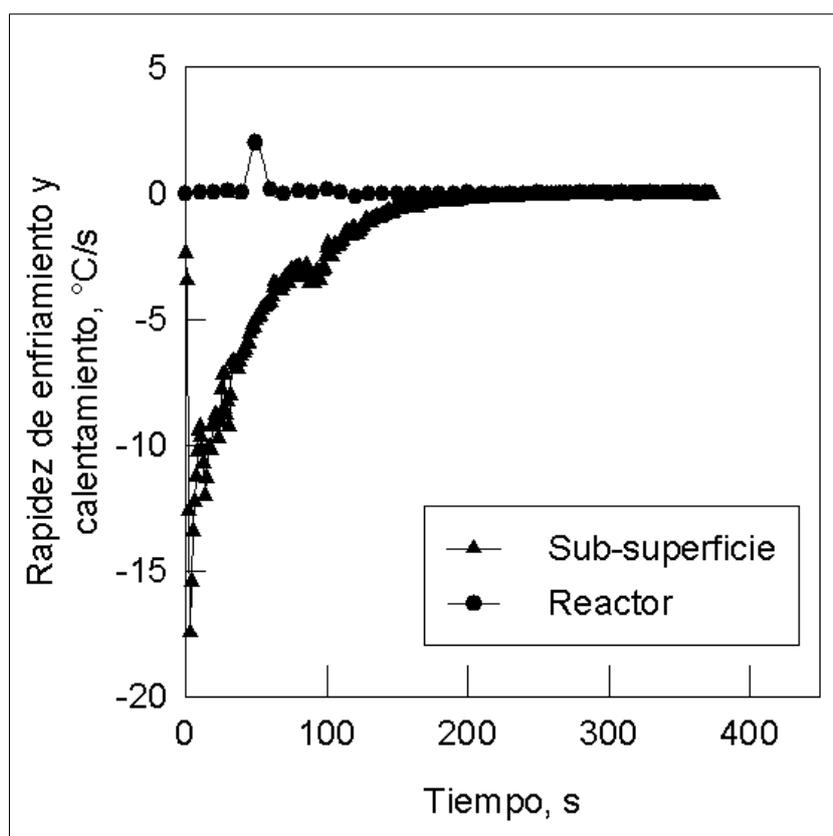


Figura 6.25. Rapidez de enfriamiento y calentamiento (probeta y lecho fluidizado) calculada como función del tiempo durante el temple de la probeta de acero AISI 304 con  $N_f = 1.4$  y temperatura inicial de  $750^{\circ}\text{C}$ .

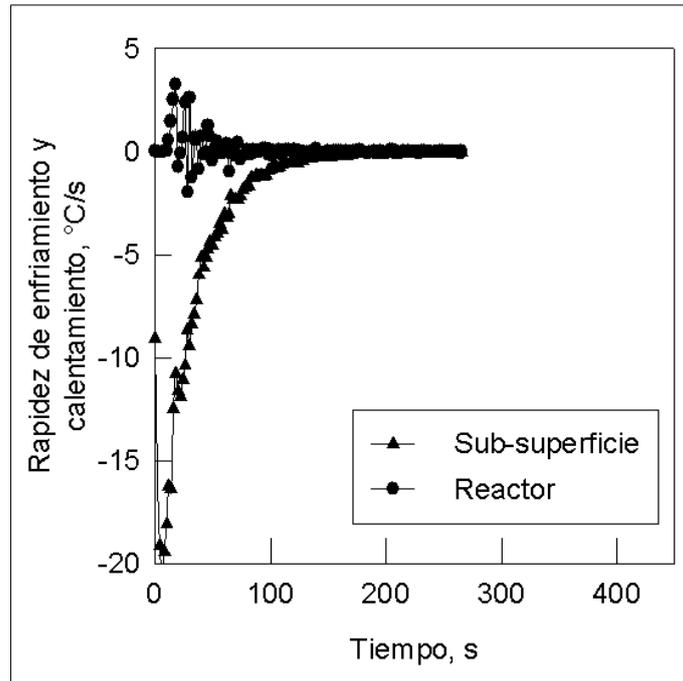


Figura 6.26. Rapidez de enfriamiento y calentamiento (probeta y lecho fluidizado) calculada como función del tiempo durante el temple de la probeta de acero AISI 304 con  $N_f = 1.8$  y temperatura inicial de  $750^{\circ}\text{C}$ .

