

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



MODELACION DE LA CARBURIZACION Y TEMPLE
EN ACEROS

TESIS

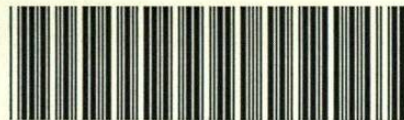
QUE PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS
DE LA INGENIERIA MECANICA CON ESPECIALIDAD
EN MATERIALES

PRESENTA

Manuel Guillermo Palafox Martínez

SAN NICOLAS DE LOS GARZA, N. L. MAYO 1996

TM
Z5853
.M2
FIME
1996
P3



1020115476

UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO



MODELACION DE LA CARBURIZACION Y TEMPLE
EN ACEROS

TESIS

QUE PARA OBTENER EL GRADO DE MAESTRO EN CIENCIAS
DE LA INGENIERIA MECANICA CON ESPECIALIDAD
EN MATERIALES

PRESENTA

Manuel Guillermo Palafox Martínez

SAN NICOLAS DE LOS GARZA, N. L. MAYO 1996

TM
Z.853
.M2
FINE
1996
P3

0117-26960




FONDO TESIS


UNIVERSIDAD AUTONOMA DE NUEVO LEON
FACULTAD DE INGENIERIA MECANICA Y ELECTRICA
DIVISION DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de tesis recomendamos que la tesis Modelación de la Carburización y Temple en Aceros realizada por el Ing. Manuel Guillermo Palafox Martínez sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con especialidad en Materiales.

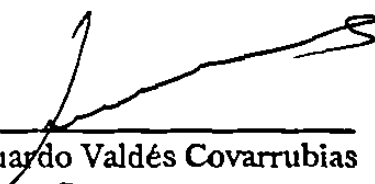
El comité de tesis



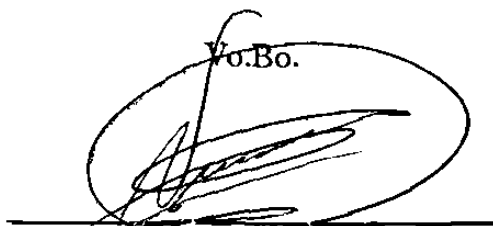
Dr. Rafael Colás Ortiz
Asesor



Dr. Juan A. Aguilar Garib
Coasesor



Dr. Eduardo Valdés Covarrubias
Coasesor



Vo.Bo.

M. C. Roberto Villarreal Garza
División de Estudios de Postgrado

San Nicolas de los Garza, N. L. a Mayo de 1996

DEDICATORIA

A mi Madre

Porque a lo largo del tiempo, sus palabras de aliento, me brindaron una vez más, la oportunidad de alcanzar una nueva meta, fruto de su gran esfuerzo, dedicación y apoyo incondicionales.

Porque a través de los años, su ejemplo, y enorme valor ante las adversidades, dignos de admiración y respeto, continúan formado parte de su legado, la mayor de las herencias.

Para ella, hoy y siempre, mi más profunda admiración, cariño y gratitud.

A mi hermana

Porque las alegrías, comprensión y cariño compartidos a lo largo del camino, formaron los recuerdos que en todo momento fueron mi compañía al término de sus estudios.

Por formar parte de mi vida a lo largo de mi existencia.

Con todo cariño y afecto.

A Claudia

Por la felicidad y alegría brindadas, recuerdo de inolvidables momentos compartidos.

Porque con su cariño y paciencia, albergo con sus consejos, una fuente inagotable de aliento y esperanza, infundiendo con ello confianza y seguridad en el camino.

Para ella, regocijo de sueños e ilusiones, con todo cariño, amor y respeto.

A José Luis Martínez Santana y su esposa

*Mis Tíos, por su afecto y apoyo con los que siempre he contado.
Por haberme estimulado a la superación constante con su
hacer. Porque estarán siempre ahí, cuando llegado el
momento, contaré con ellos al abrigo de sus consejos en forma
desinteresada.*

A Graciela M. de Muñoz y su esposo

*Quienes me han otorgado el don de su afecto, estimulándome
con su cariño a la superación.*

AGRADECIMIENTOS

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología (CONACYT), por el apoyo económico otorgado para la realización de esta Maestría.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León, por la oportunidad brindada para la continuación de mis estudios de Postgrado, y especialmente a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica.

Al Doctorado en Ingeniería de Materiales (DIMAT), por su aceptación y darme la oportunidad de formar parte de un gran equipo de trabajo.

Al Dr. Rafael Colás Ortiz, por la dedicación de su tiempo y conocimientos compartidos en la elaboración de esta Tesis, como asesor de la misma y, por su orientación y consejos que influyeron en mi formación profesional, logrando con ello crear un ambiente de amistad y compañerismo entre todos aquellos que lo rodeamos.

Al Dr. Alberto Pérez Unzueta, quien fuera en todo momento accesible a compartir su tiempo y conocimientos, contribuyendo con ello a mi preparación académica y a la formación de mi criterio profesional, trascendiendo de la relación alumno-maestro a la relación de amistad.

A los señores Dres. Carlos Guerrero, Ubaldo Ortiz y Juan Antonio Aguilar Garib quienes contribuyeron a que tuviese la oportunidad de ingresar al DIMAT, así como por los consejos y asesoría de ellos recibida.

Al Dr. Eduardo Valdés Covarrubias, por sus atenciones y tiempo compartidos durante la revisión de esta Tesis.

Al Dr. F. Castañeda, un buen maestro y amigo, con quien compartí gratos momentos de intercambio de ideas.

A la Dra. Patricia Rodríguez.

A mis compañeros de generación: Efrén, Miguel Cupich, Carlos Jauregi, Dorix y Esperanza por su compañerismo y los múltiples momentos compartidos.

A todos mis compañeros de estudios con los que compartí vivencias: Nahum, Mario, Hugo, Chuy Talamantes, Sigi, Mayito, Pablo, Pepe Talamantes, Ana María, Idalia, Carlos García, Moy, Montealegre, Rodrigo, Raúl Planck, Carlos Martínez, Claudia, Paty, Margarita, Chuy Garza, Agustín, Oswaldo, Toño, Juan, Julio, Ing. Trejo, Guillermo, Miguel yescas, Salvador y a Martita.

A J.L. Cavazos y Gaston Olvera, por compartir conmigo sus experiencias y consejos, así como los gratos momentos de amistad.

Y especialmente a Eulogio Velasco, el que en forma desinteresada compartió conmigo sus ideas, conocimientos y me apoyó siempre, y en el momento que se lo solicité.

CONTENIDO

Lista de tablas	IV
Lista de figuras	V
Resumen	X
1.- Introducción.	1
2.- Temple.	3
2.1.- Introducción.	3
2.2.- Tratamiento térmico de los aceros.	3
2.2.1.- Temple de los aceros.	4
2.2.2.- Transformaciones durante el calentamiento.	4
2.2.3.- Transformaciones durante el enfriamiento.	5
2.3.- Mecanismos de extracción de calor durante el temple.	8
2.4.- Medios de enfriamiento.	11
2.4.1.- Agua.	11
2.4.2.- Aceites.	11
3.- Carburización.	13
3.1.- Introducción.	13
3.2.- Carburización gaseosa.	13
3.3.- Variables del proceso de carburización.	14
3.3.1.- Temperatura.	14
3.3.2.- Tiempo.	15
3.3.3.- Atmósfera.	16
3.4.- Practica de carburización.	17
4.- Fundamentación matemática.	18
4.1.- Introducción.	18

4.2.- Fenómenos de transporte de masa.	18
4.2.1.- Leyes de Fick.	18
4.3.- Transferencia de calor durante el enfriamiento.	20
4.3.1.- Transferencia de calor por conducción.	20
4.3.2.- Transferencia de calor por convección.	22
4.3.3.- Transferencia de calor por ebullición.	22
5.- Modelación de la carburización y temple.	24
5.1.- Introducción.	24
5.2.- Método numérico.	24
5.3.- Modelación del temple.	25
5.3.1.- Calculo de los gradientes de temperatura.	25
5.3.2.- Coeficientes de transferencia de calor por convección.	26
5.3.3.- Velocidad de enfriamiento.	26
5.3.4.- Criterio de estabilidad para el enfriamiento.	27
5.4.- Modelación de la carburización.	27
5.4.1.- Calculo de los gradientes de concentración.	28
5.4.2.- Coeficiente de difusión.	29
5.4.3.- Coeficiente de transferencia de carbono.	29
5.4.4.- Influencia de los elementos de aleación.	30
5.4.5.- Criterio de estabilidad para la carburización.	30
6.- Resultados y discusión.	32
6.1.- Consideraciones del modelo de temple.	32
6.2.- Simulación del temple en agua y aceite.	33
6.3.- Coeficientes de transferencia de calor.	34
6.4.- Velocidad de enfriamiento durante el temple.	37
6.5.- Consideraciones en el modelo de carburización.	38
6.6.- Simulación de la carburización.	39
6.7.- Transformación martensítica.	40
6.8.- Efecto del tiempo en la carburización.	42

6.9.- Carburización en dos etapas.	43
6.10.- Transformación martensítica durante el enfriamiento.	44
7.- Conclusiones y recomendaciones	48
7.1.- Conclusiones.	48
7.2.- Recomendaciones.	50
Referencias	52
Apéndice I	56
Apéndice II	60
Tablas	67
Figuras	72

LISTA DE TABLAS

Tabla	Descripción	Página
4.1.-	Propiedades termofísicas para aceros al carbón e inoxidables en función de la temperatura.	67
5.1.-	Valores promedio del coeficiente de transferencia de carbono — β obtenido para diferentes atmósferas en un horno industrial a — 950°C.	68
5.2.-	Valores para la razón de C_s/C para algunos aceros más comunes.	68
6.1.-	Datos para los casos simulados.	69
6.2.-	Valores de los parámetros a, b y c y los intervalos correspondientes de temperatura.	69
6.3.-	Composición química de los aceros para carburizar.	70
6.4.-	Temperatura, tiempo, tipo de atmósfera y coeficiente de Transferencia de carbono para los diferentes ciclos de carburización.	70
6.5.-	Profundidades de capa carburizada para los diferentes tiempos de carburización del acero AISI 1022.	70
6.6.-	Temperatura, tiempo, potencial de la atmósfera y coeficiente de — transferencia de carbono, para la carburización en dos etapas.	71

LISTA DE FIGURAS

Figura	Descripción	Página
2.1.	Diagrama parcial del diagrama hierro-carburo de hierro.	72
2.2.	Curva típica de enfriamiento para una pieza cilíndrica de acero templada en agua.	72
2.3.	Velocidades de enfriamiento como función de la temperatura de la muestra.	73
3.1.	Efecto de la temperatura y el tiempo en la profundidad de capa carburizada en el proceso de carburización gaseosa.	74
3.2.	Efecto del incremento en la temperatura en el tiempo de carburización.	75
4.1.	Datos de flujo de calor para los diferentes regímenes durante la transferencia de calor en la ebullición	76
5.1.	Discretización de una pieza cilíndrica en N elementos anulares.	77
5.2.	Incremento en el contenido de carbono superficial y profundidad de capa carburizada con el coeficiente de transferencia de carbono.	77
5.3.	Mediciones de los contenidos de carbono superficiales de la profundidad de capas carburizadas después de carburizar un acero 16MnCr5 durante 4 horas a 950°.	78
6.1.	Simulación de temple en agua de una barra de acero inoxidable de 10 mm. de diámetro a partir de una temperatura de 758°C.	79
6.2.	Enfriamiento de una pieza cilíndrica de acero inoxidable de 20 mm. de diámetro templada en agua a partir de 826°C.	79

6.3.	Temple en aceite de una pieza de 10 mm. de diámetro de acero inoxidable a partir de 821°C.	80
6.4.	Simulación del enfriamiento en aceite de una barra de acero inoxidable de 20 mm. de diámetro a partir de una temperatura de 851°C.	80
6.5.	Simulación del temple a 851°C en aceite de una barra de 40 mm. de diámetro de acero inoxidable.	81
6.6.	Coefficiente de transferencia de calor utilizado durante el temple en agua de la pieza de 10 mm. de diámetro.	81
6.7.	Historial del coeficiente de transferencia de calor por convección empleado en el temple en agua de la pieza de 20 mm. de diámetro.	82
6.8.	Coefficiente de transferencia de calor por convección empleado en el temple en aceite de la pieza de 10 mm. de diámetro.	82
6.9.	Historial del coeficiente empleado para la simulación del temple en aceite de la pieza de 20 mm. de diámetro.	83
6.10.	Coefficiente convectivo empleado durante el temple en aceite de una pieza de 40 mm. de diámetro.	83
6.11a.	Velocidad de enfriamiento al centro de una pieza de 10 mm de diámetro obtenida durante el temple en agua.	84
6.11b.	Velocidad de enfriamiento superficial de una pieza de 10 mm de diámetro obtenida durante el temple en agua.	84
6.12a.	Velocidad de enfriamiento al centro de una pieza de 20 mm de diámetro obtenida durante el temple en agua.	85
6.12b.	Velocidad de enfriamiento superficial de una pieza de 20 mm de diámetro obtenida durante el temple en agua.	85
6.13a.	Velocidad de enfriamiento al centro de una pieza de 10 mm de diámetro obtenida durante el temple en aceite.	86
6.13b.	Velocidad de enfriamiento superficial de una pieza de 10 mm de diámetro obtenida durante el temple en aceite.	86

6.14a.	Velocidad de enfriamiento al centro de una pieza de 20 mm de diámetro obtenida durante el temple en aceite.	87
6.14b.	Velocidad de enfriamiento superficial de una pieza de 20 mm de diámetro obtenida durante el temple en aceite.	87
6.15a.	Velocidad de enfriamiento al centro de una pieza de 40 mm de diámetro obtenida durante el temple en aceite.	88
6.15b.	Velocidad de enfriamiento superficial de una pieza de 40 mm de diámetro obtenida durante el temple en aceite.	88
6.16.	Carburización de una pieza de acero tipo AISI 8620 de 25.4 mm. de diámetro durante 8 horas.	89
6.17.	Simulación de la carburización durante 8 horas de una pieza de acero tipo AISI 1020 de 25.4 mm. de diámetro.	89
6.18.	Simulación de la carburización durante 8 horas de una pieza de acero tipo AISI 4620 de 25.4 mm. de diámetro.	90
6.19.	Comparación de los resultados de la simulación y experimentales de la carburización de los aceros tipo AISI 8620, 1020 y 4620.	90
6.20.	Temperatura de inicio de transformación martensítica obtenida de la simulación de la carburización del acero tipo AISI 8620.	91
6.21.	Temperatura de inicio de transformación martensítica obtenida de la simulación de la carburización del acero tipo AISI 1020.	91
6.22.	Temperatura de inicio de transformación martensítica obtenida de la simulación de la carburización del acero tipo AISI 4620.	92
6.23.	Comparación de las temperaturas de inicio de transformación martensítica de los aceros tipo AISI 8620, 1020 y 4620, obtenidas de la simulación y las calculadas a partir de los datos experimentales.	92
6.24.	Simulación de la carburización por 2 horas de una pieza de acero tipo AISI 1022 de 25.4 mm. de diámetro.	93
6.25.	Simulación de la carburización por 4 horas de una pieza de acero tipo AISI 1022 de 25.4 mm. de diámetro.	93

6.26.	Simulación de la carburización por 8 horas de una pieza de acero tipo AISI 1022 de 25.4 mm. de diámetro.	94
6.27.	Efecto del tiempo para los diferentes ciclos de carburización (2, 4 y 8 hrs), de la pieza tipo AISI 1022.	94
6.28.	Temperatura de inicio de transformación martensítica obtenida para el ciclo de 2 horas del acero tipo AISI 1022.	95
6.29.	Temperatura de inicio de transformación martensítica obtenida para el ciclo de 4 horas del acero tipo AISI 1022.	95
6.30.	Temperatura de inicio de transformación martensítica obtenida para el ciclo de 8 horas del acero tipo AISI 1022.	96
6.31.	Comparación de las temperaturas de inicio de transformación martensítica para los diferentes ciclos de carburización del acero 1022.	96
6.32.	Comparación de los resultados de la simulación de un ciclo de carburización en dos etapas y los obtenidos por Reti, Reger y Gergely.	97
6.33.	Temperatura de inicio de transformación martensítica para la carburización en dos etapas.	97
6.34.	Transformación martensítica durante el enfriamiento en agua del acero tipo AISI 8620 que fue previamente carburizado en un ciclo de 8 horas.	98
6.35.	Transformación martensítica durante el enfriamiento en agua del acero tipo AISI 1020 que fue previamente carburizado en un ciclo de 8 horas.	98
6.36.	Transformación martensítica durante el enfriamiento en agua del acero tipo AISI 4620 que fue previamente carburizado en un ciclo de 8 horas.	99
6.37.	Transformación martensítica durante el enfriamiento en agua del acero tipo AISI 1022 que fue previamente carburizado en un ciclo de 2 horas.	99

6.38	Transformación martensítica durante el enfriamiento en agua del acero tipo AISI 1022 que fue previamente carburizado en un ciclo de 4 horas.	100
6.39.	Transformación martensítica durante el enfriamiento en agua del acero tipo AISI 1022 que fue previamente carburizado en un ciclo de 8 horas.	100
6.40.	Condiciones para el inicio de la transformación martensítica durante el enfriamiento en agua del acero DIN 17210 carburizado en dos etapas.	101
6.41.	Transformación martensítica durante el enfriamiento en aceite del acero tipo AISI 8620 que fue previamente carburizado en un ciclo de 8 horas.	101
6.42.	Transformación martensítica durante el enfriamiento en aceite del acero tipo AISI 1020 que fue previamente carburizado en un ciclo de 8 horas.	102
6.43.	Transformación martensítica durante el enfriamiento en aceite del acero tipo AISI 4620 que fue previamente carburizado en un ciclo de 8 horas.	102
6.44.	Transformación martensítica durante el enfriamiento en aceite del acero tipo AISI 1022 que fue previamente carburizado en un ciclo de 2 horas.	103
6.45.	Transformación martensítica durante el enfriamiento en aceite del acero tipo AISI 1022 que fue previamente carburizado en un ciclo de 4 horas.	103
6.46.	Transformación martensítica durante el enfriamiento en aceite del acero tipo AISI 1022 que fue previamente carburizado en un ciclo de 8 horas.	104
6.47.	Condiciones para el inicio de la transformación martensítica durante el enfriamiento en aceite del acero DIN 17210 carburizado en dos etapas.	104

RESUMEN

La transformación de la austenita a martensita durante el temple de aceros involucra un cambio volumétrico asociado a las diferentes estructuras cristalinas que ambos componentes presentan. Esa diferencia estructural ocasiona que, durante el temple, las piezas estén sujetas a una serie de esfuerzos de tensión y compresión, cuya evolución depende de la secuencia de transformación de la austenita a martensita de la superficie al interior de la pieza tratada. A su vez, la temperatura de inicio de transformación martensítica depende de los perfiles de concentración obtenidos durante la carburización y, la secuencia en que ocurre dicha transformación, depende además del efecto que los diferentes mecanismos de disipación de calor ejercen en la superficie de la pieza durante el temple.

En este trabajo se presentan dos modelos, que permiten la simulación tanto de la carburización, como del temple de piezas cilíndricas de acero. La solución de las ecuaciones propuestas de transporte de materia y de calor, para cada modelo respectivamente, se obtiene por medio del método explícito de la técnica de diferencias finitas. El primero de éstos, permite la evaluación del desarrollo de los gradientes de concentración presentes durante la carburización, en el que se consideran los efectos que los diferentes elementos de aleación ejercen durante el proceso. El segundo, permite la predicción de la evolución térmica de la pieza durante el temple en diferentes medios, tales como el agua y aceite. Por su parte, este último, también contempla la influencia que las diferentes etapas de enfriamiento presentan sobre la evolución de los gradientes de temperatura en la pieza durante el temple. Ambos modelos, se validan en base a datos experimentales obtenidos de la literatura especializada.

Por medio de la unión de ambos modelos se obtiene la secuencia del inicio de transformación martensítica de la superficie al interior de la pieza, con lo que es posible predecir el estado de esfuerzos residuales al que la pieza estará sujeta al término del enfriamiento.

CAPITULO 1

INTRODUCCION

Una gran cantidad de procesos metalúrgicos involucran fenómenos térmicos cuya cinética ejerce una influencia preponderante en la eficiencia de los mismos y en la calidad del producto acabado. Uno de los procesos de mayor uso industrial es el temple de partes y componentes de acero, cuyo objetivo principal es el de endurecer e incrementar la resistencia de las mismas, tal que, una vez puestas en servicio, cumplan con las especificaciones y requerimientos para las cuales fueron diseñadas.

Los fenómenos térmicos involucrados durante el temple, sus causas y resultados, son dependientes de la transferencia de calor entre el metal y el medio que rodea a éste. La optimización de los mismos, basada en el cálculo de la variación de la temperatura experimentada por el producto, hace un llamado para el conocimiento exacto de esa transferencia de calor, la cual es controlada por el coeficiente de transferencia de calor presente en la interfase metal-medio.

El valor de dicho coeficiente, depende de la secuencia en que se presentan los diversos mecanismos de transporte de energía en la superficie de la parte durante el enfriamiento, tal que, éstos determinan las propiedades del producto acabado.

Otro de los procesos metalúrgicos de gran aplicación industrial, es la carburización de piezas de acero de bajo contenido en carbono. En este, las partes son mantenidas en atmósferas controladas de características determinadas bajo condiciones de tiempo y temperatura específicos, tal que la composición química

del acero en y cerca de la superficie se modifica como resultado de la presencia de los diferentes fenómenos de transporte de materia involucrados durante dicho proceso. El transporte de materia de la superficie al interior de la pieza es gobernado por el coeficiente de difusión involucrado durante el proceso de carburización, el cual depende de la temperatura de operación y de los gradientes de concentración presentes en la pieza durante el mismo.

La producción de partes y componentes mediante procesos combinados de carburización y temple, permite la modificación de las propiedades del material como la resistencia al desgaste, impacto y fatiga, por lo que se facilita el uso de aceros de bajo contenido en carbono, lo que disminuye los costos de fabricación y materia prima. El conocimiento de los diferentes fenómenos térmicos y de transporte de materia, permite la evaluación de ambos procesos y el efecto que estos ejercen en las propiedades de las partes tratadas.

El presente trabajo tiene como objetivos, el desarrollar un modelo de transferencia de calor capaz de predecir la evolución de los gradientes térmicos generados durante el temple en agua y aceite de piezas cilíndricas. A su vez, con el fin de obtener la evolución de los perfiles de concentración durante el proceso de carburización, se desarrolla un modelo de difusión de carbono que contempla la influencia de los diferentes elementos de aleación durante la carburización en piezas cilíndricas. Posteriormente, a partir de los resultados obtenidos con ambos modelos, se analiza la secuencia en que se presenta el inicio de la transformación martensítica durante el temple de piezas que han sido previamente carburizadas y subsecuentemente, el efecto que ésta ejerce en el estado de esfuerzos residuales presentes en la pieza al término del enfriamiento.

CAPITULO 2

TEMPLE

2.1 INTRODUCCION.

Un gran número de piezas de aceros al carbono, de baja y alta aleación, que son producidas hoy en día, son tratadas térmicamente antes de ser puestas en servicio. Las partes o componentes son tratados para mejorar propiedades particulares tales como, dureza, resistencia mecánica y a la corrosión [1,2]. El tratamiento térmico a aplicar a cada pieza depende tanto del tipo de aleación, así como de las condiciones particulares al que serán expuestas en servicio.

2.2 TRATAMIENTO TERMICO DE LOS ACEROS.

En general, los tratamientos térmicos son una combinación de operaciones de calentamiento y enfriamiento por tiempos determinados y aplicadas a un metal o aleación en el estado sólido, en una forma tal, que producirá las propiedades deseadas. Todos los procesos básicos de tratamientos térmicos en aceros incluyen la transformación de la austenita. La naturaleza y la apariencia de estos productos de transformación determinan las propiedades físicas y mecánicas de cualquier acero [1-3].

El primer paso en el tratamiento térmico del acero, es calentar el material a alguna temperatura 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, aunque los materiales altamente esforzados, producidos por trabajado en frío, deben

calentarse más lentamente que los que se hallan libres de esfuerzos para evitar distorsión [3]. Se puede considerar la diferencia en temperatura que tiene lugar dentro de las secciones gruesas y delgadas en piezas de sección transversal variable y, siempre que sea posible, se debe tomar alguna medida para atrasar el calentamiento de las secciones más delgadas, de tal modo que sea posible minimizar el esfuerzo térmico y la distorsión. Por lo general se hará menos daño al acero al utilizar una rapidez de calentamiento tan lenta como sea práctico.

2.2.1 TEMPLE DE LOS ACEROS.

Se le llama temple, al proceso de calentamiento del acero hasta la temperatura austenítica para posteriormente mantener a esta temperatura durante un tiempo tal que se obtenga una estructura homogénea en la totalidad de la pieza y, por último, enfriar en un medio que proporcione una rapidez mayor a la crítica, que permita la transformación de la austenita a martensita en la mayor cantidad posible y así obtener el completo endurecimiento de la pieza.

2.2.2 TRANSFORMACIONES DURANTE EL CALENTAMIENTO.

Muchos aceros al carbono y de baja aleación, contienen menos de 0.83% de C y como consecuencia, la microestructura es una mezcla de dos componentes: el hierro α (ferrita) y la perlita (que no es sino una estructura eutectoide ordenada de ferrita y Fe_3C). Una porción del diagrama de hierro-carbono se muestra en la figura 2.1. A concentraciones de carbono por debajo de 0.83% y temperaturas menores a las del eutectoide (aproximadamente 723 °C), los componentes son ferrita y perlita. A concentraciones arriba de 0.83%, los componentes por debajo de los 723 °C son perlita y cementita (Fe_3C).

Si un acero que contiene una concentración de carbono menor que la eutectoide es calentado a una temperatura arriba de la temperatura eutectoide, la

perlita se descompone para producir una mezcla de dos fases, ferrita y austenita. Si el calentamiento se continúa a altas temperaturas, la ferrita progresivamente se transforma para formar más austenita. A una temperatura lo suficientemente alta, la ferrita es completamente transformada para producir una microestructura homogénea austenítica; este proceso térmico es llamado tratamiento de solución o austenitización [1,2]. La temperatura crítica superior (A_{c3}) en un acero que contiene menos de 0.83%C, está representado por la línea G-S de la Fig. 2.1.

Si se calienta un acero al carbono que contenga más de 0.83% de C, a una temperatura superior a la eutectoide, una vez más, resulta en la descomposición de la perlita para formar austenita y se produce una estructura conteniendo ambas, austenita y cementita. A mayores temperaturas, la cementita se descompone progresivamente para formar austenita, hasta que, a una temperatura lo suficientemente alta, la estructura que se obtiene es de austenita homogénea. La temperatura crítica superior para un acero que contiene más de 0.83% de C, está representado por la línea S-E (A_{cm}) de la Fig. 2.1. La temperatura crítica inferior (A_{c1}) para aceros tanto hipoeutectoides como hipereutectoides, está representada por la línea P-S-K.

2.2.3 TRANSFORMACIONES DURANTE EL ENFRIAMIENTO.

Si un acero de menos de 0.83% de carbono es sometido a un tratamiento de solución y después enfriado lentamente desde la temperatura austenítica, el primer componente en precipitar a partir de la austenita es la ferrita. Esta transformación resulta en un cambio en la estructura cristalina de austenita fcc (cúbica centrada en las caras) a ferrita bcc (cúbica centrada en el cuerpo). Debido a que la ferrita puede disolver únicamente una pequeña cantidad de carbono, la concentración de este elemento en la austenita se incrementa durante el enfriamiento, hasta que al alcanzar la temperatura eutectoide (723 °C) y composición eutectoide, la austenita remanente se transforma en perlita.

El enfriamiento lento de un acero hipereutectoide (que contiene más que 0.83% de C), es similar al enfriamiento de un acero de bajo carbono, excepto que el primer constituyente en precipitar a partir de la austenita es la cementita. La cementita usualmente se forma en la frontera de grano austenítico y forma una estructura que puede ser observada en el acero a temperatura ambiente después de que se completa la transformación.

