UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERGÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

TESIS

TEMPLE INTENSIVO DE UN ACERO AISI/SAE 5160

POR

GABRIELA MARGARITA MARTÍNEZ CÁZARES

EN OPCIÓN AL GRADO DE
DOCTOR EN INGENIERÍA DE MATERIALES

JULIO 2015

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERGÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
SUBDIRECCIÓN DE ESTUDIOS DE POSGRADO

TESIS

TEMPLE INTENSIVO DE UN ACERO AISI/SAE 5160

POR

GABRIELA MARGARITA MARTÍNEZ CÁZARES

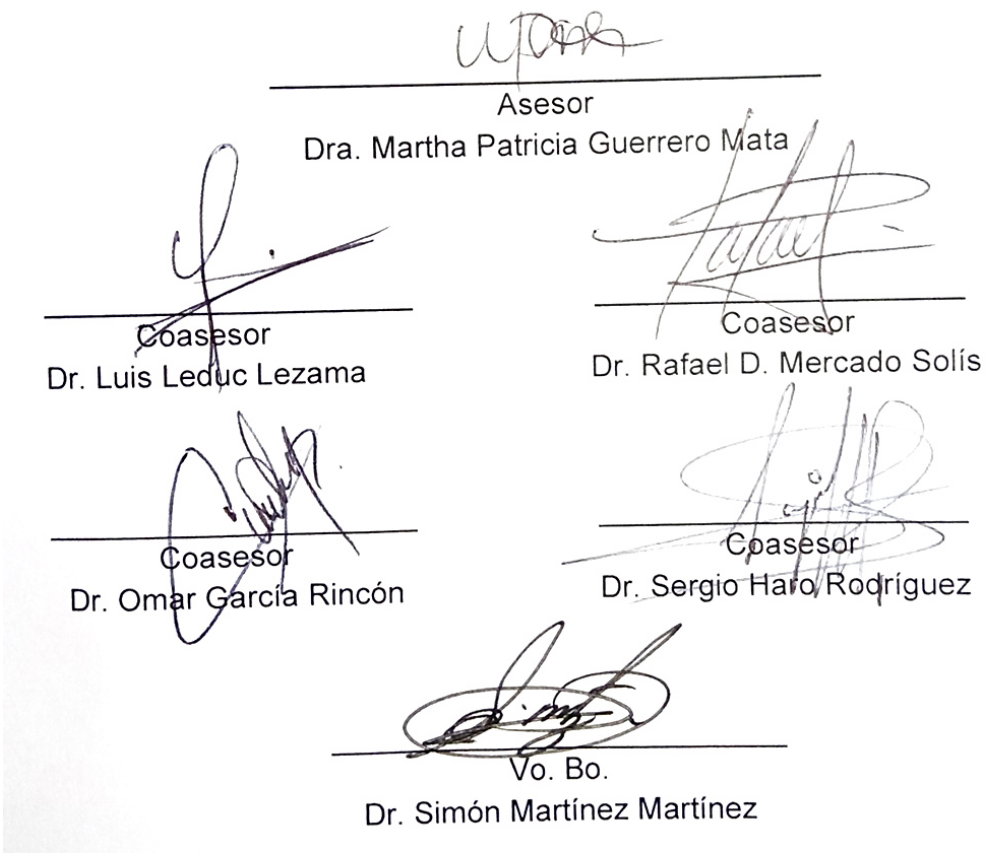
EN OPCIÓN AL GRADO DE
DOCTOR EN INGENIERÍA DE MATERIALES

JULIO 2015

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA
DIVISIÓN DE ESTUDIOS DE POSTGRADO

Los miembros del comité de la tesis recomendamos que la tesis **"Temple Intensivo de un Acero AISI/SAE 5160"** realizada por la M.C. Gabriela Margarita Martínez Cázares sea aceptada para su defensa como opción al grado de Doctor en Ingeniería de Materiales

El Comité de Tesis



Asesor
Dra. Martha Patricia Guerrero Mata

Coasesor
Dr. Luis Leduc Lezama

Coasesor
Dr. Rafael D. Mercado Solís

Coasesor
Dr. Omar García Rincón

Coasesor
Dr. Sergio Haro Rodríguez

Vo. Bo.
Dr. Simón Martínez Martínez

San Nicolás de los Garza, N. L., Julio de 2015

DEDICATORIA

A Dios por darme la oportunidad de vivir esta linda experiencia, por permitirme crecer profesionalmente y poner en mi camino las personas indicadas que contribuyeron a que esto se llevara a cabo.