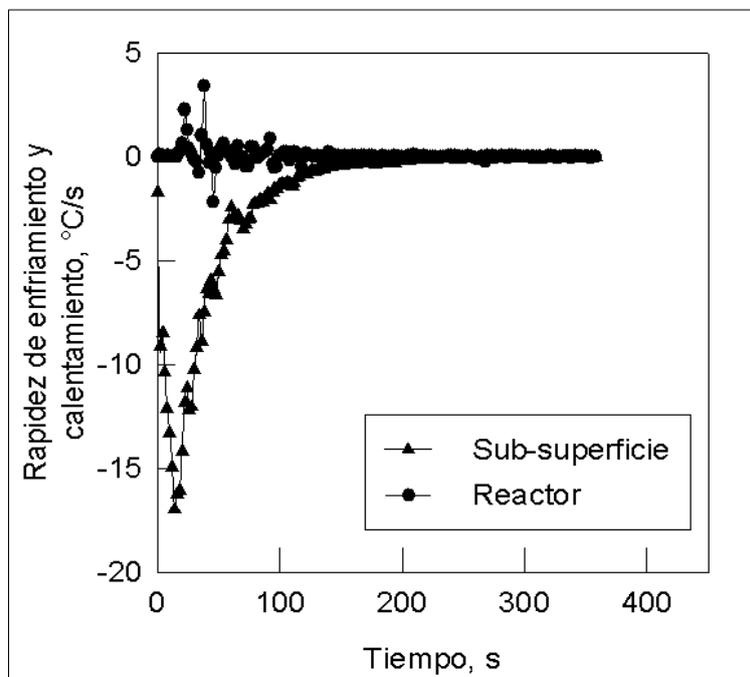


Figura 6.27. Rapidez de enfriamiento y calentamiento (probeta y lecho fluidizado) calculada como función del tiempo durante el temple de la probeta de acero AISI 4140 con  $N_f = 1.4$  y temperatura inicial de  $750^{\circ}\text{C}$ .

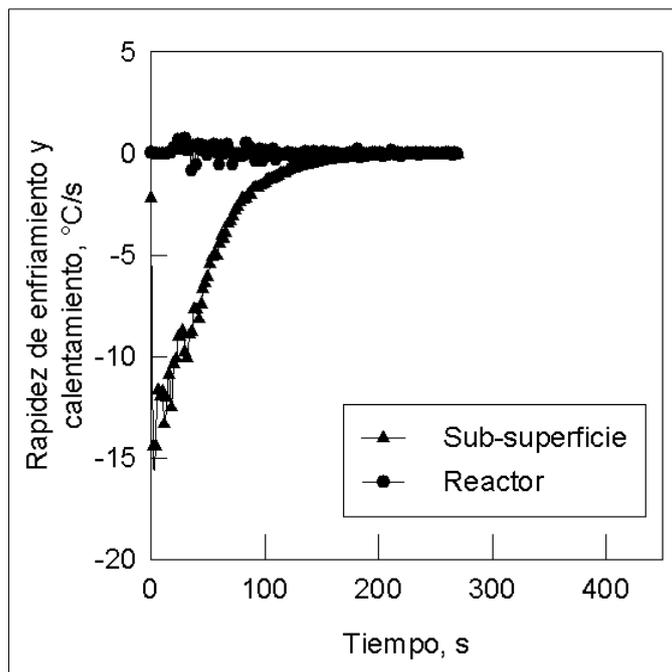


Figura 6.28. Rapidez de enfriamiento y calentamiento (probeta y lecho fluidizado) calculada como función del tiempo durante el temple de la probeta de acero AISI 4140 con  $N_f = 1.8$  y temperatura inicial de  $750^{\circ}\text{C}$ .

## 6.2. FASE COMPUTACIONAL

### 6.2.1. VERIFICACIÓN DEL MODELO MATEMÁTICO

En las Figuras 6.29 y 6.30 se muestra la evolución del campo térmico calculado con el código desarrollado por Cabrera Herrera [33] y con el paquete comercial Abaqus [35], para dos posiciones al interior de la probeta cilíndrica de 0.5 in de diámetro y 2 in de longitud. Como condición de frontera en la superficie de la probeta se utilizó un *flux* de calor constante de  $100000\text{ W m}^{-2}$ .