Debido a que la formación tanto de la ferrita como de la perlita requieren de la difusión de carbono, altas velocidades de enfriamiento reducen la cinética de formación de la ferrita y la cementita en la perlita, por lo que en general, el enfriamiento por encima de cierta velocidad produce una estructura laminar delgada, la cual incrementa la dureza y la resistencia [1].

Incrementando aún más la velocidad de enfriamiento, es posible evitar la transformación de austenita a ferrita y perlita en muchos aceros al carbono y de baja aleación. La transformación de la austenita a temperaturas por debajo de 540 °C y arriba de 200 °C, produce una estructura compuesta de ferrita y cementita, pero las fases no se encuentran en forma laminar; en su lugar la ferrita y la cementita tienen una apariencia de plumas o acicular, que es conocida como bainita [1-3].

Cuando la transformación ocurre en el intervalo de 370 a 540 °C, la bainita tiene una apariencia de plumas y es llamada bainita superior. Cuando la transformación ocurre a temperaturas en un intervalo de 200 a 370 °C, la bainita tiene una apariencia más acicular y es llamada bainita inferior. La dureza de la bainita depende de la estructura en que ésta se encuentra y típicamente varía de 45 a 60 Rockwell C [1].

La transformación de la austenita a temperaturas por debajo de los 200 °C, produce una estructura tetragonal centrada en el cuerpo llamada martensita, la cual se encuentra en aceros completamente endurecidos. Microestructuralmente, la martensita tiene una apariencia de agujas. Es importante mencionar que el intervalo de temperaturas al cual se presenta la transformación martensítica

depende del tipo de acero en cuestión y, en particular, de su composición química [4,5]. Debido a que la martensita ocupa un mayor volumen que la austenita, el acero se expande cuando la martensita se forma y resulta en cambios dimensionales que pueden causar distorsión. En situaciones severas, la distorsión puede causar la fractura en las partes y componentes durante el temple [1,6-8].

En algunos casos de temple severo, la austenita no se transforma completamente a martensita durante el enfriamiento. Cuando esto ocurre, la martensita aparece en una matriz que contiene cierta cantidad de esta fase la cual es llamada austenita retenida. Esta microestructura es suave y disminuye la dureza cuando se requiere de un acero con un completo endurecimiento, pero también puede transformar subsecuentemente a martensita durante el maquinado o después de que la parte es puesta en servicio. La expansión que acompaña esta transformación, crea esfuerzos internos que pueden causar distorsión y pérdida de tolerancia en la parte maquinada [1]. La martensita resultante es frágil y puede producir una fractura durante servicio. Consecuentemente, la presencia de austenita retenida es usualmente objetable.

La transformación de la austenita a martensita comienza a una temperatura llamada temperatura de inicio de transformación martensítica (M_s) y continúa con una disminución de temperatura hasta la temperatura de fin de transformación (M_f). Las temperaturas M_s y M_f son influenciadas por las concentraciones de los elementos de aleación presentes tales como el níquel, cromo, molibdeno manganeso y, principalmente por la concentración de carbono [4,5]. A continuación se ilustran fórmulas empíricas para el calculo de M_s y M_f :

$$M_s (\text{°C}) = 512 - 453C - 19.9Ni + 15Cr - 9.5Mo + 217(C)^2 - 71.5(C)(Mn) - 67.6(C)(Cr) \quad (1)$$

$$M_s (\text{°C}) = 561 - 474C - 33Mn - 17Ni - 17Cr - 21Mo \quad (2)$$

M_f (°C) - M_s - 215

(3)

donde la ecuación (1) es debida a Andrews [5] y las ecuaciones (2) y (3) a Steven y Haynes [4].

El método más común de endurecer el acero, involucra un enfriamiento continuo desde la temperatura de austenización en un medio que presente una rápida extracción de calor. La rapidez del enfriamiento en la parte depende de las características de remoción de calor del medio de enfriamiento, las características térmicas de la aleación y del espesor de la parte.

2.3 MECANISMOS DE EXTRACCION DE CALOR DURANTE EL TEMPLE.

La estructura, dureza y resistencia resultantes de una operación de tratamiento térmico se determinan por la velocidad de enfriamiento real obtenida del proceso de temple. Si la velocidad de enfriamiento real, excede a la velocidad crítica de enfriamiento, sólo se obtendrá martensita, en tanto que si la velocidad real es menor que la crítica, la pieza no endurecerá completamente. A mayor diferencia entre las dos velocidades de enfriamiento, los productos de transformación serán más blandos y la dureza menor. En este punto, es necesario entender los mecanismos de extracción de calor durante el temple.

La Fig. 2.2 muestra como ejemplo una curva típica de enfriamiento para un cilindro pequeño de acero, introducido en agua tibia. En vez de mostrar una velocidad de enfriamiento constante durante todo el temple, la curva de enfriamiento muestra tres etapas (debe tenerse en cuenta la diferencia entre una curva de enfriamiento y una de velocidad de enfriamiento). Una curva de enfriamiento muestra la variación de la temperatura con el tiempo durante el temple; sin embargo, la de velocidad de enfriamiento, muestra la velocidad de cambio de la temperatura con el tiempo. La velocidad de enfriamiento a cualquier temperatura puede obtenerse de la curva de enfriamiento mediante el trazado de

una tangente a la curva a esa temperatura. Cuanto más próxima a la horizontal sea la tangente, menor será la velocidad de enfriamiento. Al observar las tangentes trazadas en varios puntos de la curva de enfriamiento de la Fig. 2.2, resulta obvio que la velocidad de enfriamiento no cambia en forma constante durante el enfriamiento [3].

La forma de la curva de enfriamiento indica los diferentes mecanismos que toman lugar durante el proceso de temple. Por ejemplo, cuando un acero es templado en un medio líquido, tal como agua y aceite, al menos tres etapas de transferencia de calor ocurren [1-3]. Estas etapas reflejan tres diferentes mecanismos de enfriamiento que se presentan durante el temple de metales. Estas tres zonas son conocidas como etapas A, B y C [1-3].

Etapa A: Estado de enfriamiento por medio de una capa de vapor. En esta etapa, la temperatura del metal es tan alta, que el medio de temple se vaporiza en la superficie del metal y una película delgada de vapor rodea al metal caliente. El enfriamiento se efectúa por conducción y radiación a través de la película gaseosa y, como las películas de vapor, son pobres conductoras del calor, la velocidad de enfriamiento es relativamente lenta a través de esta etapa.

Etapa B: Enfriamiento por transporte de vapor. Esta etapa empieza cuando la capa de vapor crece tanto que se vuelve inestable, generando una ebullición violenta. El calor se elimina del metal muy rápidamente como calor latente de vaporización. Esta etapa es la de enfriamiento más rápido. Es importante mencionar que la temperatura de transición entre las etapas de enfriamiento A y B, es conocida como la temperatura Leindenfrost y es independiente de la temperatura inicial del metal templado [1,2], Fig. 2.3.

Etapa C: Enfriamiento por medio del líquido. Esta etapa empieza cuando la temperatura de la superficie del metal alcanza el punto de ebullición del líquido en

temple. Ya no se forma mas vapor, de modo que el enfriamiento se efectúa por conducción y por convección al líquido. La velocidad de enfriamiento en esta etapa es la más lenta.

Muchos factores determinan la velocidad real de enfriamiento. Los más importantes son el tipo de medio de temple, la temperatura del medio de temple, la condición superficial, el tamaño y masa de la pieza o componente [1,2].

El enfriamiento de piezas templadas en fluidos evaporables es principalmente determinado por el proceso de mojado [9], el cual es definido como la secuencia de las tres etapas de enfriamiento en la superficie de la pieza templada. Esta secuencia determina las propiedades del producto acabado. Cuando se tiene baja capacidad de mojado, las tres etapas de enfriamiento pueden presentarse simultáneamente en la superficie de la pieza cilíndrica, dando como resultado que los flujos de calor radial sean superpuestos por altos flujos de calor axial [9], como es el caso del enfriamiento de piezas cilíndricas templadas tal que uno de sus extremos coincide con el nivel del medio de enfriamiento. Los gradientes axiales de temperatura pueden ser reducidos con altas velocidades de mojado utilizando medios de enfriamiento adecuados [9]. Un proceso de humedecimiento óptimo involucra una rápida fractura de la capa de vapor en la superficie entera de la pieza que es templada. Por otro lado, cuando un componente cilíndrico, cuya relación entre su longitud y diámetro es grande, es inmerso completamente en un medio de enfriamiento, la duración de la capa de vapor (primera etapa de enfriamiento), en un punto particular de la superficie, dependerá de la distancia entre dicho punto y el extremo más cercano al mismo [10]. Por lo tanto, cuando la etapa B del enfriamiento comienza en la superficie de cada extremo de la pieza, la etapa de capa de vapor (etapa A) cambiará a la etapa B más rápidamente mientras más cercano el punto se encuentre a uno de sus extremos.

2.4 MEDIOS DE ENFRIAMIENTO.

Un gran número de medios de temple son utilizados en la industria del tratamiento térmico. A continuación se describen algunos de estos [1-3,6].

2.4.1 AGUA.

El agua agitada vigorosamente produce velocidades de enfriamiento que se aproximan a las máximas obtenibles con medios líquidos de temple. El agua es económica, fácilmente disponible, y es procesable con un mínimo de contaminación o riesgos. El agua, sin embargo, es usada cuando un temple severo no resulte en una distorsión excesiva o fractura. El agua es ampliamente utilizada para el temple de metales no ferrosos, aceros inoxidable austeníticos y otros metales que hayan sido sometidos a algún tratamiento de solución a temperaturas elevadas.

Una desventaja del agua es que su rápida velocidad de enfriamiento persiste a bajas temperaturas donde la distorsión y la fractura son más probables, consecuentemente, el temple en agua está restringido usualmente al temple de piezas sencillas y simétricas de aceros de bajo grado de endurecimiento. Una segunda desventaja, es el que ésta puede presentar una etapa de capa de vapor muy prolongada. Piezas y partes complejas favorecen el atrapamiento de vapor el cual puede producir un endurecimiento irregular y una distribución de esfuerzos desfavorable que puede conducir a la distorsión o formación de puntos suaves.

2.4.2 ACEITES.

Los aceites para templar pueden ser divididos en varios grupos según sea su composición, presencia de aditivos y por la temperatura de aplicación. Los aceites para templar son usualmente clasificados como lentos, convencionales y rápidos.

Casi todos los aceites de temple producen menores velocidades de temple que las obtenidas con agua o soluciones acuosas de sales inorgánicas. Sin embargo, la remoción de calor es más uniforme que la que se obtiene con agua. Como resultado, el peligro de distorsión o agrietamiento es considerablemente menor.

Los aceites lentos y convencionales exhiben largos tiempos de enfriamiento en la etapa A. La velocidad de enfriamiento se incrementa durante la etapa B, seguido por un enfriamiento lento en la etapa C. La severidad de temple de los aceites convencionales es substancialmente menor que la del agua y, por lo tanto, puede ser inadecuado para aceros de baja capacidad de endurecimiento.

Los aceites rápidos exhiben altas velocidades de temple, especialmente durante la etapa de enfriamiento A y, en algunas situaciones, se aproximan a las velocidades que se obtienen con agua. Los aceites rápidos presentan una velocidad de enfriamiento moderadamente alta en la etapa C. En esta última etapa, las velocidades de enfriamiento son casi las mismas que las proporcionadas por los aceites convencionales, pero substancialmente más bajas que aquellas velocidades obtenidas con agua. Sin embargo, algunos aceites rápidos contienen aditivos especiales que proporcionan un incremento mayor en la velocidad de enfriamiento en la etapa C, que el mostrado con los aceites convencionales, lo que resulta en un endurecimiento más homogéneo en la pieza. Las características de enfriamiento de los aceites para templar, particularmente los aceites rápidos, son fuertemente dependientes de la concentración de algunos aditivos. Por lo tanto, es esencial que la calidad del aceite sea monitoreada con el paso del tiempo si se desea mantener consistente a la severidad de temple.

CAPITULO 3

CARBURIZACION

3.1 INTRODUCCION.

La función de un medio carburante, es suministrar carbono a la superficie del acero para que éste lo absorba y difunda hacia su interior. Tal proceso permite el uso de aceros más económicos pero que, por sus altos contenidos de carbono en la superficie, son susceptibles, por temple, de tener una superficie endurecida a la vez que presentan un núcleo blando más resistente al impacto [11,12]. Estas características se obtienen cuando las superficies de aceros de bajo carbono son enriquecidos con este elemento en particular, lo que acontece cuando las piezas al ser tratadas son austenizadas en atmósferas con un alto potencial de carbono; una vez que ha transcurrido cierto tiempo y el carbono ha difundido al interior de la pieza, ésta es templada con el fin de obtener una amplia variedad de microestructuras que van desde la martensita hasta mezclas de ferrita y perlita [11,13].

La carburización puede hacerse en un medio sólido, líquido o gaseoso, dependiendo del monto de la producción y de la disponibilidad de equipo. En todos estos medios existe un componente capaz de suministrar carbono y éste se llama agente carburante, el cual puede ser carbón, cianuro o hidrocarburo.

3.2 CARBURIZACION GASEOSA.

Las partes de acero de bajo carbono expuestas a atmósferas ricas en carbono, derivadas a partir de una amplia variedad de fuentes, pueden carburizarse a temperaturas de 850 °C y superiores. En la forma más primitiva de este proceso, la fuente de carbono es tan rica que el límite de solubilidad de carbono en austenita es alcanzado en la superficie del acero y algunos carburos pueden formarse en la superficie. La meta de la práctica corriente es controlar el contenido de carbono de la atmósfera del horno tal que la concentración final de carbono en la superficie de las partes, se encuentre por debajo del límite de solubilidad en austenita [11].

Las atmósferas carburizantes son producidas mezclando un gas portador con el gas carburizante. El gas portador usual es endotérmico, el cual no es un mero diluyente, pero juega un papel en acelerar la reacción de carburización en la superficie de las piezas. La cantidad de gas carburizante requerido para el proceso, depende principalmente de la velocidad a la cual el carbono es absorbido por la pieza [11]. El gas endotérmico es una mezcla de monóxido de carbono, hidrógeno y nitrógeno (con pequeñas cantidades de dióxido de carbono, vapor de agua y metano) producido por la combustión parcial de un hidrocarburo tal como el gas natural, propano o butano.

3.3 VARIABLES DEL PROCESO DE CARBURIZACION.

El éxito de la operación del proceso de carburización gaseosa, depende del control de tres variables principales [11,12,14-16]:

- * Temperatura.
- * Tiempo.
- * Composición de la atmósfera.

Otras variables que afectan la cantidad de carbono transferido a las partes incluye el grado de circulación de la atmósfera, y el contenido de aleación de las partes [11,17].

3.3.1 TEMPERATURA.

La máxima velocidad, a la cual el carbono puede ser añadido al acero, está limitada por la velocidad de difusión del carbono en austenita. Esta velocidad de difusión, depende de la temperatura a la que se lleva a cabo el proceso, es decir, incrementando la temperatura de carburización se incrementa la difusividad por una relación exponencial de la temperatura absoluta [11,12], así por ejemplo, la velocidad de adición de carbono a 925 °C es aproximadamente 40% mayor que 870 °C [11].

La temperatura más comúnmente utilizada para la carburización, es de 925 °C. Esta temperatura permite una razonable velocidad de carburización sin un excesivo deterioro del horno. La temperatura de carburización es algunas veces elevada hasta 955 ó 980 °C, para acortar los tiempos de carburización de partes que requieren capas profundas. Por otro lado, capas carburizadas delgadas se obtienen a bajas temperaturas, debido a que la profundidad de la capa puede ser controlada con más precisión con las bajas velocidades de carburización, que se obtienen con estas condiciones [11].

Antes de que el proceso de carburización de inicio, las piezas son calentadas hasta la temperatura austenítica y mantenidas durante un período de tiempo determinado hasta obtener una estructura homogénea en toda la pieza [3,11].

3.3.2 TIEMPO.

El efecto del tiempo y la temperatura en la profundidad total de la capa carburizada se presenta en la figura 3.1. Los valores mostrados, que originalmente fueron publicados por Harris en 1944 [15], son calculados suponiendo la saturación de austenita en la superficie de la pieza. Cuando el contenido de carbono superficial se controla a valores menores que el de saturación, la profundidad de capa carburizada será menor que aquellas que de otra manera se obtuvieran. La Fig. 3.2 muestra como el tiempo de carburización disminuye con

un incremento en la temperatura para una profundidad de capa carburizada de 1.5 mm. En general, para una profundidad determinada de capa carburizada, el incremento en la temperatura a la que se efectúa la carburización disminuye los tiempos del proceso [11,12,15].

3.3.3 ATMOSFERA.

Los constituyentes principales son CO, N₂, H₂, CO₂, H₂O Y CH₄. De éstos, el nitrógeno es inerte, y actúa únicamente como diluyente. Las cantidades de CO, CO₂, H₂ y H₂O presentes son muy cercanas a las proporciones esperadas en el equilibrio de la reacción reversible [11]:



dadas las relaciones particulares de carbono, oxígeno e hidrógeno en la atmósfera. El metano está invariablemente presente en cantidades mayores de la cantidad que deberá esperarse si todos los constituyentes gaseosos estuvieran en equilibrio.

A pesar de que la secuencia de las reacciones involucradas en la carburización es desconocida en detalle, se sabe que el carbono puede ser añadido o removido rápidamente del acero por las reacciones reversibles globales siguientes [11]:



y



Un proceso de carburización basado únicamente en la descomposición de CO requerirá grandes velocidades de flujo de la atmósfera para producir una carburización apreciable [11].

3.4 PRACTICA DE CARBURIZACION.

Una vez que la temperatura de operación es alcanzada, el proceso de carburización gaseosa es usualmente dividido en dos partes: etapa de enriquecimiento y etapa de difusión. Durante la etapa de enriquecimiento se emplea una atmósfera con alto potencial de carbono en el horno. Una vez que se alcanza el final de esta primera etapa se disminuye el potencial de carbono de la atmósfera al valor que asegure el nivel de carbono en la superficie y, de esta forma, difunda el carbono al interior de la pieza. Es necesario establecer la correcta relación entre los tiempos de las etapas de enriquecimiento y difusión para obtener un perfil de carbono de la capa carburizada, que por su parte, producirá la secuencia de transformación deseada durante el temple [14,15]. La transformación de la austenita durante el temple, deberá presentarse progresivamente a partir del centro de la capa hacia la superficie del componente para desarrollar esfuerzos superficiales de compresión que previenen la fractura, y producen óptimas propiedades a la fatiga [7,18,19].

Con el fin de obtener un perfil de concentración determinado, que proporcione las propiedades de resistencia, dureza y resistencia a la fatiga y desgaste deseadas, algunos autores [16] han propuesto que el perfil de carburización deberá no solamente ser controlado por el contenido superficial y la profundidad de capa deseada, sino que un tercer punto cercano a la superficie (el cual es responsable de la forma y curvatura del perfil) debe ser introducido. Dicho punto se encuentra aproximadamente localizado a un 40% de la profundidad de capa carburizada a partir de la superficie y con un contenido de carbono igual al contenido de carbono superficial menos 0.1% en peso.

En algunos casos, particularmente en partes de formas complejas y espesores variados, las transformaciones durante el temple pueden no seguir la secuencia deseada y, como evaluación final, las características de las partes a ser tratadas térmicamente deberán ser analizadas para asegurar que las propiedades buscadas se obtengan.

CAPITULO 4

FUNDAMENTACION MATEMATICA

4.1. INTRODUCCION.

La práctica de carburización gaseosa en dos etapas (enriquecimiento y difusión), es ampliamente aplicada con el fin de obtener el perfil de carbono deseado, para así asegurar las propiedades requeridas cuando la pieza es sometida al enfriamiento en el medio de temple. Dichas propiedades dependen de las condiciones de transporte de materia, así como también de las características de transferencia de calor al medio de enfriamiento al que las piezas de acero son sometidas.

4.2 FENOMENO DE TRANSPORTE DE MASA.

4.2.1 LEYES DE FICK.

El efecto combinado de tiempo, temperatura y concentración de carbono en la difusión de carbono en austenita, puede ser expresado por las leyes de Fick de difusión [20-22]. La primera ley establece que el flujo de materia migrando perpendicularmente a un plano de área de sección transversal unitaria, es proporcional al gradiente de concentración perpendicular al plano y se encuentra expresado por:

$$J = -D \left[\frac{\partial c}{\partial x} \right] \quad (4.1)$$

donde J es el flujo de materia ($\text{gr}/\text{cm}^2 \text{ seg}$) en la dirección x , la constante de proporcionalidad es el coeficiente de difusión D (cm^2/seg).

La segunda ley de Fick describe un balance de materia dentro de un volumen elemental del sistema, y establece que el flujo de carbono que entra al volumen elemental de una sección de hierro (para el caso del acero), menos el flujo de carbono que sale del volumen elemental, es igual a la cantidad acumulada de carbono en el interior del volumen. La segunda ley de Fick está expresada por:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \nabla^2 c \quad (4.2)$$

donde el cambio de concentración con respecto al tiempo ($\partial c / \partial t$) puede ser obtenido. $\nabla^2 c$ es llamado el Laplaciano de la concentración, y puede ser representado en diferentes sistemas coordenados. Para el caso de coordenadas cilíndricas se tiene:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial (Dc)}{\partial r} \right) + \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2 (Dc)}{\partial \theta^2} + \frac{\partial^2 (Dc)}{\partial z^2} \quad (4.3)$$

que, cuando se considera solamente la dirección radial, se reduce a:

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial (Dc)}{\partial r} \right) \quad (4.4)$$

Estas ecuaciones diferenciales describen el proceso de difusión, por lo que es posible calcular el gradiente de carbono, y la profundidad de penetración que se presenten para cualquier combinación de tiempo, temperatura y concentración superficial de carbono.

A su vez, el coeficiente de difusión D para el carbono en la austenita, como función de la concentración y la temperatura, puede ser obtenido con la expresión propuesta por Tibbetts en 1980 [23]:

$$D = 0.47 \exp [-1.6C - (37000 - 6600C)/RT] \quad (4.5)$$

donde D se encuentra en cm^2/s , C es el porcentaje en peso de carbono, T es la temperatura absoluta y R es la constante de los gases ($1.987 \text{ cal}/(\text{g}\cdot\text{mol}\cdot\text{K})$).

4.3. TRANSFERENCIA DE CALOR DURANTE EL ENFRIAMIENTO.

Durante el enfriamiento de las piezas que son tratadas térmicamente, la transferencia de calor se lleva a cabo a través de los mecanismos de extracción de calor, citados en el punto 2.3. Las propiedades físicas del acero, como lo son la conductividad térmica, la densidad y la capacidad calorífica (que en su conjunto forman lo que es la difusividad térmica del material), juegan un papel importante durante el enfriamiento, ya que éstas indican la rapidez de conducción de calor a través de la pieza templada. En la Tabla 4.1 se presentan relaciones para la obtención de las propiedades térmicas para aceros al carbono e inoxidables en función de la temperatura [24].

4.3.1. TRANSFERENCIA DE CALOR POR CONDUCCIÓN.

Cuando existe un gradiente de temperatura dentro de un cuerpo, hay una transferencia de energía de la región de alta temperatura a la de baja. Durante el temple de las piezas de acero, se encuentra presente este gradiente y la transferencia de energía se lleva a cabo del centro al exterior de la pieza. La conducción de calor en el interior de ésta depende de la distribución inicial de temperatura y de las propiedades térmicas del acero [24]. La expresión cuantitativa que relaciona el gradiente de temperatura con las propiedades térmicas del material y la cantidad de transferencia de calor, es la ecuación de Fourier para la conducción de calor [25-27]. La expresión matemática para el caso general de tres dimensiones es:

$$\frac{q}{A} = -k\nabla T \quad (4.6)$$

donde \mathbf{q} es el vector de flujo de calor en Watts, A es el área normal a la dirección del flujo de calor en m^2 , κ es la conductividad térmica del material en $W/m \text{ } ^\circ C$ y ∇T es el gradiente de temperatura en forma vectorial.

Para el caso de conducción transitoria en que los gradientes de temperatura dentro de la pieza son una función del tiempo, la ecuación dominante que determina el perfil térmico dentro de la pieza es la segunda ley de Fourier, cuya expresión es:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \nabla^2 T \quad (4.7)$$

donde T es la temperatura en $^\circ C$, t es el tiempo en segundos y α es la difusividad térmica en m^2/seg que es definida como:

$$\alpha = \frac{k}{\rho c} \quad (4.8)$$

donde ρ es la densidad en Kg/m^3 y c es el calor específico en $J/Kg \text{ } ^\circ C$. Las propiedades físicas, a su vez, son evaluadas en función de la temperatura por medio de las expresiones mostradas en la Tabla 4.1 [20].

El Laplaciano de transferencia de calor (ec. 4.7), al igual que aquel que describe la difusión de acuerdo con la segunda ley de Fick (ec. 4.2), puede ser expresado en diferentes sistemas coordenados y, para el caso de coordenadas cilíndricas, éste toma la forma que se ilustra a continuación:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial(\alpha T)}{\partial r} \right) + \frac{1}{r^2} \frac{\partial^2(\alpha T)}{\partial \theta^2} + \frac{\partial^2(\alpha T)}{\partial z^2} \quad (4.9)$$

tal que la temperatura se encuentra en función de las coordenadas radial, axial y acimutal. Para el caso de flujo de calor unidimensional en la dirección radial, la ecuación 4.9 toma la forma:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \frac{\partial(\alpha T)}{\partial r} \right) \quad (4.10)$$

La solución a las ecuaciones 4.4 y 4.10 pueden ser llevadas a cabo por métodos numéricos, con lo que la simulación de tratamientos combinados de carburización y temple (descritos anteriormente), puede realizarse con el uso de técnicas de diferencias finitas que serán tratadas posteriormente.

4.3.2 TRANSFERENCIA DE CALOR POR CONVECCION.

Cuando una pieza es sometida a un medio de temple determinado, el enfriamiento de la misma estará controlado por la transferencia de calor por convección, lo cual involucra el intercambio de energía entre el medio de enfriamiento y la superficie de la pieza sujeta a dicho tratamiento [25-27]. La expresión que describe la transferencia de calor por convección, es conocida como la ecuación de la razón o ley de enfriamiento de Newton [25-27]:

$$q = hA(T_{\text{superficie}} - T_{\text{fluido}}) \quad (4.11)$$

donde la rapidez de transferencia de calor por convección q (Watts) está relacionada con la diferencia de temperatura total entre la superficie de la pieza $T_{\text{superficie}}$ ($^{\circ}\text{C}$) y la del fluido T_{fluido} ($^{\circ}\text{C}$) y el área de la superficie A (m^2), al termino h se le llama coeficiente de transferencia de calor por convección ($\text{Watts}/\text{m}^2 \text{ } ^{\circ}\text{C}$).

4.3.3 TRANSFERENCIA DE CALOR POR EBULLICION.

Cuando se expone una superficie a un líquido y se mantiene a una temperatura superior a la de su saturación, puede ocurrir ebullición y el flujo de calor dependerá de la diferencia de temperatura entre la de superficie y de saturación. El fenómeno de ebullición, agregar energía térmica a un líquido saturado, lleva consigo el cambio de la fase líquida a la de vapor a la misma temperatura. Se pueden transferir cantidades relativamente grandes cuando ocurre la ebullición; en consecuencia, en determinados casos, éste puede ser el mecanismo de mayor importancia en la transferencia de calor, como tal es el caso

de la etapa B de enfriamiento, que toma lugar durante el temple de las piezas que son tratadas térmicamente, como se describió en la sección 2.3. En otros casos puede ser que el resultado de un proceso de intercambio de calor sea la formación de vapor de un líquido [26], como el observado en la primera etapa de enfriamiento durante el temple (etapa A).

Los diferentes regímenes de ebullición se indican en la figura 4.1, donde se trazan esquemáticamente datos de flujo de calor de una pieza a alta temperatura sumergida en agua a su temperatura de saturación y a presión atmosférica [25-27]. En esta figura h representa el flujo de calor y ΔT_x representa la diferencia entre la temperatura de la superficie (T_w) y la temperatura de saturación del agua (T_{sat}). Como puede observarse, la gráfica ha sido dividida en seis partes que corresponden a cada uno de los regímenes que se presentan durante el enfriamiento. Es importante mencionar que los valores exactos de temperatura a los cuales toman lugar los diferentes eventos dependen del medio de temple, reflejándose estos fenómenos en las velocidades de enfriamiento y coeficientes de transferencia de calor presentes durante las etapas de enfriamiento (A, B y C) mencionadas en el punto 2.3 [1,2].

