

---

**Benemérita Universidad Autónoma De  
Puebla**

**Facultad De Ingeniería Química**

**“Efecto de las condiciones de enfriamiento  
en la distorsión de piezas de acero 51CrV4  
durante el temple”**

**Tesis presentada para obtener el título de:**

**Licenciado en Ingeniería en Materiales**

**Presenta:**

**César Mariscal Hernández**

**Director de Tesis:**

**Dr. Crescencio Octavio Olivares Xometl**

**Puebla, Pue. Junio 2018**



**BUAP**

Oficio No. FIQ/AC/006/2018  
Asunto: Registro de Tema de Tesis

**C. CÉSAR MARISCAL HERNÁNDEZ  
PASANTE DE LA LICENCIATURA  
EN INGENIERÍA EN MATERIALES  
P R E S E N T E:**

Por medio del presente me permito informarle, de la aprobación del Registro de Tema de Tesis de la Licenciatura en Ingeniería en Materiales cuyo título es el siguiente:

"Efecto de las Condiciones de Enfriamiento en la Distorsión de Piezas de Acero 51CrV4 Durante el Temple"

Con el siguiente contenido:

**INTRODUCCIÓN**

<b>CAPÍTULO 1</b>	<b>ANTECEDENTES</b>
<b>CAPÍTULO 2</b>	<b>METODOLOGÍA</b>
<b>CAPÍTULO 3</b>	<b>RESULTADOS Y DISCUSIÓN</b>

**CONCLUSIONES  
BIBLIOGRAFÍA**

Director de Tesis: Dr. Crescencio Octavio Olivares Xomelt

Lo cual me permito comunicarle para su conocimiento y fines consiguientes aclarando que la vigencia de este tema será **ÚNICAMENTE POR UN AÑO.**

**ATENTAMENTE**  
"Pensar Bien, Para Vivir Mejor"  
H. Puebla de Z., a 5 de enero de 2018

M.I.C. MA. GPE. TITA VÁZQUEZ DE LOS MONTEROS  
SECRETARIA ACADÉMICA



C.c.p. Director de Tesis: Dr. Crescencio Octavio Olivares Xomelt  
C.c.p. Archivo.

CTAI01



**Benemérita Universidad  
Autónoma de Puebla**  
FACULTAD DE INGENIERÍA QUÍMICA



CIUDAD UNIVERSITARIA

Mtro. Omar Gerardo Aguirre Ibarra  
Director de la Administración Escolar  
De la BUAP.  
Presente

ASUNTO:  
AUTORIZACIÓN  
IMPRESIÓN DE TESIS

Por este conducto me permito presentar a Ud. al C. pasante de la carrera de Ingeniería en Materiales

**CÉSAR MARISCAL HERNÁNDEZ**

Quién presenta como tema de tesis:

Efecto de las condiciones de enfriamiento en la distorsión de piezas de acero  
51CrV4 durante el temple.

La cual ha sido debidamente revisada y se autoriza para su impresión correspondiente.

Sin otro particular y para los fines que se estimen conducentes reitero mi distinción.

ATENTAMENTE

**“Pensar Bien, para Vivir Mejor”**

H. Puebla de Z., a 21 de mayo de 2018

Director de Tesis  
Dr. Octavio Olivares Xometl

# Tabla de contenido

Resumen.....	2
Introducción .....	3
Objetivos .....	6
Objetivo general.....	6
Objetivos particulares .....	6
Justificación .....	7
Hipótesis.....	9
Capítulo 1 .....	10
Generalidades .....	10
1.1 Hierro alfa y hierro gamma .....	11
1.2 Tratamientos térmicos .....	14
1.2.1 Tratamientos térmicos más usados. ....	14
1.3 Crecimiento de los cristales de austenita con el calentamiento .....	16
1.4 Teoría del temple .....	16
1.5 Cinética de transformación .....	16
1.5.1 Transformaciones de fase .....	17
1.5.2 Mecanismos de transformación.....	18
1.5.2.1 Transformaciones controladas por difusión .....	18
1.5.2.2 Transformaciones adifusionales.....	19
1.5.2.2.1 Transformaciones reconstructivas .....	19
1.5.2.2.2 Transformaciones displacivas .....	19
1.6 Diagramas Tiempo – Temperatura – Transformación. ....	20
1.7 Diagramas de enfriamiento continuo .....	20
1.8 Constituyentes microscópicos de los aceros.....	21
1.8.1 Ferrita.....	21
1.8.2 Cementita.....	22
1.8.3 Perlita .....	22
1.9 Aceros templados.....	23
1.9.1 Austenita .....	23
1.9.2 Martensita .....	23
1.10 Influencia de diversos factores durante el temple .....	24

1.10.1	Influencia de la composición.....	25
1.10.2	Influencia del tamaño de grano .....	25
1.10.3	Influencia del tamaño de las piezas .....	25
1.10.4	Influencia del medio de temple. ....	26
1.11	Cambios de volumen y deformación de los componentes tratados térmicamente.....	27
1.12	Principales mecanismos de distorsión. ....	27
1.13	Método de elemento finito.....	28
1.13.1	Discretización .....	29
1.13.2	Ecuaciones de elementos.....	29
1.13.3	Obtención de un ajuste óptimo de la función de la solución. ....	29
1.13.4	Ensamble .....	30
1.13.5	Condiciones a la frontera .....	30
1.13.6	Solución .....	31
1.13.6.1	Pos-procesamiento .....	31
Capítulo 2	.....	32
Desarrollo experimental.....		32
2.1	Material de llegada.....	32
2.2	Análisis químico.....	32
2.3	Preparación metalográfica del material de llegada .....	32
2.4	Caracterización mediante microscopia óptica .....	33
2.5	Instrumentación de las soleras .....	33
2.6	Proceso real en planta.....	33
2.7	Proceso similar al real .....	34
2.8	Simulación de las propiedades termofísicas mediante JMatPro® .....	35
2.9	Simulación mediante DEFORM™ -3D.....	36
2.9.1	Pre-procesador.....	38
2.9.2	Descripción del objeto.....	38
2.9.3	Controles de simulación.....	40
2.9.3.1	Datos del material .....	40
2.9.3.2	Propiedades iniciales del material .....	42
2.9.4	Proceso de simulación.....	44
2.9.5	Post-proceso.....	44
Capítulo 3	.....	45

Resultados y discusión .....	45
3.1 Composición química .....	45
3.2 Caracterización de fases presentes .....	46
3.3 Tratamientos térmicos .....	47
3.4 Velocidad de enfriamiento .....	47
3.5 Cinética de transformación simulada.....	48
3.5.1 Cinética de transformación (diagramas TTT) .....	49
3.5.2 Cinética de transformación (diagramas CCT).....	51
3.6 Simulación en DEFORM-3D™ .....	54
3.7 Calculo del coeficiente de transferencia de calor (HTC) .....	55
3.8 Perfiles de enfriamiento .....	60
3.9 Análisis de distorsión.....	67
Capítulo 4 .....	70
Conclusiones .....	70
BIBLIOGRAFÍA.....	73

# Tabla de Figuras

Figura 1.- Ilustración de una muelle automotriz.....	8
Figura 2.- a) Hierro gamma (cúbica centrada en las caras, mayor solubilidad de carbono), b) hierro alfa (cúbica centrada en el cuerpo, sin solubilidad de carbono), c) martensita.....	13
Figura 3.- Influencia del medio de temple y la agitación en el comportamiento de las curvas de enfriamiento, (a) diferentes medios de enfriamiento y diferente temperatura del baño. ....	26
Figura 4.- Ilustración de la solera preformada antes de ser sumergida en el baño de aceite, San Luis Rassini S. A de C. V, ubicada en Piedras Negras, Coahuila.	34
Figura 5.- Interface de software JMatPro® para exportar los datos del material a DEFORM™-3D (Sente Sftware Ltd).....	36
Figura 6.- Geometría inicial de la pieza de trabajo preformada en caliente a temperatura de austenización. ....	39
Figura 7.- Ilustración del componente montado en el formador, ilustración de DEFORM-3D™. ....	41
Figura 8.- Coeficiente de transferencia de calor en función de la temperatura calculado con la historia térmica del componente instrumentado. ....	42
Figura 9.- Microestructura del material de llegada. ....	47
Figura 10.- Solera preformada e instrumentada.....	47
Figura 11.- Curvas y velocidad de enfriamiento en la del componente instrumentado con termopares tipo-K del acero 51CrV4.....	48
Figura 12.- Ciclos de calentamiento, tiempos de permanencia y enfriamientos, para el proceso de temple. ....	49
Figura 13.- Diagrama TTT de la cinética de transformación de la perlita y bainita para un tamaño de grano austenítico TGA 8, obtenidas por JMatPro®. ....	50
Figura 14.- Diagrama TTT del acero 51CrV4 y curva de enfriamiento de la superficie desde una temperatura de autenizado de 713°C y enfriado en aceite a 60°C, para un TG 8 ASTM. ....	51

Figura 15.- Diagrama CCT del acero 51CrV4 desde una temperatura de austenizado de 820°C, para un TGA de 8 ASTM y a diferentes velocidades de enfriamiento, obtenidas por JMatPro®. ....	52
Figura 16.- Diagrama CCT del acero 51CrV4, donde se muestran las curvas de enfriamiento obtenida experimentalmente de la superficie del componente templado con un TGA de 8 ASTM.....	53
Figura 17.- Curvas de enfriamiento calculada experimentalmente.....	56
Figura 18.- Coeficiente de transferencia en función de la temperatura, obtenido mediante el ajuste en la curva de enfriamiento. ....	57
Figura 19.- Puntos de contacto entre la pieza de trabajo y el formador. ....	60
Figura 20.- Curva de enfriamiento calculada experimentalmente y simuladas en dos puntos distintos del componente. ....	62
Figura 21.- Evolución de la temperatura sobre el tiempo, durante el enfriamiento del componente.....	63
Figura 22.- Evolución de la fracción de volumen de martensita durante la simulación. ....	64
Figura 23.- Evolución de la fracción de volumen de austenita al inicio y final de la simulación respectivamente. ....	65
Figura 24.- Evolución de la fracción de volumen de bainita al inicio y final de la simulación respectivamente. ....	66
Figura 25.- Evolución de la fracción de volumen de perlita al inicio y final de la simulación respectivamente. ....	66
Figura 26.- Desplazamiento total a lo largo del componente. ....	67
Figura 27.- Desplazamiento total en los extremos del componente. ....	68
Figura 28.- Desplazamiento total y curvas de desplazamiento evaluadas en diversos puntos del componente.....	69

# Resumen

El temple tiene por objeto endurecer y aumentar a resistencia de los aceros. Para ello, se calienta en general el acero a una temperatura ligeramente más elevada que la crítica superior y se enfría luego más o menos rápidamente en un medio de temple, según sea el caso.

Cuando el acero se enfría desde una temperatura austenítica a una velocidad de enfriamiento lenta, se obtienen microestructuras que favorecen la aparición de un bajo nivel de esfuerzos residuales dentro del material. Sin embargo, para la obtención de propiedades mecánicas como la resistencia y dureza en un rango elevado, es necesario utilizar velocidades de enfriamiento más altas. Para estas condiciones, las velocidades de enfriamiento no son uniformes lo que conlleva a la evolución de esfuerzos internos que pueden ser perjudiciales en la vida de la pieza o componente.

Finalmente, en este trabajo se realizó una simulación del temple del acero 51CrV4 mediante un modelo de elemento finito, con datos experimentales. Esta simulación, con el fin de poder conocer los fenómenos que afectan la distorsión y calidad de la pieza final durante los temple y poder parametrizar todas las variables que podemos cambiar en el proceso, reduciendo así costos de operación y de prueba en gran medida.

# Introducción

Los aceros utilizados en ingeniería poseen una característica muy importante, esta es, la posibilidad de ajustar sus propiedades mecánicas cuando son sometidas a tratamientos térmicos controlados, teniendo como resultado las características deseadas.

Los tratamientos térmicos son ampliamente utilizados en varios procesos de manufactura para mejorar la calidad de los productos. El temple en específico es uno de los procesos térmicos industriales más importantes y ampliamente conocidos, donde una pieza a temperatura austenítica es enfriada rápidamente para obtener las propiedades mecánicas requeridas, tales como dureza, microestructura, tamaño de grano, transformaciones de fase, entre muchas más. Sin embargo, el tratamiento térmico del temple conlleva a la evolución de esfuerzos internos también conocido como estrés residual, el cual integra la distorsión en la pieza tratada. Un alto estado de estrés residual es perjudicial ya que inicia grietas y acorta la vida de servicio de la pieza o componente metálico.

El temple es físicamente uno de los procesos más complicados en ingeniería y muy difícil de entender, ya que una gran cantidad de procesos metalúrgicos involucran fenómenos térmicos cuya cinética ejerce una influencia preponderante en la eficiencia de los mismos. Donde la transferencia de calor es contralada por diferentes mecanismos de enfriamiento y juega un papel muy importante. Los parámetros principales que afectan a dicha transferencia de calor durante el temple son; la temperatura de la superficie, la agitación del medio y las propiedades termofísicas del material. Industrialmente el uso más común del tratamiento térmico de temple es mediante el endurecimiento del acero provocando la formación de martensita.

Debido a las transformaciones de fase tales como el de la martensita que generan un cambio de volumen o expansión térmica, la distorsión se vuelve un problema común, que cobra relevancia a la luz de los estrictos estándares de la industria automotriz.

En estos procesos de tratamientos térmicos las piezas son sometidas a diversos ciclos de calentamiento y enfriamiento que promueven la generación de esfuerzos de origen térmico, mecánico y de transformaciones de fase.

Los esfuerzos residuales no son únicamente resultado del enfriamiento en el proceso térmico de temple, sino también se debe a procesos previos de fabricación y maquinado de los componentes. Cuando una pieza metálica tiene esfuerzos residuales, antes del tratamiento térmico, la distorsión puede ocurrir en cualquier momento durante el temple generado por un flujo plástico no homogéneo y esfuerzos internos presentes [4].

Durante el temple dos mecanismos son los responsables de generar esfuerzos residuales, que pueden distorsionar la pieza macroscópicamente si superan el límite elástico del material. Dichos mecanismos son: expansión por esfuerzos térmicos y, como se ha mencionado anteriormente, su uso industrial más común es para el endurecimiento por transformación de martensita, lo cual conlleva a un cambio de volumen debido a la transformación martensítica. En la literatura, se encuentra que estos dos mecanismos pueden ocurrir secuencial o simultáneamente [4]. El orden de aparición dependerá de la composición química, la temperatura de austenizado, el tamaño de grano austenítico, la velocidad de enfriamiento y las condiciones propias de la operación de temple [1].

Debido al gran uso industrial de este tratamiento térmico, se trabaja continuamente en el mejoramiento de este proceso con ayuda de la simulación computacional con la finalidad de optimizar los parámetros del proceso, para disminuir o eliminar efectos como; la homogeneidad de fases microestructurales, reducción de esfuerzos residuales, disminuir la distorsión macroscópica de los componentes templados y finalmente, obtener las propiedades finales deseadas (resistencia a la fatiga, resistencia al desgaste, dureza).

Principalmente estas razones hacen que la predicción mediante la simulación computacional del proceso sea de vital importancia en el control de piezas y componentes templados para disminuir las pérdidas de producción.

Físicamente el temple es un proceso complicado y difícil de entender, debido a la gran cantidad de acoplamientos entre diferentes eventos físicos, como son: la transferencia de calor, las transformaciones de fase del material y la evolución de esfuerzos físicos internos. Debido a esta complejidad no existe solución analítica en las ecuaciones gobernantes, por lo que es necesario determinar una teoría de acoplamiento termo-mecánico-metalúrgico.

Investigadores como Yaakoubi, Nallathambi, Şimşir, Grandhi, han propuesto diversas simulaciones numéricas para dar solución a este problema. La solución implica la aplicación de métodos de diferencias finitas (MDF), método de volumen finito (MVF) y métodos de elementos finitos (MEF). Debido a su amplio espectro de aplicabilidad y facilidad de uso, MEF es el método más aplicado para este propósito, por lo que el desarrollo numérico de esta investigación fue mediante MEF.

Este trabajo estará enfocado en el análisis paramétrico del modelo de elemento finito de la operación de temple. El principal objetivo es analizar el efecto que tienen las condiciones de enfriamiento en la distorsión macroscópica de la pieza. Para llevarlo a cabo, se realizaron experimentos numéricos variando la condición de frontera en la interface entre la pieza y el medio de temple, esto es el coeficiente de transferencia de calor. Este coeficiente de transferencia de calor fue definido como una función de la temperatura nodal de superficie y de la posición en la pieza para simular un enfriamiento heterogéneo.

Se desarrolló un modelo de elemento finito en el software DEFORM-3D™ y considera un acoplamiento total entre la evolución térmica, mecánica y de transformaciones de fase del material (Acero AISI 51CrV4). Por último, el análisis de resultados establecerá relaciones entre las condiciones de enfriamiento (especificadas por el coeficiente de transferencia de calor) y la distorsión durante el temple.

# Objetivos

## Objetivo general

Analizar el efecto de las condiciones de enfriamiento en la distorsión de piezas de acero durante el temple mediante un estudio paramétrico de un modelo matemático de elemento finito.

## Objetivos particulares

- Realizar estudios paramétricos del efecto de las condiciones de enfriamiento en la distorsión en un modelo matemático de elemento finito de soleras de acero 51CrV4.
- Calcular el coeficiente de transferencia de calor en la interface a través del análisis de las curvas de enfriamiento de soleras instrumentadas en planta.
- Realizar la caracterización de microestructuras de soleras enfriadas en las condiciones reales de operación.
- Validar el modelo en función de la distorsión de los perfiles de temperatura y microestructura de las soleras.

# Justificación

Como ya se tiene conocimiento en los procesos termodinámicos de los aceros, son sometidos a ciclos de calentamientos y enfriamientos que promueven esfuerzos internos en la pieza. El rápido enfriamiento produce la transformación de fases metaestables de microestructuras y las propiedades mecánicas del material son modificadas a consecuencia de las transformaciones metalúrgicas. Las modificaciones producidas durante el proceso dependen de la velocidad de enfriamiento en cada punto del material. Por lo tanto, la transferencia de calor durante el temple definirá las propiedades de la pieza.

Lo anterior se hace más evidente cuando la bainita está presente al final del enfriamiento, y este deterioro incrementa gradualmente con el aumento de este agregado. Una cantidad considerable de bainita disminuye la fracción de volumen de martensita que es la fase deseada en el temple de estos aceros viéndose disminuida la dureza de la pieza, lo que resulta en problemas de deformación como lo es la distorsión de la pieza.

Debido a esta relación entre la transferencia de calor y las propiedades finales, la predicción y modificación de la transferencia de calor durante el temple es muy relevante desde un punto de vista de ingeniería de procesos. Por lo que es de vital importancia controlar además de los parámetros básicos del proceso, el tamaño de grano austenítico y la velocidad de enfriamiento. Este tema es de gran importancia tecnológica para la industria, el cual causa pérdidas por re-trabajo por rechazo.

La distorsión no deseada durante el temple es el mayor problema industrial porque afecta críticamente las dimensiones exactas de componentes de precisión y aumenta las posibilidades de formación de micro-grietas. Si la distorsión puede ser prevista y controlada, entonces las correcciones pueden hacerse durante la etapa más cercana al mecanizado de modo que los componentes lleguen a su forma final deseada y dimensiones después del tratamiento térmico.

Rassini S.A. de C.V. es una empresa, ubicada en Piedras Negras, Coahuila, donde se fabrican muelles de suspensión para vehículos medianos. Éstos se procesan a partir de soleras de acero, las cuales son austenizadas, templadas en aceite y revenidas para alcanzar las propiedades mecánicas requeridas. En la operación de temple, la distorsión se encuentra dentro de límites estadísticos.