En las Figuras 6.29 y 6.30 se observa que los resultados que se obtienen con el código en Pascal son similares en las dos posiciones en las cuales se realizó la verificación del modelo con Abaqus, lo cual deja claro que el modelo matemático es confiable.

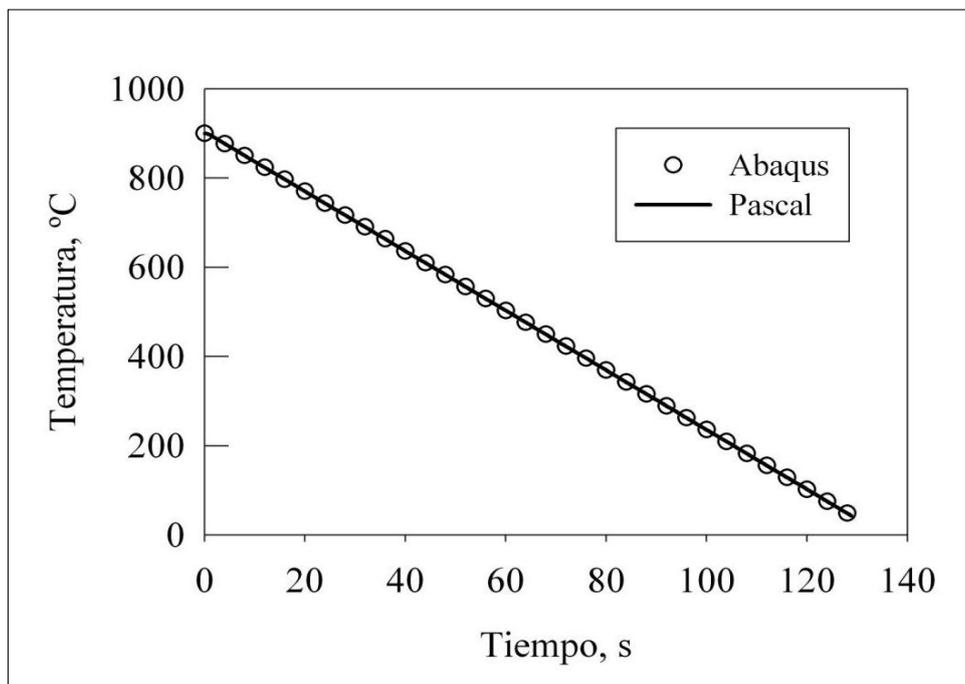


Figura 6.29. Evolución del campo térmico (en el centro) calculada con código en Pascal y Abaqus, para enfriamiento sin transformación y *flux* de calor constante [33].