CAPITULO 5

MODELACION DE LA CARBURIZACION Y TEMPLE

5.1 INTRODUCCION.

Una gran cantidad de piezas que forman parte de los componentes y equipos, son fabricados de tal forma que sus propiedades mecánicas sean uniformes en toda la masa. Sin embargo, en ciertos mecanismos, es necesario que algunas piezas presenten características particulares, como una superficie dura y resistente al desgaste a la vez que el núcleo permanece dúctil, lo que incrementa la tenacidad de las mismas. Este objetivo es alcanzado cuando piezas de acero de bajo contenido de carbono, son sometidas a un proceso combinado de carburización y temple [1,2,11,12]. Tales procesos pueden ser evaluados en base a modelos matemáticos que permitan tanto el cálculo de los gradientes de concentración obtenidos para un proceso de carburización particular, así como también el efecto que ejercen los diferentes mecanismos de enfriamiento durante el temple.

5.2 METODO NUMERICO.

Las propiedades físicas del material (densidad, calor específico y conductividad térmica) y, el coeficiente de difusión, se evalúan en función de la temperatura durante los procesos de temple y carburización respectivamente, por

lo que es necesario utilizar un método numérico para obtener la solución de las ecuaciones de transferencia de calor y de transporte de materia. Entonces, la modelación de los procesos de carburización y temple de piezas cilíndricas, es desarrollada en base a una formulación explícita de la técnica de diferencias finitas. En ambos modelos se considera que la relación entre la longitud y el diámetro de la pieza es grande, de tal forma que los transportes de materia y de calor (según sea el caso), se llevan a cabo en la dirección radial. Esta suposición requiere que la sección transversal de la pieza sea dividida en un número determinado de elementos anulares de áreas iguales, con lo que el incremento del radio δr disminuye al aproximarse a la superficie (se ilustra en la Fig. 5.1). El desarrollo de ambos modelos matemáticos se presenta en los Apéndices I y II.

5.3 MODELACION DEL TEMPLE.

La modelación del enfriamiento durante el temple considera que las piezas cilíndricas son inmersas completamente en medios tales como agua y aceite, y que, durante el proceso de remoción de calor, la temperatura del medio permanece constante.

5.3.1 CALCULO DE LOS GRADIENTES DE TEMPERATURA.

El cálculo de la distribución radial de temperaturas durante el enfriamiento, esta basado en trabajos previamente publicados en 1981 por Sellars y Whiteman [24] para el cálculo de flujo de calor radial durante la extrusión en caliente de piezas cilíndricas de acero.

En el presente trabajo, los gradientes de temperatura en el interior de la pieza, son determinados mediante la solución de las ecuaciones que se presentan en el Apéndice I. En éste, se ilustra como la temperatura en cualquier elemento anular puede ser calculada al final de un pequeño incremento de tiempo δt a partir del conocimiento de las temperaturas de los elementos adyacentes al comienzo del

intervalo y de las propiedades térmicas de la pieza. Estas últimas son calculadas en función de la temperatura promedio de la pieza al comienzo de cada intervalo de tiempo, con el fin de disminuir tiempos de cómputo. Se considera también que durante el enfriamiento, la pieza se encuentra en fase austenítica y, tales propiedades son calculadas utilizando las correspondientes a un acero inoxidable austenítico [24] como se ilustra en la Tabla 4.1 descrita en el capítulo anterior. Por otro lado, se considera que la razón promedio de transferencia de calor por unidad de área para el elemento que colinda con la superficie al final del intervalo determina el gradiente local de temperatura.

5.3.2 COEFICIENTE DE TRANSFERENCIA DE CALOR POR CONVECCION.

Debido a que la temperatura superficial desempeña un papel determinante en la disipación de calor durante el enfriamiento (ya que la diferencia que existe entre ésta y la del medio representa la fuerza motriz para que la transferencia de calor se lleve a cabo), es importante determinar el valor del coeficiente para el cálculo del flujo de calor en la superficie al inicio de cada intervalo de tiempo. El valor del coeficiente durante las tres etapas de enfriamiento se obtiene mediante una variación sistemática del mismo establecida según las condiciones determinadas para cada tipo de medio, tal que, posteriormente son utilizadas técnicas estadísticas de regresión por el método de mínimos cuadrados [28,29], para obtener una función que permita conocer el valor del mismo durante el enfriamiento.

5.3.3 VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO.

La velocidad de enfriamiento en la superficie y en el centro de la pieza, son calculadas como la diferencia de temperaturas (en la superficie o al centro según sea el caso), entre iteraciones dividida entre el incremento de tiempo al final del

intervalo y son graficadas en función de la temperatura durante el proceso de temple.

5.3.4 CRITERIO DE ESTABILIDAD PARA EL ENFRIAMIENTO.

El calculo de los gradientes de temperatura requiere de un incremento de tiempo entre iteraciones δt , el cual no debe ser excedido para que exista una convergencia en la solución de las ecuaciones empleadas por el modelo. La ecuación que describe el criterio para la estabilidad es aquella utilizada por Sellars y Whiteman [24] y que se ilustra a continuación:

$$\delta t \leq \frac{r^2 cp \rho}{8kN^2} \quad (5.1)$$

donde r es el radio de la pieza, cp es el calor específico, ρ es la densidad, k es la conductividad térmica y N es el número de elementos en que se dividió la pieza.

5.4 MODELACION DE LA CARBURIZACION.

El modelo contempla un proceso de carburización que se lleva a cabo tanto en un solo ciclo, como en dos etapas. Para el último caso, durante la primer etapa, enriquecimiento, la pieza es sometida a una atmósfera con alto potencial de carbono a alta temperatura y durante un período de tiempo determinado, con el fin de obtener una capa superficial rica en este elemento. Posteriormente, en la segunda etapa (difusión), el potencial de carbono de la atmósfera es reducido y la pieza es mantenida durante un tiempo tal que el carbono penetre al interior de la pieza [14,20-23]. Los perfiles de concentración obtenidos, dependerán de la

composición química de la pieza, los potenciales de carbono empleados y los tiempos y temperaturas utilizadas durante el proceso [14-16].

5.4.1 CALCULO DE LOS GRADIENTES DE CONCENTRACION.

Los perfiles de concentración durante el proceso, son calculados a partir de la solución de las ecuaciones 4.1 y 4.4 descritas en el capítulo anterior. El flujo de carbono en la superficie J es calculado a partir de la siguiente expresión [11,30,31]:

$$J = \beta (C_p - C_o) \quad (5.2)$$

donde β es el coeficiente de transferencia de carbono, C_p es el potencial de carbono de la atmósfera y C_o es el contenido superficial de este elemento en la pieza. La solución de las ecuaciones 4.1 y 4.4 en combinación con la ecuación 5.2, se ilustra en el Apéndice II.

En el modelo, la concentración de cada elemento es calculada al final de un pequeño incremento de tiempo δt a partir del valor de las concentraciones de los elementos adyacentes al comienzo del intervalo y del coeficiente de difusión D . A su vez, para el elemento superficial, la razón promedio de transferencia de materia por unidad de área al final del intervalo, es la que determina el gradiente local de concentración.

El cálculo de los perfiles de concentración en la etapa de enriquecimiento inicia a partir de la concentración inicial de la pieza. Los gradientes en la etapa de difusión, son calculados a partir de los resultados obtenidos al final de la primer etapa.

5.4.2 COEFICIENTE DE DIFUSION.

El coeficiente de difusión es calculado al inicio de cada iteración en función de la temperatura y el valor promedio de las concentraciones de elementos colindantes por medio de la ecuación 4.4 propuesta por Tibbetts [23] y descrita en el capítulo anterior.

5.4.3 COEFICIENTE DE TRANSFERENCIA DE CARBONO.

El coeficiente de transferencia de carbono β , puede ser definido como la mayor o menor facilidad de la atmósfera carburizante de suministrar este elemento a la superficie de la parte tratada [31-33]. El valor del mismo depende de la composición química de los gases contenidos en el horno, teniendo valores altos para atmósferas menos densas como por ejemplo, aquellas con altos contenidos de hidrógeno. El coeficiente varía desde 1.15×10^{-5} cm /s para atmósferas compuestas de gases endotérmicos hasta 2.85×10^{-5} cm/s para atmósferas con metanol [32,33]. En la Tabla 5.1, se muestran algunos valores del coeficiente de transferencia de carbono β para diferentes tipos de atmósferas. Por otro lado, un aumento en el valor de β proporciona un incremento en el contenido superficial de carbono y en la profundidad de capa carburizada de las piezas tratadas [33]. Esto es ilustrado en la figura 5.2, la cual presenta los resultados obtenidos de la simulación de un ciclo de carburización de 4 horas a 950 °C y con un potencial de la atmósfera de 1.15%C para dos aceros con diferentes contenidos de carbono (0.18% y 0.21%). Sin embargo, resultados experimentales obtenidos con cargas industriales [33], sometidas a las mismas condiciones de tiempo, temperatura y potencial de la atmósfera empleadas en la simulación, no muestran un total acuerdo con aquellos resultados obtenidos teóricamente, tal como se ilustra en la figura 5.3. Resulta obvio que las variaciones que se tienen en un horno industrial, lo cual es normal en este tipo de ambientes, disminuye el efecto producido por la variación del coeficiente. A su vez, la figura 5.2, sugiere que, con el fin de incrementar la profundidad de la capa carburizada o disminuir los tiempos de

carburización, un ligero incremento en el contenido de carbono en la pieza, tiene un efecto más pronunciado que el incrementar el valor de β .

5.4.4 INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ALEACION.

La presencia de elementos de aleación en el acero, modifica el diagrama Fe-C, incrementando o disminuyendo el campo austenítico [11,32]. Entonces, la cantidad de carbono que pueda disolverse en la austenita a una temperatura de carburización específica, variará acorde a la composición química del acero [11,32]. Una disminución en el campo de γ , significa por tanto que menores contenidos de carbono son suficientes para saturar la austenita y que cualquier exceso conducirá a la formación de carburos a la temperatura de tratamiento [11,32]. La influencia de los elementos de aleación puede ser definida por la siguiente ecuación [32]:

$$\log \frac{C_s}{C} = 0.013 [4Si + 16N + Ni - (3Cr + 4V + Mn + Mo + Al)] \quad (5.3)$$

donde C_s es el contenido de carbono en el sistema binario Fe-C y C es el contenido de carbono en el sistema Fe-C-Mn-Si, etc.

Cuando la razón C_s/C es menor a uno, puede decirse que el acero puede ser fácilmente carburizado, esto es, pequeñas cantidades de carbono serán necesarias para llenar el campo de la austenita. En la Tabla 5.2 se muestran valores para la razón entre ambos contenidos de carbono para algunos accros.

5.4.5 CRITERIO DE ESTABILIDAD PARA LA CARBURIZACION.

Al igual que el modelo de temple, el cálculo de los perfiles de concentración, requiere de un criterio de estabilidad para obtener la convergencia en la solución de las ecuaciones. El incremento de tiempo debe de ser tal, que los

gradientes de concentración no penetren más allá de un solo elemento por iteración. El criterio de estabilidad utilizado en este modelo, es similar a aquel propuesto por Harding [34] en 1976 y que se describe a continuación:

$$\delta t \leq \frac{r^2}{8D_s N^2} \quad (5.4)$$

donde r es el radio de la pieza, D_s es el coeficiente de difusión en función de la temperatura y el contenido superficial de carbono y N el número de elementos anulares.

CAPITULO 6

RESULTADOS Y DISCUSION

6.1 CONSIDERACIONES DEL MODELO DE TEMPLE.

La modelación del temple de piezas cilíndricas requiere de ciertas consideraciones a tomar en cuenta y las cuales se mencionan a continuación:

- 1.- La relación entre la longitud y el diámetro de la pieza es grande, por lo que solamente se analiza el flujo de calor a través del radio.
- 2.- La pieza está inmersa completamente en el medio de enfriamiento.
- 3.- A partir de los puntos anteriores y dadas las altas velocidades de mojado presentes durante el enfriamiento de piezas sometidas a medios de temple tales como el agua y aceite, se considera que los flujos de calor axial son mínimos [9,10].
- 4.- La temperatura del medio de temple permanece constante durante el enfriamiento.
- 5.- En la superficie de la pieza se presentan los diferentes mecanismos de enfriamiento durante el temple
- 6.- Se supone que la parte se encuentra en fase austenítica durante su enfriamiento. Las propiedades físicas tales como densidad ρ , calor específico c_p y conductividad térmica k , se evalúan en función de la temperatura de la pieza y al inicio de cada intervalo, acorde a las relaciones mostradas en la Tabla 4.1 [24] que corresponden a las de un acero inoxidable austenítico.
- 7.- Debido a la dependencia de las propiedades térmicas con la temperatura, como se indica en el punto anterior, se utiliza un método numérico para la obtención de

los gradientes de temperatura (como se describe en el capítulo anterior y en el Apéndice D).

8.- El coeficiente convectivo es evaluado en función de la temperatura superficial, la velocidad de enfriamiento tanto en la superficie como en el centro, se evalúan en función del cambio en la temperatura al centro o superficie de la pieza (según sea el caso), entre el incremento de tiempo.

9.- La sección transversal de las piezas a analizar, es dividida en un número N de elementos anulares, tal que, el incremento del radio δr para el elemento exterior, es igual para cada una de éstas.

10.- El flujo de calor en la superficie se calcula como la diferencia de temperaturas entre la superficie y la del medio de enfriamiento multiplicados por el coeficiente convectivo al inicio del intervalo de tiempo.

6.2 SIMULACION DEL TEMPLE EN AGUA Y ACEITE.

La modelación del temple requirió de la obtención de curvas de enfriamiento experimentales adecuadas, las cuales fueron obtenidas en la literatura [35,36]. Estas pertenecen a las de un acero inoxidable austenítico tipo AISI 304. En ellas se indica el tipo de medio de temple, la temperatura a partir de la cual las piezas fueron templadas, el tiempo de enfriamiento, el diámetro de las piezas y la temperatura del medio. Los datos experimentales extraídos de dichas curvas están indicados mediante un símbolo (\blacklozenge) en cada una de las curvas obtenidas de la simulación y se considera que representan a las temperaturas en el centro geométrico de la pieza durante su enfriamiento.

Los resultados de la simulación del temple de piezas de 10 y 20 mm. de diámetro son ilustrados en las figuras 6.1 y 6.2 respectivamente y los correspondientes para el temple en aceite de piezas de 10, 20 y 40 mm. de diámetro se muestran en las figuras 6.3 a 6.5. En estas figuras se representa al centro de la pieza a una profundidad de cero. Los datos correspondientes al temple de cada una de las piezas se muestran en la Tabla 6.1. El tiempo de

enfriamiento corresponde a aquel al que la temperatura en el centro de la pieza alcanza los 100 °C, observándose como dicho tiempo se incrementa al aumentar el diámetro de la pieza.

6.3 COEFICIENTES DE TRANSFERENCIA DE CALOR.

Como se mencionó en el capítulo anterior, es importante determinar el valor del coeficiente convectivo para poder determinar los gradientes de temperatura al interior de la pieza durante el enfriamiento. Dicho coeficiente es evaluado en función de la temperatura superficial al inicio del intervalo de tiempo, de tal forma, que se establece una variación sistemática de los valores apropiados de dicho coeficiente hasta obtener una correlación aceptable entre los datos de temperatura experimentales y los obtenidos por el modelo. La variación del coeficiente convectivo en función de la temperatura superficial para cada proceso de enfriamiento, se ilustra en las Figuras 6.6 a la 6.10, en las que se observa cómo el coeficiente presenta un valor mínimo al inicio del enfriamiento y se incrementa hasta un máximo, para posteriormente, disminuir conforme se incrementa el tiempo de enfriamiento. El cambio en el coeficiente, refleja la secuencia en que se presentan los diferentes mecanismos de extracción de calor durante el temple [1,2,6,37-39] (descritos en el Capítulo 2). En la primera etapa de enfriamiento, se forma una capa de vapor que reduce la transferencia de calor entre el metal y el medio, y que afecta el valor del coeficiente. En la segunda etapa, la capa de vapor se torna inestable, dando lugar a una agitación violenta del líquido conforme se forman burbujas de vapor en la superficie del metal y se separan de ésta. Esto produce una circulación del líquido junto a la superficie caliente, parte de la cual deja de estar cubierta de vapor y es la responsable de los altos valores del coeficiente y por lo tanto la razón de transferencia de calor. Posteriormente, en la tercer etapa de enfriamiento, la formación de burbujas cesa, y la disipación de calor se lleva a cabo por convección al medio de enfriamiento, disminuyendo entonces el valor del coeficiente convectivo.

El cálculo del coeficiente, involucró el uso de técnicas estadísticas de regresión por el método de mínimos cuadrados [28,29] empleados en el proceso descrito anteriormente. El comportamiento de dicho coeficiente se describe por medio de la siguiente ecuación:

$$h = a + bT + cT^2 \quad (6.1)$$

donde h representa el coeficiente convectivo en $W/m^2 \text{ } ^\circ C$, T es la temperatura superficial al inicio del incremento de tiempo en $^\circ C$ y a , b y c son los parámetros obtenidos de la regresión. Esta ecuación fue utilizada en la simulación del temple de cada pieza, tomando en cuenta los diferentes mecanismos de enfriamiento, por lo que a , b y c , toman un valor dependiendo de la etapa de enfriamiento que en ese momento está siendo evaluada. Los valores de tales parámetros son mostrados en la Tabla 6.2.

De las gráficas que describen el comportamiento del coeficiente durante el enfriamiento (Figs. 6.6 a 6.10), puede observarse como un incremento en el diámetro de la pieza, conlleva un aumento en el valor máximo del coeficiente. Este comportamiento puede ser ilustrado desarrollando las siguientes ecuaciones [1,40]:

$$q = mcp \frac{dT_p}{dt} \quad (6.2)$$

donde q es la cantidad de calor disipada por la pieza en el enfriamiento, m es la masa de la pieza, cp el calor específico y dT_p/dt es el cambio en la temperatura de la pieza. Sustituyendo el valor de la masa de la ecuación 6.2 se tiene:

$$q = V\rho cp \frac{dT_p}{dt} \quad (6.3)$$

donde V es el volumen de la parte y ρ es la densidad de la misma; sustituyendo para piezas cilíndricas se tiene:

$$q = \pi R^2 L \rho c_p \frac{dT_p}{dt} \quad (6.4)$$

donde R es el radio de la pieza y L la longitud.

En la superficie, el flujo de calor q está dado por:

$$q = h (T_p - T_m) A \quad (6.5)$$

donde h es el coeficiente, T_m es la temperatura del medio y A el área superficial de la pieza. Sustituyendo para una pieza cilíndrica de la ecuación 6.5 se tiene:

$$q = 2 \pi R L h (T_p - T_m) \quad (6.6)$$

Resolviendo simultáneamente para h las ecuaciones 6.4 y 6.6 se tiene:

$$h = \frac{R \rho c_p}{2(T_p - T_m)} \frac{dT_p}{dt} \quad (6.7)$$

Como se puede apreciar, en la ecuación 6.7 [1,40], un aumento en el diámetro de la pieza ocasiona un incremento en el valor del coeficiente convectivo.

El tipo de medio de enfriamiento también afecta el valor del coeficiente convectivo. Este disminuye al incrementar la viscosidad del medio [1,3,38,39,41], lo que puede observarse al comparar de las Figuras 6.6 a la 6.10 el valor de dicho coeficiente en ambos medios de enfriamiento para piezas de iguales dimensiones. También, debido a que el punto de ebullición del aceite es mayor al del agua, el

valor máximo del coeficiente se presenta a temperaturas superiores cuando el primero es utilizado como medio de enfriamiento [1,3,39,41], con lo que la curva coeficiente Vs. temperatura aparece ligeramente desplazada hacia temperaturas superiores en comparación de medios menos viscosos tales como el agua (Figs. 6.6 a 6.10).

6.4 VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO DURANTE EL TEMPLE.

Las curvas de enfriamiento proporcionan como información adicional la velocidad de enfriamiento presente durante el ciclo de temple, calculada como la primera derivada de la temperatura con respecto al tiempo [1,2,6,42]. La magnitud de la velocidad dependerá de la etapa de enfriamiento en la cual esta es evaluada, presentando los más altos valores durante la segunda etapa de enfriamiento, tal y como se muestra en las Figuras 6.11a a 6.15a y 6.11b a 6.15b. La velocidad se incrementa al pasar de la primera a la segunda etapa de enfriamiento, para disminuir posteriormente en la tercera etapa. Las velocidades de enfriamiento y los intervalos de temperatura asociados con las tres etapas, varían con respecto al tipo de medio de temple y la masa y superficie de la parte que es templada [1,2]. Así, la velocidad de enfriamiento se incrementa al disminuir la viscosidad del medio [1,2], tal y como es ilustrado en las Figuras 6.11a a 6.15a y 6.11b a 6.15b al comparar las diferentes velocidades para ambos medios. Por otro lado, la velocidad de enfriamiento al centro de la pieza, disminuye al incrementar el diámetro de la parte, dado que para secciones más gruesas dicha velocidad está limitada por la cantidad de calor conducido del interior a la superficie de la pieza durante el enfriamiento [1,2,42], por lo que el efecto del diámetro debe de ser tomado en cuenta. A su vez, dados los altos flujos de calor presentes en la superficie durante el enfriamiento, el cambio en la temperatura superficial con respecto al tiempo, es mayor en esta parte al obtenido al centro de la pieza, tal y como se aprecia en las Figuras 6.11b a 6.15b para la velocidad de enfriamiento superficial.

6.5 CONSIDERACIONES EN EL MODELO DE CARBURIZACION.

El cálculo de los gradientes de concentración requiere de ciertas consideraciones a tomar en cuenta para poder llevar a cabo la simulación de un ciclo de carburización determinado, mismas que se ilustran a continuación:

- 1.- En la pieza, la razón longitud : diámetro, es suficientemente grande para permitir considerar, desde el punto de vista matemático, la solución de las ecuaciones de transferencia de materia como un problema en una sola dimensión en la cual la única variable espacial es el radio.
- 2.- El coeficiente de difusión se encuentra en función de los gradientes de concentración, por lo que un método numérico es utilizado para la solución de las ecuaciones de transferencia de materia.
- 3.- El coeficiente de difusión, durante la simulación, se evalúa acorde a la expresión propuesta por Tibbetts [23] en función de la temperatura y el valor promedio de las concentraciones para elementos adyacentes.
- 4.- Los potenciales de carbono de la atmósfera como la temperatura permanecen constantes durante el ciclo de carburización.
- 5.- El coeficiente de transferencia de carbono permanece constante durante la carburización.
- 6.- La actividad de carbono en la austenita se mantiene constante durante todo el proceso.
- 7.- El flujo de carbono en la superficie se calcula en función de la diferencia entre el potencial de carbono de la atmósfera y la concentración superficial, tomando el valor de este último al correspondiente al inicio del incremento de tiempo.
- 8.- El calculo de los gradientes de concentración, implica el efecto de los elementos de aleación, cuya influencia es evaluada acorde a la expresión propuesta por Hirschheimer [32].

6.6 SIMULACION DE LA CARBURIZACION.

Al igual que en el caso del temple, la simulación de la carburización requirió de curvas experimentales que fueron obtenidas en la literatura [14,15,35]. Los datos experimentales pertenecientes a cada curva, son indicados por un símbolo (\blacklozenge) en las gráficas obtenidas de la simulación para cada ciclo de carburización determinado. Los aceros empleados pertenecen a aquellos del tipo AISI 8620, 4620 y 1020 cuya composición química [43] se muestra en la Tabla 6.3. Los resultados de la simulación de estos aceros se ilustran en las Figuras 6.16 a 6.18. En cada gráfica, se puede observar como los gradientes de concentración de carbono cambian conforme se desarrolla el tiempo del ciclo. Las características de cada proceso, tales como temperatura, tiempo, tipo y potencial de la atmósfera y coeficiente de transferencia de carbono, se muestran en la Tabla 6.4.

Como se mencionó en el capítulo anterior, la presencia de elementos de aleación modifica el diagrama Fe - C, por lo que la cantidad de carbono que es disuelta en la austenita a una temperatura determinada variará acorde a la composición química del acero [11,32]. A su vez, el principal efecto de los elementos de aleación en la carburización, es debido a su efecto en la fuerza motriz para la reacción en la superficie [11]. Esto puede observarse al analizar la ecuación 5.2 del capítulo anterior, donde la diferencia que existe entre el potencial de carbono de la atmósfera y el contenido de este elemento en la superficie representan la fuerza motriz para que la carburización se lleve a cabo. Cabe mencionar que, el coeficiente de difusión es evaluado en función de los gradientes de concentración durante la carburización [23]. Entonces, durante el ciclo de carburización, es necesario que el contenido de carbono de la aleación sea convertido a un contenido equivalente, tomando en cuenta el efecto de dichos elementos [11,32,44]. La razón entre el contenido de carbono en el sistema Fe - C y el obtenido con los elementos aleantes, es evaluada acorde a la ecuación 5.3

[32], cuyos valores, para cada uno de los tres tipos de aceros empleados en la simulación son presentados en la Tabla 6.3.

En la Figura 6.19 se muestra una comparación entre los perfiles de concentración obtenidos de la simulación de la carburización para cada acero y los datos experimentales. Puede observarse la diferencia que existe entre los gradientes de concentración de los aceros tipo AISI 8620 y 1020, los cuales fueron expuestos a una atmósfera con un potencial de carbono similar. De la Tabla 6.3, el valor de la razón C_e/C , es ligeramente menor para el acero 8620, lo que supone, partiendo del razonamiento del párrafo anterior, que la fuerza motriz para la difusión en este acero será mayor que la obtenida en el acero de baja aleación (AISI 1020), lo cual se refleja en el perfil obtenido al término del ciclo. Por su parte, el acero 4620, presenta un valor mayor en la razón C_e/C , sin embargo, para este caso, el potencial de la atmósfera empleada, es menor que el utilizado en los dos casos anteriores, por lo que los gradientes de concentración obtenidos, son afectados por ambos, el potencial de la atmósfera y los elementos aleantes [11,32,35,44].

6.7 TRANSFORMACION MARTENSITICA.

Una gran cantidad de elementos de aleación al estar en solución sólida en la austenita, disminuyen la temperatura de inicio de transformación martensítica M_s , con excepción del cobalto y el aluminio [45]. Como se mencionó en el Capítulo 5 y en el punto precedente, los elementos de aleación pueden expandir el campo austenítico, estabilizando la fase γ o de lo contrario, disminuir dicho campo facilitando la formación de la fase α [32,45]. De los elementos que favorecen la formación de la austenita, entre otros, el níquel, manganeso y el carbono, disminuyen la temperatura de inicio de transformación martensítica; de forma contraria, el cromo incrementa dicha temperatura [45]. De los elementos estabilizadores de la austenita anteriormente mencionados, el carbono, es el que mayor influencia ejerce en el valor del M_s [1,2,45-48]. Sin embargo, un efecto

similar al que se obtiene al aumentar el contenido de carbono, puede ser obtenido al incrementar el contenido de los elementos de aleación presentes en el acero [48]; pero, dicho incremento, será proporcionalmente mayor en comparación con el del carbono para obtener los mismos resultados [48].

La temperatura de inicio de transformación, se evaluó en función de los gradientes de concentración obtenidos al término del ciclo de carburización y el contenido de los elementos de aleación presentes en cada uno de los aceros (obtenidos de la Tabla 6.3 [43]), utilizando la ecuación propuesta por Andrews [5], señalada en el Capítulo 2. Los resultados de dichas temperaturas para cada acero son ilustradas en las Figuras 6.20 a 6.22, en donde la superficie de la pieza representa el cero en la gráfica. Estas muestran como la temperatura toma un valor mínimo en la superficie y se incrementa conforme se aproxima al centro de la pieza. Dicho aumento, es debido a la variación del gradiente de concentración en la pieza, el cual disminuye de la superficie al centro de la misma (como se ilustra en las Figuras 6.16 a 6.18.), lo que ocasiona el cambio en el valor del M_s .