*Figura 1.- Ilustración de una muelle automotriz*

Sin embargo, existe la intención de parte de la empresa de reducir aún más el porcentaje de este defecto, siguiendo las normativas de control de calidad en el orden de partes por millón. Para tal fin, se ha implementado un proyecto de investigación vinculado entre la empresa y el Cinvestav Unidad Saltillo. En el marco de este proyecto, se desarrollará un modelo completamente acoplado de la operación de temple. El modelo incluirá la simulación por medio del método de elemento finito de la distorsión de la pieza.

Tiene como principal objetivo el análisis paramétrico de los fenómenos de distorsión durante el temple.

# Hipótesis

La distorsión durante el temple es un problema que disminuye la precisión de las piezas, existen dos mecanismos principales por los que la distorsión se presenta y son las más importantes a estudiar; las transformaciones de fase y los cambios de gradientes térmicos generados durante el enfriamiento.

Por lo tanto, el estudio paramétrico de las condiciones de enfriamiento tales como: coeficiente de transferencia de calor y la fracción transformada juegan un papel muy importante en la distorsión de piezas de acero y mayormente en componentes largos. Pues variables como velocidad de enfriamiento y dirección de inmersión, son capaces de reducir la distorsión. Es por ello que para la reducción de la distorsión requerimos de conocimientos detallados del material y las propiedades de cada fase formada.

De este modo es posible plantear la siguiente hipótesis: Una distribución uniforme de la temperatura en la superficie y una distribución del estrés residual en el interior de la pieza durante el temple puede reducir la distorsión. Por ello, el estudio paramétrico del coeficiente de transferencia de calor es vital para el análisis de los fenómenos de distorsión durante el temple

# Capítulo 1

## Generalidades

Los aceros que se emplean en la industria son aleaciones y no metales puros como el oro, la plata, el estaño, etc. De sus numerosos componentes, el hierro es el elemento que se encuentra en mayor proporción, y el carbono el que ejerce influencia más decisiva en sus propiedades, características y tratamientos. El contenido de carbono en los aceros varía desde 0.035% a 1.7%.

Todos los aceros pueden considerarse fundamentalmente como aleaciones hierro-carbono, con algunos otros elementos aleantes e impurezas. En los aceros ordinarios los elementos aleantes pueden ser: Manganeso y silicio, y las impurezas más comunes son el fósforo y el azufre. En los aceros especiales ciertos elementos que se añaden intencionalmente son: cromo, wolframio, níquel, etc., los cuales llegan a modificar considerablemente las propiedades de los aceros.

El carbono se encuentra generalmente en los aceros, combinado con el hierro, formando carburos de hierro (cementita), que contiene 6.67 % de carbono. Es decir, que forma una sustancia o compuesto químico de propiedades perfectamente definidas y diferentes de las del hierro y de las del carbono; su fórmula es  $\text{CFe}_3$  y está formado por tres partes de hierro y una de carbono. Por tanto, siempre que hablemos de carbono en los aceros, tenemos que acordarnos que está en forma de carburos de hierro (cementita) y que siempre los componentes fundamentales de acero, cualquiera que sea su estado de tratamiento, son el hierro y el carburo de hierro.

A alta temperatura, cuando el metal está fundido, el carburo de hierro se disuelve en el hierro (de la misma forma que el cloruro de sodio en agua). En las aleaciones hierro-carbono los dos constituyentes son el hierro y el carburo de hierro, existe una aleación eutéctica (llamada Ledeburita), con 35.5 % de hierro y 64.5 % de carburo

de hierro y, por tanto, de 4.3 % de carbono, que es la que tiene el punto de solidificación más bajo.

Al iniciarse la solidificación se precipitan cristales de hierro con carburo de hierro en solución en las aleaciones hipoeutécticas y de carburo de hierro en las hipereutécticas. Estos pequeños cristales de hierro con pequeñas cantidades de carburo de hierro que se van precipitando a altas temperaturas, se denominan cristales de austenita.

Cuando la temperatura de la aleación está por encima de la línea líquidos del diagrama Hierro – Carbono, se formará una masa homogénea de cristales de austenita. Al comenzar a descender y atravesar la zona de temperaturas, comprendidas entre 990 °C y 721 °C, hay un desdoblamiento de sus cristales y aparecen nuevos constituyentes (al principio había líquido y luego se precipitan cristales en estado sólido). Este fenómeno de transformación de cristales llama bastante la atención, ya que ocurre a pesar de la poca movilidad que tiene la materia en estado sólido.

Si la austenita o el acero tiene más de 0.90 % de carbono, al enfriarse lentamente aparecen primero algunos cristales de carburo de  $\text{CFe}_3$  (cementita) mientras que si contiene menos de 0.90 % de carbono se formaran primero cristales de hierro (ferrita), continuando en ambos casos esta precipitación mientras la composición del metal madre (austenita) se va empobreciendo en el constituyente que precipita y por fin cuando queda con la composición eutécticoide de 0.90 % de carbono precipita toda la masa restante en cristales de esa composición.

A temperatura ambiente, los constituyentes fundamentales de estas aleaciones son, la ferrita (cristales de hierro casi puro) y la cementita (cristales de carburo de hierro), mientras que el constituyente eutécticoide se denomina perlita y está compuesto por aglomerados de ferrita y cementita.

## 1.1 Hierro alfa y hierro gamma

El hierro muy puro, de muy bajo contenido en carbono, a temperaturas inferiores a 910 °C, se presenta en forma de hierro alfa, que no disuelve al carbono o carburo

de hierro, o lo disuelve en proporciones muy bajas (entre 0.035 % y 0.008 %). A temperaturas superiores a 910 °C, el hierro se encuentra en forma de hierro gamma, que puede disolver al carbono o carburo de hierro en cantidades relativamente altas (hasta 1.7 %).

El hierro alfa no magnético aparece en el intervalo 768 °C – 910 °C, y el hierro alfa magnético a temperaturas inferiores a 768 °C. El hierro alfa magnético y el hierro alfa no magnético cristalizan de la misma forma, y su aptitud de disolución del carbono, también es casi idéntica.

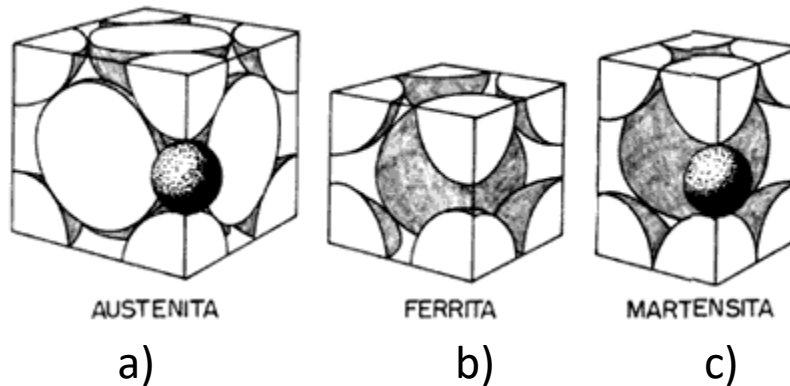
El hierro gamma se diferencia también del hierro alfa por su distinta disposición atómica.

El hierro en estado sólido a la temperatura ordinaria (hierro alfa) adopta la disposición cúbica centrada en el cuerpo y en cambio, a alta temperatura (hierro gamma) se presenta con la disposición atómica cúbica centrada en las caras.

La celda cristalina unitaria del hierro alfa tiene la forma de un cubo con un átomo de hierro en cada uno de los ocho vértices y uno en el centro. Si se eleva la temperatura del hierro, esta situación de los átomos se conserva hasta la temperatura de transformación de 910 °C, al sobrepasar la cual el hierro alfa se transforma en hierro gamma, y la estructura cristalina se disloca y se transforma bruscamente apareciendo la disposición de caras centradas en las que hay un átomo en cada uno de los vértices y un átomo en el centro de las caras.

Hemos pasado del cubo centrado en el cuerpo formado por 9 átomos, al cubo centrado en las caras formado por 14 átomos. Estos cubos, en realidad no están formados por 9 y 14 átomos, debido a que cada uno de los átomos de los vértices, forma parte de otros siete cubos vecinos y los de los centros de las caras pertenecen también a otros cubos adyacentes, esos cubos contienen en realidad un número menor de átomos. En el hierro alfa (estructura cúbica centrada en el cuerpo) le corresponden en realidad dos átomos, uno en el centro y otros ocho octavos en los vértices. En el hierro gamma cada uno de los átomos del centro resulta de las caras que pertenecen también al cubo adyacente. Resulta, por lo tanto, que dicha

estructura tiene 4 átomos. Ocho octavos de los vértices más seis mitades de las caras.



*Figura 2.- a) Hierro gamma (cúbica centrada en las caras, mayor solubilidad de carbono), b) hierro alfa (cúbica centrada en el cuerpo, sin solubilidad de carbono), c) martensita.*

Aunque el cubo elemental del hierro gamma tiene más átomos que el hierro alfa, el número total de átomos no ha aumentado al pasar de un estado a otro, ha habido una modificación de estructura cristalina, apareciendo ahora cubos de mayor volumen, o sea, que después del cambio, la misma masa de hierro está formada por menos cubos, cada uno de los cuales ocupa más volumen y contiene más átomos.

A pesar de que el cubo elemental del hierro alfa es menor que el cubo de hierro gamma, el volumen ocupado por hierro alfa a 910 °C un momento antes de transformarse en hierro gamma es siempre mayor que el ocupado por la misma cantidad de hierro gamma a esa misma temperatura. En el calentamiento, el transformarse el hierro alfa en hierro gamma hay una contracción de volumen.

La estructura cristalina cúbica centrada en las caras (hierro gamma), es la más compacta, lo que representa más facilidad de deformación y es paramagnético; en cambio, la estructura cristalina cúbica centrada en el cuerpo (hierro alfa) tiene más resistencia a la tracción y es ferromagnético.

Cuando los aceros se encuentran a temperaturas mayores a las críticas (autenizados), los átomos de carbono pueden situarse intersticialmente en el centro de las aristas y en el centro de los cubos elementales de hierro gamma. Por encontrarse el carbono en los aceros siempre en pequeño porcentaje, no llegan los átomos de carbono a ocupar todas las posiciones posibles en los centros de las aristas y del cubo. En el caso de máximo contenido de carbono de las 12 posiciones en el centro de las aristas, los átomos de carbono teóricamente sólo llegan a ocupar una de ellas, siendo su distribución desordenada y ocupando unos u otros lugares al azar.

## 1.2 Tratamientos térmicos

Los tratamientos térmicos tienen por objeto mejorar las propiedades y características de los aceros, y consisten en calentar y mantener las piezas o herramientas de acero a temperaturas adecuadas, durante cierto tiempo y enfriarlas luego en condiciones convenientes. De esta manera, se modifica la estructura microscópica de los aceros, se verifican transformaciones físicas y a veces hay también cambios en la composición del metal.

El tiempo y la temperatura son los factores principales y hay que fijarlos siempre de antemano, de acuerdo con la composición del acero, la forma y el tamaño de las piezas y las características que se desean obtener.

### 1.2.1 Tratamientos térmicos más usados.

Los tratamientos térmicos más usados son:

El recocido, temple, normalizado, revenido, cementación, nitruración, temple en baño de sales, temple en baño de plomo, etc.

Recocido: Con este nombre se conocen varios tratamientos cuyo objetivo principal es ablandar el acero; otras veces también se desea además regenerar su estructura o eliminar tensiones internas. Consiste en calentamientos a temperaturas adecuadas (entre 710 °C y 875 °C, depende de la composición de la aleación),

seguidos generalmente de enfriamientos lentos. Las diferentes clases de recocidos que se emplean en la industria se pueden clasificar en tres grupos:

- Recocidos con austenización completa
- Recocidos subcríticos
  - Recocido de ablandamiento
  - Recocido contra acritud
  - Recocido subcrítico globular
- Recocidos con austenización incompleta.

Normalizado: Este tratamiento consiste en un calentamiento a temperatura ligeramente más elevada que la crítica superior, seguido de un enfriamiento tranquilo en aire. De esta forma, se deja el acero con una estructura y propiedades que arbitrariamente se consideran como normales y características de su composición. Se suele utilizar para piezas que han sufrido trabajos en caliente, trabajos en frío, enfriamientos irregulares o sobrecalentamientos, también sirve para destruir los efectos de un tratamiento anterior defectuoso. Por medio del normalizado, se eliminan las tensiones internas y se uniformiza el tamaño de grano del acero. Se emplea casi exclusivamente para los aceros de construcción al carbono o de baja aleación.

Temple: El temple tiene por objetivo endurecer y aumentar la resistencia de los aceros y para ello, se calienta en general el acero a una temperatura ligeramente más elevada que la crítica superior y se enfría luego más o menos rápidamente, esto según la composición y el tamaño de la pieza, en un medio conveniente (agua, aceite, etc).

Revenido: Es un tratamiento que se da a las piezas de acero que han sido previamente templadas. Con este tratamiento, que consiste en un calentamiento a temperatura inferior a la crítica, se disminuye la dureza y resistencia de los aceros templados, pero se incrementa su ductilidad, se eliminan las tensiones creadas en el temple y se mejora la tenacidad, quedando además el acero con la dureza o resistencia deseada.

## 1.3 Crecimiento de los cristales de austenita con el calentamiento

Si el acero es mantenido durante bastante tiempo a temperatura más elevada que la crítica superior, los cristales de austenita tienen tendencia a desarrollarse y aumentar de tamaño. Esta tendencia aumenta cuanto más elevada sea la temperatura y mayor sea la duración del calentamiento. Por lo tanto, se mantiene el acero durante un tiempo prolongado a una temperatura superior a la crítica superior, obtendremos cristales grandes de austenita, y como el tamaño de los cristales del acero al terminar el tratamiento depende precisamente del tamaño que tuvieron los cristales de austenita, obtendremos, después de un tratamiento a elevada temperatura, una estructura grosera (tamaño de grano grande) y un acero de bajas características.

## 1.4 Teoría del temple

Teóricamente en el temple toda la masa de acero debe encontrarse en estado austenítico en el momento de comenzar el enfriamiento. Si entonces se enfría el acero con rapidez, todo el material queda con gran dureza y la transformación de la austenita ocurre generalmente por debajo de 350 °C.

## 1.5 Cinética de transformación

La mayoría de las transformaciones en estado sólido no ocurren instantáneamente, ya existen obstáculos que las inhiben: por lo tanto, estas transformaciones de fase en estado sólido son dependientes del tiempo. Una de las principales barreras que inhiben la transformación, es la velocidad de difusión y el incremento en la energía libre al aparecer una nueva fase. La cinética de transformación puede dividirse en dos etapas de transformación de fases que se muestran a continuación:

Nucleación, durante esta etapa ocurre la formación de pequeñas partículas de la nueva fase, capaces de crecer: Estas partículas aparecen en sitios preferenciales como imperfecciones y límites de grano.

Crecimiento, durante la segunda etapa, las partículas que aparecieron en la nucleación aumentan su volumen a expensas de la fase madre.

Esta transformación se completa al alcanzar una fracción de volumen en equilibrio. La dependencia con el tiempo de la velocidad de transformación es fundamental para el tratamiento térmico de las aleaciones. Esta normalmente, se mantiene a temperatura fija y permite que la reacción se complete en un tiempo determinado, Esto genera una curva S si se grafica la fracción de transformación contra el tiempo logarítmico.

Como puede verse, las transformaciones de fase en las aleaciones son dependientes del tiempo y por lo tanto es fundamental conocer la cinética de transformación, debido a que los diagramas de fase no contemplan la cinética de transformación y solo muestran las reacciones en equilibrio, esta información es complementaria. De hecho, muchas veces la microestructura ideal está formada por fases metaestables con fracciones de fase que ofrecen la mejor combinación de propiedades.

### 1.5.1 Transformaciones de fase

La manipulación de la microestructura del acero es de vital importancia en las propiedades finales después del tratamiento térmico. El objetivo de modificar la microestructura inicial del material es lograr las transformaciones de fase deseadas y así obtener las propiedades mecánicas requeridas. En el tratamiento térmico de temple se busca la transformación de la martensita siendo este un microconstituyente en fase metaestables que solo se alcanza a altas velocidades de enfriamiento desde la temperatura de autenizado.

El acero debe templarse, o enfriarse rápidamente, desde la región de austenita estable para prevenir la formación de perlita, bainita o de los microconstituyentes primarios. La cantidad de martensita aumenta a medida que la temperatura disminuye. Cuando la temperatura se detiene por debajo de la temperatura de finalización de la martensita ( $M_f$ ), el acero debe contener 100% de la martensita. A

cualquier temperatura intermedia, la cantidad de martensita no cambia a medida que el tiempo a esa temperatura aumenta.

Como se mencionó anteriormente se parte de una fase de origen para llegar a una o más fases resultantes y para ello existen dos maneras complementarias de clasificar las transformaciones de fases.

- Controladas por difusión
- Adifusionales
  - Reconstructiva
  - Displacivas

## 1.5.2 Mecanismos de transformación

La disposición atómica en un cristal puede ser alterada, ya sea rompiendo todos los enlaces y reordenando los átomos en un patrón alternativo (transformación reconstructiva), o deformando homogéneamente el patrón original en una nueva estructura cristalina (transformación displaciva).

### *1.5.2.1 Transformaciones controladas por difusión*

Donde, su cinética de reacción depende de la difusión de los átomos en la red cristalina. Dicha difusión depende principalmente del tiempo y de la temperatura. En estas transformaciones de fase controladas por difusión hay dos posibilidades, la primera donde no existe ningún cambio en el número de fases ni en su composición (como ejemplos está la solidificación simple y la recristalización), y la segunda, donde el cambio en el número de fases presentes, normalmente se va de una a dos fases como es el caso de la solidificación eutéctica y la transformación eutectoide.

Controladas por difusión

- Recristalización
- Austenita → Perlita
- Austenita → Ferrita

### ***1.5.2.2 Transformaciones adifusionales***

Estas transformaciones ocurren de forma extremadamente rápida y en contraparte a las controladas por difusión, estas no son dependientes del tiempo ni de la temperatura. Por lo tanto, forman fases metaestables que no aparecen en el diagrama de fases (Martensita).

Adifusionales

- Austenita → Martensita
- Maclaje mecánico.

#### **1.5.2.2.1 Transformaciones reconstructivas**

Desde un punto de vista cristalográfico, las transformaciones reconstructivas ocurren cuando la difusión de los átomos en la red cristalina propicia por si misma el rompimiento de los enlaces atómicos, reacomodándolos de una manera nueva o un patrón diferente y así modificando efectivamente la red cristalina. De otra manera, se dice que las transformaciones reconstructivas son controladas por difusión y que el flujo del material es tal que permite evitar los componentes de la deformación de corte.

#### **1.5.2.2.2 Transformaciones displacivas**

Estas transformaciones ocurren a través de una deformación homogénea de un patrón atómico original. Por lo que, si la pieza tratada no tiene ningún tipo de restricciones en la frontera, esta podrá generar un cambio de la forma macroscópica de la pieza. Pero si dicha transformación ocurre con restricciones en la frontera, esta generará una combinación de deformación plástica y elástica. De esta manera, la nueva fase suele aparecer en forma de placas delgadas para minimizar el efecto de la deformación.

Estas transformaciones displacivas ocurren mucho más rápido que las transformaciones reconstructivas por lo cual el soluto puede verse atrapado durante las mismas. Debido a este mecanismo del soluto atrapado y a los esfuerzos resultantes, las transformaciones displacivas son termodinámicamente menos favorecidas que las transformaciones reconstructivas.

La clasificación de transformaciones de fase displacivas y reconstructivas es usada normalmente para explicar las transformaciones de fase en los aceros.

## 1.6 Diagramas Tiempo – Temperatura – Transformación.

En dichos diagramas se muestran a diversas temperaturas, el tiempo necesario para que inicie y complete la transformación isotérmica de la austenita en otros constituyentes. Estos diagramas se determinan estudiando el proceso de transformación de la austenita a temperatura constante.

Y a partir de las gráficas de la fracción transformada, es posible realizar dichos diagramas. Que ofrecen de manera conveniente la representación de la cinética de transformación a diversas temperaturas a una composición fija.