A mi esposo, amigo, asesor, cómplice y compañero de vida Diego. Gracias por todo tu amor, apoyo y paciencia. Gracias por caminar conmigo durante esta aventura, por compartir mi pasión por la ciencia y seguir soñando conmigo. Te amo.

A mis padres, con todo mi amor, admiración y respeto. Siempre han sido un apoyo incondicional a lo largo de mi vida y un gran ejemplo a seguir.

A mi hermano, mi mejor amigo y asesor técnico. Eres el mejor regalo que papis y Dios me pudieron regalar. LoveU.

AGRADECIMIENTOS

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo económico brindado, el cual es una motivación para el desarrollo de la investigación en México.

A la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica y la Universidad Autónoma de Nuevo León.

A la Dra. Martha Guerrero, la persona responsable de que todo saliera adelante. Quien me motivó durante estos años a seguir trabajando con entusiasmo incluso en días grises. Un gran ejemplo a seguir, quien sembró en mi el deseo de convertirme en investigadora. Mi tutora, asesora, consejera y amiga a quien admiro y quiero mucho.

A todos mis co-asesores, por su dedicación y comentarios. Al Dr. Rafael Mercado, Dr. Luis Leduc, Dr. Omar García y Dr. Sergio Haro.

Al Dr. Rafael Colás quien han formado parte en mi vida académica. Por siempre tener la puerta abierta para mí y compartir sus conocimientos conmigo.

En especial un agradecimiento a todos los doctores que de buena fe confiaron en mí, me escucharon, asesoraron y me apoyaron de alguna u otra manera. Dr. George Totten, Dr. John Speer y Dr. Ismael Saucedo.

A mi amigo Marcel, por todo su tiempo y ayuda para sacar a tiempo las pruebas. Por confiar en mí y mis teorías.

A mis amigas Paola y Eira por todas esas horas de platica. Por escucharme y siempre estar dispuestas a tomar una taza de café conmigo.