Por otro lado, en la Fig. 6.23 se comparan las temperaturas de inicio de transformación entre los tres diferentes tipos de aceros. En esta misma figura, se grafican así mismo los valores del M_s calculados a partir de los datos experimentales (representados mediante símbolos, dependiendo del tipo de acero en cuestión). Obsérvese como el perfil de temperaturas obtenido para el acero 4620, presenta valores menores al mostrado por el 1020, aún y cuando los gradientes de concentración de carbono, son menores para el primero que para este último, tal y como quedo ilustrado en la Fig. 6.19. Este comportamiento sugiere, que debido a la mayor cantidad de elementos estabilizadores de la austenita (tales como el níquel), presentes en el acero 4620, ejercen un mayor influencia en el valor de la temperatura M_s [45,48], que el observado para el acero 1020.

Algo semejante se presenta también al comparar los perfiles de temperatura M_s del acero 4620 con los del 8620. En este caso, debido a que el carbono es el

elemento que ejerce una mayor influencia en la disminución de la temperatura M_s [1,2,45-48], el valor de la misma es menor para el acero 8620 en, o cerca de la superficie en comparación al del acero 4620, tal y como puede ser apreciado, al comparar los perfiles de concentración para ambos aceros en la Fig. 6.19. Sin embargo, a una distancia de la superficie mayor de 1.7 mm., los gradientes de concentración de carbono para ambos aceros, son casi idénticos (Fig. 6.19), por lo que, como en el caso anterior, existe una mayor influencia de los elementos de aleación para el caso del acero 4620, lo que produce que la temperatura de inicio de transformación martensítica a esta profundidad, sea ligeramente menor en éste, que para el 8620.

6.8 EFECTO DEL TIEMPO EN LA CARBURIZACION.

En un proceso de carburización, donde la temperatura y el potencial de la atmósfera permanecen constantes, un aumento en el tiempo total del tratamiento, ocasiona un incremento en los perfiles de concentración obtenidos al final del ciclo [11,12,15,35]. El efecto del tiempo en la evolución de los gradientes de concentración, es ilustrado en las Figuras 6.24 a 6.26, las cuales pertenecen a la simulación de la carburización de un acero tipo AISI 1022 de 25.4 mm. de diámetro, sometido a tratamientos de 2, 4 y 8 horas respectivamente. La composición química de este acero se muestra en la Tabla 6.3 y las características del proceso en la Tabla 6.4. Los valores de concentración, tiempo y radio (profundidad), son graficados de la misma forma que en los casos anteriores.

En la Figura 6.27, se hace una comparación de los perfiles obtenidos de la simulación y los experimentales. Se puede apreciar como un aumento en el tiempo del ciclo conlleva un incremento en los gradientes de concentración. Es de esperar, que un período de tiempo más largo, permita difundir al carbono a mayores profundidades [11,12,15,35]. Esto se explica, al observar en la gráfica, que conforme el tiempo de carburización se incrementa el contenido de carbono en la superficie aumenta, lo cual ocasiona una mayor diferencia entre la

concentración de la superficie y el centro, proporcionando una mayor fuerza motriz para la difusión del carbono al interior de la pieza. A su vez, el cambio en los gradientes, produce un aumento en el coeficiente de difusión, ya que éste, se encuentra en función de los mismos [23], obteniéndose entonces mayores profundidades de capa carburizada para tiempos más largos de tratamiento. En la Tabla 6.5, se muestran las profundidades de capa carburizada obtenidas de la simulación de los tres tratamientos (se toma como profundidad de capa carburizada, la distancia de la superficie al interior de la pieza a la cual se tiene 0.35%C [11,48]).

Las Figuras 6.28 a 6.30 muestran las temperaturas de inicio de transformación martensítica para cada proceso. Como se mencionó en el punto anterior, la temperatura M_s disminuye al incrementar el contenido de carbono, por lo que, ésta presenta un valor más bajo, para el ciclo de tratamiento más largo. Una comparación entre las tres gráficas y las temperaturas M_s calculadas a partir de los datos experimentales se presenta en la Figura 6.31, donde puede apreciarse con más claridad el efecto del tiempo en los perfiles de concentración, lo cual se refleja en el valor de la temperatura M_s .

6.9 CARBURIZACION EN DOS ETAPAS.

Como se describió en el capítulo anterior para un ciclo de carburización en dos etapas, es posible calcular los gradientes de concentración para la etapa de difusión a partir de los resultados obtenidos al final de la primera. La Figura 6.32, muestra una comparación de los resultados obtenidos empleando el modelo del presente trabajo, con los obtenidos en investigaciones previamente publicadas por Reti, Reger y Gergely [14]. Los resultados, pertenecen al de una pieza de 10 mm. de diámetro, sometida a un proceso de carburización en dos etapas. La composición química del acero, se muestra en la Tabla 6.3 y, las características de cada ciclo, en la Tabla 6.6.

Como se aprecia en la figura, en la etapa de enriquecimiento, los gradientes de concentración en la superficie se incrementan debido al alto potencial de la atmósfera que es empleado y el tiempo prolongado de esta primer etapa, por lo que se produce una capa rica de carbono en la superficie. Posteriormente, en la segunda etapa, el contenido de carbono en la superficie disminuye debido a los cambios en la atmósfera y a la difusión de carbono al interior de la pieza. Esto último ocasiona que el carbono penetre a mayores profundidades, lo que ocasiona un aumento en la capa carburizada [11,16,48].

La temperatura de inicio de transformación martensítica, se evaluó a partir de los gradientes obtenidos al término de la segunda etapa, la cual se muestra en la Figura 6.33. En ella, se aprecia el mismo comportamiento al que se ha hecho referencia a lo largo de este capítulo, en cuanto a lo que concierne al efecto que el carbono produce en el valor de dicha temperatura.

6.10 TRANSFORMACION MARTENSÍTICA DURANTE EL ENFRIAMIENTO.

En general, durante el temple de piezas de acero, el medio de enfriamiento debe de ser elegido para que proporcione la velocidad de enfriamiento y transferencia de calor capaces de producir una microestructura aceptable en la sección de interés [2,19,35]. Sin embargo, en algunas ocasiones no es deseable utilizar medios con tasas de disipación de calor excesivamente altas, si lo que se desea evitar son la fractura y la distorsión, un coeficiente de transferencia de calor convectivo alto, resulta, en una rápida disipación de calor y altos gradientes de temperatura entre la superficie y el centro de la pieza [2], lo que incrementa los esfuerzos residuales, distorsión y propensión a la fractura [2,18].

Cuando se enfría una pieza de acero de tal manera que se forme martensita, ocurren dos cambios dimensionales básicos [2,35,45,49]. Primero, está la contracción térmica normal debida al enfriamiento, pero sobrepuesta a ella, está la expansión del metal según se transforma desde la austenita a la martensita. Estos

cambios volumétricos pueden producir esfuerzos residuales elevados [2,35,45,49]. Si estos esfuerzos son lo suficientemente grandes, pueden producir deformación plástica lo que tiende a reducir la severidad de los mismos, pero esto, depende de diferentes factores (como se menciona en el párrafo anterior) y, por lo tanto, es muy posible tener esfuerzos residuales lo suficientemente grandes para ocasionar una distorsión o en su caso, la fractura de la pieza.

Cuando se temple una pieza desde la temperatura austenítica, la superficie de la misma se enfría a una mayor velocidad que el centro. La contracción de la superficie, comparada con la que se presenta al centro de la pieza, produce una diferencia en el estado de esfuerzos entre ambas partes de la pieza, lo que ocasiona que la superficie se encuentre bajo esfuerzos de tensión, mientras que el centro está bajo esfuerzos de compresión en esta primera etapa del enfriamiento. Debido al bajo esfuerzo de cedencia que presenta el centro caliente de la pieza, los esfuerzos de compresión que actúan en el mismo, ocasionan que el centro se deforme, liberando cierta cantidad de energía [2,7,19,49]. Conforme continúa el enfriamiento de ambas partes (superficie y centro), la contracción en el centro será mayor que para la superficie, debido a que el centro se contrae por ambos, el proceso de enfriamiento y, la deformación plástica inducida por los esfuerzos de compresión iniciales al que el centro fue sometido al inicio del enfriamiento. Entonces, al final del enfriamiento, el centro de la pieza permanecerá en esfuerzos residuales de tensión, a la vez que la superficie estará sujeta a esfuerzos residuales de compresión, incrementándose entonces, la resistencia a la fatiga y previniendo la fractura [7,18,19]. Cabe señalar, que a una temperatura por arriba del M_s , el acero es más dúctil, lo que permite liberar esfuerzos por la deformación plástica, como se mencionó anteriormente. Sin embargo, a temperaturas iguales o por debajo de la M_s , la habilidad del metal a deformarse está restringida por la baja ductilidad de la martensita [2]. Por otra parte, la formación de la martensita produce una expansión volumétrica, lo que induce esfuerzos adicionales, por lo que el estado de esfuerzos en la pieza al final del enfriamiento, también dependerá

de la forma en que ocurra la transformación martensítica en el interior y superficie de la pieza [2,7,18].

La secuencia en que se presenta la transformación martensítica en el interior de la pieza durante el temple, proporciona una idea del estado de esfuerzos residuales al que la pieza se encuentra al termino del enfriamiento [19,49-51]. Entonces, al unir ambos modelos, de carburización y temple desarrollados en el presente trabajo, es posible obtener la temperatura, profundidad y el tiempo a la que la transformación martensítica toma lugar durante el enfriamiento de piezas que han sido previamente carburizadas.

De los resultados obtenidos para la temperatura de inicio de transformación martensítica (M_s) descritos en las secciones 6.7 a 6.9, en conjunto con los de la evolución de las temperaturas durante el enfriamiento, descrito al inicio de este capítulo, se obtiene la secuencia de transformación de la martensita durante el enfriamiento en agua y aceite para los aceros en cuestión.

En las Figuras 6.34 a 6.40, se indica el tiempo y la profundidad a la que se presenta la transformación para el enfriamiento en agua, donde la curva representa la secuencia en que ésta se presenta a lo largo del radio de la pieza. En ellas, se muestra como la austenita transforma primero en o cerca de la superficie al inicio del enfriamiento. Posteriormente, la transformación ocurre a profundidades cada vez más grandes conforme continua el enfriamiento de la pieza, hasta que, ésta toma lugar al centro de la misma. Esta secuencia en la transformación martensítica, sugiere que al término del enfriamiento la superficie estará sujeta a esfuerzos de tensión mientras que el centro permanece en compresión, lo que ocasiona una disminución en la resistencia a la fatiga y desgaste de las mismas [1,2,7,18].

En las Figuras 6.41 a 6.47, se muestra la secuencia de la transformación martensítica que se presenta durante el enfriamiento en aceite. En éstas puede observarse como la transformación ocurre primero al centro de la pieza y después en y cerca de la superficie. La forma en que toma lugar la transformación en este

caso, sugiere, que al término del enfriamiento, la superficie estará bajo esfuerzos compresivos, a la vez que el centro estará sujeto a esfuerzos de tensión.

Como se ha descrito en los párrafos anteriores, es evidente que el tipo de medio de temple utilizado, influye en la forma en que la transformación martensítica toma lugar en la superficie y al interior de la pieza y, por lo tanto, en el estado de esfuerzos residuales al que la pieza estará sujeta al término del enfriamiento. Esto puede apreciarse al comparar las velocidades de enfriamiento y los coeficientes convectivos obtenidos de la simulación en agua y aceite (Figs. 6.6 a 6.15), donde el primero, presenta valores más altos que el último, por lo que la disipación de calor es mayor en agua que en aceite [1,2,6,41,42].

Es importante mencionar, que la unión de ambos modelos, muestra la forma en que se presenta la transformación martensítica en una pieza que ha sido carburizada bajo condiciones específicas, lo que proporciona una idea del posible estado de esfuerzos residuales obtenidos durante el temple en un medio de enfriamiento determinado. Sin embargo, es necesario un análisis más detallado, para obtener el valor de dichos esfuerzos y por lo tanto el estado final de la pieza al final del enfriamiento.

CAPITULO 7

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

7.1 CONCLUSIONES.

Se desarrolló un modelo de temple capaz de predecir la evolución de los gradientes de temperatura durante el enfriamiento en agua y aceite de piezas cilíndricas. El modelo considera las diferentes etapas de enfriamiento presentes durante el temple, que a saber son: formación de capa de vapor, ebullición y convección al medio de enfriamiento.

Se obtuvo el comportamiento del coeficiente durante el enfriamiento en diferentes medios, de tal forma que su valor depende de los mecanismos presentes durante la disipación de calor. A su vez, el valor máximo de éste se incrementa al aumentar el diámetro de la pieza. Sin embargo, aun y cuando un aumento en el diámetro de la pieza conlleva un incremento en el valor máximo del coeficiente, dicho incremento resulta ser bastante elevado, lo cual sugiere una posible modificación en las consideraciones tomadas con respecto al cálculo del flujo de calor en la superficie y la conductividad térmica del material durante el enfriamiento.

Durante el temple en medios tales como el agua y aceite, debido a las altas tasas de transferencia de calor presentes en la superficie durante el enfriamiento, una ligera variación en la temperatura superficial ocasiona un cambio en el valor del coeficiente convectivo y, por tanto, en el flujo de calor en la superficie. Lo anterior, conduce a suponer que la evaluación de los gradientes de temperatura al

inicio de cada intervalo de tiempo, debe ser llevada a cabo utilizando el valor promedio de tanto el flujo de calor superficial como el coeficiente, mismos que deben ser evaluados por medio de un proceso iterativo, donde la magnitud de ambos sea el promedio de cada uno de ellos. Por otro lado, la conductividad térmica del material se evaluó en función de la temperatura promedio de toda la pieza al inicio del intervalo de tiempo. Sin embargo, tomando en cuenta los altos gradientes de temperatura presentes en la pieza durante el enfriamiento, es muy posible que la variación de la conductividad térmica en los diferentes elementos, introduzca un error no cuantificado, ni considerado, en este trabajo.

Por medio del modelo de temple se obtuvo la variación de la velocidad de enfriamiento tanto en el centro como en la superficie de la pieza. Dicha variación, refleja la presencia de las diferentes etapas de enfriamiento presentes en este tratamiento.

En el presente trabajo también se desarrolló un modelo de carburización que es capaz de predecir la evolución de los gradientes de concentración en este proceso según se simulen uno o dos etapas (enriquecimiento y difusión). Este modelo contempla el efecto de los elementos de aleación tanto en la superficie como en la difusión de carbono al interior de la pieza, por lo que es posible llevar a cabo la simulación en cualquier tipo de acero a partir de su composición química. Con los resultados obtenidos es posible calcular la temperatura de inicio de transformación martensítica (M_s) para un perfil de concentración dado.

A su vez, se encontró que no solamente el carbono es el que determina el perfil de temperatura M_s , en una pieza sometida a un proceso de carburización llevado a cabo bajo condiciones específicas, sino que también los elementos de aleación del acero tienen cierta influencia sobre dicho perfil, de tal forma que éste es afectado por aquellos elementos estabilizadores de la austenita como por los que estabilizan a la ferrita.

De la unión de ambos modelos, temple y carburización, se puede obtener la secuencia en que se presenta el inicio de la transformación martensítica en el

interior y superficie de piezas carburizadas durante el temple. Dicha secuencia proporciona una idea del estado de esfuerzos residuales al cual la pieza estará sometida al término del enfriamiento.

7.2 RECOMENDACIONES.

La modelación del temple requiere del conocimiento del efecto que los diferentes mecanismos de disipación de calor presentan en la superficie de la pieza durante el enfriamiento, lo que conduce a que la evaluación del coeficiente convectivo y, por tanto, la del flujo de calor superficial, se deben llevar a cabo por medio de un proceso iterativo. Investigaciones futuras pueden ser llevadas a cabo tomando en cuenta dicho concepto, considerando a su vez la evaluación de la conductividad térmica elemento por elemento durante el enfriamiento, tal que, los resultados de la misma afirmen o refuten la necesidad del uso de dicho proceso.

El efecto que los elemento de aleación ejercen durante la carburización es tomado en cuenta por el modelo de carburización, sin embargo, el mecanismo exacto en que éstos influyen en el valor de la temperatura de inicio de transformación martensítica para piezas carburizadas, está fuera del alcance de este trabajo, lo cual puede ser motivo de futuras investigaciones.

La unión de los modelos de temple y carburización permite obtener la secuencia en que se presenta el inicio de la transformación martensítica durante el enfriamiento, lo que sugiere una idea del estado de esfuerzos residuales al que la pieza quedará sujeta al final del enfriamiento. Sin embargo, en dicha unión no se considera alguna otra posible transformación de la austenita, incluyendo la presencia de austenita retenida durante el temple. Por lo tanto, es necesario desarrollar futuros trabajos que proporcionen la evolución de los esfuerzos de compresión y tensión presentes en la pieza durante y al final del enfriamiento, y que a su vez, también contemplen cualquier otro tipo de transformación, lo que permitirá una evaluación completa de los efectos producidos en piezas sometidas a procesos conjuntos de carburización y temple.

Como se mencionó durante el desarrollo del presente trabajo, el valor del coeficiente convectivo y la velocidad de enfriamiento dependen del medio y de los diferentes mecanismos de disipación de calor presentes durante el temple. La existencia de una posible relación entre éstos y la secuencia en que se presenta la transformación martensítica, sugiere el desarrollo de futuras investigaciones, de tal forma que se lleve a cabo la evaluación de la velocidad de enfriamiento en diferentes puntos a lo largo del radio de la pieza y en función del coeficiente convectivo y la conductividad térmica del material, obteniéndose como posible resultado una velocidad crítica de enfriamiento para el inicio de la transformación martensítica durante el temple de piezas carburizadas.

REFERENCIAS

- [1] G.E. Totten, C.E. Bates y N.A. Clinton: Handbook of Quenchants and Quenching Technology, ASM Int., Materials Park, 1993.
- [2] ASM: Metals Handbook, 10th Ed., Vol. 4: Heat Treating. Materials Park, 1991, 69.
- [3] S.H. Avner: Introducción a la Metalurgia Física, McGraw-Hill, 1979.
- [4] W. Steven y A.G. Haynes: J. Iron Steel Inst., 183, 349 (1956).
- [5] K.W. Andrews: J. Iron Steel Inst., 203, 721 (1965).
- [6] ASM: Quenching and Control of Distorsion, ASM Int., Metals Park, 1988.
- [7] S. M Henriksen, D.B. Larson y C.J. Van Tyne: Proc. 1st Int. Conf. Quenching and Control of Distorsion, ASM Int., Materials Park, 213 (1992).
- [8] S. Sjöström: Mat. Sc. Techn., 1, 823, (1985).
- [9] V.E. Loshkarov, H.H. Tensi, H. Gese y A. Stich: Steel Res., 65, 390 (1994).
- [10] S. Segerberg y J. Bodin: Proc. 1st Int. Conf. Quenching and Control of Distortion. ASM Int., Materials Park, 1992, 165.
- [11] ASM: Metals Handbook, 10th Ed., Vol. 4: Heat Treating. Materials Park, 1991, 312.
- [12] T.J. Schults, T.J. Kuhn y D.E. Goodman: Heat Treatment and Surface Engineering. New Technology and Practical Applications. G. Krauss (ed.), ASM Int., Materials Park, 1988, 17.
- [13] J.L. Burger, B.F. Hantz, R.R. Biederman y R.D. Sisson: Heat Treatment and Surface Engineering. New Technology and Practical Applications, G. Krauss (ed.), ASM Int., Materials Park, 1988, 119.

- [14] T. Reti, M. Reger y M. Gergely: Heat Treatment and Surface Engineering. New Technology and Practical Applications, G. Krauss (ed.), ASM Int., Materials Park, 1988, 95.
- [15] F.E. Harris: Metal Progress, 44, 265, (1943).
- [16] B. Edenhofer y H. Pfau: Heat Treatment and Surface Engineering. New Technology and Practical Applications, G. Krauss (ed.), ASM Int., Materials Park, 1988, 85.
- [17] B. Uhrenius, Scand. J. Metall., 6, 83, (1977).
- [18] C. Dawes y D.F Tranter, Metals Technology, 1, 397, (1974).
- [19] A. Majorek, B. Scholtes, H. Müller y E. Macherauch: Steel Res., 65, 146 (1994).
- [20] D.R. Poirier y G.H. Geiger: Transport Phenomena in Materials Processing, TMS-AIME, Warrendale, 1994.
- [21] P. Shewmon: Diffusion in Solids, 2nd Ed., TMS-AIME, Warrendale, 1989.
- [22] D.A. Porter y K.E. Easterling: Phase Transformations in Metals and Alloys, Van Nostrand Reinhold (UK), 1981.
- [23] G.L. Tibbetts: J. Appl. Phys., 51, 4813 (1980).
- [24] C.M: Sellars y J.A. Whiteman: Met. Technol., 8, 10 (1981).
- [25] A.F. Mills: Heat Transfer, International Student Edition, 1992.
- [26] J. R. Welty: Engineering Heat Transfer, John Wiley & Sons, Inc., 1974.
- [27] J. P. Holman: Heat Transfer, S. I. Metric Edition, 1989, McGraw-Hill, N.Y.
- [28] George E. Dieter: Engineering Design. McGraw Hill Mchanical engineering series, 2nd Edition, 1991.
- [29] Paul G. Hoel: Elementary Statistics. John Wiley & Sons, Inc.,1976.
- [30] T. Naito y K. Ogihara: Proc. 2nd Int. Conf. on Carburizing and Nitriding with Atmospheres, ASM Int., Materials Park, 43 (1995).

- [31] L. Druga y E. Ghelec: Proc. 2nd Int. Conf. on Carburizing and Nitriding with Atmospheres, ASM Int., Materials Park, 125 (1995).
- [32] L. R. Hirschheimer: Proc. 2nd Int. Conf. on Carburizing and Nitriding with Atmospheres, ASM Int., Materials Park, 129 (1995).
- [33] B. Edenhofer: Heat Treatment of Metals, 3,55 (1995).
- [34] R. A. Harding: Tesis Doctoral, Universidad de Sheffield. 1976.
- [35] ASM: Metals Handbook, 8th Ed., Vol. 2: Heat Treating, Cleaning and Finishing, Metals Park, Oh.
- [36] IRSID: Courbes de Transformation des Aciers de Fabrication Française, Paris, 1974.
- [37] M. Mitsutsuka y K. Fukuda: Transactions ISI J, 16, 46 (1976).
- [38] N. Lambert y M. Economopoulos: JISI., 208, 917, (1970).
- [39] B. Hernandez, J.K. Brimacombe, E.B. Hawbolt y S.M. Gupta: Proc. 1st Int. Conf. Quenching & Control of Distortion, ASM Int., Materials Park, 1992, 155.
- [40] Y. Bayazitoglu y M. N. Özisik: Elements of Heat Transfer, McGraw-Hill International Editions, 1988.
- [41] B. Liscic y T. Filetin: J. Heat Treating, 5, (2), 115, (1988).
- [42] G.E. Totten, M.E. Dakins y R.W. Heins: J. Heat Treating, 6, 87 (1988).
- [43] ASM Engineering Handbook: Worldwide Guide to Equivalent Irons and Steels, Metals Park. OH., 1979.
- [44] M. Kulka, M. Przylecka y W. Gestwa: Proc. 2nd Int. Conf. on Carburizing and Nitriding with Atmospheres, ASM Int., Materials Park, 185 (1995).
- [45] R. W. K. Honeycombe: Steels, Microstructure and Properties; Metallurgy and Materials Science Series, Edit. Edward Arnold, 1981.
- [46] H. K. D. H. Bhadeshia: Metal Science, 175 (1981).
- [47] H. K. D. H. Bhadeshia: Metal Science, 178 (1981).

- [48] G. Parrish: *The Influence of Microstructure on the Properties of Case - Carburized Components.*, ASM, Metals Park, OH., 1980.
- [49] R. E. Reed-Hill: *Principios de Metalurgia Física.*, C.E.C.S.A., 1982.
- [50] M. G. Palafox, R. Colás, D.M.K. de Grinberg y A. Grinberg: *Evaluation of the Start of Transformation in Carburized Steels by Means of Mathematical Modelling.*, Proc. 2nd Int. Conf. on Carburizing and Nitriding with Atmospheres, ASM Int., Materials Park, 167 (1995).
- [51] M. G. Palafox, R. Colás, D.M.K. de Grinberg y A. Grinberg: *Modelación de la Carburización y Temple en Aceros.*, XVII Simposio Nacional de Siderurgia, Desarrollos Tecnológicos en la Transformación de Aceros; 14.1 (1995).

A P E N D I C E I

MODELACION DEL FLUJO DE CALOR.

1.1 FLUJO DE CALOR EN EL INTERIOR DE LA PIEZA.

La pieza cilíndrica es dividida en N anillos de áreas iguales. El uso de áreas iguales ofrece un número considerable de ventajas al considerar flujo de calor radial. Sea r_n el radio exterior para cada anillo ($n = 1 \rightarrow N$), R el radio exterior de la pieza y T_n la temperatura promedio del anillo n.

El área de cada anillo es:

$$\pi R^2/N = \pi R^2 \Delta y \quad (1.1)$$

y como :

$$\pi r_n^2 = n\pi R^2/N \quad (1.2)$$

sustituyendo y:

$$y = n\Delta y \quad (1.3)$$

se obtiene que:

$$y = \frac{r_n^2}{R^2} = \frac{n}{N} \quad (1.4)$$

Entonces, para el anillo n, el flujo de calor que sale del mismo en unidad de longitud en un incremento de tiempo δt a un valor mayor de r es Q_n .

Entonces:

$$Q_n = -2\pi r_n k \frac{dT}{dy} \delta t \quad (1.5)$$

$$Q_n = -4\pi \frac{n}{N} k \frac{dT}{dy} \delta t \quad (\text{I.6})$$

donde k es la conductividad térmica y δt es el incremento de tiempo.

Si en cualquier anillo la temperatura es una función parabólica del radio, ésta es una función lineal de y , por lo que al suponer que la distribución de temperatura en cada anillo se aproxima a parte de una parábola la cual va a través del centro (no necesariamente la misma parábola para anillos adyacentes), entonces a un radio r_n :

$$\frac{dT}{dy} \approx \frac{T_{n+1/2} - T_{n-1/2}}{\Delta y} = N(T_{n+1/2} - T_{n-1/2}) \quad (\text{I.7})$$

substituyendo la ec.(I.7) en (I.6) se obtiene que:

$$\Delta Q_n = Q_{n-1} - Q_n = 4\pi k \left[(n-1)(T_{n-1/2} - T_{n-3/2}) - n(T_{n+1/2} - T_{n-1/2}) \right] \delta t \quad (\text{I.8})$$

Este flujo de calor neto ocasiona que la temperatura promedio del elemento cambie :

$$\Delta T_{n-1/2} = T^*_{n-1/2} - T_{n-1/2} \quad (\text{I.9})$$

donde $T^*_{n-1/2}$ es la temperatura al final del incremento de tiempo.

entonces:

$$\Delta Q_n = \frac{\pi R^2}{N} c \rho \Delta T_{n-1/2} \quad (\text{I.10})$$

donde c es el calor específico y ρ es la densidad del elemento.

Entonces:

$$T^*_{n-1/2} = T_{n-1/2} - \frac{4kn}{R^2 c \rho} \left[(n-1)(T_{n-1/2} - T_{n-3/2}) - n(T_{n+1/2} - T_{n-1/2}) \right] \delta t \quad (\text{I.11})$$

Para el elemento al centro del cilindro ($n-1$), como no existe flujo de calor a través de la línea central, el cambio de temperatura es entonces:

$$T^*_{1/2} = T_{1/2} + \frac{4kN}{R^2 c \rho} (T_{3/2} - T_{1/2}) \delta t \quad (\text{I.12})$$

Las ecuaciones (I.11) y (I.12) permiten que la temperatura de cualquier elemento interno en el cilindro sea calculada al final de un pequeño incremento de

tiempo a partir del conocimiento de la temperatura de este elemento y los elementos vecinos al comienzo del incremento de tiempo y de las propiedades térmicas del elemento.

1.2.- FLUJO DE CALOR EN LA SUPERFICIE.

En la superficie, donde $n = N$, el flujo de calor extraído Q_N es la cantidad de flujo de calor por unidad de área q_o multiplicado por el área superficial; q_o es una función de la temperatura superficial de la pieza durante el enfriamiento.