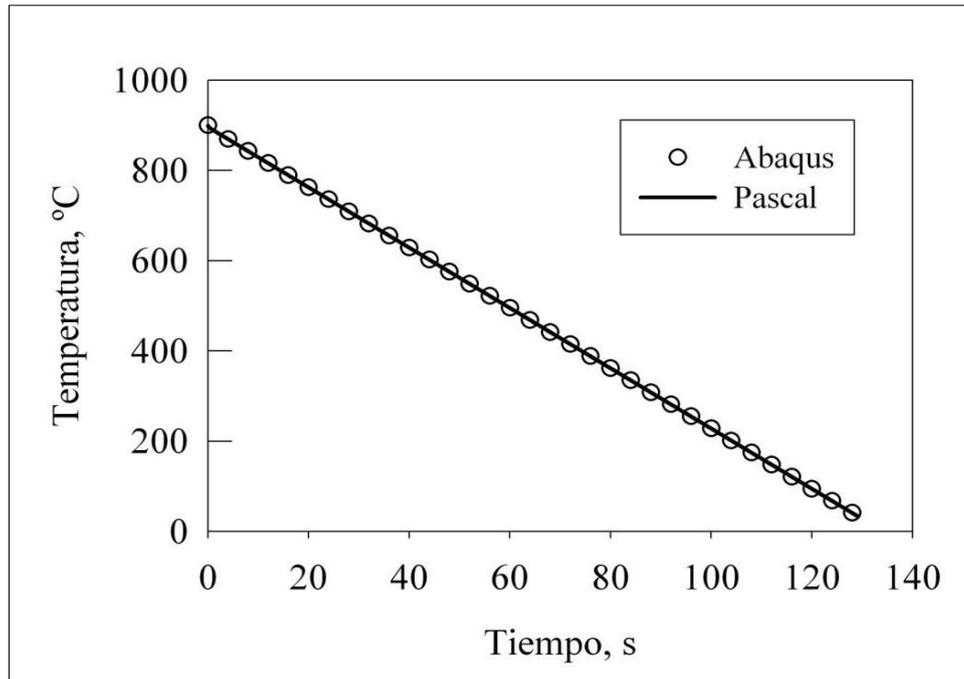


Figura 6.30. Evolución del campo térmico (en la superficie) calculada con el código en Pascal y Abaqus, para enfriamiento sin transformación y *flux* de calor constante [33].

#### 6.2.2. VALIDACIÓN DEL MODELO MATEMÁTICO

En la Figura 6.31 se muestra la comparación entre la historia térmica calculada con el código en Pascal y los resultados obtenidos durante el temple de una probeta de acero AISI 4140 desde una temperatura menor a la de austenización (600 °C), para validar al modelo matemático [34].

Esto permite validar al modelo matemático en condiciones en las que no existe transformación de fase, ya que reproduce bien el fenómeno físico que ocurre durante el proceso de temple.

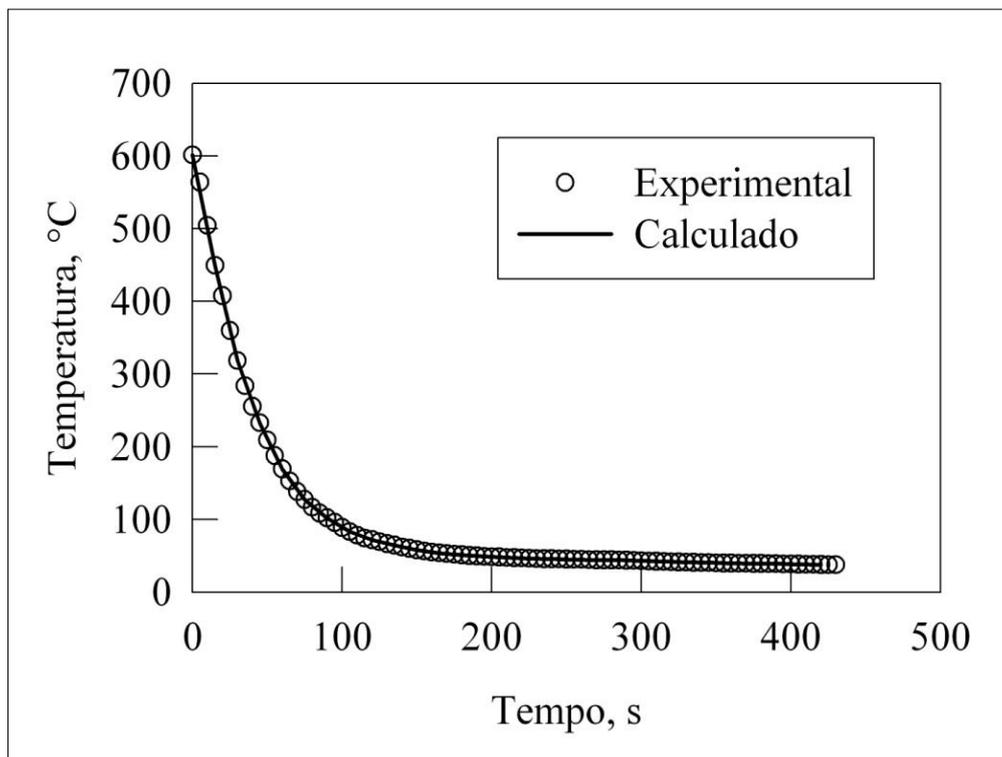


Figura 6.31. Evolución de la temperatura en sub-superficie de la probeta, para enfriamiento del acero AISI 4140 desde 600 °C, con *flux* de calor variable [33].

En la Figura 6.32 se muestra la curva compuesta por dos secciones de dos curvas de *flux* vs. temperatura de superficie, estimadas de dos pruebas diferentes partiendo de temperaturas de 850 °C y 750 °C respectivamente; esto para evitar la transformación de fase y ser introducida como datos de condición de frontera y calcular empleando dicho modelo, la curva de enfriamiento calculando la generación de calor debida a la transformación.