Estos diagramas tienen algunas limitantes como: que solo son válidos para una composición en particular. Solo son válidos para un tamaño de grano austenítico en particular y que solo muestra las transformaciones isotérmicas, esto es, que solo considera las transformaciones que ocurren en un tiempo relativamente largo a una temperatura constante.

Existen diversos factores que modifican el diagrama de transformación, pero el principal influyente es su composición química y en especial el contenido de elementos aleados, pues estos definen la forma y la situación de los diagramas tiempo – temperatura – transformación (TTT).

## 1.7 Diagramas de enfriamiento continuo

Como se mencionó anteriormente, los diagramas TTT tienen como principal limitante que solo muestran reacciones que ocurren a temperatura constante y por periodos largos, pero la realidad de los tratamientos térmicos es que estos se realizan con temperaturas variables y con diferentes velocidades de enfriamiento, por lo cual la utilización de los diagramas TTT es limitada. La principal razón es la dificultad para enfriar un material rápidamente y mantener su temperatura

homogénea por un periodo de tiempo suficiente para que la transformación ocurra. Por lo que estas curvas no son aplicadas inmediatamente en tratamientos térmicos ya que estos son procesos de enfriamiento continuo y no procesos isotérmicos.

Mientras en los diagramas de transformación – enfriamiento continuo (CCT) , se representan diversas velocidades de enfriamiento cortando campos de fase, al igual que los diagramas TTT es calculado para cada composición y tamaño de grano austenítico definido.

## 1.8 Constituyentes microscópicos de los aceros

La metalografía, que tienen por objeto el estudio de la estructura de los metales, nació hacia 1808, Widmanstätten comenzó a estudiar la estructura de los meteoritos, observando a simple vista su constitución micrográfica, puliendo y atacándola luego con ácidos o haciéndola visible por calentamientos a temperaturas relativamente bajas. En los últimos años, investigadores de todas las nacionalidades han dedicado una gran atención y han efectuado notables trabajos sobre estructuras microscópicas de los aceros.

A continuación, se indican las principales características y propiedades de los diversos constituyentes que forman las microestructuras de los aceros.

### 1.8.1 Ferrita

La ferrita es hierro alfa, o sea hierro casi puro, que puede contener en solución pequeñas cantidades de silicio, fósforo y otras impurezas. En los aceros aleados, suelen formar solución sólida con la ferrita o hierro alfa, el níquel, manganeso, cobre, silicio, aluminio, etc.

Cristaliza, en una estructura cúbica centrada en el cuerpo, formado por dos átomos. Tiene aproximadamente una resistencia de 28 Kg mm<sup>-2</sup>, 35 % de alargamiento y una dureza de 90 unidades Brinell. Es el más blando de todos los constituyentes del acero, muy dúctil y maleable. Magnética y de pequeña fuerza coercitiva.

## 1.8.2 Cementita

El cementita es el carburo de hierro,  $\text{CFe}_3$ , que contiene 6.97 % de carbono y 93.33 % de hierro. Es el constituyente más duro y frágil de los aceros al carbono, su dureza es superior a 68 Rockwell-C y cristaliza formando un paralelepípedo ortorrómbico de gran tamaño.

## 1.8.3 Perlita

Es una colonia eutectoide formado por capas alternas de hierro alfa y carburo de hierro  $\text{CFe}_3$ , o lo que es lo mismo, de ferrita y cementita. Es de composición química constante y definida y contiene aproximadamente seis partes de hierro y una de carburo, que corresponde a 13.5 % de  $\text{CFe}_3$  y 86.5 % de Fe y a 0.9 % de carbono y 99.1 % de Fe. Tiene una resistencia de 80 Km  $\text{mm}^{-2}$  y un alargamiento de 15 % aproximadamente. La perlita aparece en general en el enfriamiento lento de la austenita o por la transformación isotérmica de la austenita en la zona de los 650 °C a 725 °C. Dependiendo de la concentración de carbono las colonias de perlita pueden estar rodeadas por ferrita o por cementita.

La ferrita y la cementita que componen la perlita aparecen formando láminas paralelas y alternadas que tienen reflejos marcados, por lo que Sorby, en 1864, le dio el nombre de constituyente perlítico. Según la velocidad de enfriamiento, esas laminillas aparecen más o menos separadas.

La distancia interlaminar de la perlita sirve para clasificarla en: perlita gruesa con una separación entre láminas de 400 micras aproximadamente y una dureza de 200 Brinell, que se obtiene por enfriamiento muy lento dentro del horno; la perlita normal tiene 350 micras y 220 Brinell de dureza y la perlita fina, que se obtiene cuando se enfría dentro del horno rápidamente o cuando se deja enfriar el acero al aire, tiene 250 micras y 300 Brinell de dureza.

Cada grupo de láminas paralelas constituye un cristal de perlita, y aunque algunas veces, el contorno de los cristales de perlita no está bien definidos, se puede conocer los límites de cada cristal con relativa facilidad, sabiendo que dentro de cada uno de ellos todas las láminas son paralelas.

La esferoidita es una estructura formada a partir de la perlita, cuando la estructura laminar de la cementita se descompone en esferas para reducir el área de contacto aumentando su ductilidad y disminuyendo su dureza.

## 1.9 Aceros templados

Al calentar un acero por encima de punto crítico superior, se modifica la estructura cristalina que tenía a la temperatura ambiente, quedando el acero formado a esa temperatura por cristales de austenita. Estos cristales de austenita, al enfriarse lentamente, se desdoblaron modifican y transforman en cementita y perlita. Pero si en lugar de enfriar lentamente, enfriamos rápidamente, los cristales de austenita no tienen tiempo de transformarse en aquellos constituyentes mencionados anteriormente, formando fases metaestables las cuales se explicarán con detalle más adelante.

### 1.9.1 Austenita

Es una solución sólida de carbono o carburo de hierro en hierro gamma. Puede contener desde 0 a 1.7 % de carbono y es, por lo tanto, un constituyente de composición variable. Todos los aceros se encuentran formados por cristales de austenita cuando se calientan a temperatura superior a las críticas. Aunque generalmente es un constituyente inestable, se puede obtener esta estructura a temperatura ambiente por enfriamiento rápido de aceros de alto contenido en carbono o con estabilizadores de austenita (aleaciones que modifican el diagrama hierro carbono). Su resistencia es de 88 a 105 Kg mm<sup>-2</sup> aproximadamente y su dureza es de 300 Brinell con un alargamiento de 30 a 60 %. Es poco magnética, blanda, muy dúctil y tenaz. Tiene una gran resistencia al desgaste, debido a que es el constituyente más denso de los aceros por su estructura cúbica centrada en las caras.

### 1.9.2 Martensita

Es el constituyente típico de los aceros templados. Este constituyente metaestable está formado por una solución sólida sobresaturada de carbono o carburo de hierro en hierro alfa, se obtiene por enfriamiento rápido de los aceros desde altas

temperaturas, limitando la difusión del carbono en la estructura cúbica centrada en el cuerpo. Su contenido de carbono puede variar desde pequeñas trazas hasta 1 % de carbono. Esta transformación de estado sólido se forma sin que ocurra difusión y únicamente por debajo de cierta temperatura, conocida como la temperatura  $M_s$ . En esta transformación no hay difusión y, por lo tanto, no sigue la cinética de transformación de Avrami. La velocidad de transformación martensíticas es tan alta que la nucleación es la etapa de control.

El área de superficie de la parte y el espesor tiene un efecto considerable en la rapidez de enfriamiento. Una parte muy delgada, tal como una hoja de rasurar, con una gran área de superficie, tendría una rapidez de enfriamiento que sería muchas veces más grande que para el cubo de acero.

Sus propiedades físicas varían con su composición, aumentando su dureza, resistencia y fragilidad con el contenido de carbono. Después de los carburos y de la cementita, es el constituyente más duro de los aceros. Tiene una resistencia de 170 a 250  $\text{Kg mm}^{-2}$ , tiene una dureza de 50 a 68 Rockwell-C y un alargamiento de 2.5 a 0.5 %, es magnética.

Presenta un aspecto marcadamente acicular, formando agujas en zigzag. La martensita cristaliza en el sistema tetragonal, estando formada su red elemental por un paralelepípedo que difiere muy poco del sistema cúbico centrado en el cuerpo del hierro alfa. Parece que en la martensita son los átomos de carbono los causantes de la deformación de la red cúbica del hierro alfa, que se transforma en tetragonal, teniendo el paralelepípedo elemental dos lados iguales y uno tercero, que es un poco mayor.

## 1.10 Influencia de diversos factores durante el temple

Cuando se calienta una pieza de acero a una temperatura por encima de la temperatura crítica superior y luego se enfría rápidamente, abra zonas de la pieza

en que la velocidad de enfriamiento es mayor que la velocidad crítica de temple, y el temple será imperfecto en dichas zonas.

Dichos factores que intervienen en el temple son de dos tipos.

El primero corresponde a los inherentes a la calidad del material, tales como; la composición y el tamaño de grano, debido a que la estructura microscópica en el momento anterior al temple y grado de heterogeneidad de la fase austenita tienen gran influencia durante el temple.

El segundo pertenece a los factores que determinan la velocidad de enfriamiento de los diferentes puntos de las piezas, siendo estos; la forma y dimensiones de las piezas, su estado superficial, propiedades físicas como conductividad térmica y el medio de enfriamiento empleado.

### **1.10.1 Influencia de la composición**

La velocidad de enfriamiento crítica de temple se determina mediante la línea de enfriamiento tangente a la nariz del diagrama TTT y CCT. Para conseguir un temple perfecto y una estructura totalmente martensita, la velocidad de enfriamiento requerida será superior a la tangente mencionada anteriormente. Por lo que, un cambio en la composición del material reflejará claramente un cambio en la nariz de la curva, modificando la velocidad crítica de temple.

### **1.10.2 Influencia del tamaño de grano**

El tamaño de grano modifica la situación y forma de la curva, modificándose así, la velocidad de temple. Las velocidades críticas de temple en aceros de grano grueso son menores que las velocidades críticas de temple en aceros de grano fino.

### **1.10.3 Influencia del tamaño de las piezas**

El volumen y espesor de las piezas a templar tienen gran importancia en este proceso, esto debido a que el calor no se transmite directamente al líquido en todo el volumen, puesto que solo la superficie está en contacto directo y en esta parte la transferencia de calor (velocidad de enfriamiento se verá directamente afectada) será mucho mayor que en el centro de la pieza. Donde la velocidad de enfriamiento

será mucho menor y probablemente no se alcance la velocidad crítica de temple si el volumen es muy grande.

De esta manera, fácilmente se comprende, que las velocidades de enfriamiento en el interior de los perfiles delgados serán mucho mayores que en los gruesos y que las velocidades en la superficie y en el interior de los perfiles varían según el tamaño, forma y espesor de la pieza tratada. Por lo que, en algunos casos las superficies de las piezas se endurecen perfectamente, mientras, el interior de estas mismas no se temple.

### 1.10.4 Influencia del medio de temple.

Como se mencionó anteriormente, el medio de enfriamiento, el tamaño y forma de las piezas son factores que deciden la velocidad de enfriamiento de las piezas en los tratamientos térmicos. Esto se debe, a que no todos los medios de enfriamiento tienen la misma capacidad para retirar y conducir el calor fuera de la pieza (coeficiente de transferencia de calor). Por ello, al seleccionar un medio de temple, es importante tomar en cuenta la severidad y la uniformidad del temple.

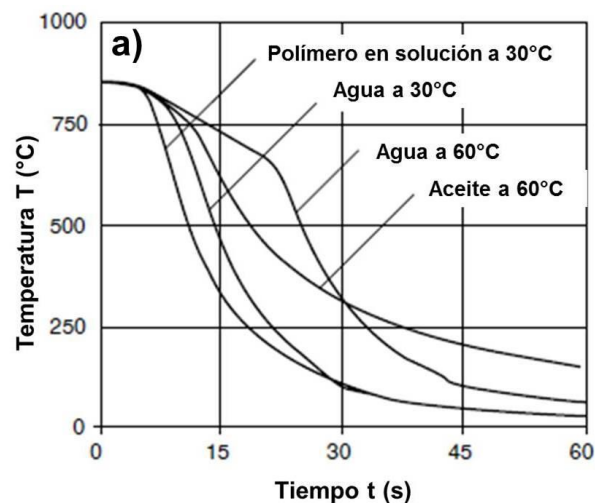


Figura 3.- Influencia del medio de temple y la agitación en el comportamiento de las curvas de enfriamiento, (a) diferentes medios de enfriamiento y diferente temperatura del baño.

## 1.11 Cambios de volumen y deformación de los componentes tratados térmicamente

Durante los tratamientos térmicos, los componentes de aceros sufren deformaciones ya que implica en muchas ocasiones la presencia de una distorsión inesperada y no controlable, debido principalmente al desigual y rápido enfriamiento de las diferentes partes de la pieza. Los principales cambios de volumen en el acero durante los tratamientos térmicos se deben principalmente a dilataciones térmicas y a modificaciones en la microestructura, y en la mayoría de los casos suelen ocurrir casi simultáneamente. Existe una gran cantidad de variables que interactúan de diversas formas, complicando su predicción y exactitud mediante las técnicas de análisis actuales.

## 1.12 Principales mecanismos de distorsión.

Las distorsiones por tratamientos térmicos se asocian con deformaciones causadas por los cambios de temperatura en la pieza de trabajo. Los principales mecanismos que cambian la forma y tamaño de las piezas de acero durante el tratamiento térmico se atribuyen a las siguientes causas fundamentales [4]:

- Los esfuerzos residuales, que causan cambio en la forma del material cuando se supera el límite elástico. Esto ocurrirá en el calentamiento cuando las propiedades de resistencia disminuyen.
- Los esfuerzos causados por un diferencial de expansión debido a gradientes térmicos. Estos esfuerzos se incrementarán con los gradientes térmicos y causarán deformación plástica cuando sobrepase el límite de elasticidad.
- Cambios de volumen debido a los cambios por transformaciones de fase. Estos cambios de volumen podrían contener un sistema de esfuerzos residuales hasta que el límite elástico es excedido.

Al calentarse el acero, disminuye mucho su límite elástico, y debido a estas circunstancias el acero caliente se deforma bajo la acción de esfuerzos que en frío no llegarían a ocasionar ninguna deformación permanente. Quizás las deformaciones más importantes se producen en el enfriamiento y estas se deben al desigual enfriamiento de los diferentes puntos de la pieza que tienden a modificar sus dimensiones y forma. A pesar de que las fracturas en el proceso de temple se puedan evitar, la distorsión es diferente, pues esta no puede ser eliminada solamente controlada para reducir sus efectos.

La velocidad de enfriamiento influye en las transformaciones de fase de la aleación, mientras que el calor latente debido a los cambios estructurales afecta a la velocidad de enfriamiento. Todas las transformaciones desde la fase austenita durante un enfriamiento rápido son acompañadas de una expansión de volumen. Además, los aceros se contraen con la disminución de la temperatura. Como consecuencia, local y temporalmente diferentes cambios en la estructura y temperatura causan cambios de volumen no uniformes en las piezas templadas que pueden resultar en esfuerzos debidos a transformaciones de fase o de origen térmico. Estos esfuerzos aceleran o dificultan las transformaciones de fase e influyen en la expansión de volumen. Mientras que la transformación de fase lleva a cabo un cambio en la estructura metálica, la dilatación volumétrica y los esfuerzos de origen térmico y de transformación dan lugar a deformaciones y esfuerzos residuales. A temperatura ambiente ambas características influyen en las propiedades del material [4].

## 1.13 Método de elemento finito

El método de elemento finito se emplea para resolver ecuaciones diferenciales parciales. En este método, el dominio de la solución está dividido dentro de una cuadrícula de puntos discretos o nodos. Entonces, las ecuaciones diferenciales parciales se describen para cada nodo y sus derivadas se reemplazan por diferencias finitas divididas. Aunque, tal aproximación puntual es conceptualmente fácil de entender, tiene una serie de deficiencias. En particular, resulta difícil aplicar para sistemas con geometría irregular, condiciones de contorno inusuales o composición no homogénea.

El método de elemento finito provee una alternativa que es más adecuado para tales sistemas. En contraste con el método de diferencias finitas, el método de elemento finito divide el dominio de la solución en regiones de formas simples o elementos. Una solución aproximada para las ecuaciones diferenciales parciales puede ser desarrolladas para cada uno de esos elementos. La solución total es la generada por la unión o ensamble de las soluciones individuales cuidando de asegurar continuamente en los límites de inter-elementos. El uso de elementos, en lugar de una cuadrícula, proporciona una aproximación mucho mejor para los sistemas de forma irregular.

Aunque los detalles varíen, la implementación apropiada del elemento finito se una siguiendo procedimientos estándar paso por paso. A continuación, se proporcionará una breve descripción de cada uno de estos pasos.

### **1.13.1 Discretización**

Este paso implica dividir el dominio de la solución en elementos finitos. Los puntos de intercepción de las líneas que forman los lados de los elementos se denominan nodos y los lados propios son llamados líneas nodales o planos.

### **1.13.2 Ecuaciones de elementos**

El siguiente paso es el desarrollo de ecuaciones que aproximen la solución de cada elemento. Esto implica dos pasos. Primero, se debe seleccionar una función apropiada con coeficientes desconocidos y esta será usada para aproximar la solución. Segundo, se evaluarán los coeficientes de manera que la función aproxime la solución de un modo óptimo.

### **1.13.3 Obtención de un ajuste óptimo de la función de la solución.**

Una vez que la función de interpolación es seleccionada, la ecuación que gobierna el comportamiento de los elementos debe ser desarrollada. Esta ecuación representa un ajuste de la función de la solución de la ecuación diferencial subyacente. Varios métodos están disponibles para esta propuesta. Entre los más

comunes son el de enfoque directo, el método de residuos ponderados y el de enfoque variacional. El resultado de todos estos métodos es análogo al ajuste de la curva. Matemáticamente, el resultado de la ecuación elemental a menudo consiste en un juego de ecuaciones de algebra lineal que pueden expresarse en forma matricial,

$$[k]\{u\} = \{F\}$$

Donde  $[k]$  es una propiedad elemental o matriz de rigidez,  $\{u\}$  es un vector columna de nodos desconocidos y  $\{F\}$  es un vector columna que refleja el efecto de cualquier influencia externa aplicada en los nodos, solo en algunos casos, la ecuación puede ser no lineal.

## 1.13.4 Ensamble

Después las ecuaciones elementales individuales son derivadas, estas unirse o ensamblarse para caracterizar el comportamiento unificado de todo el sistema. El proceso de ensamble es gobernado por el concepto de continuidad. Es decir, la solución para elementos contiguos de modo que los valores desconocidos en sus nodos comunes sean equivalentes. Así, la solución total será continua. Cuando todas versiones individuales de la ecuación anterior son finalmente ensambladas, todo el sistema es expresado en forma matricial,

$$[K]\{u'\} = \{F'\}$$

Donde  $[K]$  es la matriz de propiedad de ensamblaje y  $\{u'\}$  y  $\{F'\}$  son vectores de columna para fuerzas desconocidas y externas que están marcadas con números primos para indicar que son un conjunto de los vectores  $\{u\}$  y  $\{F\}$  desde los elementos individuales.

## 1.13.5 Condiciones a la frontera

Antes de que la ecuación pueda ser resuelta, debe de ser modificada para tener en cuenta las condiciones de contorno del sistema estos ajustes resultan en,

$$[\bar{K}]\{u'\} = \{\bar{F}'\}$$

donde las overbars significan que las condiciones fronterizas se han incorporado.

## **1.13.6 Solución**

La solución de la ecuación anterior puede ser obtenida con técnicas tales como LU descomposición. En muchos casos. Los elementos pueden ser configurados de tal manera que las ecuaciones resultantes están unidas. Así, los sistemas de solución altamente eficientes disponibles para tales sistemas pueden ser empleados.