Entonces:

$$Q_N = 2\pi R q_o \delta t \quad (\text{I.13})$$

de donde la relación que expresa el valor de q_o está dada por:

$$q_o = h(T_{\text{superficie}} - T_{\text{medio}}) \quad (\text{I.14})$$

donde h es el coeficiente convectivo de transferencia de calor.

Entonces la ecuación (I.8) toma la forma:

$$\Delta Q_N = \left[-4\pi k(N-1)(T_{N-1/2} - T_{N-3/2}) - 2\pi R q_o \right] \delta t \quad (\text{I.15})$$

de la ecuación (I.11):

$$T_{N-1/2}^* = T_{N-1/2} - \frac{2N}{R^2 c \rho} \left[2k(N-1)(T_{N-1/2} - T_{N-3/2}) + R q_o \right] \delta t \quad (\text{I.16})$$

Con el fin de evaluar la ecuación (I.16), q_o debe ser conocido y esto requiere de la evaluación de la temperatura superficial al comienzo del incremento de tiempo. Si se supone que la distribución de temperatura en el elemento exterior es parabólica después del incremento de tiempo δt , entonces:

$$T_{N-1/2}^* = (T_N^* + T_{N-1}^*)/2 \quad (\text{I.17})$$

En la superficie:

$$\frac{dT}{dr} = -\frac{q_o}{k} \quad (\text{I.18})$$

de la suposición parabólica:

$$T_r = T_o - ar^2 \quad (\text{I.19})$$

y

$$T_N^* = T_{N-1/2}^* - \frac{q^* R}{4Nk} \quad (\text{I.20})$$

donde q^* es la razón de transferencia de calor al final del incremento de tiempo. Si en el primer incremento de tiempo el gradiente de temperatura alcanza la superficie interior del anillo exterior, el cambio de temperatura superficial es mucho mayor que el cambio de temperatura en cualquier punto dentro del anillo. La suposición parabólica conduce a la definición del máximo incremento de tiempo para la estabilidad:

$$\delta t \approx \frac{q^* R^2 c \rho}{q_o 8kN^2} \leq \frac{R^2 c \rho}{8kN^2} \quad (\text{I.21})$$

donde q_o y q^* son cantidades de transferencia de calor promedio y mínima respectivamente, en la superficie durante el incremento de tiempo δt . La ecuación (I.21) corresponde a uno de los criterios de estabilidad aceptado y es aplicable para todos los elementos en la pieza. Si el incremento de tiempo δt dado por la ec. (I.21) se excede, las temperaturas calculadas se tornarán inestables.

APENDICE II

MODELACION DE LA DIFUSION DE CARBONO.

2.1 DIFUSION DE CARBONO AL INTERIOR DE LA PIEZA.

La pieza cilíndrica es dividida en N anillos de áreas iguales. Sea r_n el radio exterior para cada anillo ($n = 1 \rightarrow N$), R el radio exterior de la pieza y C_n la concentración promedio del anillo n .

El área de cada anillo es:

$$\pi r_n^2 - \pi R^2/N = \pi R^2 \Delta y \quad (\text{II.1})$$

y como :

$$\pi r_n^2 - \pi R^2/N = \pi R^2 \Delta y \quad (\text{II.2})$$

sustituyendo y :

$$y = n \Delta y \quad (\text{II.3})$$

se obtiene que:

$$y = \frac{r_n^2}{R^2} = \frac{n}{N} \quad (\text{II.4})$$

el radio para cada anillo es:

$$r_n = \sqrt{n/N} R \quad (\text{II.5})$$

Entonces, la concentración de carbono C para el volumen elemental v formado por el anillo que se encuentra entre los nodos n y $n-1$ de longitud unitaria, está dada por la diferencia entre el número de átomos que difunden

perpendicularmente a las caras **n** y **n-1** que entran y salen del volumen elemental respectivamente, en un pequeño intervalo de tiempo δt [20-22]:

$$\delta C = \left(\frac{J_n A_n - J_{n-1} A_{n-1}}{v} \right) \delta t \quad (\text{II.6})$$

donde J_n es el flujo de átomos que difunde perpendicular a la cara **n** de área A_n y J_{n-1} es el flujo que sale perpendicularmente de la cara **n-1** de área A_{n-1} .

El volumen elemental está dado por:

$$v = (A_n - A_{n-1}) L \quad (\text{II.7})$$

donde L es la longitud del cilindro, sustituyendo el valor de las áreas se tiene:

$$v = \pi(r_n^2 - r_{n-1}^2)L \quad (\text{II.8})$$

El área de ambas superficies del elemento está dada por:

$$A_n = 2\pi r_n L \quad (\text{II.9})$$

$$A_{n-1} = 2\pi r_{n-1} L \quad (\text{II.10})$$

Sustituyendo las ecuaciones (II.8), (II.9) y (II.10) en (II.6) se tiene:

$$\frac{\delta C}{\delta t} = \frac{2(r_n J_n - r_{n-1} J_{n-1})}{r_n^2 - r_{n-1}^2} \quad (\text{II.11})$$

Entonces el cambio de la concentración con respecto al tiempo para cada elemento esta dada por:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{2(r_n J_n - r_{n-1} J_{n-1})}{r_n^2 - r_{n-1}^2} \quad (\text{II.12})$$

Para el elemento **n**, el flujo de carbono que entra al mismo en unidad de longitud en un incremento de tiempo δt a un valor menor de **r**, es J_n :

$$J_n = -D \frac{dC}{dr} \quad (\text{II.13})$$

donde **D** es el coeficiente de difusión.

Derivando la ec.(II.4) con respecto a **C** se tiene:

$$\frac{dy}{dC} = \frac{2r_n}{R^2} \frac{dr}{dC} \quad (\text{II.14})$$

despejando dr/dC de la ec. (II.14) y sustituyendo en la ec. (II.13) se tiene:

$$J_n = -D_n \frac{2r_n}{R^2} \frac{dC}{dy} \quad (\text{II.15})$$

Si en cualquier elemento la concentración es una función parabólica del radio, ésta es una función lineal de y , si se considera que la distribución de la concentración en cada anillo se aproxima a parte de una parábola la cual va a través del centro (no necesariamente la misma parábola para elementos adyacentes), entonces a un radio r_n :

$$\frac{dC}{dy} \approx \frac{C_{n-1/2} - C_{n+1/2}}{\Delta y} = N(C_{n-1/2} - C_{n+1/2}) \quad (\text{II.16})$$

sustituyendo la ec. (II.16) en (II.15) se obtiene:

$$J_n = -\frac{2r_n}{R^2} D_n (C_{n-1/2} - C_{n+1/2}) N \quad (\text{II.17})$$

sustituyendo el valor de r_n de la ec. (II.5) en (II.17):

$$J_n = -\frac{2\sqrt{nN}}{R} D_n (C_{n-1/2} - C_{n+1/2}) \quad (\text{II.18})$$

donde D_n es el coeficiente de difusión que se calcula en función de la temperatura y el promedio de las concentraciones en $n_{1/2}$ y $n_{+1/2}$ y J_n es el flujo de carbono que entra al volumen elemental v .

De lo anterior, el flujo de carbono J_{n-1} que sale del volumen elemental v esta expresado por:

$$J_{n-1} = -\frac{2\sqrt{N(n-1)}}{R} D_{n-1} (C_{n-3/2} - C_{n-1/2}) \quad (\text{II.19})$$

donde D_{n-1} es el coeficiente de difusión calculado en función de la temperatura y el valor promedio de la suma de las concentraciones de los elementos $n_{3/2}$ y $n_{+1/2}$.

El flujo neto de carbono ΔJ (dado por la diferencia entre $J_n - J_{n-1}$) ocasiona que la concentración promedio del elemento cambie :

$$\delta C = C_{n-1/2}^* - C_{n-1/2} \quad (\text{II.20})$$

donde $C_{n-1/2}^*$ es la concentración al final del incremento de tiempo.

Para el cambio en la concentración promedio al final del incremento de tiempo se sustituye el valor del radio r_n de la ec. (II.5) y las ecs. (II.18), (II.19) y (II.20) en (II.12) se tiene:

$$\frac{C_{n-1/2}^* - C_{n-1/2}}{\delta t} = \left[\frac{2}{\frac{nR^2}{N} + \frac{(n-1)R^2}{N}} \right] \left[\sqrt{\frac{n}{N}} R \left(-\frac{2\sqrt{nN}}{R} D_n (C_{n-1/2} - C_{n+1/2}) \right) - \sqrt{\frac{(n-1)}{N}} R \left(-\frac{2\sqrt{N(n-1)}}{R} D_{n-1} (C_{n-3/2} - C_{n-1/2}) \right) \right] \quad (\text{II.21})$$

desarrollando la ec. (II.21) se obtiene:

$$C_{n-1/2}^* = C_{n-1/2} + \frac{4N\delta t}{R^2} \left[nD_n (C_{n-1/2} - C_{n+1/2}) - (n-1)D_{n-1} (C_{n-3/2} - C_{n-1/2}) \right] \quad (\text{II.22})$$

donde $C_{n-1/2}^*$ es la concentración promedio del n -ésimo elemento al final del intervalo de tiempo δt .

Para el elemento al centro del cilindro ($n = 1$):

$$\left. \frac{\partial C}{\partial r} \right|_{r=0} = 0 \quad (\text{II.23})$$

por lo tanto, el flujo de carbono al centro es cero, entonces sustituyendo en la ec. (II.12) se tiene:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \frac{2}{r_n} J_n \quad (\text{II.24})$$

el flujo de carbono al centro de la pieza es:

$$J_{n=1} = -D \frac{dC}{dr} \quad (\text{II.25})$$

sustituyendo el valor de dC/dr de la ec. (II.14) en (II.25) se tiene:

$$J_{n=1} = -\frac{2r_n}{R^2} D \frac{dC}{dy} \quad (\text{II.26})$$

sustituyendo el valor de r_n de la ec (II.5) en (II.26) y desarrollando se tiene:

$$J_{n=1} = -\frac{2\sqrt{N}}{R} D_{1/2} (C_{1/2} - C_{3/2}) \quad (\text{II.27})$$

donde $D_{1/2}$ es el coeficiente de difusión calculado en función de la temperatura y el valor promedio de la suma de las concentraciones de los elementos 1/2 y 3/2.

Sustituyendo la ec. (II.27) y el valor de r_n en la ec. (II.24) y desarrollando se tiene:

$$\frac{C_{1/2}^* - C_{1/2}}{\delta t} = -\frac{4N}{R^2} D_{1/2} (C_{1/2} - C_{3/2}) \quad (\text{II.28})$$

despejando $C_{1/2}^*$:

$$C_{1/2}^* = C_{1/2} - \frac{4N}{R^2} D_{1/2} (C_{1/2} - C_{3/2}) \delta t \quad (\text{II.29})$$

Las ecuaciones (II.22) y (II.29) permiten el cálculo de la concentración para cualquier elemento interno y al centro del cilindro respectivamente, después de un pequeño intervalo de tiempo y a partir del conocimiento de las concentraciones de este elemento y los elementos vecinos al comienzo del incremento de tiempo y el coeficiente de difusión.

2.2.- FLUJO DE CARBONO EN LA SUPERFICIE.

En la superficie, donde $n = N$, el flujo de carbono J_{s_0} suministrado por la atmósfera ésta dado por [11,30,31]:

$$J_{s_0} = \beta (C_p - C_N) \quad (\text{II.30})$$

donde β es el coeficiente de transferencia de carbono, C_p es el potencial de carbono de la atmósfera y C_N es la concentración de carbono en la superficie.

El flujo de carbono que sale del elemento exterior en el nodo $N-1$ está dado por:

$$J_{N-1} = -D \frac{dC}{dr} \quad (\text{II.31})$$

sustituyendo el valor de dC/dr , el radio r_n y desarrollando se obtiene:

$$J_{N-1} = -\frac{2\sqrt{N(N-1)}}{R} D_{N-1} (C_{N-3/2} - C_{N-1/2}) \quad (\text{II.32})$$

donde D_{N-1} es el coeficiente de difusión calculado en función de la temperatura y el valor promedio de la concentración de carbono de los elementos $N_{1/2}$ y $N_{3/2}$.

Sustituyendo las ecs. (II.30) y (II.32) y el valor del radio r_n en (II.12) y desarrollando se obtiene:

$$\frac{C_{N-1/2}^* - C_{N-1/2}}{\delta t} = \frac{2}{R^2 - \left(\frac{N-1}{N}\right)R^2} \left[RJs_o + \sqrt{\frac{N-1}{N}} R \left(\frac{2\sqrt{N(N-1)}}{R} D_{N-1} (C_{N-3/2} - C_{N-1/2}) \right) \right] \quad (\text{II.33})$$

despejando $C_{N-1/2}^*$ y desarrollando:

$$C_{N-1/2}^* = C_{N-1/2} + \frac{2N\delta t}{R^2} \left[RJs_o + 2(N-1)D_{N-1}(C_{N-3/2} - C_{N-1/2}) \right] \quad (\text{II.34})$$

donde $C_{N-1/2}^*$ es la concentración promedio del elemento externo obtenida al final del incremento de tiempo δt .

Para obtener la solución de la ecuación (II.34), el flujo de carbono en la superficie Js_o descrito en la ec. (II.30), debe ser calculado, lo que requiere de la evaluación de la concentración superficial al inicio del intervalo de tiempo. Si se considera que la distribución de la concentración en el elemento exterior es parabólica después del incremento de tiempo δt , entonces:

$$C_{N-1/2}^* = (C_N^* + C_{N-1}^*)/2 \quad (\text{II.35})$$

En la superficie:

$$\frac{dC}{dr} = \frac{Js_o}{D_s} \quad (\text{II.36})$$

donde D_s es el coeficiente de difusión en la superficie.

De la suposición parabólica se tiene:

$$C_r = C_o + er^2 \quad (\text{II.37})$$

Desarrollando las ecuaciones (II.35), (II.36) y (II.37), se tiene:

$$C_N^* = C_{N-1/2}^* + \frac{RJs_o^*}{4ND_s} \quad (\text{II.38})$$

donde J_s^* es la razón de transferencia de materia al final del intervalo de tiempo. Si en el primer incremento de tiempo, el gradiente de concentración alcanza la superficie interior del elemento externo, el cambio en la concentración superficial es mucho mayor que el cambio en la concentración en cualquier punto en el interior del elemento. La suposición parabólica conduce a la definición del máximo incremento de tiempo para la estabilidad [34]:

$$\delta t \approx \frac{J_s^* R^2}{8J_{s_0} D_s N^2} \leq \frac{R^2}{8D_s N^2} \quad (\text{II.39})$$

donde J_{s_0} y J_s^* son cantidades de transferencia de materia promedio y mínima respectivamente, en la superficie durante el incremento de tiempo δt . La ecuación (II.39) es el criterio de estabilidad y es aplicado a todos los elementos en la pieza. Si el incremento de tiempo δt es excedido, los gradientes de concentración calculados se tornarán inestables.

Tabla 4.1 Propiedades físicas para aceros al carbono e inoxidables en función de la temperatura [24].

Material	Densidad (kg/m ³)	Calor específico (J/kg °K)	Conductividad térmica (W/m °K)
Acero al carbono			
Fase γ	8050-0.500T	587.8+0.0683T	16.5+0.011T
Fase α	7880-0.368T	587.7-0.434T +1.224 x 10 ⁻³ T ²	55.4-0.033T
Acero inoxidable (18-8)	8200-0.500T	587.8+0.0683T	17.1+0.011T

Tabla 5.1 Valores promedio del coeficiente de transferencia de carbono β obtenido para diferentes atmósferas en un horno industrial a 950 °C [33].

Tipo de atmósfera	CO (%vol)	H ₂ (%vol)	β (cm/s X 10 ⁵)
Gas endotérmico (a partir de gas natural)	20	40	1.25
Gas endotérmico (a partir de propano)	23.7	31	1.15
Metanol + 40%N ₂	20	40	1.25
Metanol + 20% N ₂	27	54	2.12
Gas natural/aire	17.5	47.5	1.3
Acetona/aire	32	34.5	1.67
Isopropanol/aire	29	41.5	1.78
Gas natural/CO ₂	40	48.7	2.62
Propano/CO ₂	54.5	39.5	2.78
Metanol	33	67	2.85
Acetona	25	75	2.55
Isopropanol	20	80	2.25

Tabla 5.2 Valores para la razón de Ce / C para algunos aceros más comunes [32].

Tipo de acero	Ce/C
AISI 1010	1.035
AISI 3310	0.981
AISI 4320	0.979
AISI 5115	0.939
AISI 8620	0.975
AISI 9315	1.002

Tabla 6.1 Datos para los casos simulados.

Diámetro (mm)	Temperatura de temple (° C)	Tiempo de enfriamiento (seg.)	Tipo de medio	Temperatura del medio (° C)
10	758	7	agua	20
20	826	16	agua	20
10	821	100	aceite	20
20	851	130	aceite	20
40	851	410	aceite	20

Tabla 6.2 Valor de los parámetros a, b y c y los intervalos correspondientes de temperatura.

Diámetro/medio mm	a	b	c	Intervalo de temperatura (° C)
10/agua	17084.644	-18.824	-0.0027	T>445.4
	4916.842	7.289	0	T<445.4
20/agua	31812.328	105.891	-0.131	T>165
	-10541.304	340.826	0	T<165
10/aceite	-126878.672	331.972	-0.2158	T>775.5
	-29.136	1.588	-0.0007	T<775.5
20/aceite	-35532.628	98.0152	-0.0657	T>768
	212.201	1.0898	-0.0001	T<768
40/aceite	-41137.411	134.339	-0.0847	T>439
	10915.216	-66.141	0.1019	439>T>340
	220	0	0	T<340

Tabla 6.3 Composición química de los aceros para carburizar [43].

Tipo de acero	% C	%Mn	%P	%S	%Si	%Cr	%Ni	%Mo	Ce/C
AISI 8620	0.22	0.8	0.035	0.04	0.225	0.5	0.55	****	0.975
AISI 1020	0.2	0.45	0.04	0.05	****	****	****	****	0.987
AISI 4620	0.21	0.55	0.035	0.04	0.255	****	1.825	0.25	1.059
AISI 1022	0.22	0.85	0.04	0.05	****	****	****	****	0.975
DIN 17210	0.15	0.44	****	****	0.34	0.12	0.03	0.02	1.017

Tabla 6.4 Temperatura, tiempo, tipo de atmósfera y coeficiente de transferencia de carbono para los diferentes ciclos de carburización.

Tipo de acero	Temperatura (°C)	Tiempo (hrs)	Atmósfera	C. T. de carbono (β) ($\times 10^{-5}$ cm/s)
AISI 8620	927	8	gas natural/CO ₂	2.62
AISI 1020	927	8	gas natural/CO ₂	2.62
AISI 4620	927	8	gas natural/CO ₂	2.62
AISI 1022	918	2, 4 y 8	gas endo. a partir de g. nat.	1.25

Tabla 6.5 Profundidades de capa carburizada para los diferentes tiempos de carburización del acero AISI 1022.

Tiempo (hrs)	Capa carburizada (%0.35C) (mm)
2	0.44
4	0.68
8	0.95

Tabla 6.6 Temperatura, tiempo, potencial de la atmósfera y coeficiente de transferencia de carbono, para la carburización en dos etapas [14].

Etapa	Temperatura (°C)	Tiempo (hrs)	Pot. de la atmósfera (%C)	C. T. de carbono ($\times 10^5$ cm/s)
Enriquecimiento	940	9.7	1.1	1.25
Difusión	900	4.1	0.8	1.25

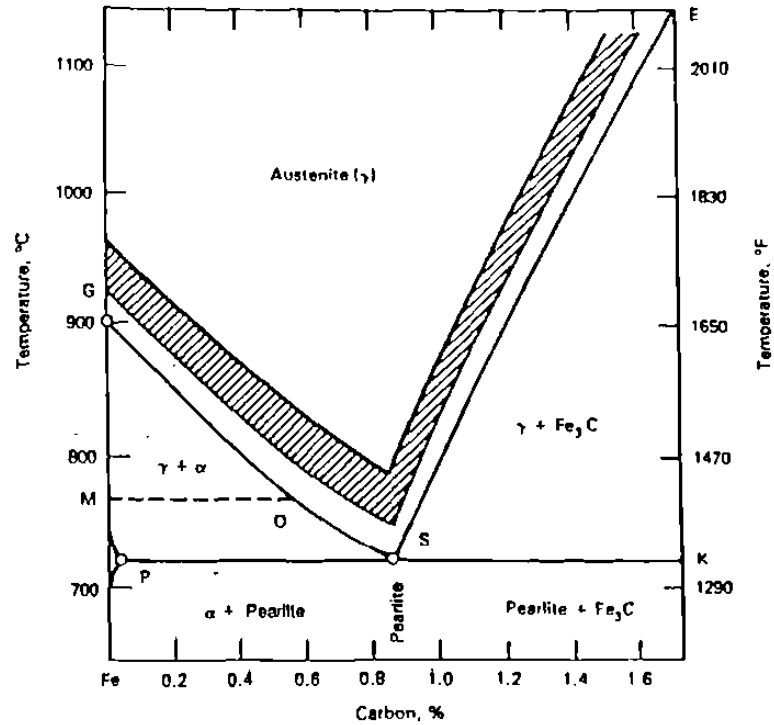


Fig. 2.1 Diagrama parcial del diagrama de hierro-carburo de hierro (Fe-Fe₃C) [1].

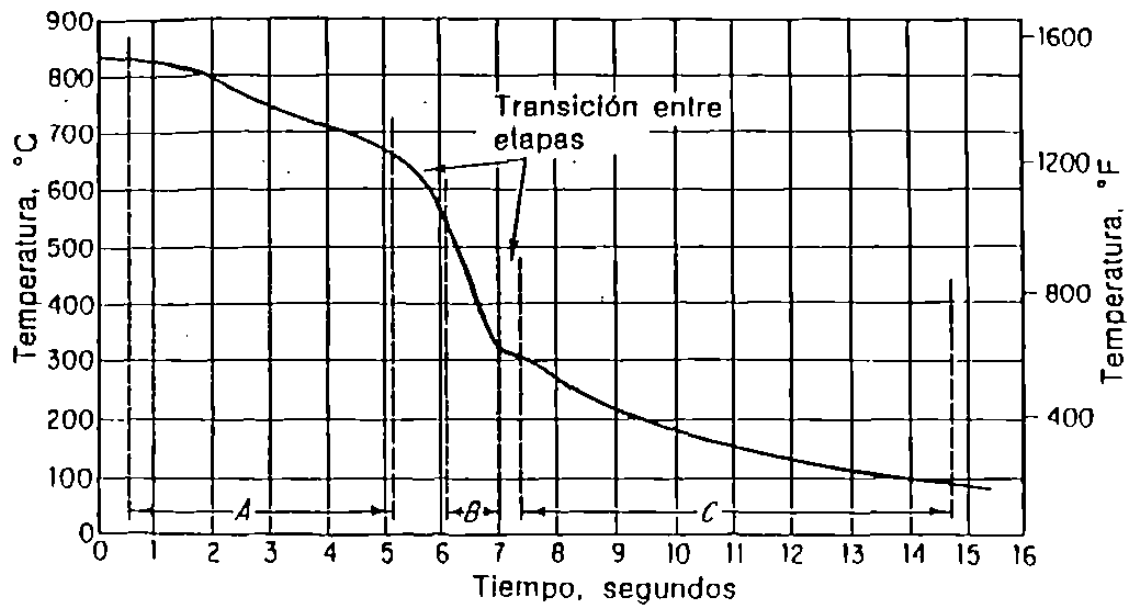


Fig 2.2. Curva típica de enfriamiento para una pieza cilíndrica de acero templada en agua. Se ilustran las diferentes etapas que se presentan durante el enfriamiento [3].

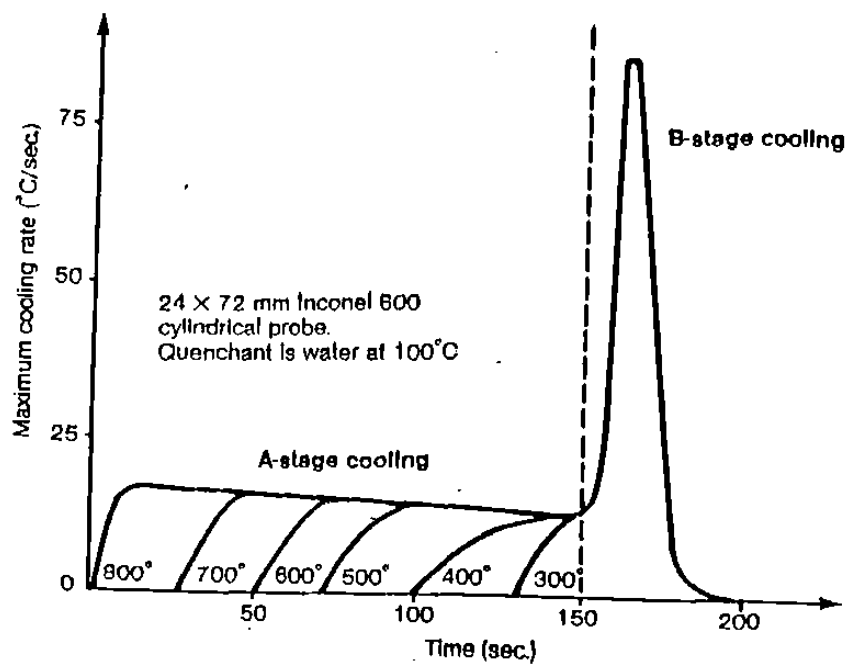


Fig. 2.3 Velocidades de enfriamiento como función de la temperatura de la muestra. Se muestra como la temperatura Leindenfrost del medio de temple es independiente de la temperatura inicial de la pieza al ser templada [1].

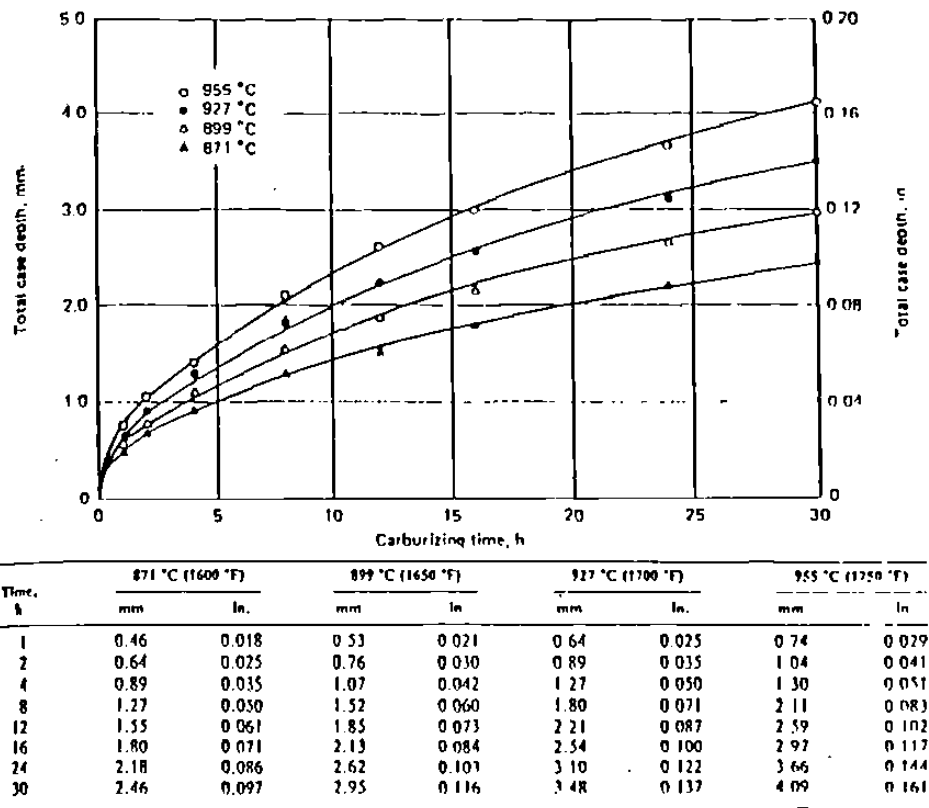


Fig. 3.1 Efecto de la temperatura y el tiempo en la profundidad de capa carburizada en el proceso de carburización gaseosa. La gráfica esta basa en los datos de la tabla [15].