En la Figura 6.33 se presentan las historias térmicas (medida y calculada) para el enfriamiento de la probeta de acero AISI 4140 desde una temperatura de 850 °C. Para el cálculo se utilizó la curva compuesta de valores de *flux* de superficie (mostrada en la Figura 6.28) como condición de frontera térmica.

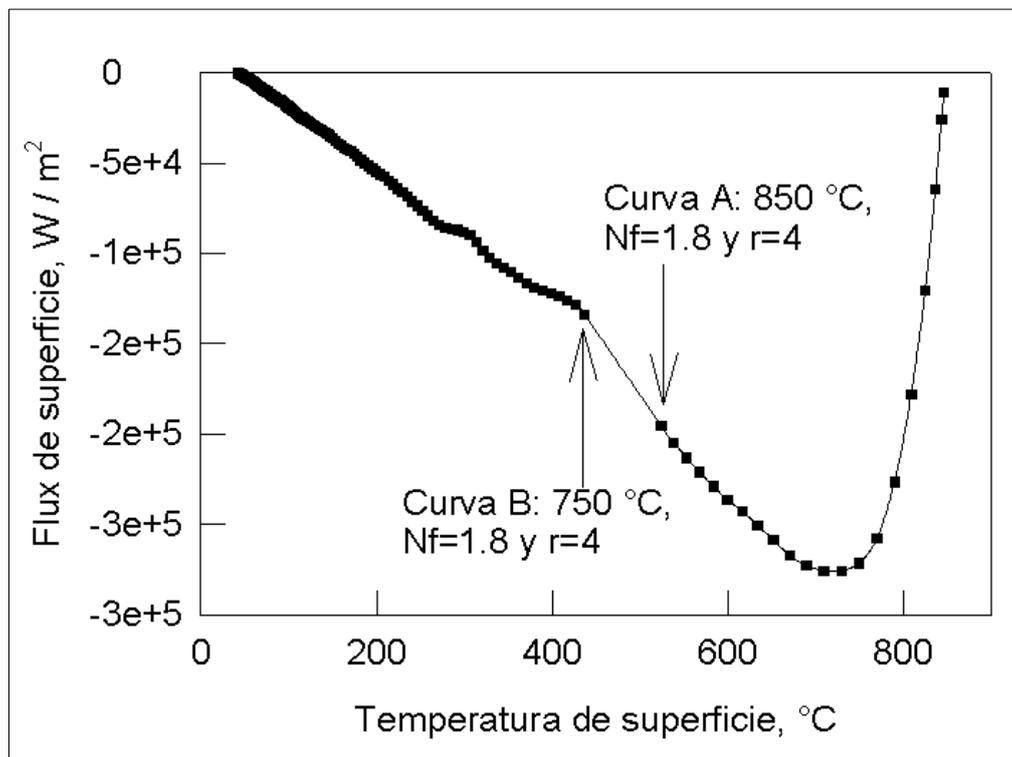


Figura 6.32. Curva combinada de *flux* de superficie vs. temperatura de superficie, compuesta inicialmente por la curva de temperatura inicial de 850 °C y posteriormente con la de temperatura inicial de 750 °C, empleando  $N_f = 1.8$  y  $r=4$ .

Este caso sí presenta transformación de fase. Dado que los resultados son muy similares, se puede asegurar que es válido usar los valores de *flux* de calor de superficie obtenido mediante la solución del *IHCP*, para ser introducidos como condición de frontera térmica en el *DHCP* y así reproducir el enfriamiento ocurrido durante el proceso de temple.