### ***1.13.6.1 Pos-procesamiento***

Al obtener una solución, se puede emitir en forma tabular o se muestra gráficamente. Además, las variables secundarias se pueden determinar y emitir.

# Capítulo 2

## Desarrollo experimental

### 2.1 Material de llegada

El material para este trabajo fue el acero 51CrV4, en su condición de llegada pertenece a soleras de acero del área de fabricación de muelles para la empresa San Luis Rassini, con el cual se comenzó caracterizando en su estado de llegada.

### 2.2 Análisis químico

Se comenzó con una caracterización elemental de su composición química y fue determinada por la técnica de combustión LECO en un instrumento modelo CS-244 para los elementos C y S, mientras que los elementos restantes (Mn, Cr, Si, Al, Cu, Mo, Nb, Ni, Si, Ti y V) se analizaron por espectrometría de emisión óptica por chispa en un espectrómetro marca SPECTRO modelo LABS.

### 2.3 Preparación metalográfica del material de llegada

Se seccionaron muestras a partir de las hojas de soleras mediante la utilización de una cortadora metalográfica con un disco abrasivo de carburo de silicio. Dichas muestras se montaron en baquelita y fueron devastadas con lijas de carburo de silicio con una granulometría de 120, 220, 320, 500 y 1200 partículas/pulgada<sup>2</sup>. Se pulieron en paños rotatorios utilizando sílice coloidal de 1  $\mu\text{m}$ . Posteriormente, para revelar la microestructura se utilizó una solución nital al 2% (100 ml de alcohol etílico y 2 ml de ácido nítrico  $\text{HNO}_3$ ) las muestras se sumergieron en la solución durante un tiempo de 20 segundos.

## 2.4 Caracterización mediante microscopía óptica

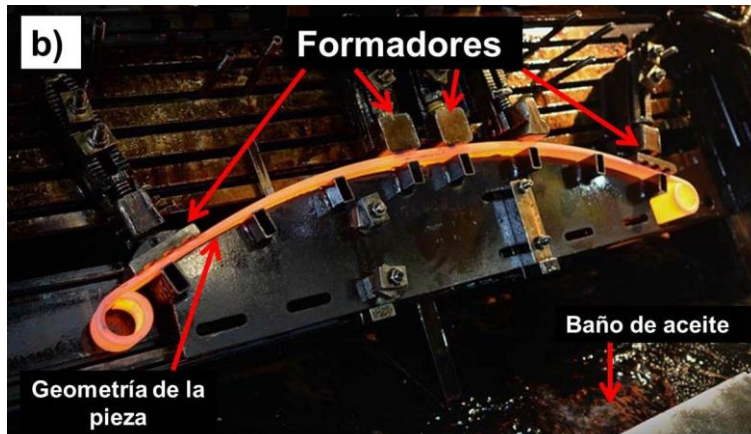
La observación microestructural se realizó mediante microscopía de luz reflejada en un microscopio metalográfico marca Olympus modelo Vanox AHMT-3. Para la adquisición de imágenes se utilizó una cámara digital QImaging Modelo Micropublisher 3.3 RTV Color 10 bit. Mientras que, para la medición de la fracción de volumen de fases de ferrita, perlita, bainita y martensita se utilizó el programa Image Pro-Plus versión 4.0 a partir de las imágenes obtenidas.

## 2.5 Instrumentación de las soleras

Con la finalidad de analizar y determinar el efecto de las variables que intervienen durante el proceso de temple, y poder definir el coeficiente de transferencia de calor experimentalmente en campo mediante la historia térmica obtenida a partir de las curvas de enfriamiento que se realizaron in-situ. Este procedimiento se llevó a cabo mediante campañas experimentales en planta mediante las cuales se obtuvieron datos de dichas variables y que fueron determinantes en la obtención de propiedades finales de las piezas de trabajo.

## 2.6 Proceso real en planta

La solera en condición de llegada de acero 51CrV4 es calentada en un horno de austenizado de aproximadamente 15 m de longitud por 3 m de ancho, hasta una temperatura de 930 °C con un tiempo de permanencia de 11 min y posteriormente la pieza fue retirada manualmente y formada en caliente para obtener su geometría final mostrada en la figura 4, finalmente, fue templada en aceite el cual estaba a una temperatura de 60 °C.



*Figura 4.- Ilustración de la solera preformada antes de ser sumergida en el baño de aceite, San Luis Rassini S. A de C. V, ubicada en Piedras Negras, Coahuila.*

El tanque de enfriamiento utilizado mostraba una buena agitación en la primera mitad de la sección de inmersión y disminuye la agitación en la segunda mitad. La solera permanece en el baño por un tiempo de 90 s.

## 2.7 Proceso similar al real

Se realizó una instrumentación de un segmento del material de llegada para la fabricación de las muelles del acero 51CrV4. Se cortaron 3 muestras con dimensiones de 135 mm de longitud, 60 mm de ancho y 10 mm de espesor. Estas muestras fueron tratadas térmicamente en un horno de resistencias eléctricas hasta una temperatura de 940°C por un tiempo de 10 min, esto para simular el proceso real de las hojas para muelle en el horno de austenizado. Inmediatamente después del tiempo de permanencia las muestras se enfriaron en un baño de aceite agitado a una temperatura de 60°C. Sobre la superficie de la pieza fue fijado un termopar tipo-K para monitorear los cambios de temperatura del acero en función del tiempo, los cambios en la evolución térmica fueron registrados utilizando un sistema de adquisición de 10 datos por segundo, el cual estaba conectado a una computadora para registrar los resultados termodinámicos.

La respuesta térmica obtenida directamente de los experimentos se utilizó como parámetro de entrada en el software utilizado, con la finalidad de ajustar el coeficiente de transferencia de calor durante el enfriamiento de la pieza de trabajo.

## 2.8 Simulación de las propiedades termofísicas mediante JMatPro®

Para fines de comparación y determinación de ciertas propiedades del acero 51CrV4 bajo condiciones de operación empleadas se utilizó el software® v6.0. Siendo este un software que permite calcular y comprender el comportamiento de una amplia gama de las propiedades de los materiales y aleaciones utilizadas en la práctica industrial. Este software es capaz de hacer cálculos para determinar:

- ✓ Las fases en equilibrio estables y metaestables.
- ✓ Las propiedades mecánicas (dureza, resistencia a la tensión, curvas esfuerzo-deformación).
- ✓ Las propiedades físicas y termo-físicas (entalpía, calor específico, calor latente, densidad, expansión térmica, cambio de volumen, conductividad térmica, resistividad eléctrica, viscosidad, la relación de Poisson, módulo de Young y de corte).
- ✓ Las transformaciones de fase (diagramas TTT y CCT).

Los datos de entrada necesarios para la simulación fueron: la composición química de la aleación, el tamaño de grano austenítico, temperatura de austenizado y la velocidad de enfriamiento. La Figura 5, muestra la pantalla para la captura de estos datos.

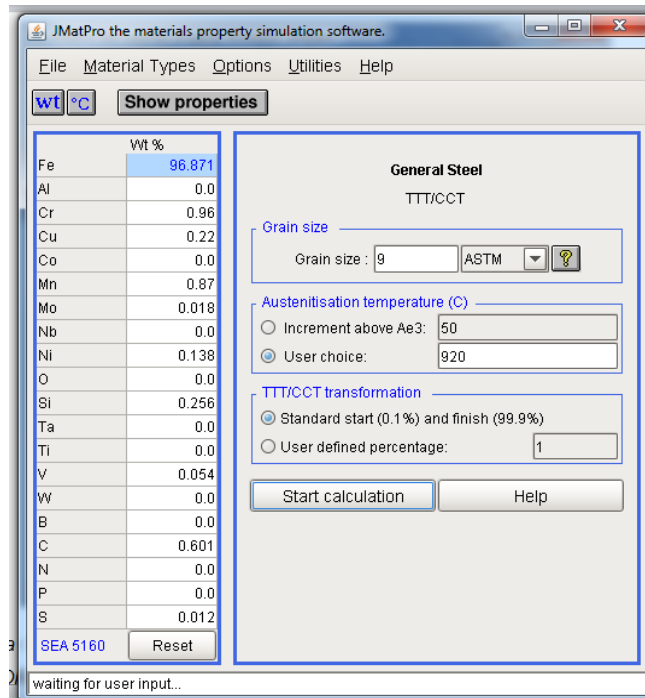


Figura 5.- Interface de software JMatPro® para exportar los datos del material a DEFORM™-3D (Sente Software Ltd).

## 2.9 Simulación mediante DEFORM™ -3D

DEFORM™ -3D es un poderoso sistema de simulación de procesos diseñado para analizar el flujo tridimensional (3D) de procesos de formación de metales complejos. DEFORM™ -3D es una herramienta práctica y eficiente para predecir el flujo de materiales en las operaciones de formación industrial sin el costo y el retraso de los ensayos en laboratorios. Las aplicaciones típicas incluyen:

- forja de troquel cerrada
- forja de troquel abierto
- mecanizado
- laminación
- extrusión
- Procesos de unión
- Procesos de forjado
- Proceso de mecanizado

- Procesos de rolado
- Extrusión
- Tratamientos térmicos.

DEFORM™ -3D es un "sistema abierto" que proporciona una increíble flexibilidad a diseñadores y analistas que trabajan en una amplia gama de aplicaciones, desarrollo e investigación. DEFORM™ -3D soporta rutinas de usuario y variables definidas por el usuario. La capacidad múltiple del cuerpo de deformación múltiple con contacto arbitrario permite a los usuarios simular el ensamblaje mecánico y el análisis acoplado del esfuerzo de la boquilla.

Mientras DEFORM™ -3D ofrece sofisticadas capacidades de análisis, la interface gráfica del usuario es intuitiva y de fácil aprendizaje. Además, proporciona utilidades para manejar geometrías 3D. Cizallamiento y corte de operaciones pueden ser analizadas, así como, complejas operaciones de mecanizado. DEFORM™ -3D es la base para un sistema de modelado integral que integra la producción de materias primas, la formación, el tratamiento térmico, el mecanizado, la unión mecánica y la laminación.

Basado en el método de elementos finitos, DEFORM™ ha demostrado ser preciso y robusto en aplicaciones industriales durante más de dos décadas. El motor de simulación es capaz de predecir el flujo de material de deformación grande y el comportamiento térmico con una precisión asombrosa. DEFORM™ es el programa de simulación más utilizado en el mundo por los principales institutos de investigación y fabricantes. Consulte la información de nuestro producto para obtener detalles adicionales.

DEFORM™ -3D consta de 3 etapas importantes para la simulación de procesos, siendo estas: el pre-procesador, procesador y post-procesador, cada una de estas etapas serán detalladas a continuación.

Para generar la base de datos, se utilizaron los resultados de las simulaciones mediante JMatPro® y mediante la historia térmica obtenida experimentalmente. Con el uso de este software se modelaron las fracciones de volumen de fases en función

de la temperatura y del tiempo, predicción de las propiedades mecánicas, los perfiles de temperatura, el desplazamiento del material y los esfuerzos generados al final del tratamiento térmico de temple.

## 2.9.1 Pre-procesador

En este apartado se definen las características del proceso del material, de la misma manera se establecen las ecuaciones y condiciones de frontera para el sistema. Como primer paso se definen y preparan las condiciones de la simulación en el proceso mediante un módulo para la entrada de datos del material para posteriormente generar el archivo de la base de datos para dar inicio a la simulación del proceso.

Las características más importantes del pre-procesador serán mencionadas y descritas brevemente a continuación.

## 2.9.2 Descripción del objeto

Como primer paso dentro del pre-procesador es necesario describir los objetos del proceso (formadores, solera, etc.). Por ello, se definieron todos los datos asociados con el objeto, en los que se incluyen, la geometría de la pieza, el tipo de mallado, la temperatura de trabajo y las características del material. En la base de datos de Deform™-3D se exportó la geometría inicial y dimensiones de la pieza de trabajo. La figura que se muestra a continuación es una representación esquemática del componente formado en caliente a partir de una solera, donde en las orillas se observan los roleos realizados previos al tratamiento térmico.

El mallado es el número total de elementos generados dentro de la geometría del objeto en estudio. Una malla de mayor densidad implica mayor precisión y resolución del problema, a costa de un mayor tiempo de cálculo computacional, debido al incremento de nodos y a la complejidad del acoplamiento de los elementos finitos. La densidad de la malla dependerá de la profundidad del análisis para la obtención de una solución óptima.

En este caso de estudio, se consideró al material de entrada como elasto-plástico, utilizando 100,000 elementos y 164,45 nodos, con estos parámetros se generó el mallado para la simulación que se ilustra esquemáticamente en la figura 6.



*Figura 6.- Geometría inicial de la pieza de trabajo preformada en caliente a temperatura de austenización.*

Durante el temple, se alcanzan grandes niveles de deformación y estrés, durante estas deformaciones la malla definida inicialmente puede distorsionarse. Por lo que, mientras aumenta la distorsión en la malla, se complica la solución validada en cada paso del proceso de cálculo, provocando la no convergencia de los cálculos y deteniendo la simulación antes de finalizar el modelo. Para evitar que se produzca este tipo de error, el software DEFORM™ permite la realización de operaciones de remallado durante el proceso de cálculo. En base a ciertos parámetros definidos por el usuario, cuando la distorsión de la malla es muy grande se detiene automáticamente el proceso de cálculo y se efectúa el remallado del componente.

Este consiste en definir una nueva malla e interpolar los resultados obtenidos para la malla anterior, una vez realizada la operación de remallado, el proceso de cálculo continua automáticamente en el último paso de la simulación. En el software, los parámetros que definen para qué condiciones se deben realizar el remallado del componente son la profundidad de interferencia máxima, el incremento máximo de tiempo y el incremento máximo de pasos. La profundidad de interferencia hace referencia a la distancia máxima en que los pisadores que sujetan la pieza o componente hacen contacto con esta. Los otros parámetros permiten programar nuevamente el remallado en cualquiera de los pasos de simulación en que se requiera.

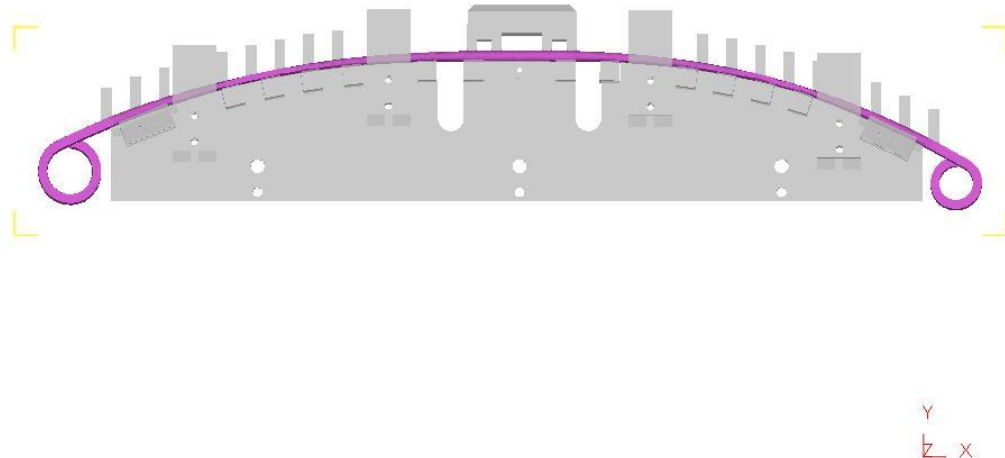
### **2.9.3 Controles de simulación**

En este menú se agregan las condiciones de frontera para la solución del problema, las condiciones de procesamiento, los procesos físicos que pueden ser modelados, la cantidad de pasos de tiempo de la simulación. En el presente trabajo, se utilizó el proceso de operación de temple, el material utilizado fue un acero 51CrV4, los pasos de la simulación estimados fueron 1800, el tiempo de duración de la prueba sería de 180 segundos, por lo cual se tuvo un paso de tiempo de 0.1 s/paso. El método de iteración elegido fue de Newton-Raphson y el sistema de unidades utilizado fue el sistema internacional.

#### ***2.9.3.1 Datos del material***

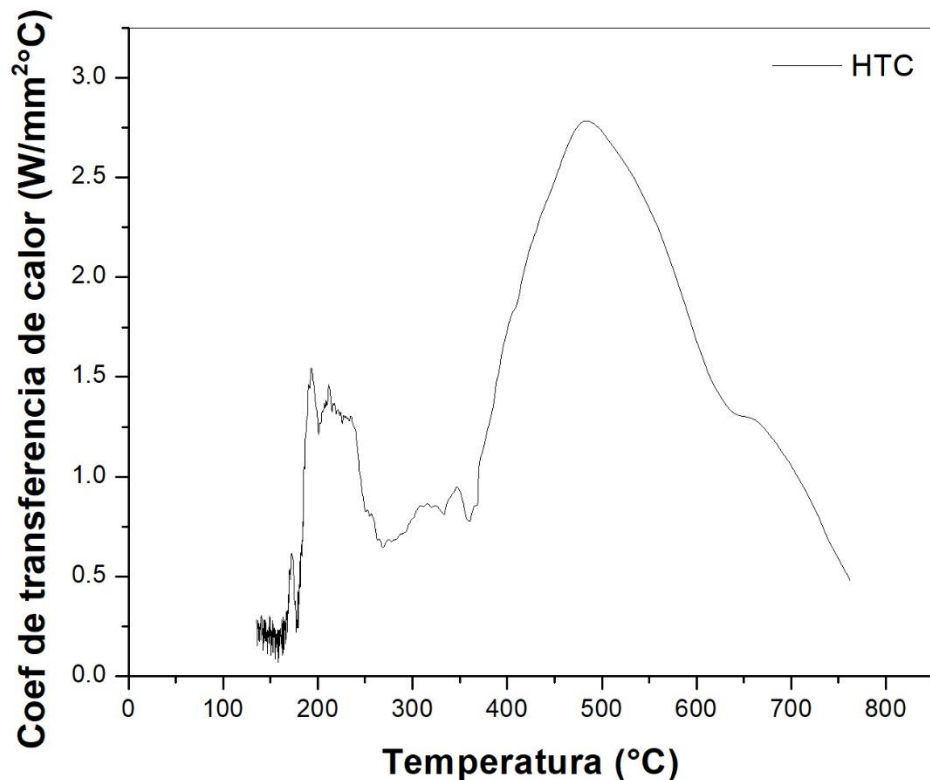
En este apartado se incluyen las propiedades que describen la interacción entre la pieza de trabajo (solera) y los objetos que están en contacto (formador), considerando la fricción y la transferencia de calor.

### Step -1



*Figura 7.- Ilustración del componente montado en el formador, ilustración de DEFORM-3D™.*

Dentro de este apartado, la pieza de trabajo se consideró un material elasto-plástico, para tratarse térmicamente a una temperatura de 810°C, con una geometría mostrada en la Figura 7. La temperatura ambiente se definió constante a 60 °C, la temperatura del baño líquido fue de 60 °C, el coeficiente de transferencia de calor se definió en función de la temperatura, mediante la historia térmica obtenida a partir de la implementación de termopares tipo K en la pieza de trabajo. Dicha historia térmica se muestra en la figura 8 en función de la temperatura.



*Figura 8.- Coeficiente de transferencia de calor en función de la temperatura calculado con la historia térmica del componente instrumentado.*

### ***2.9.3.2 Propiedades iniciales del material***

En esta sección se proporcionaron los valores de entrada del material se determinaron a través de datos de la literatura, resultados experimentales y mediante simulaciones por JMatPro® los valores de las diferentes variables utilizadas para determinar cada una de las propiedades durante el tratamiento térmico de temple. Para cada fase presente durante el enfriamiento se determinaron las propiedades (plásticas, elásticas, térmicas y la dureza), además de los valores utilizados en las transformaciones de fase. A continuación, se resumen las variables en función de la propiedad a determinar.