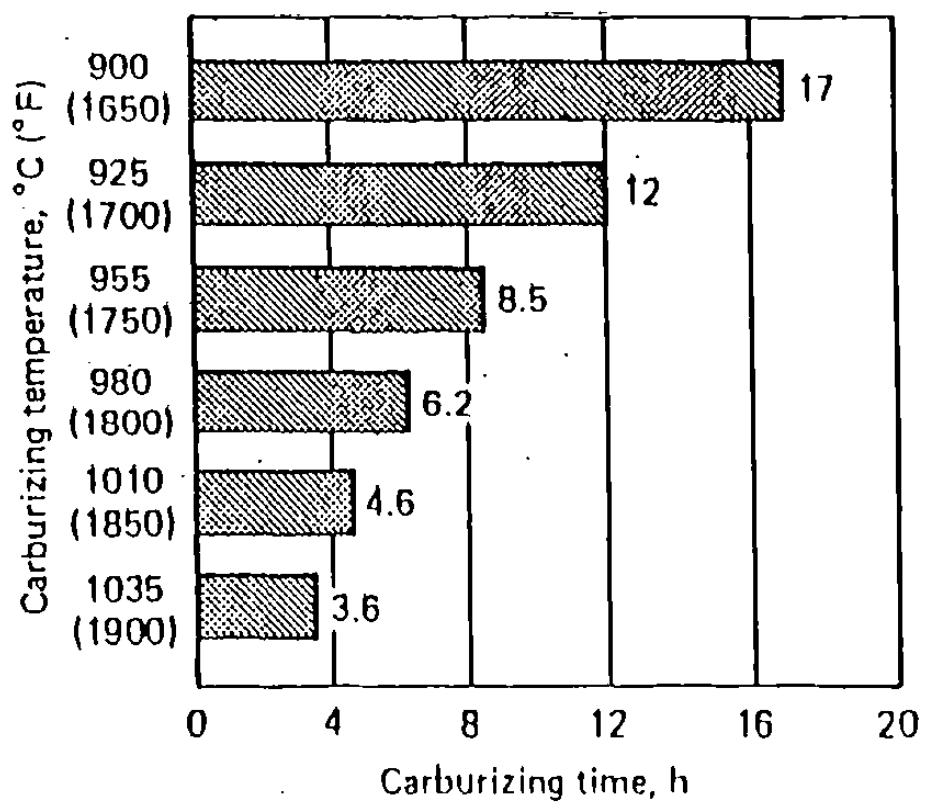


Fig. 3.2 Efecto del incremento en la temperatura en el tiempo de carburización [12].

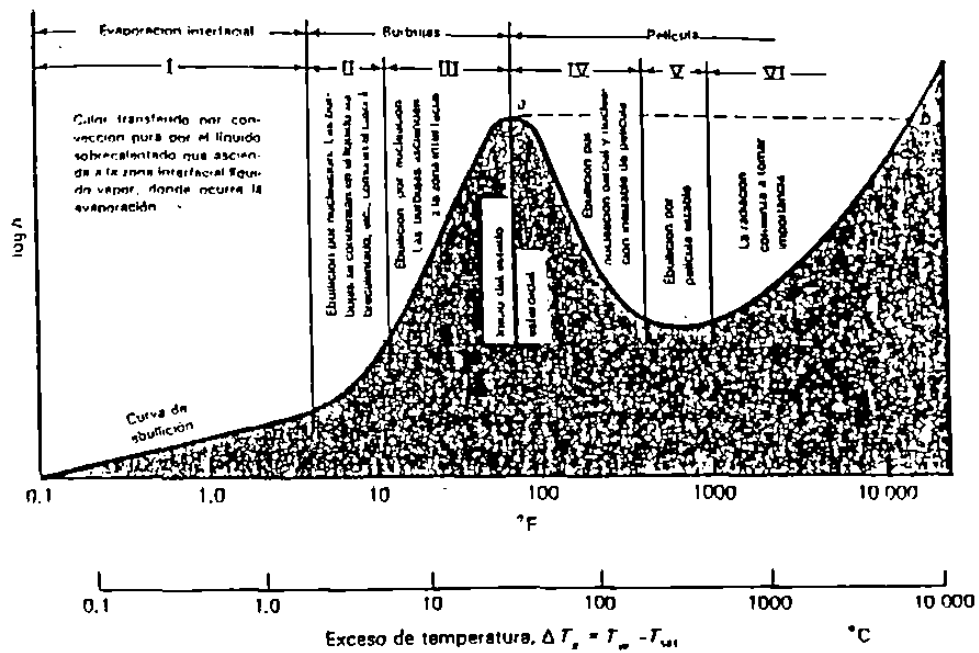


Fig. 4.1 Datos de flujo de calor para los diferentes regímenes durante la transferencia de calor en la ebullición [27].

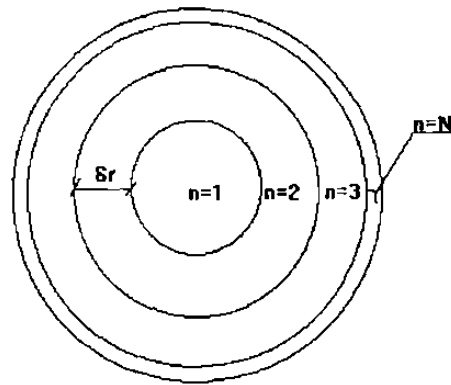


Fig. 5.1 Discretización de la pieza en N elementos anulares [24].

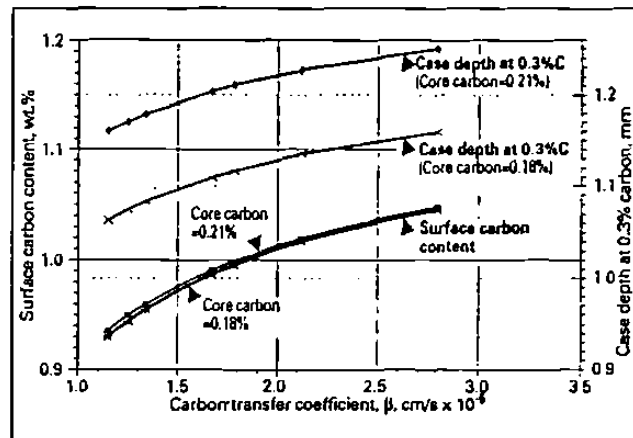


Fig. 5.2 Incremento en el contenido de carbono superficial y profundidad de capa carburizada (medida al 0.3% C) con el coeficiente de transferencia de carbono β ; calculado para un ciclo de carburización de 4 hrs. a 950°C con un potencial de la atmósfera de 1.15%C [33].

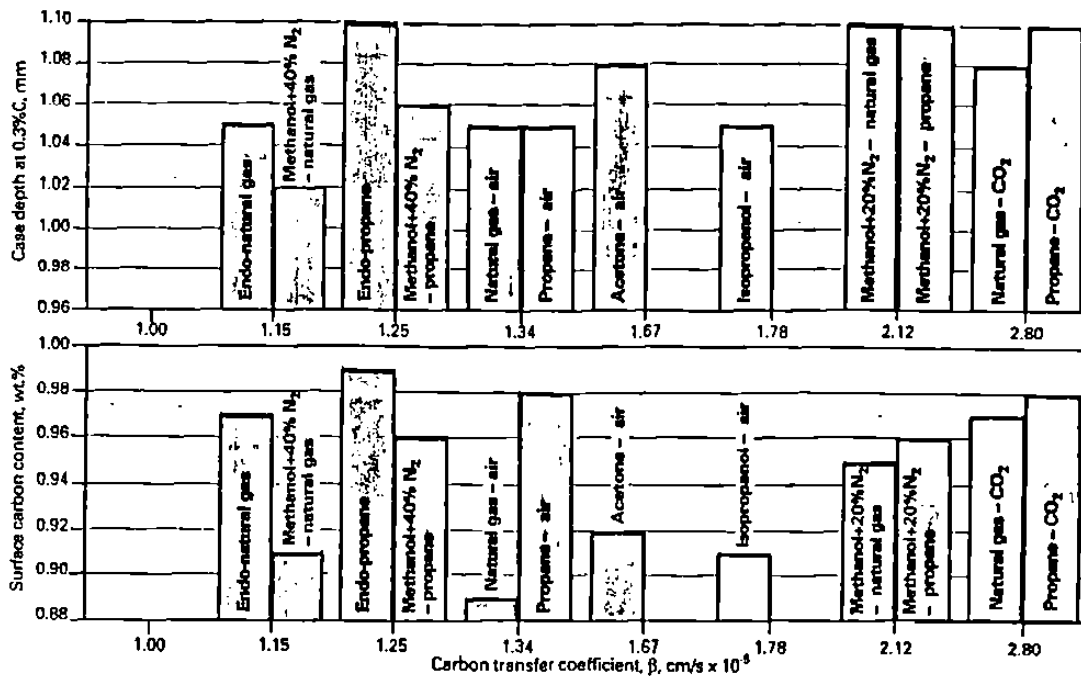


Fig 5.3 Mediciones de los contenidos de carbono superficiales de la profundidad de capas carburizadas (al 0.3%C) después de carburizar un acero 16MnCr5 durante 4 hrs. a 950 °C en un horno industrial con diferentes atmósferas con un potencial de 1.15%C [33].

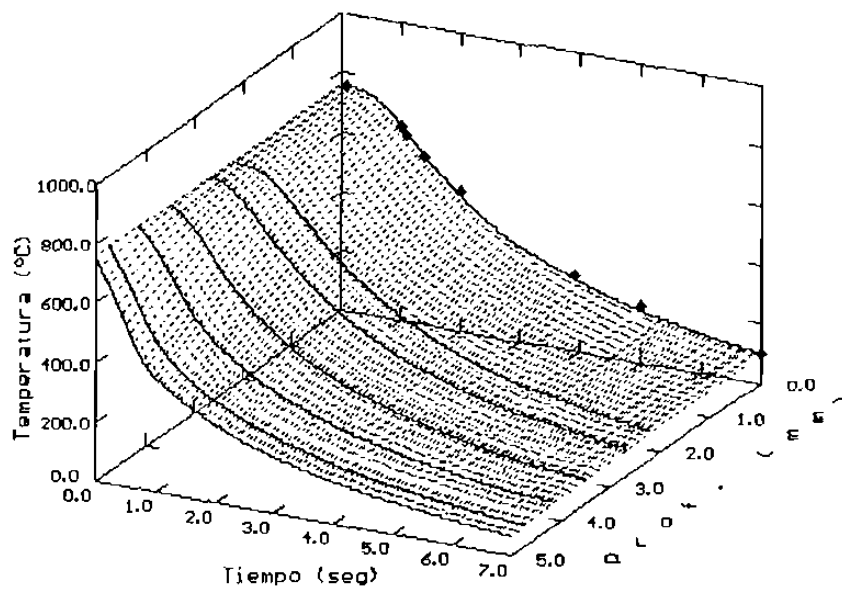


Fig. 6.1 Simulación del temple en agua de una barra de acero inoxidable de 10 mm de diámetro a partir de una temperatura de 758 °C.

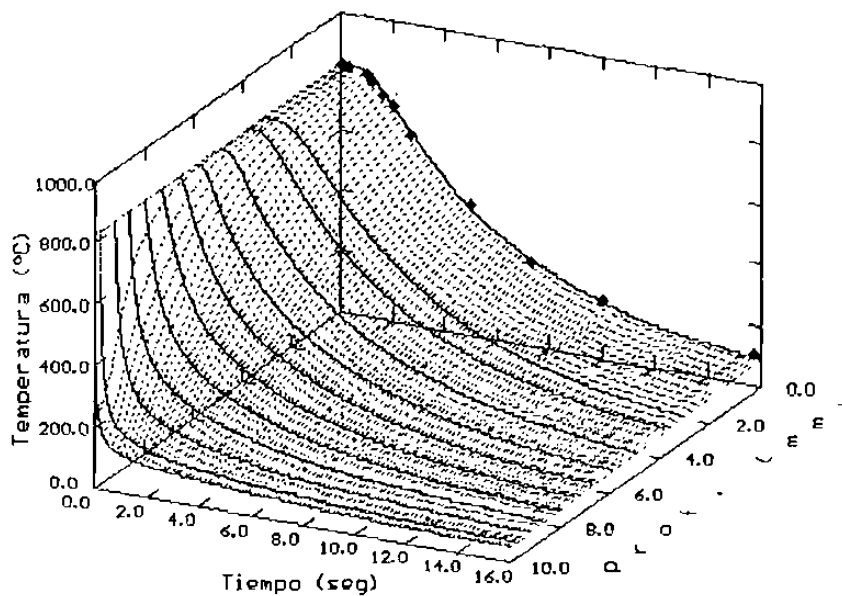


Fig. 6.2 Enfriamiento de una pieza cilíndrica de acero inoxidable de 20 mm. de diámetro templada a 826 °C en agua.

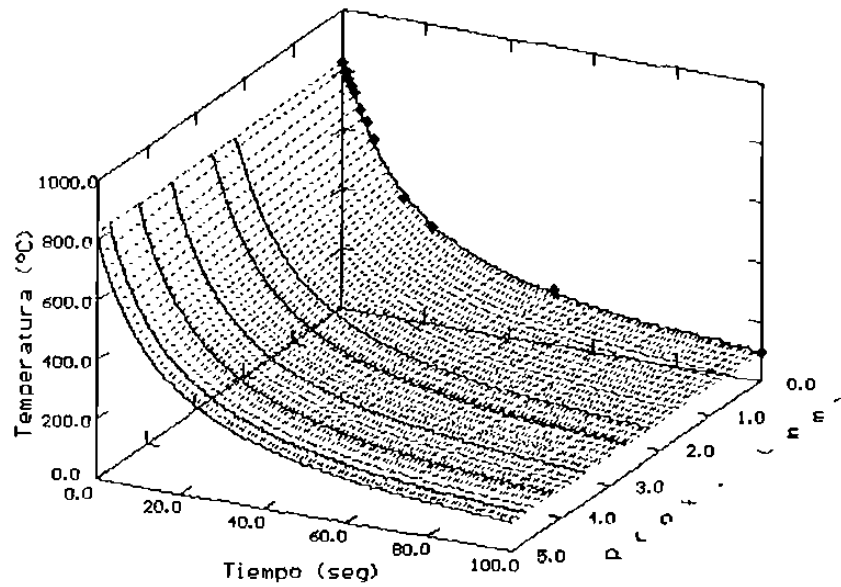


Fig. 6.3 Temple en aceite de una pieza de 10 mm. de diámetro de acero inoxidable a partir de 821 °C.

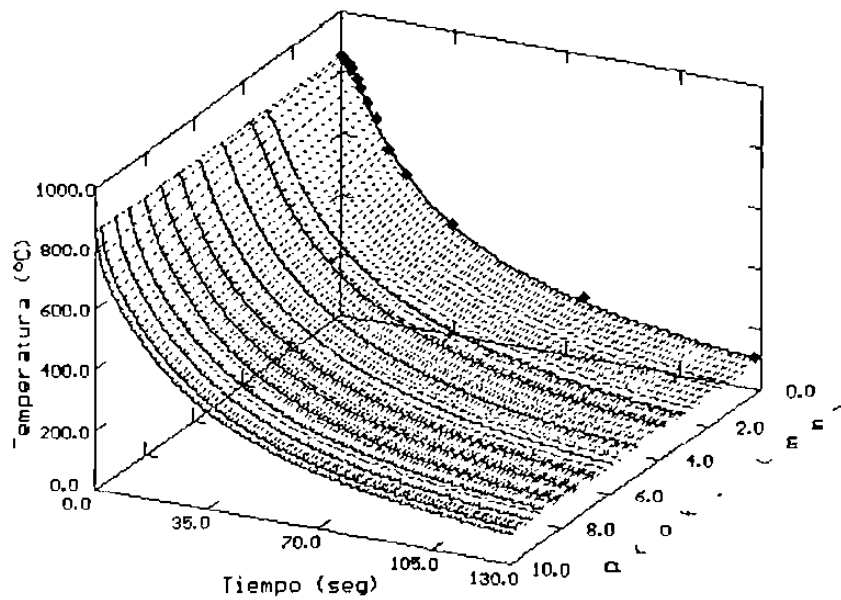


Fig. 6.4 Simulación del enfriamiento en aceite de una barra de acero inoxidable de 20 mm. de diámetro a partir de una temperatura de 851 °C.

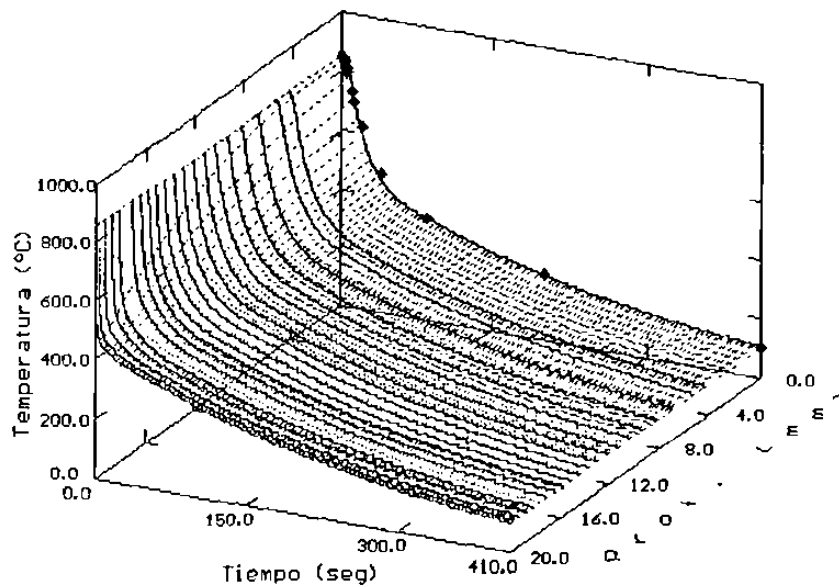


Fig. 6.5 Simulación del temple a 851 °C en aceite de una barra de 40 mm. de diámetro de acero inoxidable..

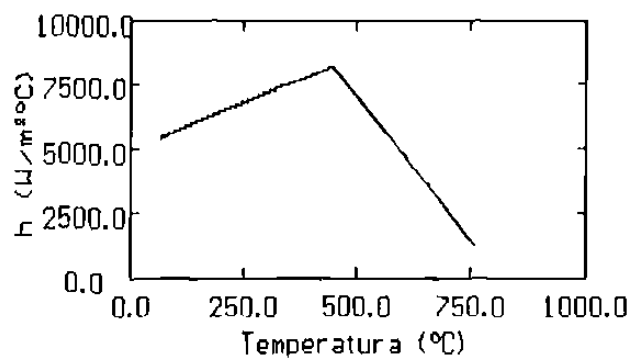


Fig. 6.6 Coeficiente de transferencia de calor utilizado para la obtención de la figura 6.1.

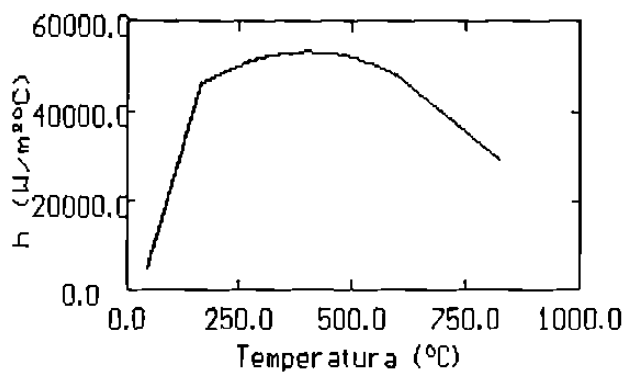


Fig 6.7 Historial del coeficiente de transferencia de calor por convección empleado para la construcción de la figura 6.2.

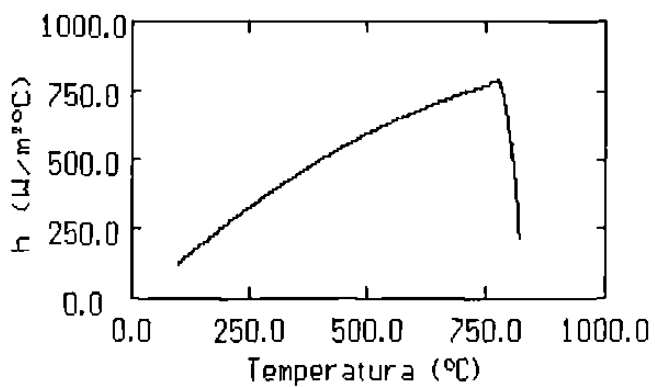


Fig. 6.8 Coeficiente de transferencia de calor por convección empleado en la construcción de la fig. 6.3.

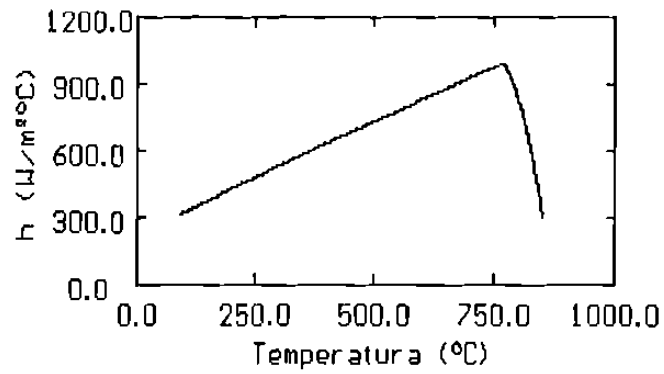


Fig. 6.9 Historial del coeficiente empleado para la simulación del temple en aceite de la pieza ilustrada en la fig. 6.4.

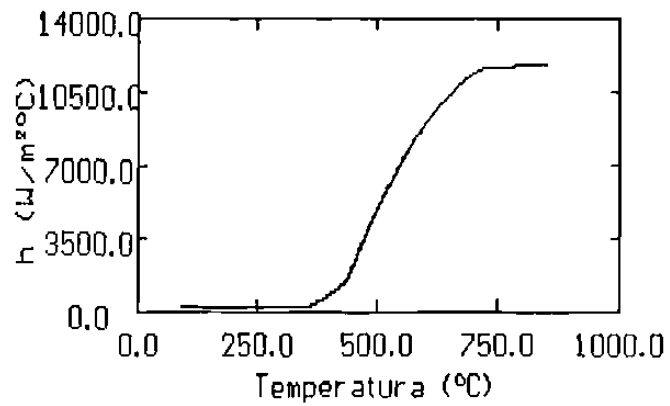


Fig. 6.10 Coeficiente empleado para la construcción de la fig. 6.5.

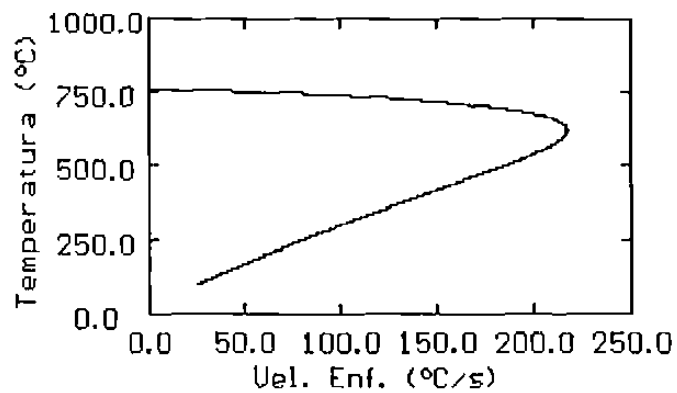


Fig. 6.11a Velocidad de enfriamiento al centro de la pieza obtenida para el temple en agua de la gráfica 6.1.

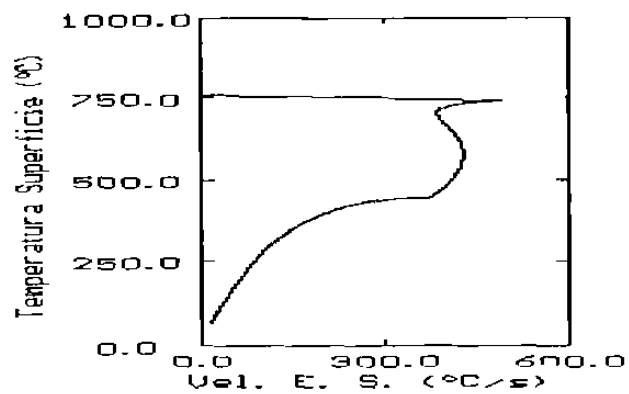


Fig. 6.11b Velocidad de enfriamiento superficial obtenida para el temple en agua de la gráfica 6.1.

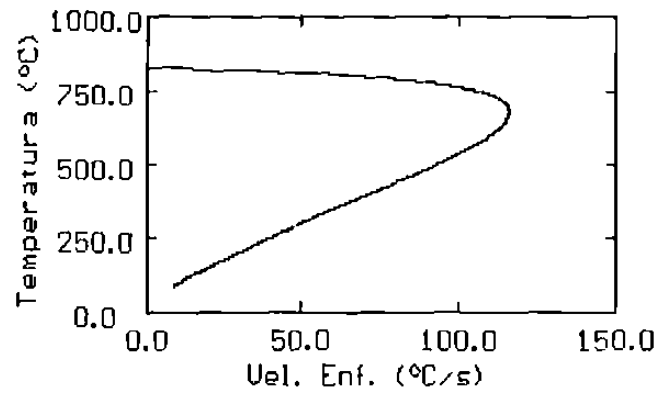


Fig. 6.12a Velocidad de enfriamiento al centro de la pieza calculadas para el enfriamiento de la pieza mostrada en la figura 6.2.

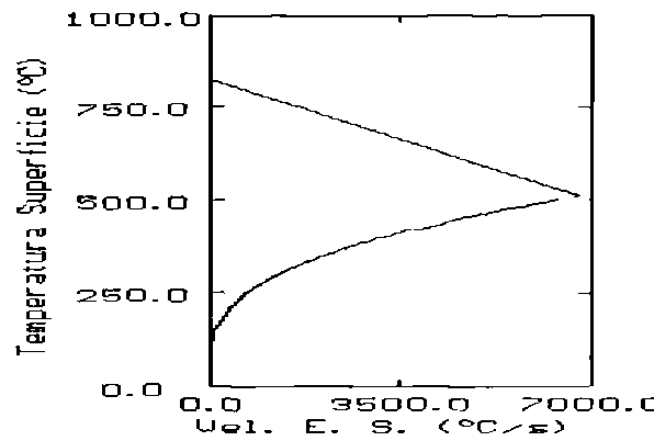


Fig. 6.12b Velocidad de enfriamiento en la superficie de la pieza calculadas para el enfriamiento de la pieza mostrada en la figura 6.2.

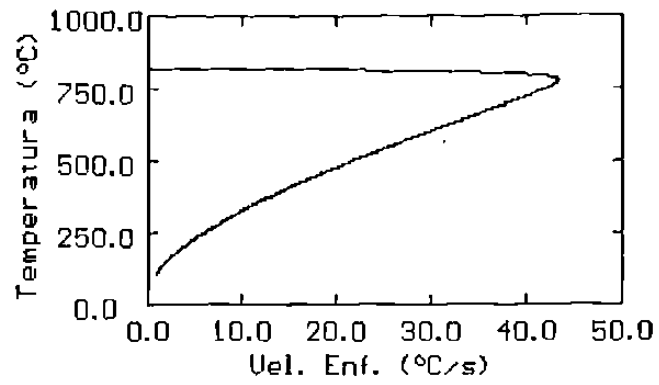


Fig. 6.13a Velocidad de enfriamiento al centro de la pieza obtenida de la figura 6.3.

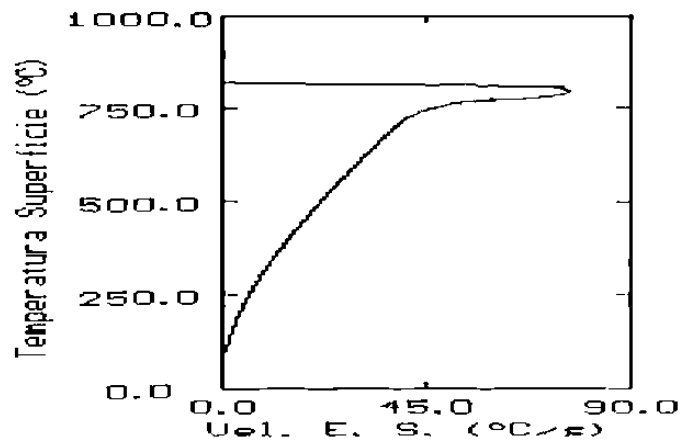


Fig. 6.13b Velocidad de enfriamiento superficial obtenida de la figura 6.3.