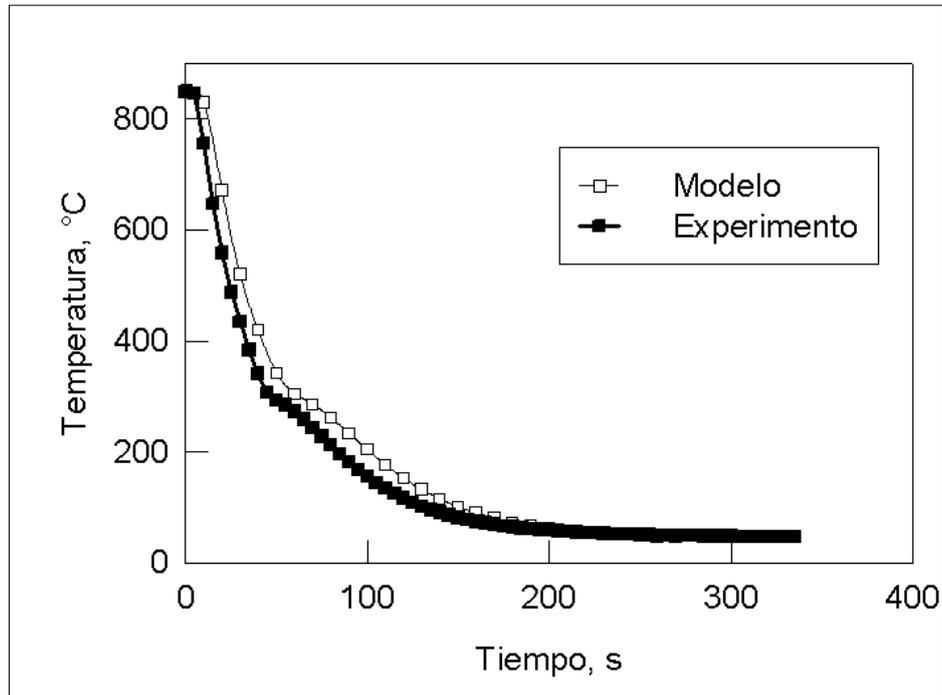


Figura 6.33. Historias térmica medida y calculada a 1.5 mm de la superficie de la probeta de acero AISI 4140, desde 850 °C y con *flux* de calor variable.

Como puede apreciarse las curvas muestran ligeras diferencias, sobre todo en la zona de transformación donde esta diferencia es de aproximadamente 15 segundos. Este comportamiento se debe principalmente a que en el modelo se empleó una curva de *flux* de calor estimado con  $r=4$  (como se muestra en la Figura 6.29), lo que propicia que los valores máximos (en valor absoluto) de *flux* de calor se minimicen y esto genere una reducción en la extracción de calor calculada con respecto a la medida.

## 7. CONCLUSIONES

Se realizó trabajo experimental para caracterizar a la condición de frontera térmica durante el enfriamiento súbito de probetas cilíndricas de acero inoxidable AISI 304 y de acero AISI 4140 en un reactor de lecho fluidizado (operando a temperatura ambiente) para varias temperaturas iniciales. Utilizando la condición de frontera térmica se simuló las respuestas térmicas (utilizando un programa de cómputo construido localmente), obteniéndose resultados satisfactoriamente similares a las respuestas térmicas medidas experimentalmente.

1. Es válido estimar la condición de frontera térmica (*flux* de calor de superficie), en el rango de transformación martensítica del acero AISI 4140, a partir del campo térmico medido en sistemas sin transformación de fase (es decir, en probetas que se calientan a temperaturas menores que la de austenización), ya que la familia de curvas obtenidas demuestra que los valores de *flux* de calor estimados son similares, al menos dentro del rango de temperaturas de interés.
2. Este comportamiento demuestra que la condición térmica de *flux* de calor no es función de la historia térmica del material en todo el rango de temperaturas. Por lo tanto, la hipótesis de trabajo es verdadera.

## 8. BIBLIOGRAFÍA

- [1].ASM International Handbook Committee, Metals Handbook, Tenth Edition. *Volume 4: Heat Treatment*, American Society for Metals. Metals Park, Ohio, United States of America, 1990. Pp. 14-50
- [2].S. H. Avner, *Introducción a la Metalurgia Física*, Mc Graw-Hill, México, 1998.
- [3].H. Stüdemann, *Tratamientos térmicos de los aceros*, Manual del ingeniero químico, Urmo Ediciones S.A. de C.V., Bilbao, 1982.
- [4].J. Apraiz Barreiro, *Tratamientos térmicos de los aceros*, Dossat-Plaza de Santa Ana, Madrid, 1974.
- [5].ASM International Handbook Committee, Metals Handbook, Ninth Edition. *Volume 9: Metallography and Microstructures*. American Society for Metals. Metals Park, Ohio, United States of America, 1992 Pp. 302-357.
- [6].D. R. Askeland, *Ciencia e ingeniería de los materiales*, International Thomson Editores, México, 1998.
- [7].D. P. Koistinen y R. E. Marburger, *A general equation prescribing extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain steels*, Acta Metalurgica, vol. 7, 1959, Pp. 50-60.