- Propiedades
  - Propiedades Plásticas

- Esfuerzo de flujo
- Propiedades Elásticas
  - Módulo de Young's
  - Módulo de Poisson's
  - Expansión térmica
- Propiedades térmicas
  - Conductividad térmica
  - Capacidad calorífica
  - Emisividad
- Propiedades mecánicas
  - Dureza
- Transformaciones de fase
  - Diagramas TTT
  - Calor latente
  - Expansión de volumen

La temperatura inicial para todo el componente se estableció en 810 °C, y todos los elementos se asumieron como 100% de austenita homogénea con un tamaño de grano definido. El tratamiento térmico del componente hasta la temperatura de austenizado así como la deformación en caliente fue simulado previamente para obtener la geometría final de la pieza mostrada en la Figura 7. La distorsión y los esfuerzos residuales generados durante estos procesos se consideraron en el inicio de la simulación del temple. Las propiedades térmicas y mecánicas tales como el calor específico ( $C_p$ ), la conductividad térmica ( $k$ ), la entalpía ( $H$ ), la densidad ( $\rho$ ), el módulo de Young's ( $E$ ), el radio de Poisson ( $\nu$ ), el flujo de esfuerzos ( $S_f$ ) y el esfuerzo de cedencia ( $S_y$ ) del material se definen como dependiente para cada fase. Las propiedades de los elementos se han calculado como la suma de las contribuciones de las distintas fracciones de fase presentes en el elemento en cada paso de tiempo. Las propiedades de las fases individuales se obtuvieron utilizando el software de simulación JMatPro®.

## 2.9.4 Proceso de simulación

En esta etapa se resuelven los cálculos numéricos para la solución del problema. Este proceso tiene un alto costo computacional, debido al tiempo de cálculo necesario para acoplar las soluciones de todos los elementos finitos. Esto mediante la lectura de los datos de entrada generados y alimentados previamente en el procesador. El tiempo de cálculo varía y va en aumento principalmente por el tamaño de malla y el tamaño de paso.

## 2.9.5 Post-proceso.

Al finalizar el proceso de cálculo, la opción de post-proceso nos permite ver y extraer información a partir de los resultados de la simulación. La información más destacable disponible durante esta etapa es:

- ✓ La geometría deformada de la pieza de trabajo y la deformación de la malla en cada paso de simulación.
- ✓ La distribución de esfuerzos, deformaciones, temperaturas y fracción de volumen de fases.
- ✓ Vectores de desplazamiento y velocidad indicando la magnitud y dirección para cada nodo y en cada paso a lo largo de la simulación.
- ✓ Gráficos de variables como esfuerzo, volumen entre otras.

Los resultados pueden ser extraídos gráficamente o de forma numérica, para su uso en otras aplicaciones.

# Capítulo 3

## Resultados y discusión

En esta sección, se presentan y discuten los resultados obtenidos de la simulación y caracterización del componente en estudio, cabe mencionar que son resultados obtenidos mediante la simulación y trabajo experimental con el fin de validar el modelo matemático utilizado en DEFORM-3D™. A continuación, se muestran los datos del medio.

- ✓ Material: 51CrV4.
- ✓ Temperatura del componente: 810 °C.
- ✓ Medio de temple: Aceite a 60 °C.
- ✓ Tiempo de permanencia: 180 s.
- ✓ Tamaño de malla: 100,000 elementos.
- ✓ Se asumió inicialmente un 100% de austenita homogénea y un tamaño de grano de 8 ASTM.
- ✓ El coeficiente de transferencia de calor se definió en función de la temperatura mediante un análisis de fluidinámica computacional.

### 3.1 Composición química

La composición química del material de muestras obtenidas en los procesos de temple después del austenizado se obtuvo mediante espectroscopía de emisión óptica por chispa, en un espectrómetro marca SPECTRO modelo LABS, los resultados se muestran en la tabla 1.

Tabla 1.- Resultados de espectroscopia de emisión óptica por chispa.

	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Al</b>	<b>Mo</b>	<b>Ni</b>	<b>Cu</b>	<b>Nb</b>	<b>Ti</b>	<b>V</b>
%	0.5337	0.293	1.0	0.010	0.007	1.10	0.051	0.007	0.023	0.0408	<0.0002	0.006	0.162

Se hizo una comparativa con la composición reportada en la literatura para corroborar que estuviera dentro de los rangos de especificación nominal, estas composiciones se muestran en la tabla 2.

Tabla 2.- Composición química de referencia, Thyrofort Heat-treatable steels.

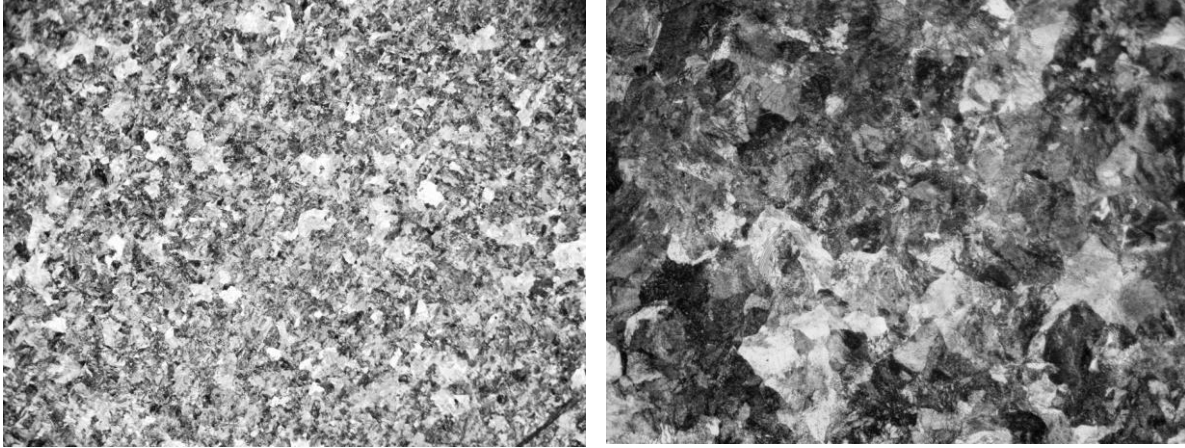
	<b>C</b>	<b>Si (max)</b>	<b>Mn</b>	<b>P (max)</b>	<b>S (max)</b>	<b>Cr</b>	<b>V</b>
%	0.47 -0.55	0.40	0.07 -1.10	0.025	0.025	0.90 -1.20	0.10 -0.25

Se puede observar que los valores de las concentraciones de los elementos presentes en las muestras se encuentran cercanos a los valores establecidos por la norma correspondiente a un acero 51CrV4.

## 3.2 Caracterización de fases presentes

Se realizó una caracterización microestructural de las fases presentes en el material de llegada. En la figura 9, se muestran micrografías obtenidas por microscopía óptica de las muestras de acero 51CrV4 en condición de llegada.

Las micrografías muestran una distribución de fases homogénea, granos de ferrita perfectamente delimitados, que favorece a que durante el calentamiento de las muestras y al llegar a la temperatura de austenizado el grano crezca hasta un tamaño adecuado y favorecer a la transformación de martensita durante el enfriamiento.



*Figura 9.- Microestructura del material de llegada.*

### 3.3 Tratamientos térmicos

Las muelles fueron tratadas térmicamente por temple en un medio líquido de aceite a 60°C, e instrumentados con termopares tipo K con la finalidad determinar los cambios de temperatura y obtener las curvas de enfriamiento utilizadas en la predicción del coeficiente de transferencia de calor. En la figura 10, se muestran la localización de los termopares para el registro de la historia térmica.



*Figura 10.- Solera preformada e instrumentada.*

Este componente fue instrumentado con 10 termopares y seccionado en tres partes para facilitar su manejo durante el temple.

### 3.4 Velocidad de enfriamiento

La curva de enfriamiento se obtuvo mediante la historia térmica obtenida a partir de la instrumentación y medición en planta, con los datos del medio mencionados

anteriormente. A continuación, en la figura 11 se muestra la curva de enfriamiento en la parte central de la muelle, así como su velocidad de enfriamiento calculada a partir de la medición de su historia térmica en planta.

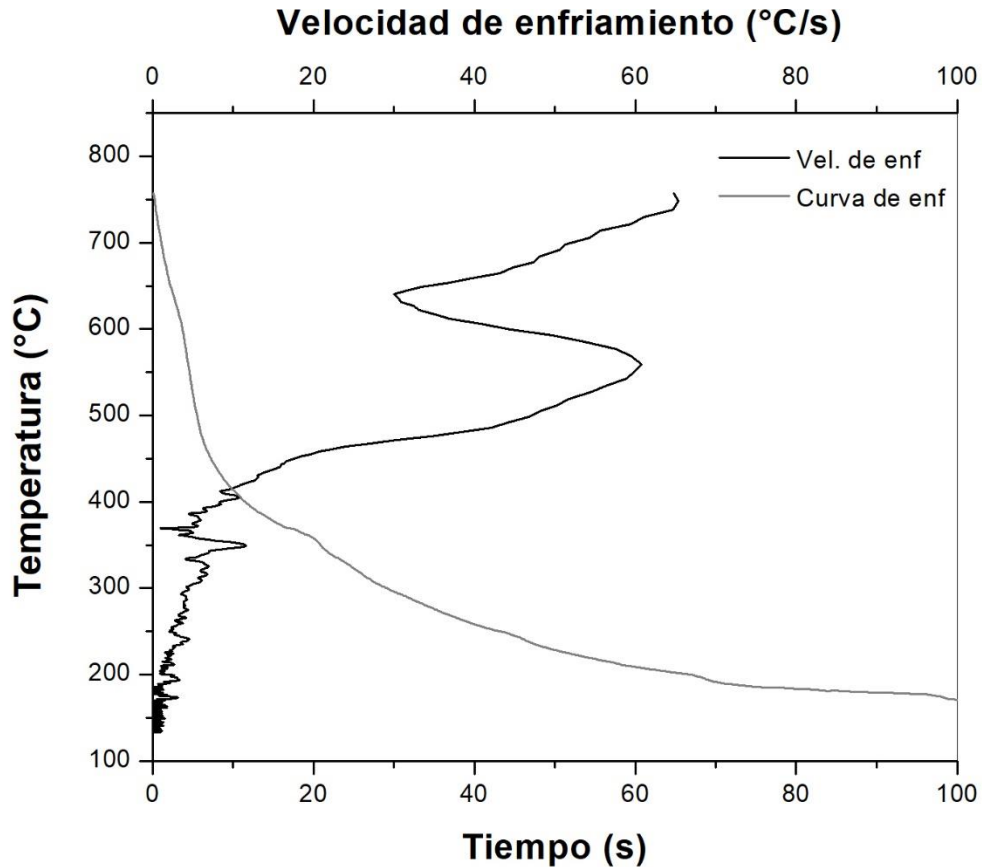
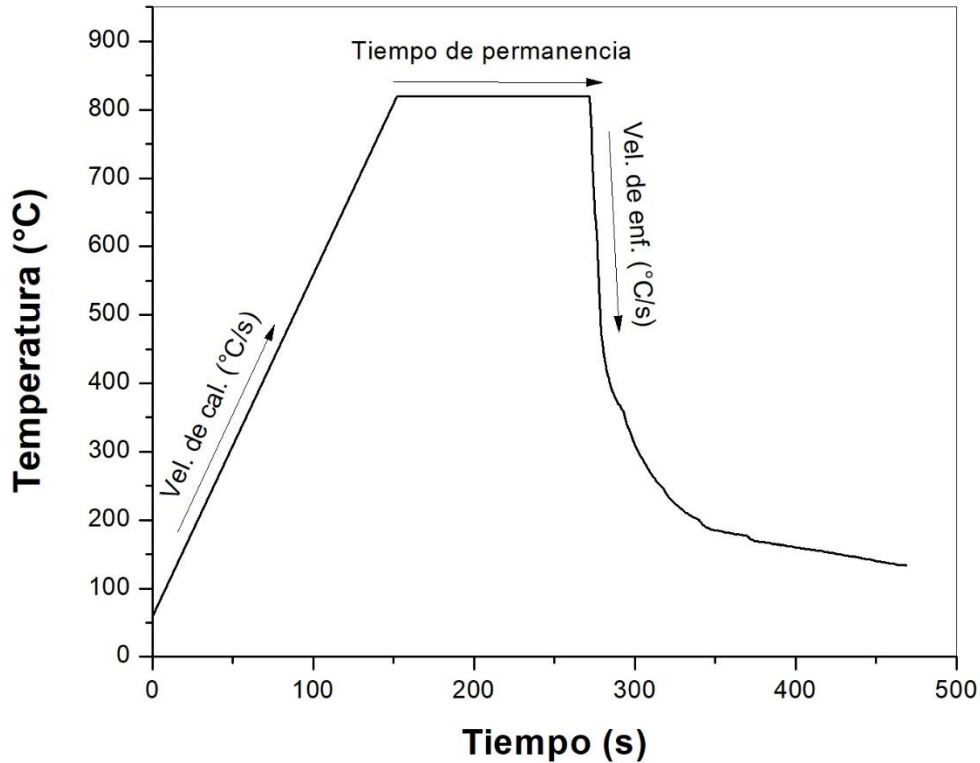


Figura 11.- Curvas y velocidad de enfriamiento en la del componente instrumentado con termopares tipo-K del acero 51CrV4.

### 3.5 Cinética de transformación simulada

En la figura 12, se muestra la propuesta de una curva del ciclo completo de temple, que corresponde desde el calentamiento, mantenimiento hasta el temple, para sustentar la base de datos de DEFORM-3D™. Con estos resultados se pudieron obtener los tiempos de inicio y fin de la transformación de la bainita para los rangos de temperatura estudiados.

Mediante la simulación JMatPro®, se obtuvieron las curvas de expansión lineal, simulando el enfriamiento de las piezas del acero templado y son mostrados más adelante.



*Figura 12.- Ciclos de calentamiento, tiempos de permanencia y enfriamientos, para el proceso de temple.*

### 3.5.1 Cinética de transformación (diagramas TTT)

En la figura 12, se muestran los diagramas temperatura, tiempo, transformación (TTT) simulados mediante JMatPro® en la región que corresponde a la transformación de la bainita, enfriados desde una temperatura de 820 °C y un tamaño de grano austenítica de 8 ASTM. Las curvas de la figura indican el inicio a 0.1% y al 99% completándose la transformación. Estos resultados fueron utilizados como datos de entrada en el proceso de tratamiento térmico de temple mediante el software DEFORM-3D™.

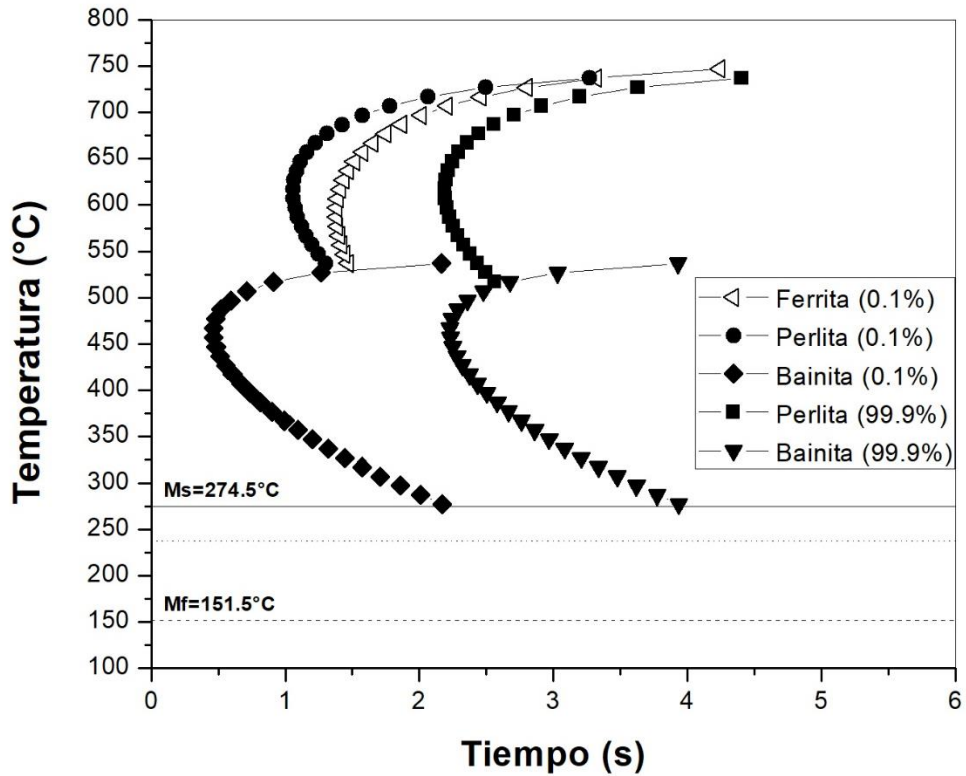


Figura 13.- Diagrama TTT de la cinética de transformación de la perlita y bainita para un tamaño de grano austenítico TGA 8, obtenidas por JMatPro®.

Por lo tanto, se vuelve de vital importancia que durante el tratamiento térmico la pieza o componente en la zona de permanencia a la temperatura de austenizado se mantenga un tiempo suficiente para lograr que el grano crezca lo conveniente para lograr reducir el tiempo y velocidad de enfriamiento crítica necesaria para evitar la formación de bainita.

En la Figura 14, se muestra el diagrama TTT para el acero 51CrV4 con un tamaño de grano de 8, sobrepuesto en este diagrama, se observa la curva de enfriamiento obtenida mediante termopares fijados en la superficie del componente, los datos fueron medidos mediante una tarjeta de adquisición registrando un total de 10 datos por segundo. En dicha curva de enfriamiento se corta la nariz del diagrama TTT en la zona de la bainita lo que indica claramente que al final del tratamiento térmico este agregado estará presente bajo estas condiciones.

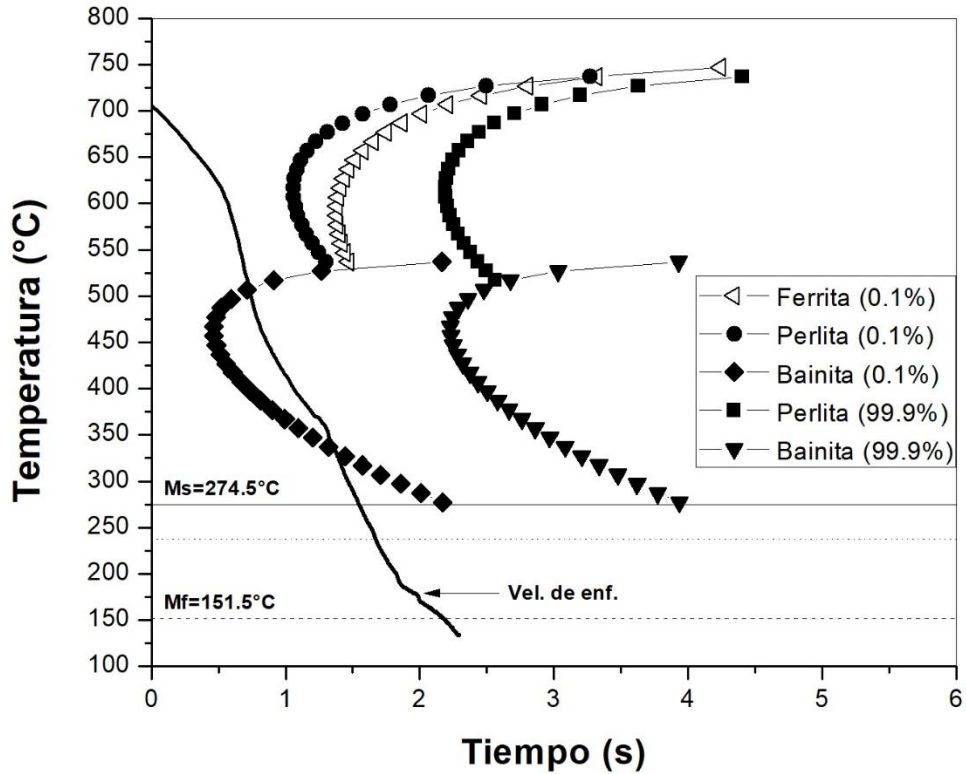


Figura 14.- Diagrama TTT del acero 51CrV4 y curva de enfriamiento de la superficie desde una temperatura de autenizado de 713°C y enfriado en aceite a 60°C, para un TG 8 ASTM.