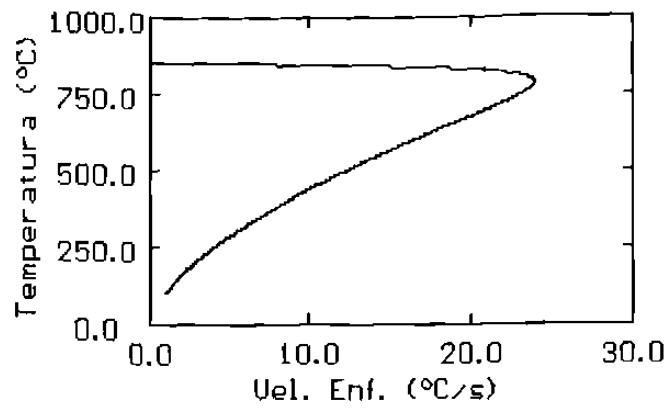


Fig. 6.14a Velocidad de enfriamiento al centro de la pieza obtenida de la figura 6.4.

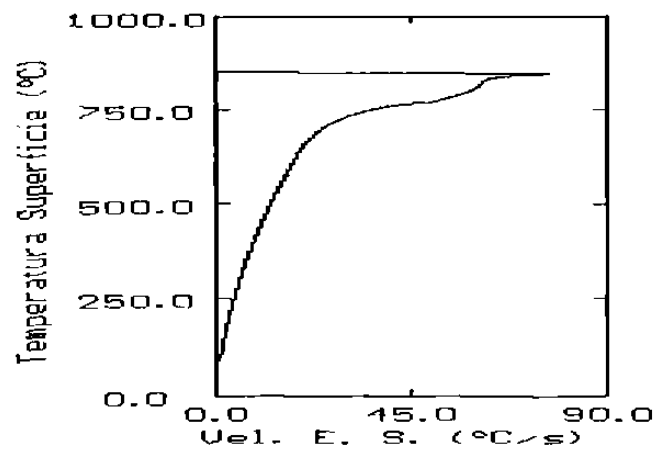


Fig. 6.14b Velocidad de enfriamiento en la superficie de la pieza obtenida de la figura 6.4.

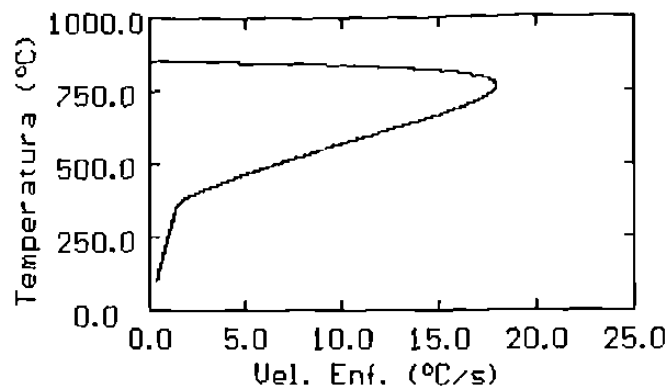


Fig. 6.15a Velocidad de enfriamiento al centro de la pieza obtenida del temple de la barra de 40 mm de diámetro mostrada en la fig. 6.5.

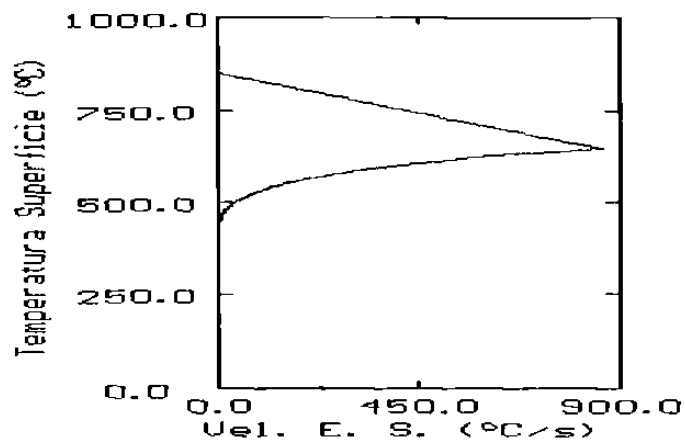


Fig. 6.15b Velocidad de enfriamiento superficial obtenida del temple de la barra de 40 mm de diámetro mostrada en la fig. 6.5.

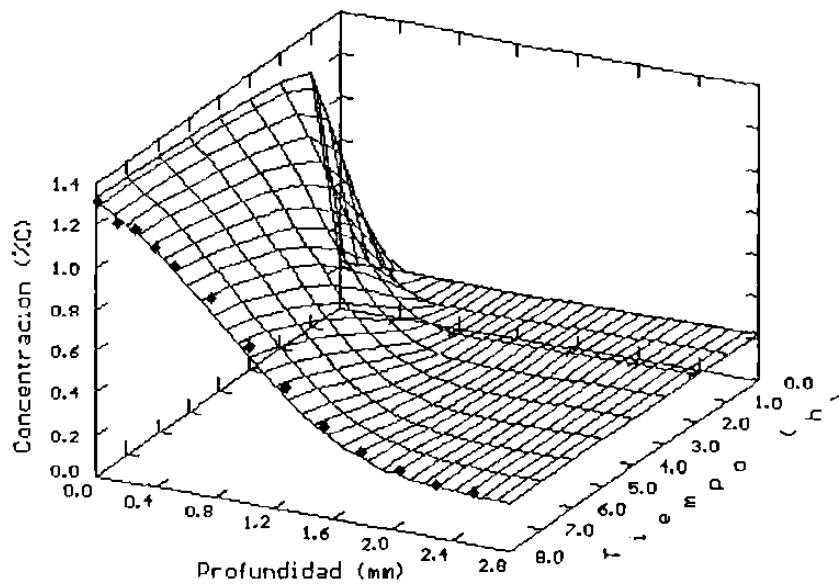


Fig. 6.16 Carburización de una pieza de acero tipo AISI 8620 de 25.4 mm. de diámetro durante 8 horas.

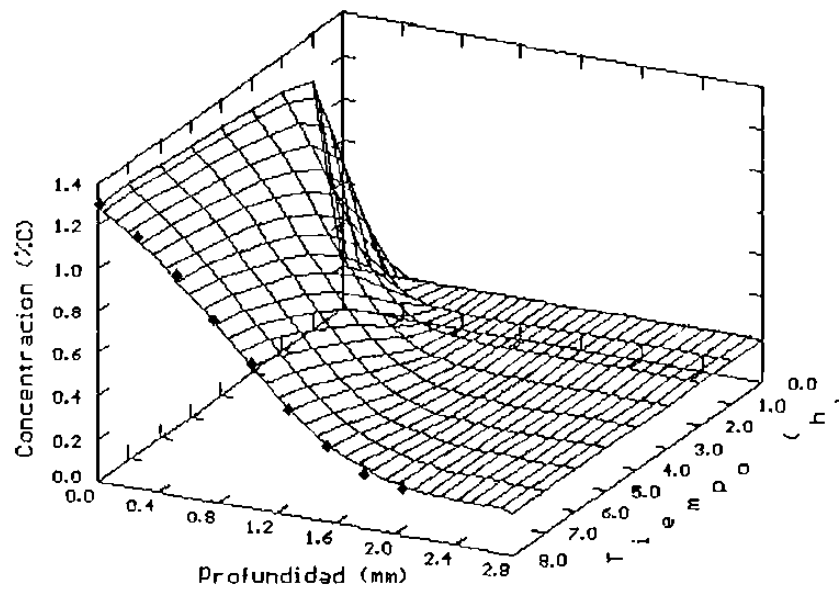


Fig. 6.17 Simulación de la carburización durante 8 horas de una pieza de acero tipo AISI 1020 de 25.4 mm. de diámetro.

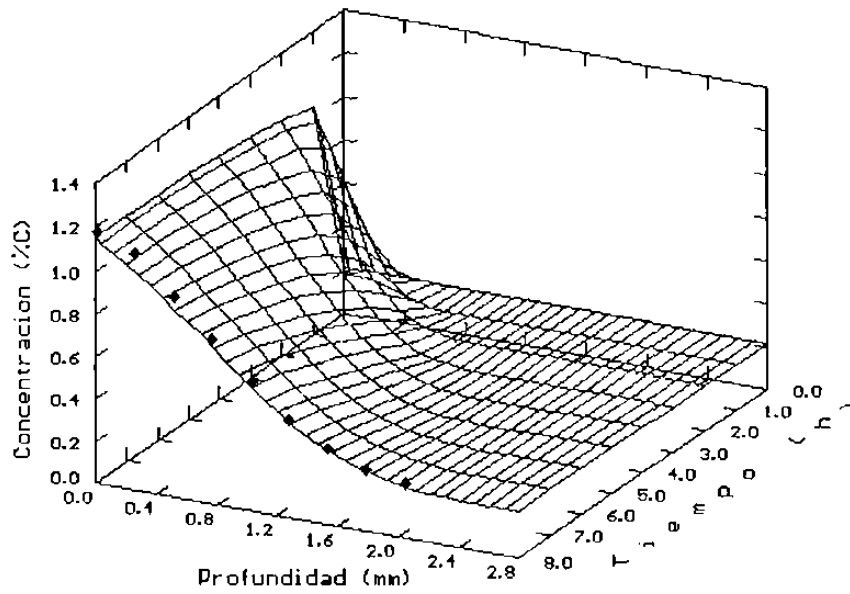


Fig. 6.18 Simulación de la carburización durante 8 horas de una pieza de acero tipo AISI 4620 de 25.4 mm. de diámetro.

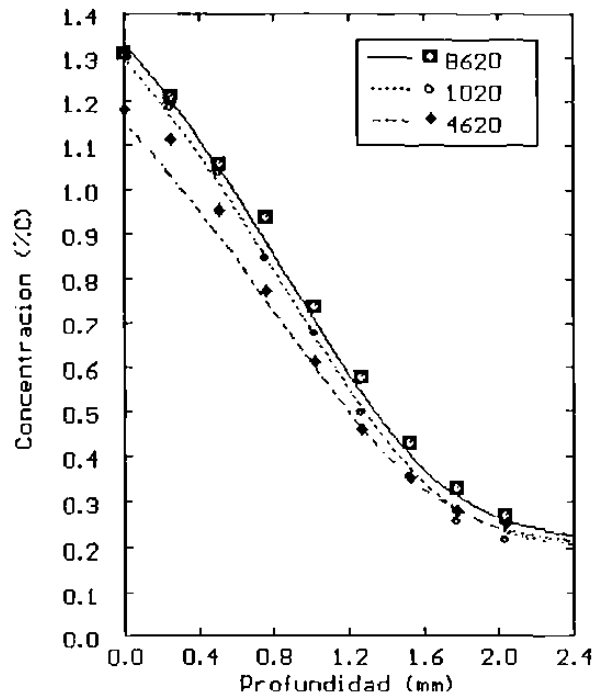


Fig. 6.19 Comparación de los resultados de la simulación y experimentales de la carburización de los tres tipos de aceros (los símbolos representan los resultados experimentales)..

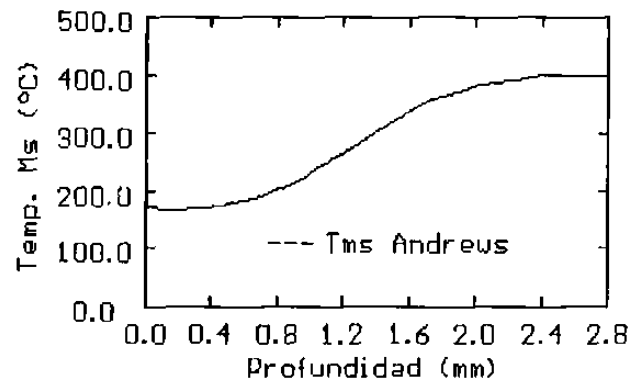


Fig. 6.20 Temperatura de inicio de transformación martensítica obtenida de la simulación del acero mostrada en la Fig. 6.16.

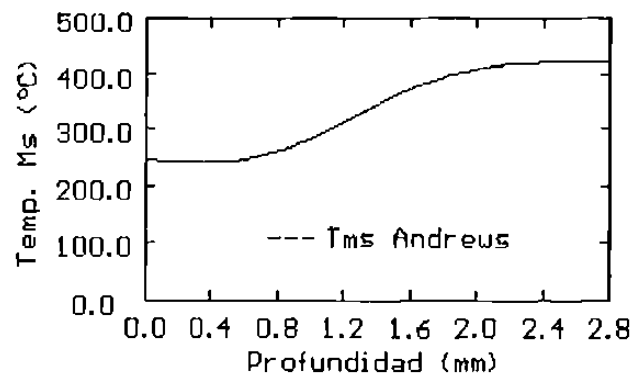


Fig. 6.21 Temperatura de inicio de transformación martensítica obtenida de la simulación de la Fig. 6.17.

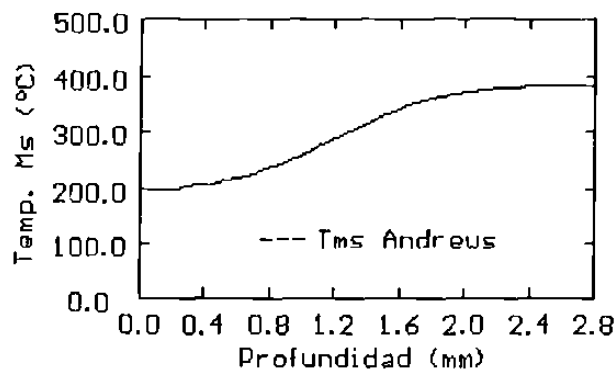


Fig. 6.22 Temperatura de inicio de transformación obtenida para el ciclo de carburización mostrado en la Fig. 6.18.

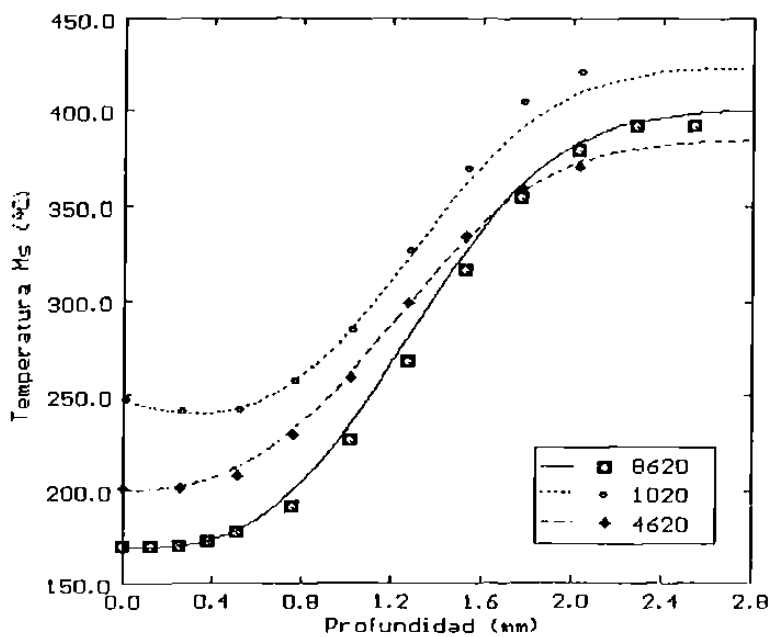


Fig. 6.23 Comparación de las temperaturas de inicio de transformación martensítica de los tres tipos de aceros obtenidas de la simulación y las calculadas a partir de los datos experimentales (indicados por los símbolos) utilizando la expresión propuesta por Andrews [5].

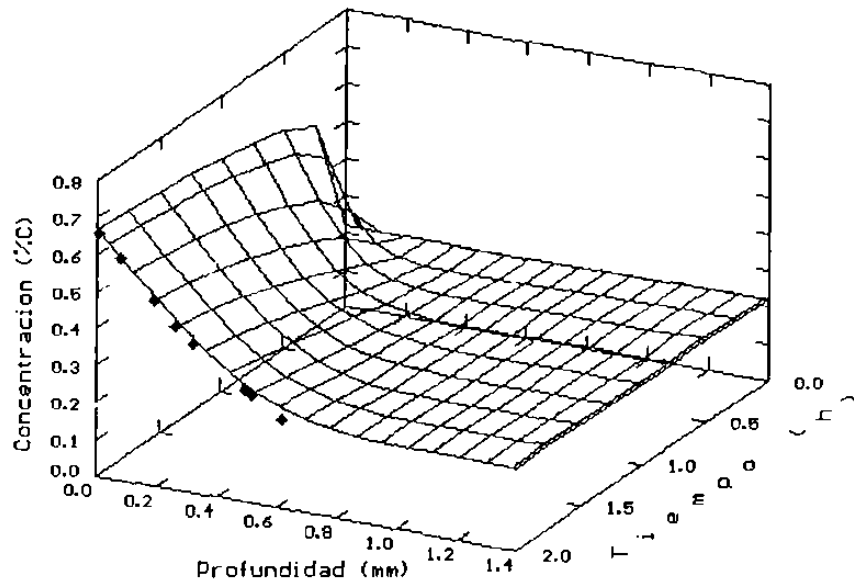


Fig. 6.24 Simulación de la carburización por 2 horas de una pieza de acero tipo AISI 1022 de 25.4 mm. de diámetro.

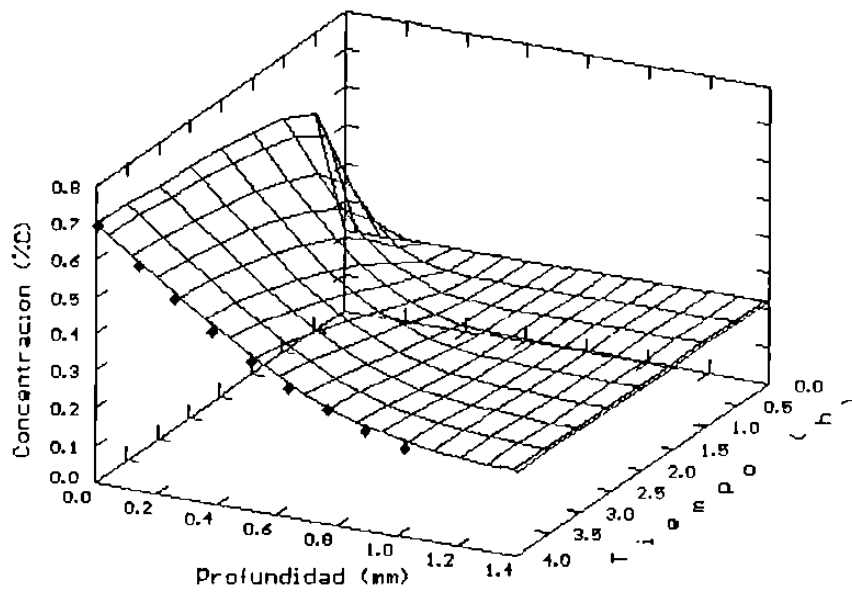


Fig. 6.25 Carburización durante 4 horas de una pieza tipo AISI 1022 de 25.4 mm. de diámetro.

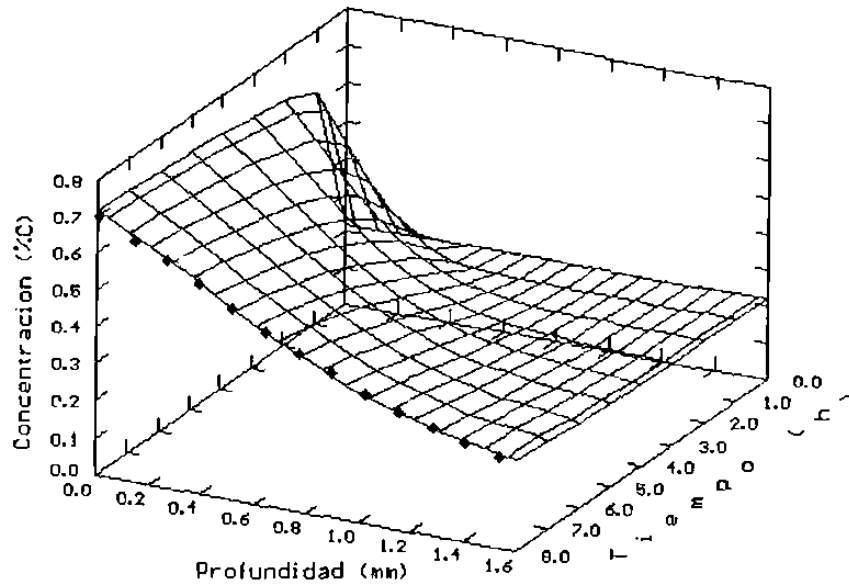


Fig. 6.26 Simulación de un ciclo de carburización de 8 horas para una pieza de acero tipo AISI 1022 de 25.4 mm. de diámetro.

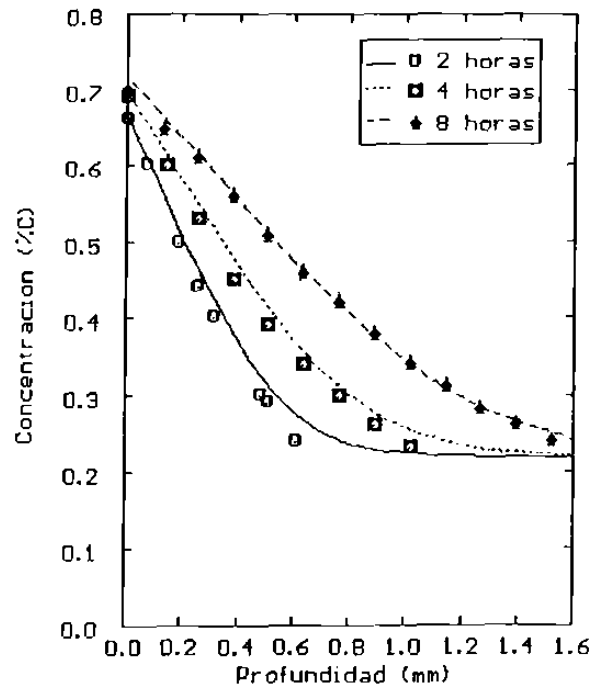


Fig. 6.27 Efecto del tiempo para los diferentes ciclos de carburización al que fue sujeta la pieza tipo AISI 1022 (los símbolos representan los datos experimentales).

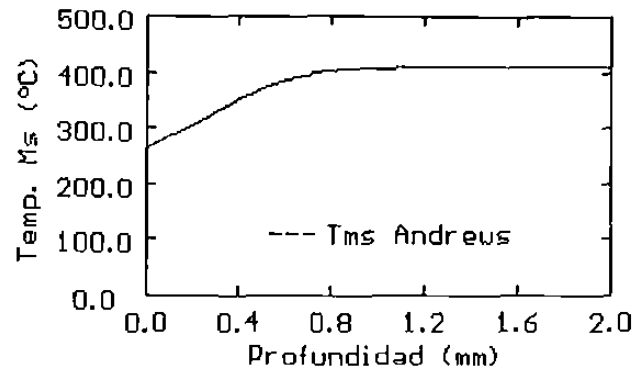


Fig. 6.28 Inicio de transformación martensítica obtenida de la Fig. 6.24.

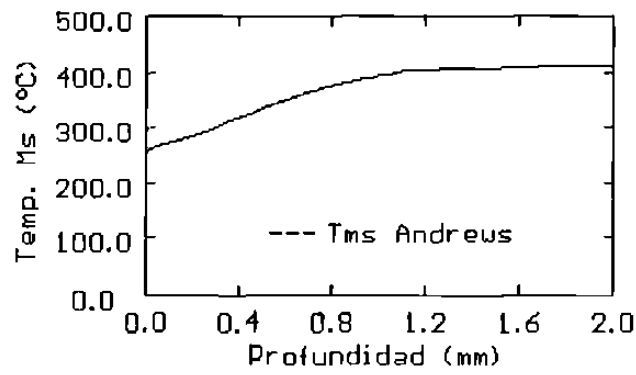


Fig. 6.29 Temperatura de inicio de transformación martensítica obtenida para el ciclo de carburización mostrado en la Fig. 6.25.

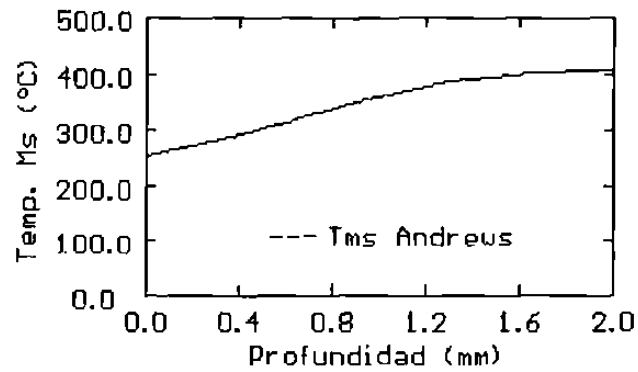


Fig. 6.30 Temperaturas de inicio de transformación obtenidas de la carburización mostrada en la Fig. 6.26.

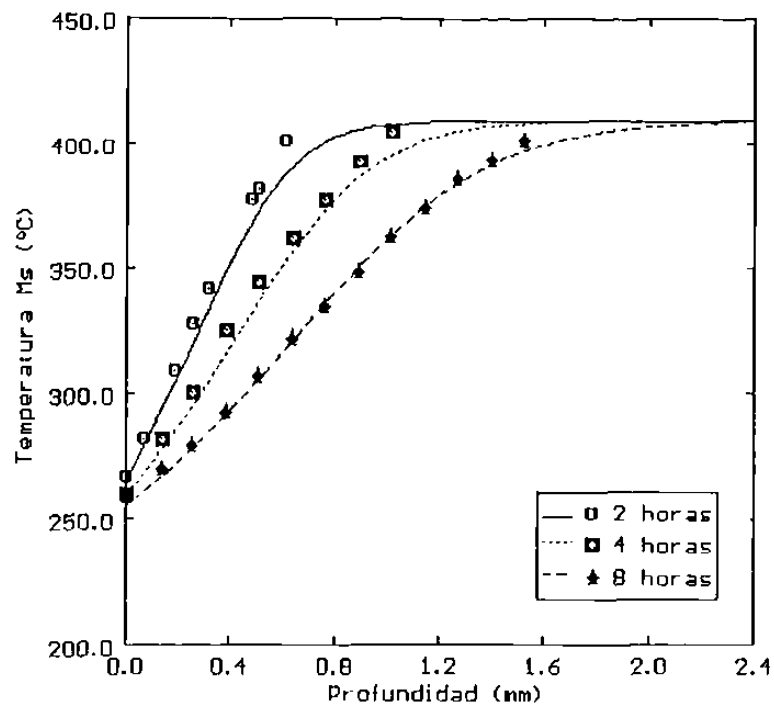


Fig. 6.31 Comparación de las temperaturas de inicio de transformación martensítica para los diferentes ciclos de carburización que muestran el efecto del tiempo en la pieza tipo AISI 1022. En ésta los símbolos representan las temperaturas de inicio de transformación calculadas a partir de los datos experimentales obtenidos de la ecuación propuesta por Andrews [5].

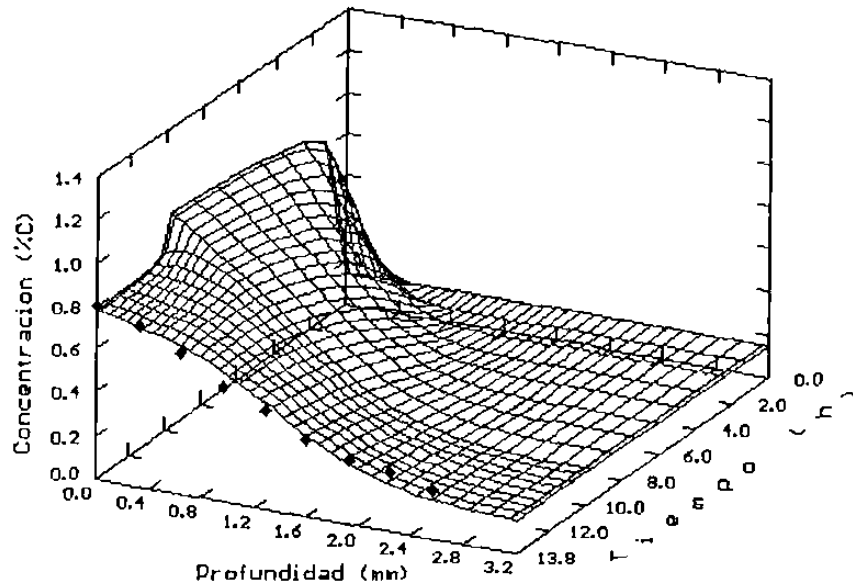


Fig. 6.32 Comparación de los resultados de la simulación de un ciclo de carburización en dos etapas y los obtenidos por Reti, Reger y Gergely [14], representados mediante símbolos (♦) en la gráfica.