- [8]. A. M. Pérez Dueñas, *Análisis de la evolución microestructural de los aceros grado maquinaria (AISI 4140 y AISI 9840) durante el temple en un lecho fluidizado alúmina-aire*, Tesis de Maestría en Ciencias (Ingeniería Metalúrgica), Instituto Politécnico Nacional-Escuela Superior de Ingeniería Química e Industrias Extractivas, México, D. F., 2007.
- [9]. M. Kwauk, *Fluidization. Idialized and bubbles with applications*, Ellis Horwood Ltd., Hong Kong, 1992.
- [10]. W. C. Yang, *Handbook of fluidization and fluid-particle system*, Marcel Dekker Inc., New York (USA), 2003.
- [11]. D. Kunni, y O. Levenspiel, *Fluidization Engineering*, Butterworth-Heinemann, USA, 1991.
- [12]. P. Ruelas Hernández, *Estudio hidrodinámico de la fluidización de partículas cilíndricas*, Tesis de Maestría en Ciencias (Ingeniería Química), Instituto Tecnológico de Durango-División de Estudios de Posgrado e Investigación, Durango, 1999.
- [13]. ASTM Standard D7743-12, 2005, *Standard test method for measuring the minimum fluidization velocities of free flowing powders Geldart classification of particles*, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2005, DOI: 10.1520/D7743-12, [www.astm.org](http://www.astm.org).
- [14]. J. F. Davidson, R. Clift y D. Harrison, *Fluidization*, The Canadian Journal of Chemical Engineering, Vol. 64 (1986), Issue 5, Pp. 879.

- [15]. M. Hamzehei, *Study of hydrodynamics and heat transfer in the fluidized bed reactors*, Chapter 14, Heat Transfer – Mathematical Modelling, Numerical Methods and Information Technology, Pp. 331-382, In Tech, Croacia, 2011.
- [16]. E. Levy, *Minimum fluidization and startup of a centrifugal fluidized bed*, Fluidization, Proceedings of the second engineering foundation conference, Pp. 71-79, November, 1977, New York, USA, Cambridge University Press.
- [17]. A. Rodríguez Londoño, *Modelamiento y simulación del comportamiento hidrodinámico de un lecho fluidizado por el método Euleriano-Euleriano*, Tesis de Maestría en Ciencias (Ingeniería Química), Universidad Nacional de Colombia-Facultad de Minas-Escuela de Procesos y Energía, Medellín, 2008.
- [18]. A. A. Bernárdez Pécora, M. Regina Parise, *Heat transfer coefficient in a shallow fluidized bed heat exchanger with a continuous flow solid particles*, Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, Vol. 28 (2006), No. 3.
- [19]. S. S. Chauk y L. Shih Fan, *Heat transfer in packed and fluidized beds*, Chapter 13, Handbook of Heat Transfer, Pp. 13.1-13.45, Mc Graw-Hill, United States of America, 1998.
- [20]. V. M. Barreira Moreno, *Estudio hidrodinámico de un lecho fluidizado*, Universidad Carlos III de Madrid, Escuela Politécnica Superior, Departamento de Ingeniería Térmica y de Fluidos, Madrid, 2007.