Al finalizar el tratamiento térmico no se logra evitar la formación de bainita en el componente, por lo tanto, es de esperarse que exista una disminución de dureza, distorsión en el componente y esfuerzos residuales se encuentren presentes en la pieza final. Debido a lo anterior, fue necesario, determinar la velocidad crítica de enfriamiento necesaria para evitar la formación de bainita dentro del componente. Para esto, se utilizaron los diagramas CCT con la finalidad de establecer mediante simulación por JMatPro® la velocidad crítica de enfriamiento para el acero estudiado.

### 3.5.2 Cinética de transformación (diagramas CCT)

Durante las transformaciones de fase uno de los factores más importantes a considerar, son las velocidades de enfriamiento en toda la pieza. Para esto, se

calcularon los diagramas de transformación de enfriamiento continuo (CCT) mediante JMatPro®, para el acero 51CrV4 con un tamaño de grano austenítico de 8, enfriado desde una temperatura de 820 °C a diferentes velocidades de enfriamiento. La Figura 15, muestra el inicio de la ferrita, perlita y bainita y el fin de las transformaciones de la perlita y bainita, sobrepuestas al diagrama se muestran cuatro velocidades de enfriamiento 100, 10, 1 y 0.1 °C/s. Los resultados del diagrama muestran que para una velocidad de 10°C/s una cantidad considerable de bainita, perlita y bainita estarían presentes al final del enfriamiento, mientras que para una velocidad de 100°C/s se suprime la formación de bainita y se obtiene al final solo martensita.

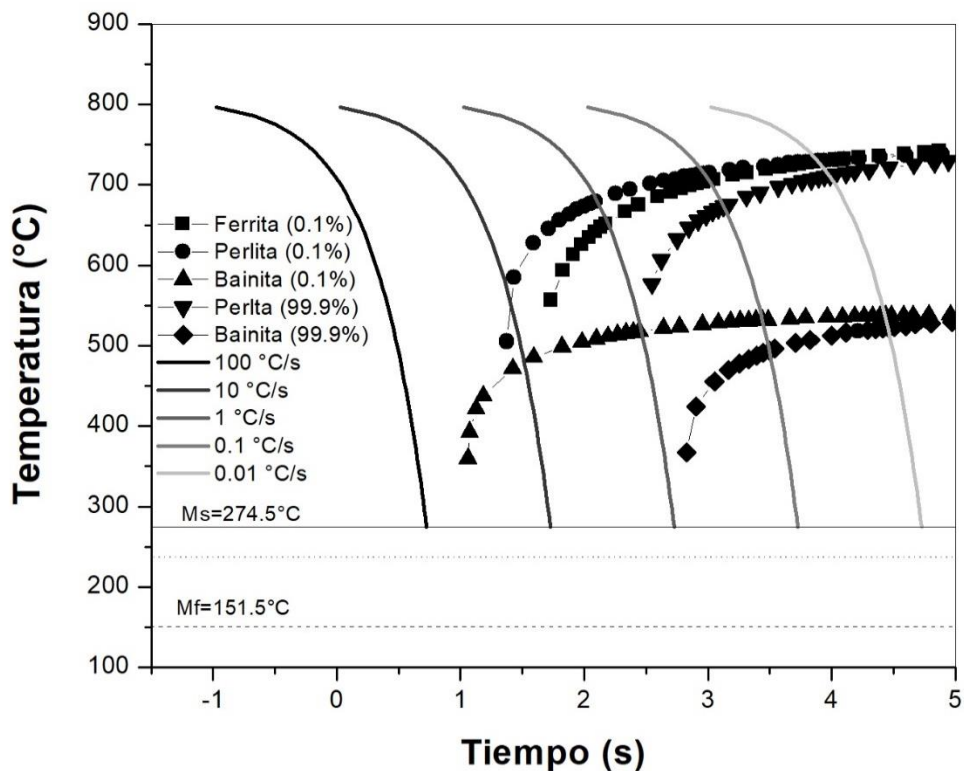


Figura 15.- Diagrama CCT del acero 51CrV4 desde una temperatura de austenizado de 820°C, para un TGA de 8 ASTM y a diferentes velocidades de enfriamiento, obtenidas por JMatPro®.

La Figura 16, muestra las curvas de enfriamiento obtenidas experimentalmente a través de termopares en la superficie, dentro del diagrama CCT. Se puede observar

que la curva de enfriamiento corta una parte de fracción de bainita. Lo que indica, que bajo estas condiciones de operación y con dicha velocidad de enfriamiento la bainita va a estar presente en la pieza.

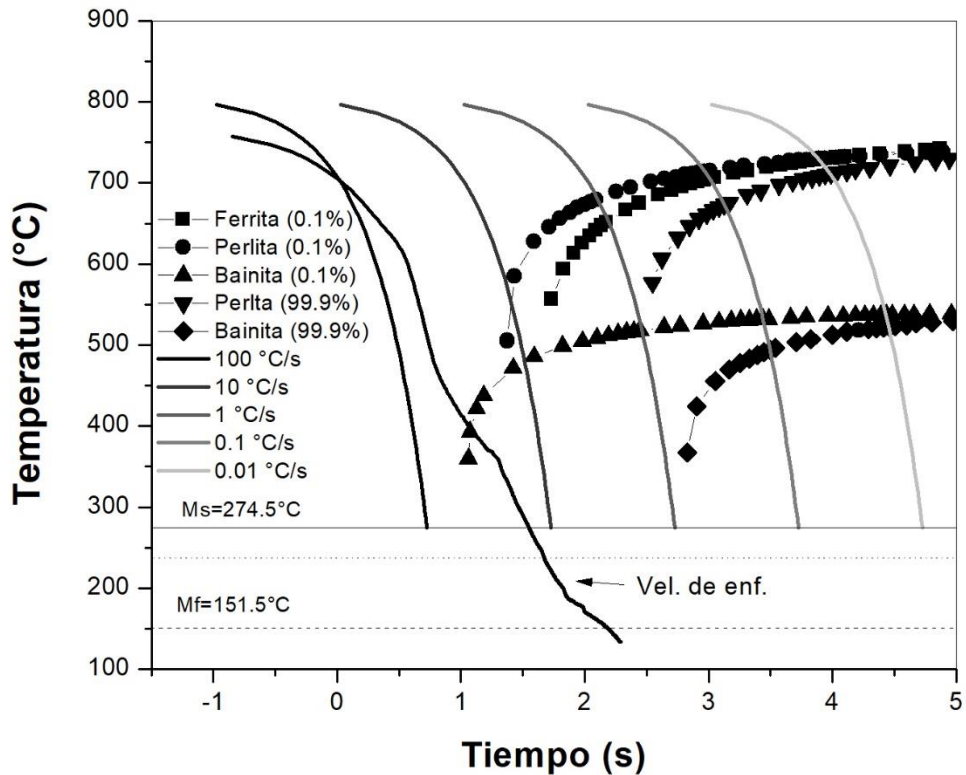


Figura 16.- Diagrama CCT del acero 51CrV4, donde se muestran las curvas de enfriamiento obtenida experimentalmente de la superficie del componente templado con un TGA de 8 ASTM.

Para suprimir la aparición de bainita en el componente final del tratamiento térmico se requiere determinar la velocidad crítica de enfriamiento el cual esta aproximadamente en  $45^\circ\text{C/s}$ .

La fracción de volumen de bainita formada en la microestructura de los compuestos utilizados como hojas para muelles en los sistemas de suspensión, tiene un efecto directo sobre las propiedades mecánicas del componente al final del tratamiento térmico de temple, y su importancia es más relevante ya que la dureza del

componente se ve afectada por la aparición de este compuesto. Como se mencionó anteriormente, la velocidad de enfriamiento juega un papel muy importante en la formación de la fracción de bainita al final del tratamiento térmico. Por lo que, a condiciones de enfriamiento adecuadas se podría asegurar que la bainita no estará presente en la microestructura del componente al final del temple. Determinar la velocidad crítica no es lo más importante, sino encontrar las condiciones ideales que puedan alcanzar estas velocidades de enfriamiento entre los que se encuentran (el tamaño de grano austenítico, el % de C, la temperatura del baño líquido, las condiciones de propias del baño como la agitación de este, la geometría de la pieza y las condiciones de inmersión).

### 3.6 Simulación en DEFORM-3D™

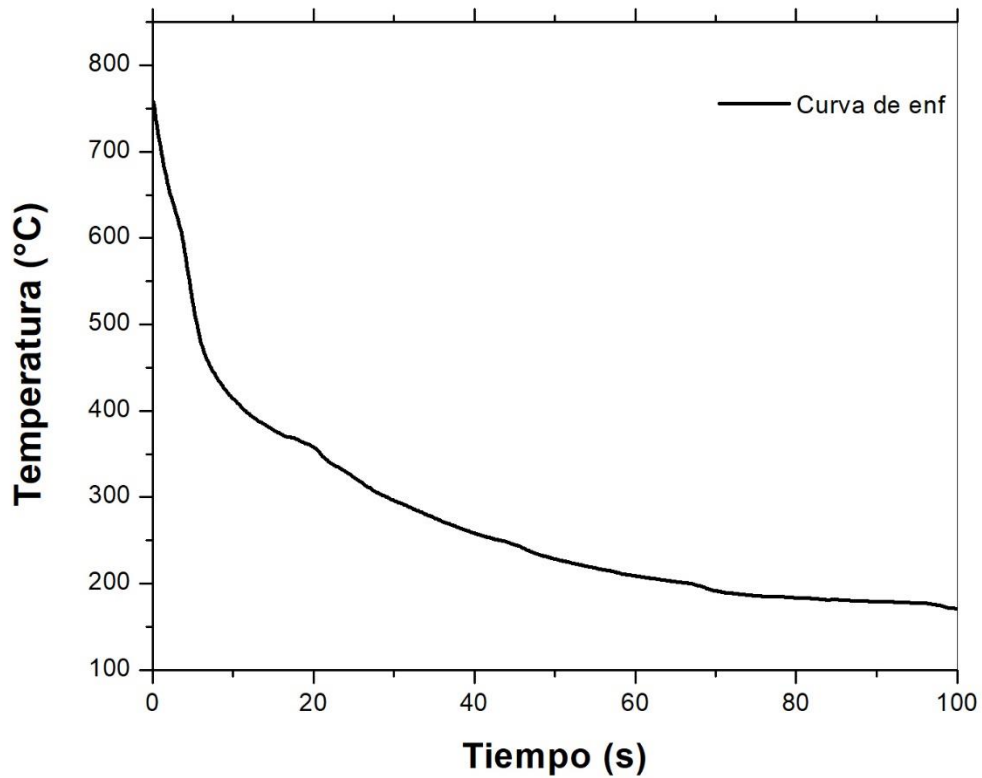
La simulación del tratamiento térmico de temple se realizó mediante el software DEFORM-3D™, el cual implica un análisis a profundidad del acoplamiento térmico-mecánico-transformaciones de fase que se involucran durante el enfriamiento de las piezas, en donde la mayoría de los casos resulta casi imposible medir estas variables y en mayor medida controlarlas, por lo que el uso de modelos matemáticos para predecir las propiedades finales del material se están usando en mayor medida, por lo que estas simulaciones tienen gran impacto de interés industrial y científico.

A continuación, se presenta y discuten con detalle los resultados obtenidos de la simulación del tratamiento térmico de temple de las hojas de solera utilizadas en componente de suspensión automotriz de carga pesada. Dentro de las variables determinadas mediante el uso de un software de simulación para generar la base de datos del programa se encuentran; los diagramas TTT y CCT, expansión lineal, módulo de Young, radio de Poisson, tamaño de grano austenítico y dureza de la pieza. Finalmente, una de las principales variables como es el coeficiente de transferencia de calor se midió experimentalmente con la historia térmica mediante la implementación de termopares tipo K en los componentes durante el proceso de temple. Lo anterior fue realizado gracias a las facilidades otorgadas en la empresa San Luis Rassini S. A de C. V, ubicada en Piedras Negras, Coahuila.

## 3.7 Calculo del coeficiente de transferencia de calor (HTC)

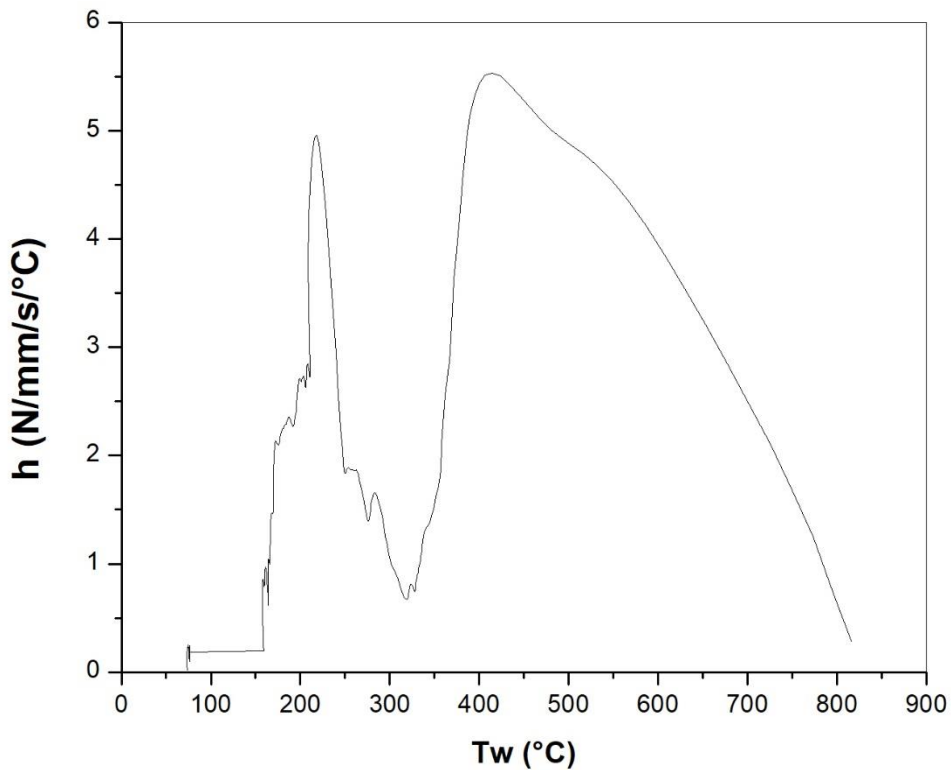
La transferencia de calor varia cuando la temperatura en cualquier punto del sistema va cambiando con referencia al tiempo. Dicho fenómeno denominado como transferencia de calor en estado no estacionario se produce a menudo en procesos industriales, tales como los tratamientos térmicos de temple. En dichos procesos, la transferencia de calor es un proceso dinámico que depende del tiempo, y es importante determinar la transferencia de calor por convección como una condición de frontera.

Para la simulación que se desarrolló en DEFORM-3D™, la determinación del coeficiente de transferencia de calor en la superficie del componente fue una de las principales y más valiosas aportaciones, ya que esta variable no es contante y dependen de los gradientes de temperatura durante el enfriamiento. La figura 17, muestra la curva de enfriamiento obtenida experimentalmente mediante la instrumentación de termopares en la superficie del componente enfriado desde una temperatura de 820°C hasta la temperatura ambiente en un medio líquido de aceite a 60°C.



*Figura 17.- Curvas de enriamiento calculada experimentalmente.*

En la Figura 18, se muestra el coeficiente de transferencia de calor en función de la temperatura obtenida mediante el enfriamiento mostrada en la Figura 17. El coeficiente de transferencia de calor se define como la relación entre la densidad de flujo de calor dividido por el gradiente de temperatura entre la superficie del acero y el aceite.



*Figura 18.- Coeficiente de transferencia en función de la temperatura, obtenido mediante el ajuste en la curva de enfriamiento.*

Durante el enfriamiento el coeficiente de transferencia de calor aumenta debido a la película de vapor formada a alta temperatura, la temperatura en la superficie disminuye y el coeficiente de transferencia de calor alcanza su valor máximo. A una temperatura aproximada de 400°C, después este disminuye rápidamente con un enfriamiento adicional, ya que entra en la etapa de ebullición por nucleación. En esta etapa, la velocidad de enfriamiento del aceite hirviendo disminuye debido a que la temperatura de la superficie se aproxima al punto de ebullición del aceite, lo que conduce a una disminución del coeficiente de transferencia de calor. Por debajo de 310°C, la austenita en el acero se transforma en martensita y libera el calor latente correspondiente. Por debajo de 310 °C, el flujo de calor aumenta, pero la diferencia de temperaturas se hace más pequeña, en ese momento el coeficiente de transferencia aumenta ligeramente hasta alcanzar un nuevo máximo en 200 °C

aproximadamente, después de esta temperatura, la velocidad con que se libera el calor latente comienza a disminuir junto con el coeficiente. Por lo que la caída del coeficiente de transferencia de calor en la curva depende, básicamente tanto de las propiedades del aceite como del acero.

Conocer o determinar experimentalmente el coeficiente de transferencia de calor en la interface metal-liquido producido durante el tratamiento de temple bajo las condiciones de operación conocidas, tiene la ventaja de saber que dichos valores pueden ser operados con seguridad en modelos matemáticos por elemento finito o en cálculos de transferencia de calor por diferencia finitas para modelar el comportamiento térmico de las piezas o componentes que no han sido instrumentadas.

Para el análisis por simulación numérica del temple, la temperatura se determina generalmente mediante la ecuación de transferencia de calor de Fourier. Para ello, es necesario conocer los diversos fenómenos de transferencia de calor, las condiciones de frontera y las condiciones de operación inicial. El coeficiente de transferencia de calor en la superficie es la condición de frontera más importante y el parámetro clave para el proceso de simulación del temple.

Después de determinar el coeficiente de transferencia de calor en función de la temperatura, se logró completar una base de datos confiables en DEFORM-3D™, para el proceso de temple.

A continuación, se muestran los resultados mediante las simulaciones realizadas por el método de elemento finito en DEFORM-3D™, con las variables mencionadas anteriormente y las condiciones de operación, así como el coeficiente de transferencia de calor calculado experimentalmente fortalecemos la solución al modelado matemático para el estudio paramétrico del efecto de las condiciones de enfriamiento en la distorsión de soleras de acero 51CrV4.

Variables que intervienen en el acoplamiento térmico-mecánico-transformaciones mediante DEFORM-3D™.

Mediante el uso del software DEFORM-3D™ (Scientific Forming Technology Corporation) se desarrolló un modelo matemático totalmente acoplado. La mayoría de las propiedades físicas se obtuvieron de la base de datos de DEFORM-3D™, la cinética de transformación se determinó mediante la simulación con JMatPro®.8

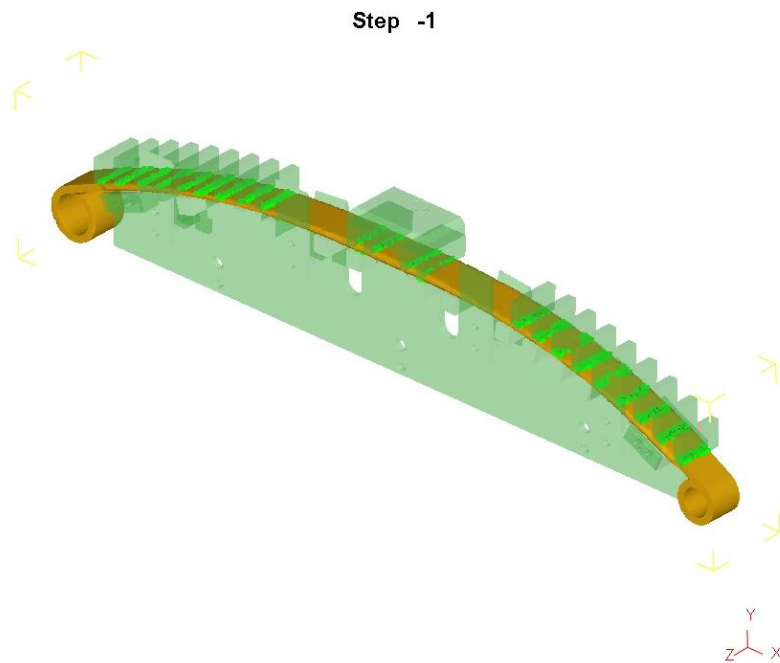
Los principales parámetros utilizados en la simulación del temple en DEFORM-3D™ se muestran en la tabla 3.