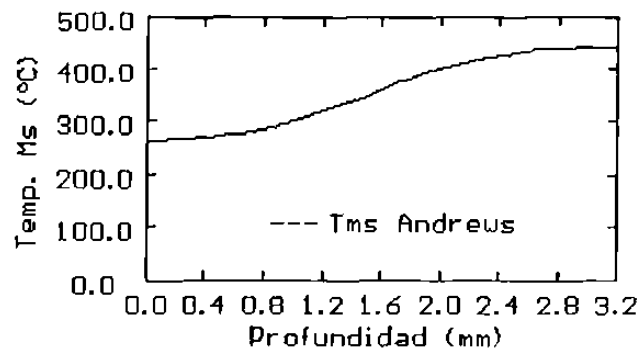


Fig. 6.33 Temperatura de inicio de transformación martensítica obtenida de la simulación del ciclo de carburización de la Fig. 6.32.

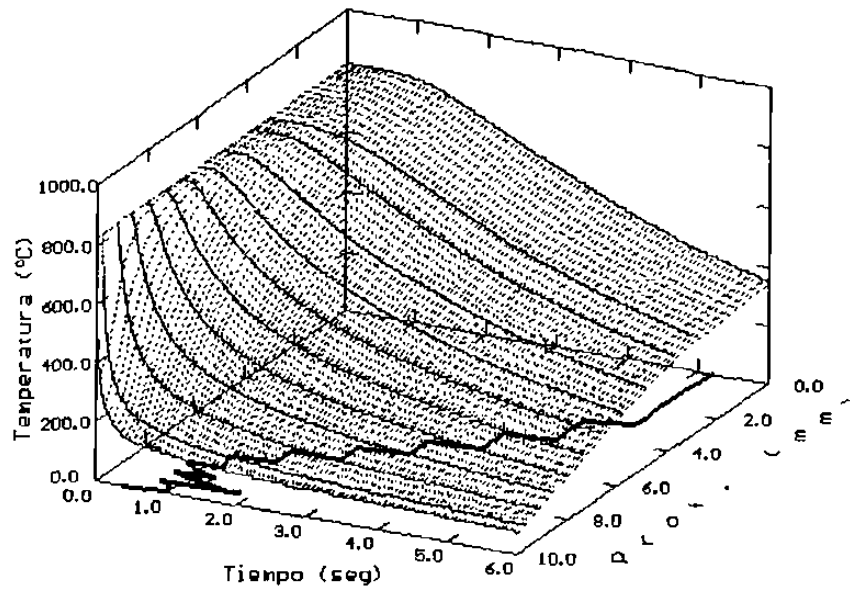


Fig. 6.34 Transformación martensítica durante el enfriamiento en agua del acero AISI 8620, el cual fue previamente carburizado como se indica en la Fig. 6.16.

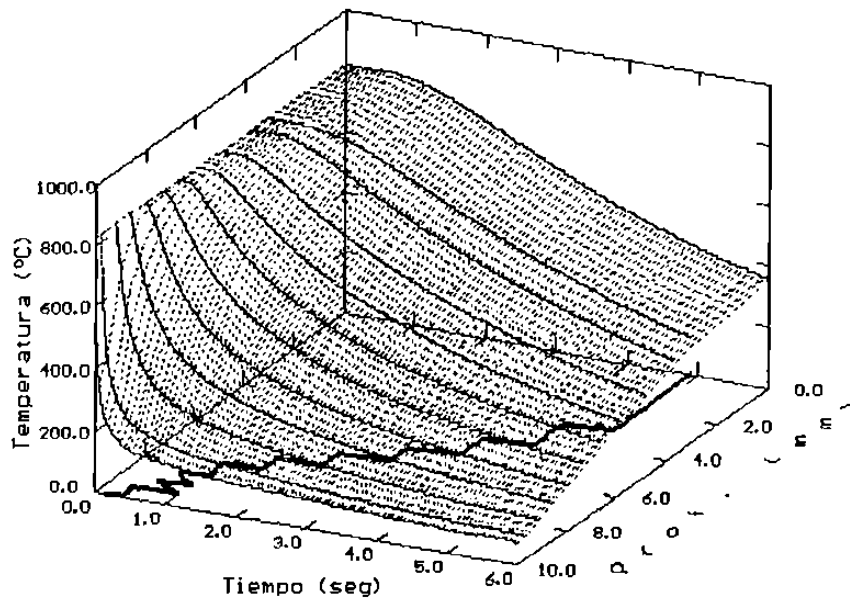


Fig. 6.35 Temperatura de inicio de transformación martensítica para el acero AISI 1020 (carburizado como se indica en la Fig. 6.17), durante el enfriamiento en agua.

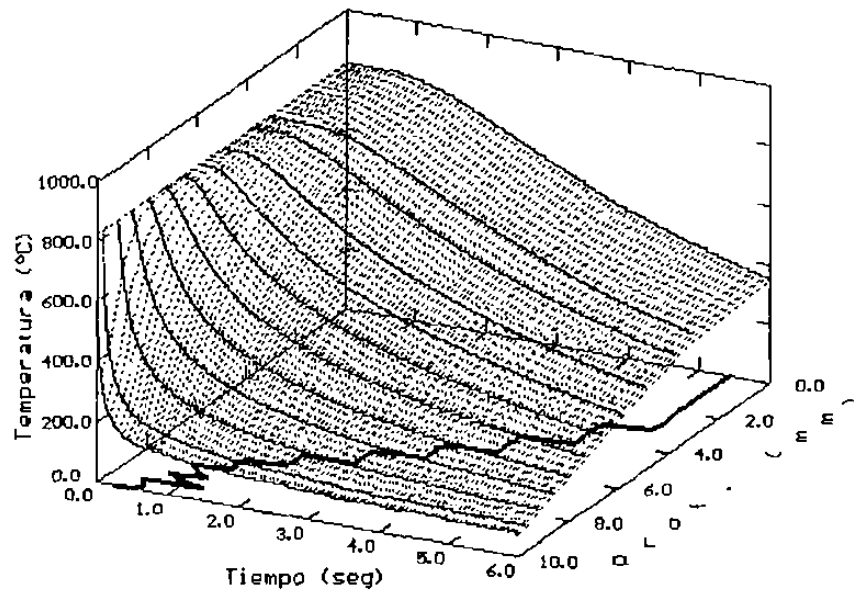


Fig 6.36 Temperaturas de inicio de transformación durante el enfriamiento en agua del acero AISI 4620, que fue carburizado como se indica en la Fig. 6.18.

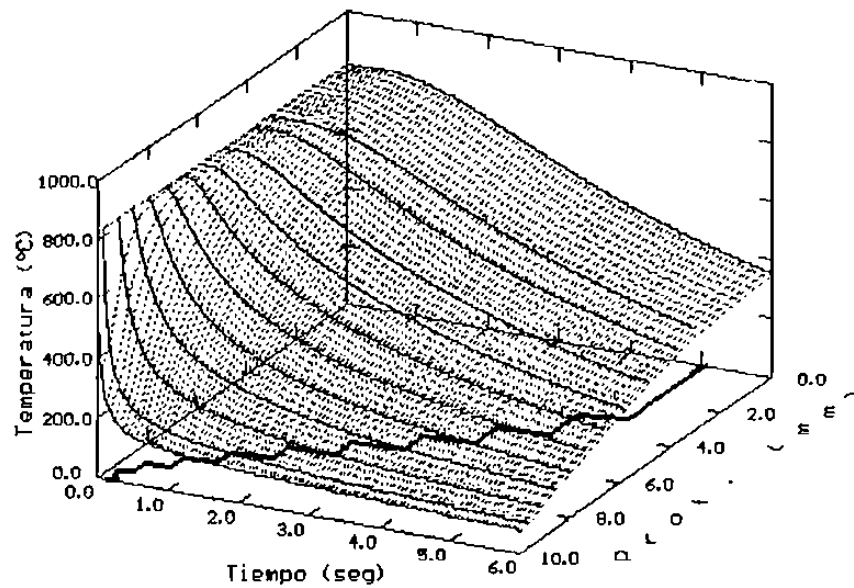


Fig. 6.37 Tiempo al cual se presenta la transformación martensítica durante el enfriamiento en agua para el caso del acero AISI 1022 sujeto a un ciclo de carburización de dos horas (Fig. 6.24).

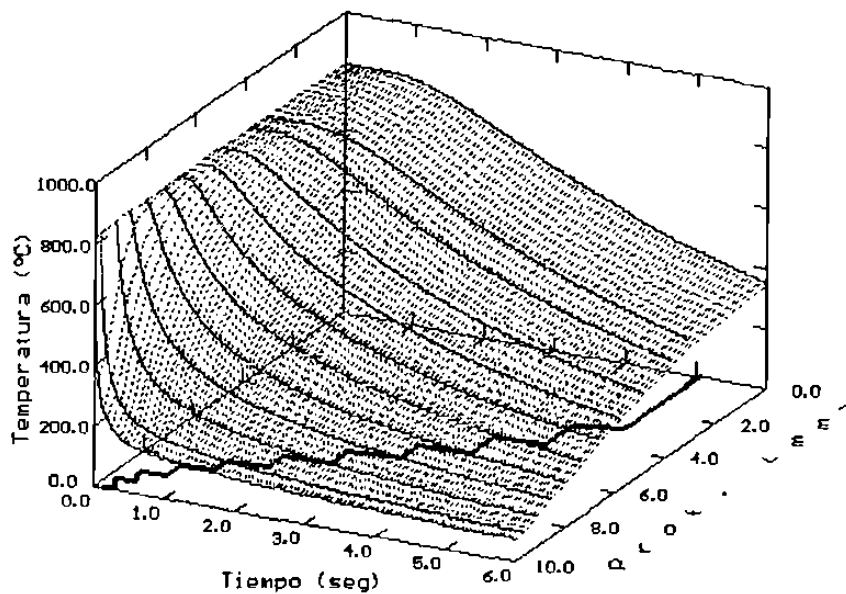


Fig. 6.38 Tiempo al que se presenta la transformación martensítica para el acero AISI 1022, sujeto a un ciclo de carburización por 4 hrs. como se muestra en la Fig. 6.25.

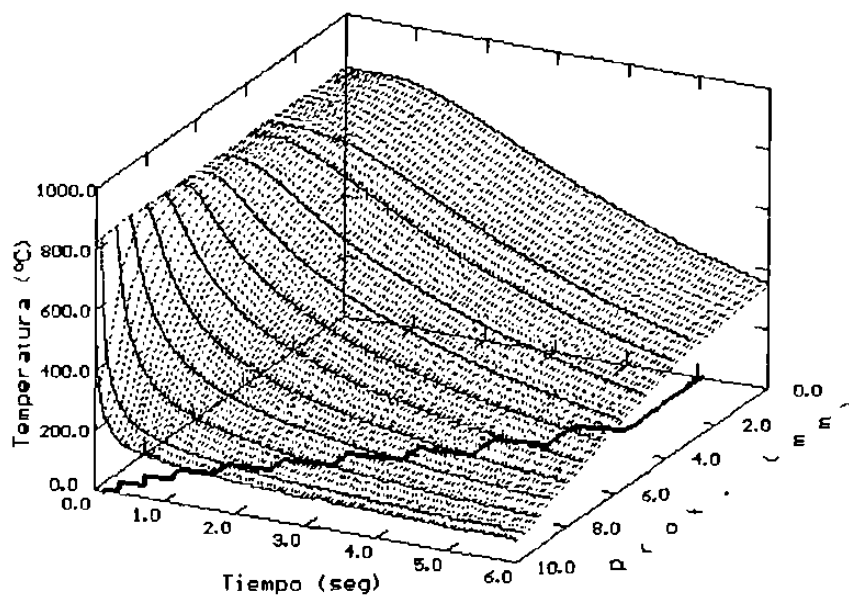


Fig. 6.39 Secuencia de la transformación martensítica durante el enfriamiento en agua del acero AISI 1022 sujeto a un ciclo de carburización de 8 hrs., como se muestra en la Fig. 6.26

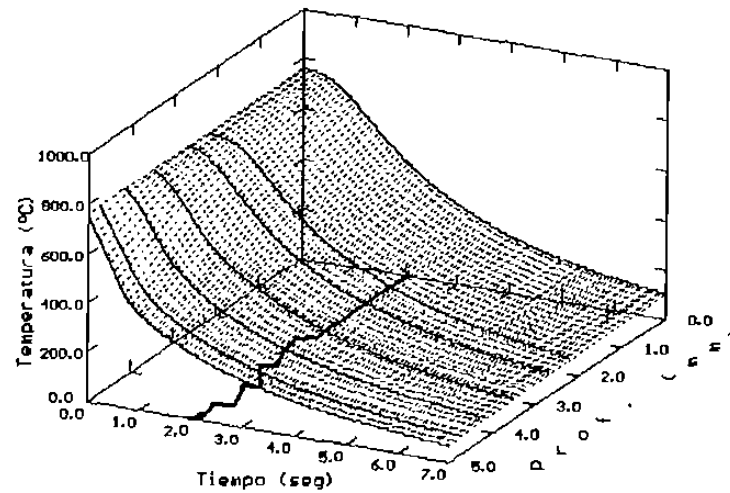


Fig. 6.40 Condiciones para el inicio de la transformación martensítica durante el enfriamiento en agua, para la pieza carburizada según se muestra en la en la Fig. 6.32.

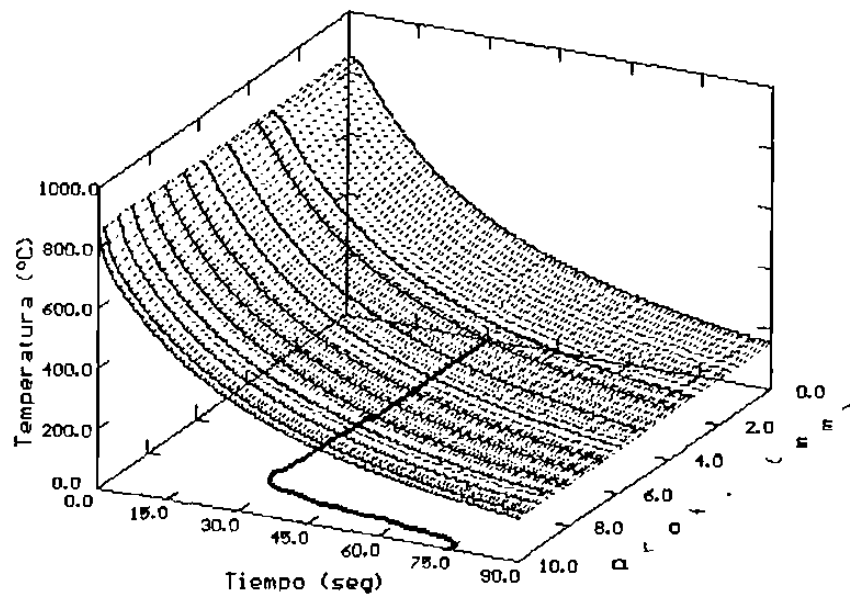


Fig. 6.41 Secuencia del inicio de la transformación martensítica para el acero AISI 8620 (tratado como se muestra en la Fig. 6.16), durante el enfriamiento en aceite.

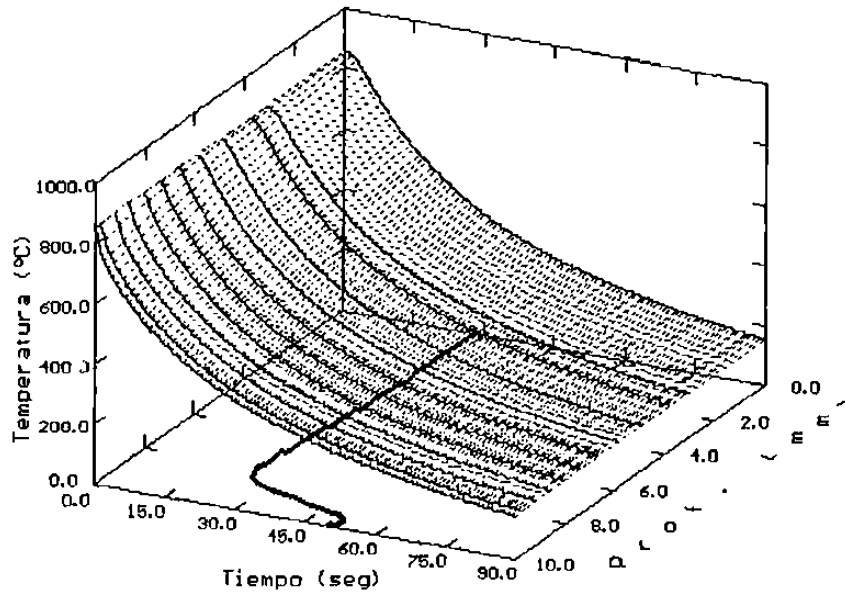


Fig. 6.42 Temperatura M_s durante el enfriamiento en aceite para el acero AISI 1020 carburizado como se indica en la Fig. 6.17.

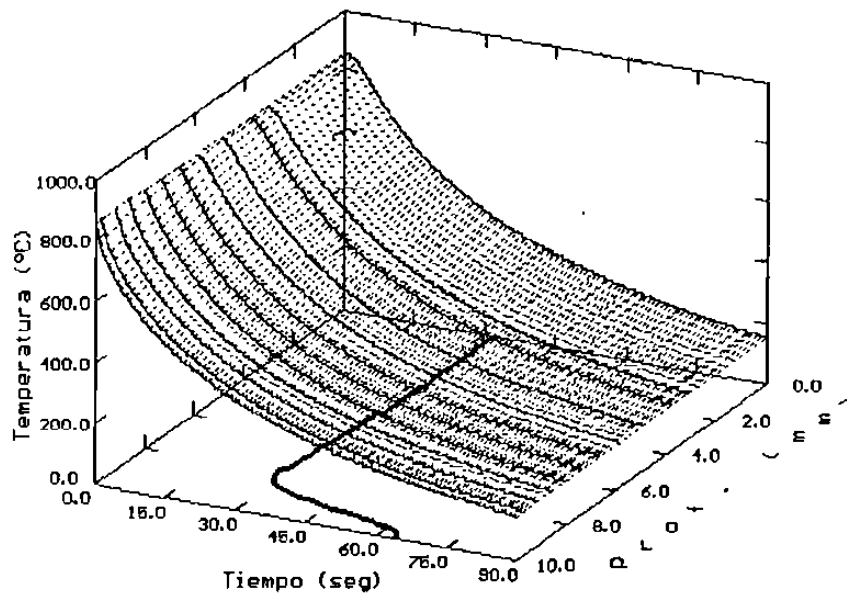


Fig. 6.43 Temperatura M_s durante el enfriamiento en aceite para el acero AISI 4620, carburizado como se muestra en la Fig. 6.18.

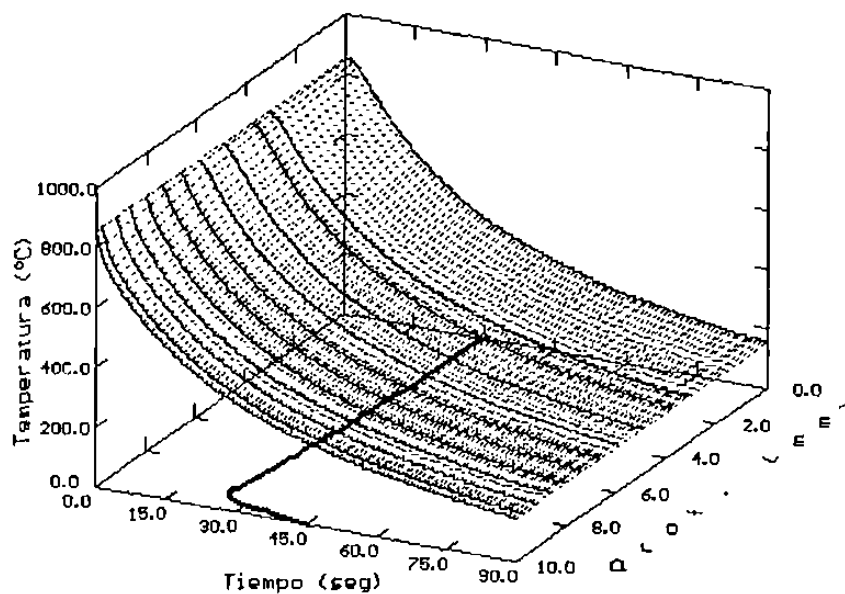


Fig. 6.44 Secuencia en la que ocurre el inicio de la transformación martensítica, durante el enfriamiento en aceite del acero AISI 1022, que fue carburizado por un lapso de 2 hrs., como se indica en la Fig. 6.24.

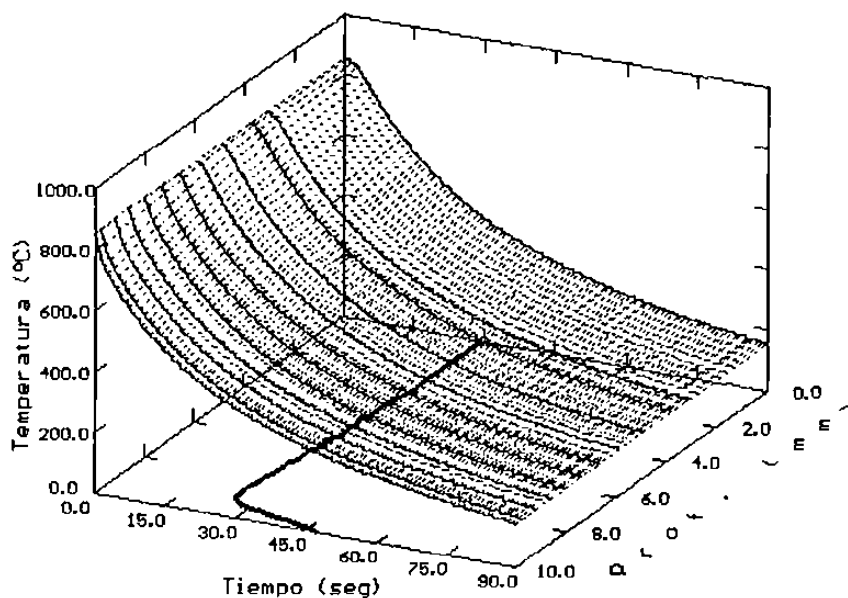


Fig. 6.45 Secuencia en la que se presenta la transformación martensítica durante el enfriamiento en aceite del acero AISI 1022, que fue carburizado durante 4 hrs., como se indica en la Fig. 6.25.

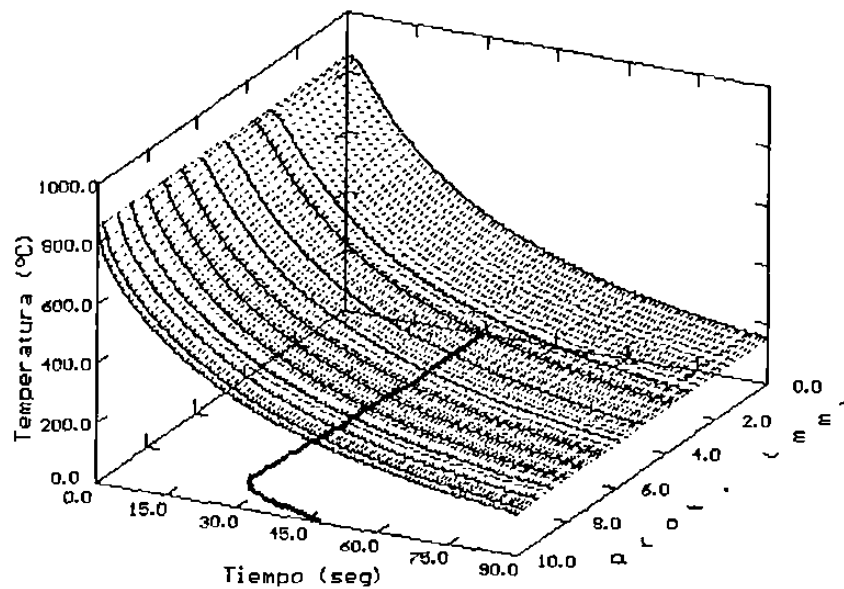


Fig. 6.46 Secuencia en la que se presenta la transformación martensítica durante el enfriamiento en aceite del acero AISI 1022, que fue carburizado durante 8 hrs., como se indica en la Fig. 6.26.

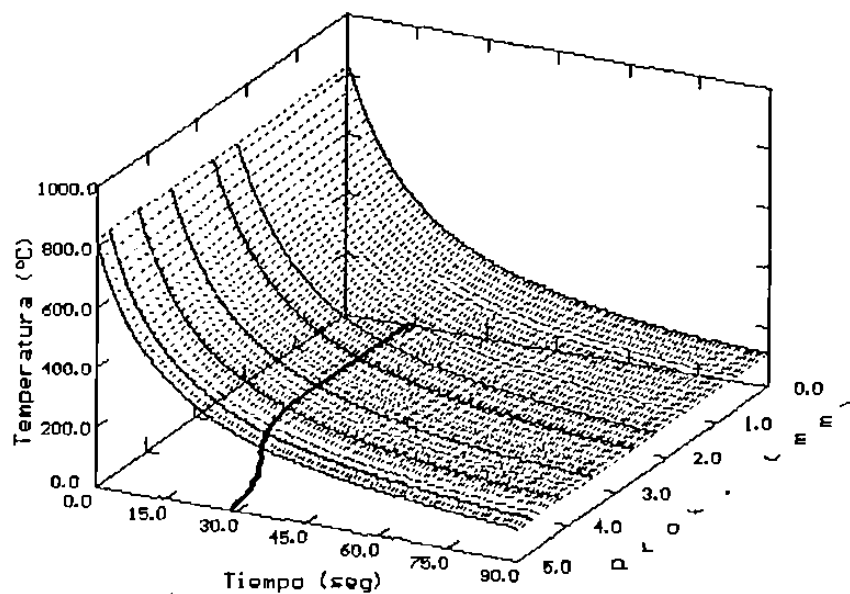


Fig. 6.47 Secuencia en la que se presenta el inicio de transformación martensítica durante el enfriamiento en aceite, calculada a partir de la del proceso de carburización que se muestra en la Fig. 6.32.

RESUMEN AUTOBIOGRAFICO

El Ing. Manuel Guillermo Palafox Martínez es originario de la ciudad de Gómez Palacio, Dgo., México, en donde nació el 12 de Agosto de 1967; y residente de la ciudad de Torreón, Coah. Es hijo de los señores Manuel G. Palafox Ortiz (I), y la señora Ada Martínez Santana.

El Ing. Palafox Martínez cursó sus estudios en la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León, obteniendo el título de Ingeniero Mecánico Metalúrgico el 21 de Septiembre de 1990, fecha en que presentó su examen profesional en la Institución Educativa mencionada.

Por sus méritos académicos obtuvo en 1990 el "Premio Al Saber", que le fue otorgado por la Sociedad de Ingenieros y Técnicos de Monterrey, A. C.

De 1990 a 1993 presta sus servicios en empresas privadas en las que adquirió experiencias laborales en el área de ingeniería metal-mecánica.

En febrero de 1994, inicia estudios en la División de Estudios de Postgrado de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León, a fin de obtener el grado de Maestría en Ingeniería Mecánica, con especialidad en Materiales, para lo cual elabora la tesis "Modelación de la Carburización y Temple en Aceros"

El Ing. Palafox Martínez es miembro de las Asociaciones denominadas American Society for Metals (ASM), así como de la American Foundrymen's Society (AFS), Heat Treating Society (HTS) e International Metallographic Society (IMS).