- [21]. J. B. Hernández-Morales, L. Valencia-Álvarez, J. S. Téllez-Martínez, A. Ingalls-Cruz y J. A. Barrera-Godínez, *Estimación de la condición de frontera térmica durante el enfriamiento de una barra cilíndrica vertical enfriada por la base con una columna de agua*, Mecánica computacional, Vol. XXVI, Número 24, 2002.
- [22]. J. A. Manrique, *Transferencia de calor*, Editorial Harper & Row Latinoamérica, México, D.F., 1981.
- [23]. J. Zueco Jordán, *Solución de problemas inversos en conducción de calor mediante el método de simulación por redes*, Tesis Doctoral, Universidad Politécnica de Cartagena, Departamento de Física Aplicada, Cartagena, 2003.
- [24]. G. H. Geiger, y D. R. Poirier, *Transport phenomena in metallurgy*, Addison-Wesley Publishing Company Reading, Massachusetts, United States of America, 1973.
- [25]. P. C. Campbell, E. B. Hawbolt y J. K. Brimacombe, *Microstructural engineering applied to the controlled cooling of steel wire rod: part III. Mathematical model, formulation and predictions*, Metallurgical Transactions A, Vol. 22 (1991), No. 11, Pp. 2791-2805.
- [26]. O. Cortés, J. A. Hernández, L. Lira y G. Urquiza, *Solución de un problema inverso de conducción de calor mediante redes neuronales artificiales*, AGECOMP-Universidad Autónoma del Estado de Morelos, 2006, Pp. 160-166.
- [27]. J. V. Beck, B. Blackwell, y C. R. St. Clair Jr., *Inverse heat conduction (Ill-posed problems)*, Wiley Interscience, New York, 1985.

- [28]. J. V. Beck, B. Litkouhi y C. R. St. Clair Jr., *Efficient sequential solution of the nonlinear inverse heat conduction problem*, Numerical Heat Transfer, Vol. 5 (1982), Pp. 275-286.
- [29]. J. V. Beck, *Nonlinear estimation applied to the nonlinear inverse heat conduction problem*, International Journal of Heat and Mass Transfer, Vol. 13 (1970), No. 4, Pp. 703-716.
- [30]. J. V. Beck y H. Wolf, *The nonlinear inverse heat conduction problem*, ASME Paper, 1965.
- [31]. J. B. Hernández-Morales, J. K. Brimacombe y E.B. Hawbolt, *Application of inverse Techniques to determine Heat-Treating operations*, Journals of Materials Engineering and Performance, Vol. 1 (1992), No. 6, Pp. 763-771.
- [32]. I. Hernández Morales, *Efecto de la profundidad en el baño de temple y de la velocidad de inmersión de una probeta templada en agua quieta*, Tesis de Licenciatura (Ingeniería Química Metalúrgica), Facultad de Química, UNAM, México, D.F., 2010.
- [33]. L. K. Cabrera Herrera, *Modelación matemática y simulación computacional de la evolución termo-estructural durante el tratamiento térmico de aceros, utilizando diagramas CCT*, Reporte de Estancia Intersemestral, Universidad Nacional Autónoma de México, 2012.

- [34]. B. Hernández-Morales, F. López-Sosa, y L. K. Cabrera-Herrera, *A New Methodology for Estimating Heat Transfer Boundary Conditions during Quenching of Steel Probes*, Quenching and Control of Distorsion, Proceedings of the sixth International Quenching and Control of Distortion Conference, D. S. Mackenzie, Pp. 81-92, September 9-13, 2012, Chicago, Illinois, USA, ASM International, 2012.  
<http://asminternational.org/content/Events/qcd/index.jsp>
- [35]. Abaqus overview:  
<http://www.3ds.com/products/simulia/portfolio/abaqus/overview> (last retrieved on June 20, 2012)
- [36]. J. C. Chaves, *The effect of surface condition and high temperature oxidation on quenching performance of 4140 steel in mineral oil*, Dissertation Abstracts International, Vol. 62-10 (2001), Section B, Pp. 4755.
- [37]. S. Segerberg y J. Bodin, *Correlation between characteristics of quenching media and hardness distribution in steel*, Proceedings of the International Conference Heat Treatment '84, 2-4 may, London, England, The Metals Society (1984).
- [38]. P. Hofstad, *High temperature oxidation of metals*, The Corrosion Monograph Series, 1966, Pp. 127-128.
- [39]. J. Moolgard y W. Smeltzer, *Thermal conductivity of Magnetite and Hematite*, Journal of Applied Physics, Vol. 42 (1971), Pp. 3644-3646.

- [40]. Ma. M. Maniruzzaman, J. Chaves y R. D. Sisson Jr., *The effects of surface oxides on the quenching performance of AISI 4140 steel in commercial minerals oils*, Proceedings of the 23<sup>th</sup> ASM Heat Treating Society Conference, D. Herring and R. Hill (eds.), sept. 25-28, 2005, Pittsburgh, Pennsylvania, USA, ASM International, Materials Park, OH, 2006, Pp. 296-303.