*Tabla 3.- Parámetros de simulación cargados en la base de datos de DEFORM-3D™.*

<b>Parámetros de simulación</b>	<b>Valor(es)</b>
Radio de Poisson's	0.3
Método de iteración	Newton-Raphson
Conductividad térmica	$k$ (determinado para cada fase)
Coefficiente de transferencia de calor	$f(T)$ , mostrado en la Fig. 17
Número de pasos en la simulación	900
Número de elementos	100000
Número de nodos	16445
Temperatura inicial (°C)	810
Temperatura ambiente (°C)	60
Temperatura del aceite para el temple (°C)	60
Tamaño de grano austenítico (ASTM)	8

El modelo matemático desarrollado, se construyó a partir de una geometría deformada en caliente con una malla de 100,000 elementos tetragonales como se muestra en la Figura 19, las propiedades y condiciones de frontera como el coeficiente de transferencia de calor se muestra en la Figura 18. Mediante el desarrollo del modelo se determinaron la cinética de enfriamiento, la fracción de volumen de las fases presentes al final del temple en función del tiempo y la

temperatura, los perfiles de temperatura para medir las velocidades de enfriamiento en diferentes zonas del componente.



*Figura 19.- Puntos de contacto entre la pieza de trabajo y el formador.*

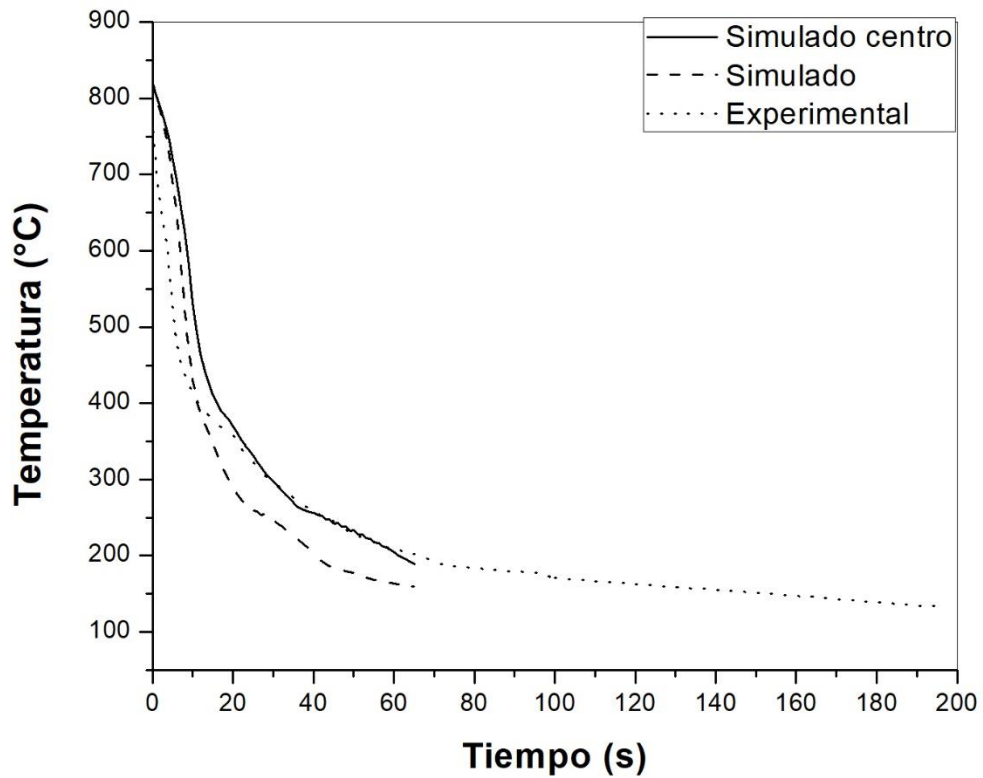
Los resultados mostrados a continuación de las variables mencionadas corresponden al componente templado con las condiciones mostradas en la Tabla 3.

### 3.8 Perfiles de enfriamiento

En la figura 21, se muestra la evolución de la temperatura en función del tiempo de enfriamiento del componente de acero 51CrV4 enfriado en un baño de aceite a 60 °C con agitación constante desde una temperatura de austenización de 820 °C, con un tamaño de grano austenítico de 8. La simulación considera que el enfriamiento comienza cuando la pieza se encuentra totalmente sumergida en el baño de aceite. Por lo que, en enfriamiento será casi homogéneo en toda la pieza al inicio. En la figura 21a, se puede observar como en los primeros instantes del enfriamiento, se enfría en mayor medida las partes que están en contacto con el formador y el resto de la pieza tiene una temperatura casi homogénea, de igual manera, en esta misma

figura se observan las curvas de enfriamiento evaluadas en diferentes puntos del componente que lo recorren en toda su extensión. Pero todas ellas siguen un comportamiento similar. Conforme evoluciona el tiempo de enfriamiento en la simulación, los extremos y el centro del componente son los últimos en alcanzar las temperaturas más bajas donde ocurren las transformaciones de fases (bainita y martensita) en este tipo de aceros, mientras que los dos costados entre centro y los extremos del componente se encuentran a temperaturas más bajas. Al final de la simulación del enfriamiento 65.1 s de prueba de la simulación, Figura 21h, el enfriamiento ya no muestra un comportamiento homogéneo a lo largo del componente, con una pequeña diferencia de aproximadamente 40 °C.

En la figura 20, se muestra una comparativa entre las curvas de enfriamiento simuladas mediante DEFORM-3D™ durante los primeros 65 segundos de enfriamiento y la calcula experimentalmente a través de la historia térmica de 180 segundos, en dicha comparativa se observa que esta última tiene una semejanza con las obtenidas por simulación, esta pequeña variación se puede deber a la diferente ubicación de los puntos evaluados en la pieza tanto experimentalmente como mediante la simulación.



*Figura 20.- Curva de enfriamiento calculada experimentalmente y simuladas en dos puntos distintos del componente.*

Los gradientes de temperatura en las diferentes partes del componente conducen a una diferencia en la temperatura de inicio de la fracción de martensita transformada.

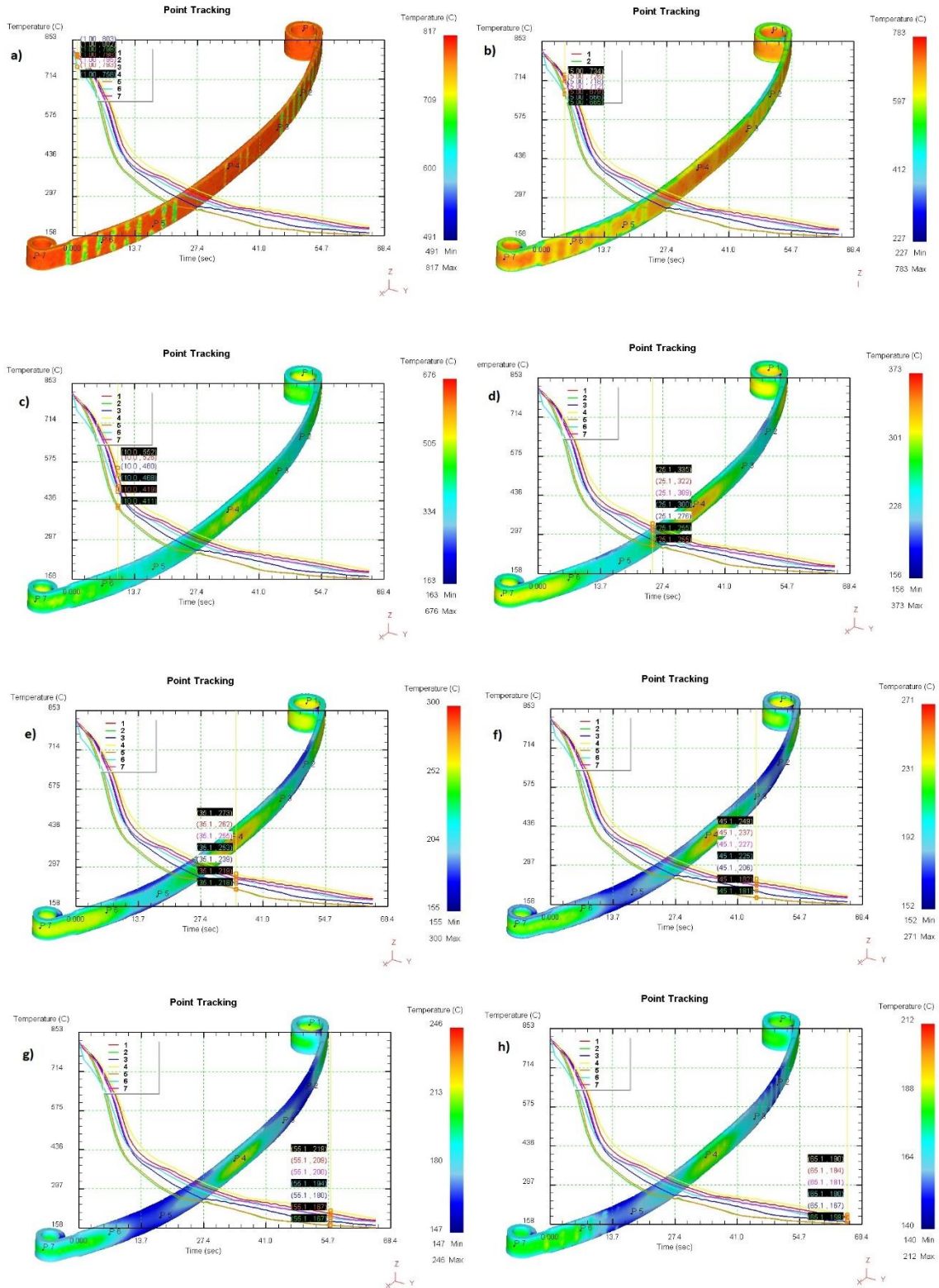


Figura 21.- Evolución de la temperatura sobre el tiempo, durante el enfriamiento del componente.

En la figura 22, se muestra la fracción de fase transformada a lo largo de toda la pieza calculada mediante la simulación en DEFORM-3D™ en el proceso de temple durante los primeros 65 segundos de enfriamiento. En la figura 22a, se observa el inicio de la simulación donde aún no existe la fase martensita pues en este punto todo es austenita, en la figura 22b, en aproximadamente 25 segundos transcurridos se observa que el inicio de la transformación de la martensita se da en los bordes de los componentes y así las figuras 22c y 22d muestran el avance de la transformación transcurridos 40 y 65 segundos respectivamente. Conforme avanza el tiempo y el enfriamiento se observa que entre los 20 y 40 segundos se transforma la mayor cantidad de la colonia de martensita, terminando la simulación en los 65 segundos con una fracción de martensita entre 0.71 y 0.85.

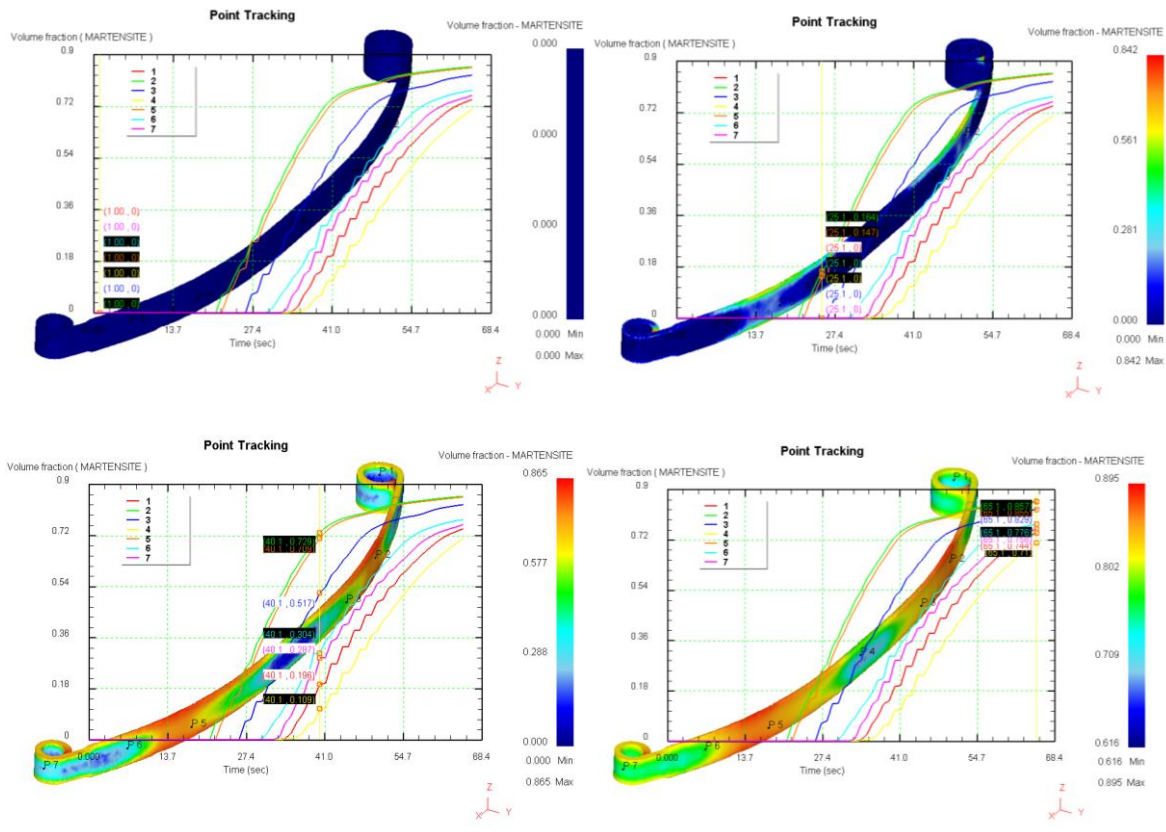
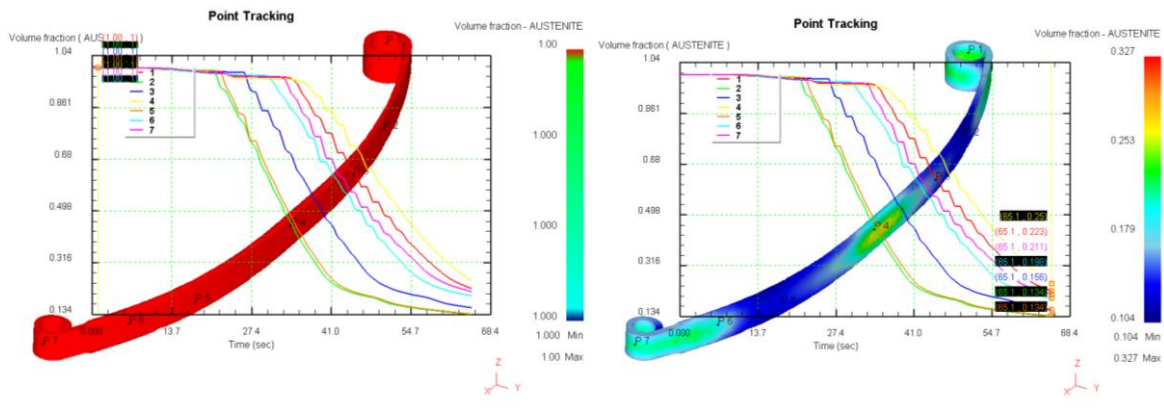


Figura 22.- Evolución de la fracción de volumen de martensita durante la simulación.

La fracción de martensita transformada está directamente relacionada con la dureza que se puede alcanzar al final del enfriamiento.

En la figura 23a y 23b, se muestra la fracción de fase de transformación de la austenita al inicio y al término de la simulación respectivamente. Al inicio la fracción de austenita es de 1 debido a que a esta temperatura es totalmente austenita. Transcurridos los 65 segundos de la simulación la fracción de austenita no se ha eliminado, pero disminuyó en gran medida, debido a que en el tiempo simulado no termina de enfriarse el componente y por ende no termina la transformación de austenita.



*Figura 23.- Evolución de la fracción de volumen de austenita al inicio y final de la simulación respectivamente.*

Otra fase presente en este componente es la bainita, la cual, en las figuras 24a y 24b se muestran las fracciones de fase de transformación al inicio y final de la simulación respectivamente, esta fase es indeseable debido a que disminuye la resistencia del componente, pero la formación de esta es relativamente baja, entre 0.0002 y 0.06 fracción de volumen y esta no se presenta de manera homogénea en el componente pues las partes que se enfrían a menor velocidad alcanza a formar más bainita que aquellas que se enfrían a mayor velocidad.

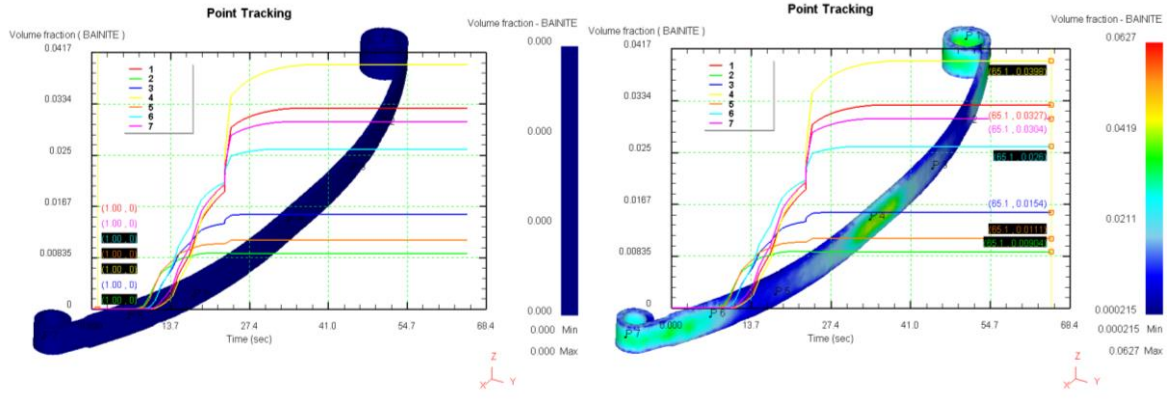


Figura 24.- Evolución de la fracción de volumen de bainita al inicio y final de la simulación respectivamente.

En las figuras 25a y 25b se muestra la fracción de volumen de la fase de la perlita al inicio y final de la simulación a lo largo de todo componente, esta colonia se encuentra en menor proporción, las fases dominantes en la pieza durante los primeros 65 segundos de simulación son en mayor proporción martensita y austenita, dejando en menor cantidad la bainita y perlita. La fracción de volumen de perlita observada la final de la simulación va entre 0 y 0.0002, siendo esta la más baja después de la bainita.