ÍNDICE

RESUMEN

CAPITULO 1 INTRODUCCION **1**

CAPITULO 2 MARCO TEORICO **5**

2.1 Tratamientos térmicos 5

2.2 Transformación de fase en aceros 6

2.2.1 Formación de Bainita 7

2.2.2 Formación de Martensita 8

2.2.3 Templabilidad 11

2.2.3.1 Medición de la templabilidad 13

2.3 Temple 14

2.3.1 Medios templantes 15

2.3.2. Etapas durante el enfriamiento 18

2.4 Procesos y tecnologías de temple 20

2.4.1 Temple por Inmersión 20

2.4.2 Temple por Aspersión 22

2.5 Temple intensivo 26

2.5.1 Equipos para obtención de TI 29

2.6. Esfuerzos residuales, distorsión y agrietamiento 31

2.6.1 Mecanismo de generación de esfuerzos residuales compresivos en la superficie mediante TI 34

2.6.2 Efecto de los esfuerzos residuales en la resistencia a la fatiga 36

2.6.3 Medición del gradiente de esfuerzos residuales por Difracción de Rayos-X 37

CAPITULO 3 PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL 45

3.1. Introducción 45

3.3. Diseño y desarrollo del equipo de temple 47

3.3.1. Especificaciones técnicas del equipo 47

3.3.2. Funcionamiento 51

3.4 Caracterización de equipo de temple 53

3.4.1 Procedimiento 55

3.4.2. Manejo de datos adquiridos 57

3.5. Tratamientos térmicos 58

3.5.1 Temple de probetas de acero 5160 58

3.5.2 Revenido de probetas de acero 5160 58

3.5.3. Matriz de experimentos y nomenclaturas 59

3.6. Caracterización de probetas templadas 60

CAPITULO 4 RESULTADOS Y DISCUSIÓN 64

4.1 Introducción 64

4.2. Medios templantes convencionales 64

4.3 Caracterización de equipo de temple 68

4.3.1. Evaluación de temple interrumpido 71

4.4. Tratamientos térmicos de acero 5160 79

4.4.1. Temple interrumpido sin revenido 80

4.2.2. Temple interrumpido con revenido 86

4.3 Análisis de macro y micro-tensiones 100

4.4. Resultados de esfuerzos residuales 104

4.4.1 Mediciones superficiales 105

4.4.1.1 Probetas templadas en CAV 106

4.4.1.2 Probetas templadas en SA 114

4.4.2 Perfiles de esfuerzos residuales 120

CAPITULO 5 CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES 122

5.1 Conclusiones 122

5.3 Recomendaciones 125

REFERENCIAS 126

LISTA DE TABLAS 137

LISTA DE FIGURAS 139

APENDICE A 146

APENDICE B 154

APENDICE C 156

APÉNDICE D 164

APÉNDICE E 169

APÉNDICE F 171

APÉNDICE G 173

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO 176

RESUMEN

Componentes fabricados de acero AISI/SAE 5160 son usados en la suspensión de automóviles. El procesamiento en planta incluye un tratamiento térmico convencional que consiste en austenizado, seguido de temple en aceite y revenido. Como post-proceso para generar esfuerzo residuales compresivos en la superficie de los muelles se aplica un granallado que genera los esfuerzos compresivos por deformación. Para esta aplicación, esfuerzos residuales compresivos en la superficie de los muelles es importante para incrementar la resistencia a la fatiga de los materiales e incrementar su vida útil. En esta investigación una metodología alterna para generar esfuerzos residuales compresivos en la superficie de muestras de acero 5160 fue usada. Se diseñó y construyó un equipo de laboratorio para ejecutar temples siguiendo la teoría del temple intensivo. Usando agua convencional como medio de temple, enfriamientos por aspersión y en una cámara de alta velocidad se lograron efectuar en laboratorio. Se caracterizó el equipo de temple por medio de curvas de enfriamiento obtenidas en probetas sacrificio de acero inoxidable. Se obtuvieron velocidades de enfriamiento por encima de 400°C/seg en probetas de sección transversal cuadrada (20mm x 20mm). Además se ejecutaron temples cortos con incrementos de 1 segundo(1-8 seg). En algunas condiciones microestructura tipo coraza-núcleo fue observada en el Microscopio Óptico (MO) y el Microscopio Electrónico de Barrido (MEB). Difracción de Rayos-X se usó para determinar la magnitud de esfuerzos residuales en la superficie de las muestras. Muestras templadas en la cámara de alta velocidad durante 3, 4 y 5 segundos presentaron esfuerzos residuales compresivos con una magnitud de hasta casi -700MPa a una profundidad de 0.30 mm. Detalles de la investigación y resultados se presentan a continuación.

CAPITULO 1

INTRODUCCION

Los tratamientos térmicos han sido utilizados desde hace varios siglos A. de C., para obtener las propiedades mecánicas finales de un producto un ejemplo de ello son las espadas de hierro forjadas. El temple ha sido conocido rudimentariamente como un tratamiento que promueve el incremento de dureza y resistencia en el acero mediante un enfriamiento posterior a un calentamiento.

Sin embargo, se han llevado a cabo investigaciones científicas para desarrollar nuevas tecnologías de temple. Equipos básicos desde un tanque de fluido hasta sistemas complejos como termo-simuladores se usan hoy en día en la industria para diseñar productos con propiedades específicas según su aplicación. Además, continuamente se sigue en la búsqueda de alternativas de proceso más prácticas, efectivas, ecológicas y de menor costo.

En la industria automotriz el temple se ha convertido en un paso elemental en la producción de componentes y partes para vehículos, ejemplo de ello son los resortes que constituyen la suspensión del auto. Muchos factores y variables interfieren en resultado final de este proceso, como la composición química, el medio de temple, la técnica por la que se aplique y procesos post-temple.

La composición química del acero, juega un papel muy importante debido a que cada elemento tiene una respuesta al ciclo térmico, además los porcentajes en peso de la aleación determinan un rango de posibles resultados finales. En general el temple puede determinar la dureza deseada, microestructura, generar esfuerzos residuales e influir en el ciclo de vida del mismo, dependiendo de su aleación. Dependiendo de la aplicación y finalidad con la que está diseñado el componente serán las propiedades mecánicas requeridas.