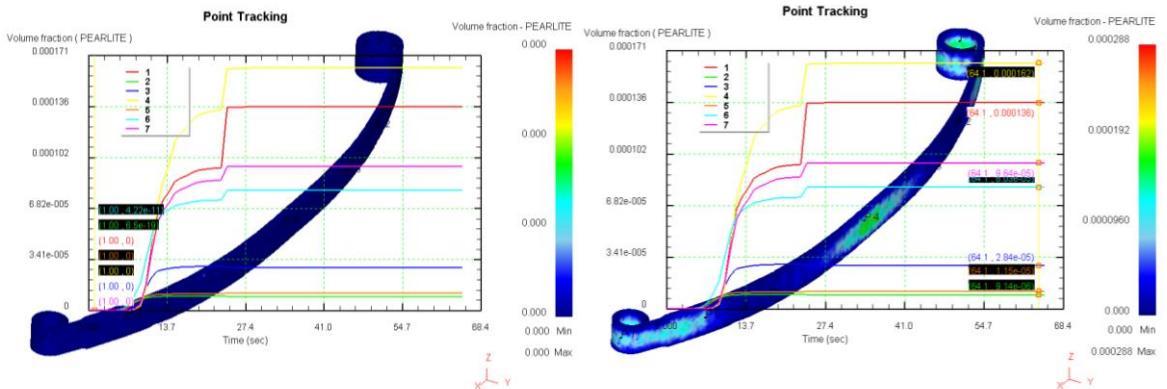


Figura 25.- Evolución de la fracción de volumen de perlita al inicio y final de la simulación respectivamente.

La fracción de fase de austenita observada al final de la simulación corresponde a la que durante los 65 segundos de simulación el componente no termina de enfriarse lo suficiente para transformar toda la austenita restante. Mientras, la

distribución no uniforme de temperatura en todo el componente da lugar a un retraso en el inicio de las transformaciones de fase sobre todo la transformación martensíticas fase importante en este tipo de aceros. Todo esto afecta a la calidad del componente tratado térmicamente en especial a la distorsión que se presenta por los gradientes de temperatura.

### 3.9 Análisis de distorsión

Para el análisis de la distorsión mediante los resultados de la simulación se muestran en la figura 26, donde los vectores representan el desplazamiento de la pieza al término de la simulación. Se observa que el desplazamiento se da de los extremos del componente al centro de este mismo. Este desplazamiento de debe tanto a los esfuerzos residuales como a los cambios de volumen por transformaciones de fase presentes durante el proceso de temple.

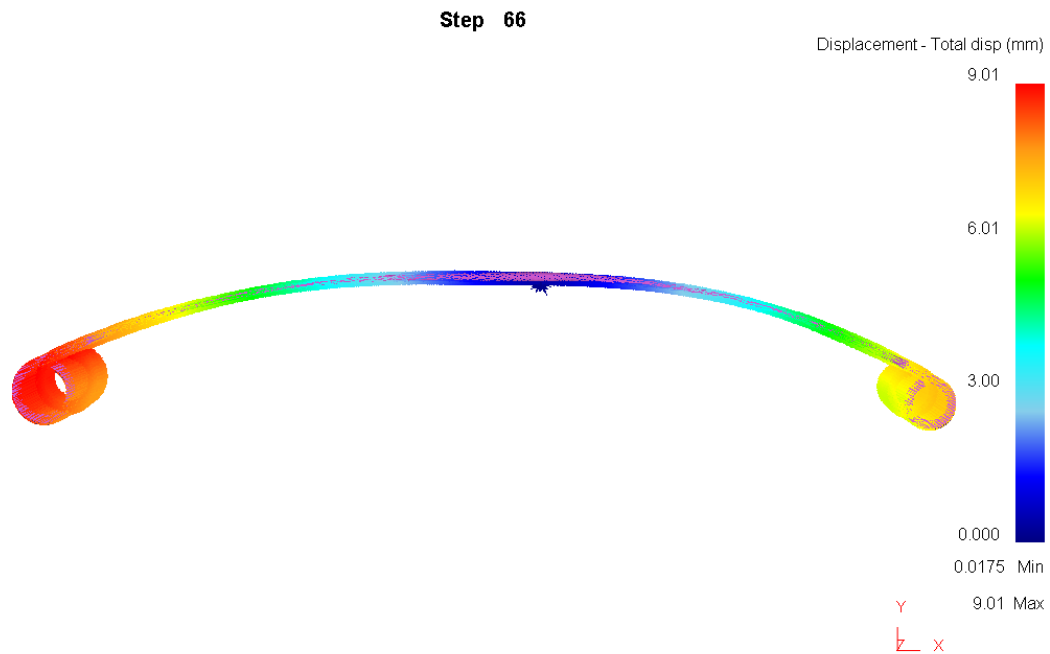
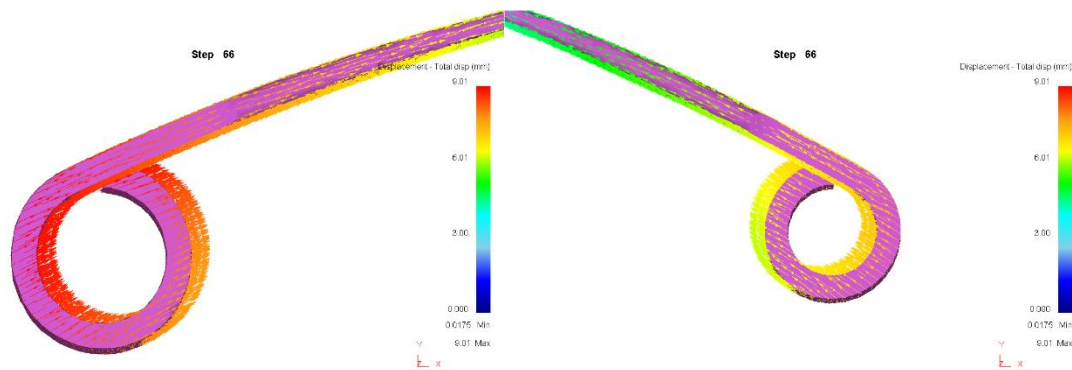


Figura 26.- Desplazamiento total a lo largo del componente.

Como se observa en la figura anterior, los extremos del componente tienen un desplazamiento diferente uno con respecto al otro, siendo el extremo izquierdo en

dirección al eje -x el que se desplaza en mayor medida en comparación con el otro extremo, teniendo una diferencia de aproximadamente 1.4 mm de desplazamiento. En la figura 27, se muestra un acercamiento en los extremos, los vectores apuntan al centro del componente, pero su magnitud es diferente, cabe mencionar que durante toda la simulación el componente permaneció sujeto por el formador disminuyendo el posible desplazamiento durante el proceso de temple, además de no terminar con la completa transformación de la austenita en martensita, por ello mismo se observa una variación en la distorsión del componente.



*Figura 27.- Desplazamiento total en los extremos del componente.*

Finalmente, en la figura 28, se muestra el perfil de desplazamiento y sus curvas de desplazamiento transcurridos los 65 segundos de la simulación evaluando 7 puntos a lo largo del componente, mostrando desplazamientos totales no homogéneos en toda la pieza. Por lo que sabemos que el desplazamiento no es homogéneo provocando efectos de distorsión y cambio de dimensiones en las piezas finales. Durante el enfriamiento al inicio del proceso, existe un aumento significativo en el desplazamiento debido principalmente a la contracción térmica del material. Sin embargo, al final del proceso, el resultado del desplazamiento originado por la transformación de la martensita también se hace evidente.

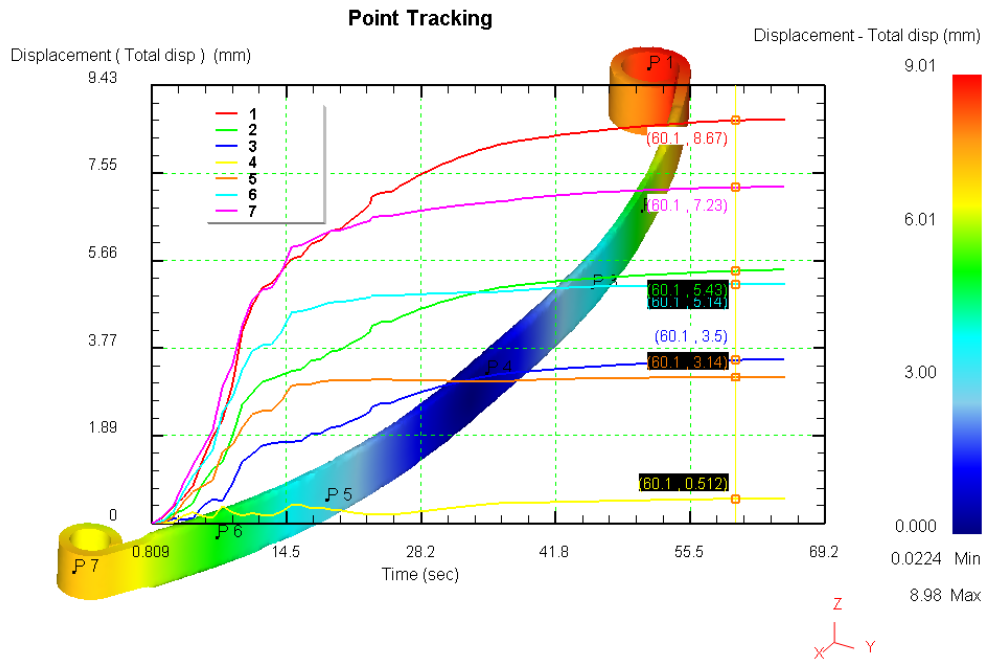


Figura 28.- Desplazamiento total y curvas de desplazamiento evaluadas en diversos puntos del componente.

# Capítulo 4

## Conclusiones

Siendo una parte esencial para que los resultados de las simulaciones sean confiables y pueda predecir las operaciones de los procesos, es la detallada base de datos que servirán como entrada en las simulaciones, las cuales serán más confiables si estas reflejan en lo mayor posible la realidad de los procesos y que generalmente se obtienen con una correcta adquisición de ellas mediante la experimentación en el proceso real. Por lo tanto, la relevancia de este trabajo ha sido una tarea sobresaliente que ampara las simulaciones mediante la instrumentación en planta del proceso de tratamiento térmico de temple para la adquisición de la historia térmica para las soleras utilizadas en los muelles para los sistemas de suspensión automotriz. Siendo este un proceso industrial muy complejo, donde se involucran una gran cantidad de variables, dificultando la posibilidad de predecir con detalle el comportamiento de dichos componentes. Por ello, el modelo matemático para estos procesos industriales es una herramienta indispensable para entender el complicado acoplamiento donde intervienen las propiedades del material, los mecanismos de transferencia de calor y las condiciones de frontera que intervienen de manera directa en este proceso y en específico para esta aleación de acero 51CrV4. Donde además se realizó el estudio de las transformaciones de fase, la fracción de volumen, el coeficiente de transferencia de calor y la distorsión fueron analizados a profundidad. Se requiere estudiar los factores y variables que intervienen durante el tratamiento térmico de temple, y comprender el origen y desarrollo del fenómeno de la distorsión presente en las soleras de acero 51CrV4.

Siendo la distorsión, la distribución de fases, la microestructura deseada, presentes en este tipo de componentes, son los problemas más importantes que se estudiaron durante el temple de este tipo de acero. Con el propósito de entendimiento, se debe profundizar la relación que existe entre las propiedades del componente final y la

compleja interacción físico-térmico-mecánica del proceso, por lo que su análisis y experimentación son esenciales para simular un proceso de temple que fuera capaz de proporcionar resultados confiables de los componentes tratados térmicamente.

El principal objetivo de esta tesis fue el estudio paramétrico del efecto de las condiciones de enfriamiento en la distorsión en un modelo matemático de elemento finito de soleras de acero 51CrV4. Para la obtención de resultados de las simulaciones se utilizó el software DEFORM-3D™ y JMatPro®. Basado en los resultados de estas simulaciones y el análisis de estos mismos se llegó a las siguientes conclusiones:

1. Se instrumentó en planta una solera en el horno de austenizado y con la ayuda de termopares a lo largo de este, todo esto para la determinación de las variaciones de temperatura que pueden ocurrir durante el tratamiento térmico de las soleras de acero 51CrV4, colocando termopares en estos componentes a lo largo de la superficie, mientras que los cambios de temperatura medidos en esta instrumentación fueron de gran utilidad para aportar los datos de entrada a los modelos matemáticos de simulación y aproximar y predecir el comportamiento de los componentes.
2. Las curvas de los diagramas tiempo-temperatura-transformación (TTT) y transformación de enfriamiento continuo (CCT), fueron obtenidas mediante simulaciones en el software JMatPro® y estudiando las velocidades de enfriamiento que puedan favorecer la obtención de la fracción de martensita deseada, disminuyendo la probabilidad de sufrir agrietamiento o fractura de los componentes.
3. Los datos de la curva de enfriamiento obtenida a partir de un segmento de solera del acero 51CrV4 se utilizó para determinar el coeficiente de transferencia de calor (HTC) en función de la temperatura en la superficie de la muestra enfriada en aceite. El cálculo del HTC es de gran relevancia en este trabajo debido a que la rapidez de la extracción de calor del componente determinará las fracciones de fases formadas al final del enfriamiento y a su vez las propiedades mecánicas.

4. De los resultados obtenidos de las pruebas de simulación utilizando DEFORM-3D™, se determinó la fracción de volumen de fases simuladas con el modelo matemático. La fracción de fase transformada presenta un efecto importante sobre la distorsión del componente, favoreciendo la disminución en la distorsión durante el enfriamiento, esto se debe principalmente a una distribución de martensita más homogénea a lo largo del componente.
5. Mediante el análisis de desplazamiento concluimos que este mismo es un parámetro importante que se debe controlar durante todo el proceso del tratamiento térmico de temple. Si bien no se consiguió terminar la transformación de fases y por ende el desplazamiento no presentaba los mejores debido a que se ignoró el momento de retirar los pisadores del componente, donde podría observar un desplazamiento excesivo de la geometría de la pieza, haciéndose más notorio en los extremos de la solera.
6. La distorsión generada por la poca homogeneidad del enfriamiento en la superficie presenta influencia en la distorsión macroscópica del componente, aunque la transformación de fases como es principalmente la de martensita también juega un papel importante. En combinación de ambas distorsiones afectan en mayor medida la geometría de la pieza final.

Finalmente, se puede mencionar que dentro de las variables que intervienen en el proceso térmico de temple y que impactan de manera directa a la distorsión en los componentes estudiados, la velocidad de enfriamiento es una de ellas, por lo que determinar el coeficiente de transferencia de calor de manera experimental y parametrizar las simulaciones de temple son una importante aportación que se resalta en este trabajo.

# BIBLIOGRAFÍA

- 1.- J. E. Neely and T. J. Bertone, The Hardenability of Steels, I-T/T-T-T Diagrams and Cooling Curves, Chapter 9, Practical Metallurgy and Materials of Industry, Ed., (2003), Prentice Hall, p. 157.
- 2.- D. R. Askeland and P. P. Fulay, Heat Treatment of Steels and Cast Irons, Chapter 13, Essentials of Materials Science and Engineering, 2nd ed., (2010), p. 391.
- 3.- W. D. Callister, Jr., Thermal Treatments of Metallic Alloys, Chapter 11, Materials Science Engineering. An Introduction, 3rd ed., John Willey & Sons, Inc., New York, U.S.A., (2002), p. 337.
- 4.- Ricardo López, Tesis, Centro de Investigaciones y Estudios Avanzados del Instituto Politécnico Nacional, Mexico, (2016).
- 5.- M.Sc. Yalçın Kaymak, Simulation of Metal Quenching Processes for the Minimization of Distortion and Stresses, Thesis, Fakultät für Verfahrens- und Systemtechnik der Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, in Ankara, Türkei, (2007).
- 6.- C. Şimşir and C. H. Gür, A FEM Based Framework for Simulation of Thermal Treatments: Application to Steel Quenching, Computational Materials Science, 44 (2008), pp. 588-600.
- 7.- U. Diekmann, Calculation of Steel Data Using JMatPro, Recent Trends in Structural Materials, Metatech GmbH, Kamen, Germany, Plzeň, Czech Republic, EU, (2012).
- 8.- A. G. Junceda, C. Capdevila, F.G. Caballero, C. G. Andrés, Dependence of Martensite Start Temperature on Fine Austenite Grain Size, Materialia Research Group, Gregorio del Amo, 8, 28040 Madrid, Spain, (2005).
- 9.- A.K. Nallathambi, Y. Kaymak, E. Specht, and A. Bertram, Distortion and Residual Stresses during Metal Quenching Process, Institut für Strömungstechnik und

Thermodynamik, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, Institut für Mechanik, Otto-von-Guericke-Universität Magdeburg, (2002).

10.- K. Babu, Effect of part size on surface heat flux during immersion quenching, *Advanced Materials Research*, (2012), pp.353-357.

11.- C. H. Gür, A. E. Tekkaya W. Schuler, Effect of boundary condition and workpiece geometry on residual stresses and microstructure in quenching process, *Steel Research International*, 67 (1996), pp. 501.

12.- D. N. Passarella, A. Aparicio, F. Varas and E. B. Ortega, Heat Transfer Coefficient Determination of Quenching Process, *Mecánica Computacional Vol XXXIII*, (2000), pp. 2009-2021.

13.- Z. Guo, N. Saunders, A. P. Miodownik, J.-P. Schillé, Introduction of Materials Modelling into Processing Simulation – Towards True Virtual Design and Simulation, *International Journal of Metallurgical Engineering*, (2013), pp. 198-202.

14.- Z. Guo, N. Saunders, P. Miodownik and J.P. Schillé, Modelling phase transformations and material properties critical to the prediction of distortion during the heat treatment of steels, *International Journal of Microstructure and Materials Properties*, 4 (2009), pp. 187-195.

15.- A. K. Nallathambi, Y. Kaymak, E. Specht, and A. Bertram, Optimum Strategies to Reduce Residual Stresses and Distortion during the Metal Quenching Process, Reprinted from *JAI*, Vol. 6, No. 4 doi:10.1520/JAI101806.

16.- A. D. Silva, Z. Guo, J.-P. Schillé, T. Altan, P. R. Cetlin, Prediction of Geometric Distortion and Residual Stresses In Hot Rolled and Heat Treated Large Rings Through Finite Element Modeling, College of Engineering, The Ohio State University, Columbus, Ohio, 43210-1271, USA, (2007).

17.- A. K. Nallathambi, Y. Kaymak, E. Specht and A. Bertram, Sensitivity of Material Properties on distortion and Residual Stresses During Metal quenching Processes, *Journal of Materials Processing Technology*, 210 (2010), pp. 204-211.

- 18.- Yalçın Kaymak, Simulation of Metal Quenching Processes for the Minimization of Distortion and Stresses, Thesis, Universität Magdeburg, (2007).
- 19.- R. Pietzsch, M. Brzoza, Y. Kaymak and E. Specht, Simulation of the distortion of long steel profiles during cooling, Journal of Applied Mechanics, 74 (2007), pp. 427-437.
- 20.- H.K.D.H. Bhadeshia, Some Phase Transformations in Steels, Materials Science and Technology, 15 (1999), pp. 22-29.
- 21.- M. Cheng, J. Cheng, S. Q. Yuan and F. Zhao, Studies on the heat transfer behavior of the interface between workpiece and media in the quenching process, Acta Metallurgica Sinica, 10 (1997), pp. 479-484.
- 22.- E. Feulvarch, M. Fontaine and J. M. Bergheau, XFEM investigation of a crack path in residual stresses resulting from quenching, Finite Element in Analysis and Design, 75 (2013), pp. 62-70.
- 23.- Totten G.E., editor. Steel Heat Treatment. Metallurgy and Technologies. CRC Press Taylor & Francis, Boca Raton, FL, ISBN 978-0-8493-8455-4, (2007).
- 24.- D.S. Mackenzie and D. Lamberth, 6th International Conference on quenching and control of residual stresses conference, Beijing PRC, (2003).
- 25.- DEFORM Manual version 6.1, Scientific Forming Technologies Corporation, Columbus, Ohio, (2007).
- 26.- Norma official standard ASTM E92-82; test method for Vickers Hardness of Metallic Materials, (2003).
- 27.- Surrey Technology Center United Kingdom, Sente Software Ltd: JMatPro Version 6.0. (2005).
- 28.- C. Fernando Guzman, Análisis de Aceros por Microscopía Ópticas, Tesis, Instituto Politécnico Nacional, México D.F., (2013).
- 29.- J. Aranda, Ensayo de Metalografías, Informe Metalográfico en Guia de Laboratorio, Universidad Nacional de Ingeniería, Lima-Perú, (2012).