Para la suspensión del auto, se emplean amortiguadores que contribuyen a soportan el peso de la unidad sobre las ruedas, aligerando el peso y absorbiendo irregularidades del terreno. Están fabricados de acero para resortes y pueden ser de un conjunto de soleras unidas o en espiral. Tienen como principal requerimiento, que el componente presente esfuerzos residuales compresivos en la superficie para un mejor desempeño e incrementar la resistencia a la fatiga. El proceso convencional consta de temple (desde temperatura austenitica) de las soleras en aceites minerales para reducir la distorsión y agrietamiento. Como proceso final se aplica un granallado para generar mecánicamente esfuerzos residuales compresivos en la superficie. El acero AISI 5160, es un acero de alta templabilidad que es usado con esta finalidad.

Los aceites usados en este proceso tienen poca severidad de temple que reduce las probabilidades de agrietamiento, sin embargo tienen gran toxicidad, son inflamables, se degradan y su desecho debe manejarse bajo lineamientos especiales ya que pueden causar un gran impacto negativo en el medio ambiente. El agua sin embargo es un agente de temple amigable con el medio ambiente, aunque no obstante la severidad se temple intrínseca es capaz de generar altos gradientes térmicos y puede llegar a ser un problema si no se usa de forma correcta.

El acero AISI 5160 usado en resortes, por la naturaleza de los componentes debe presentar buena resistencia a la fatiga y la presencia de esfuerzos residuales compresivos en la superficie puede contribuir a ello. Para tal

propósito los resortes son usualmente sometidos a carburizado o un tratamiento temo-mecánico superficial, el granallado (mejor conocido por su nombre en inglés como shot-peening). Este proceso consiste en lanzar balines de acero a gran velocidad sobre la superficie a tratar y con el impacto de los balines al deformar mecánicamente la microestructura se generan esfuerzos residuales compresivos en la superficie.

Por otra parte, investigaciones realizadas por N. Kobasko [1] sugieren que el uso de agua convencional a alta velocidad de enfriamiento puede reducir las posibilidades de agrietamiento. De acuerdo a la teoría de Kobasko, el proceso denominado temple intensivo (TI), es un proceso alterno de temple que propone la existencia de un punto máximo crítico a donde llega la probabilidad de agrietamiento en función a la velocidad de enfriamiento. La teoría sustenta que al sobrepasar este punto, se reduce la probabilidad de agrietamiento de tal forma que a muy altas velocidades de enfriamiento (más de 350°C/seg) se obtienen porcentajes de formación de grietas tan bajos como los calculados para bajas velocidades de enfriamiento (≈200 °C/seg).

El método asegura que las propiedades mecánicas se vean considerablemente mejoradas incluso en aceros de baja aleación. Al efectuar el temple con mucha agitación o flujo a alta velocidad, se generan grandes gradientes térmicos en la pieza que permiten generar esfuerzos residuales compresivos en la superficie, los cuales son benéficos para el incremento de la resistencia a la fatiga. Al mismo tiempo, en procesos de producción como el de muelles automotrices, procesos adicionales como el granallado podrían ser suprimidos.

El TI ha probado ser satisfactorio para geometrías de sección transversal mayores a 5 centímetros (2 pulgadas) debido a que en geometrías más pequeñas resulta muy complicado mantener la microestructura tipo coraza-núcleo debido a la alta templabilidad del acero y considerando que se deben generar gradientes térmicos muy grandes (>700°C) entre la superficie y el centro. En el caso de geometrías pequeñas (<5 cms.), es necesario interrumpir

el temple para evitar total transformación martensitica en el centro transforme a martensita y se generen esfuerzos a tensión en la superficie.

Hipótesis

Es posible mediante temple intensivo obtener una microestructura tipo coraza-núcleo y generar altos esfuerzos residuales compresivos en la superficie de probetas de acero AISI 5160 con sección transversal menor a 5 centímetros mediante el flujo severo de agua el cual puede generar gradientes térmicos mayores a 700°C.

Objetivo

Aplicando la teoría del temple intensivo, obtener esfuerzos residuales compresivos en muestras de acero 5160 con sección transversal de 20 mm (25/32 plg.) templadas en un equipo de laboratorio desarrollado exclusivamente para esta investigación y determinar el tiempo adecuado de temple interrumpido en la que se obtiene la mayor magnitud de esfuerzos residuales compresivos.

Desarrollar un equipo de temple intensivo con la capacidad de generar gradientes térmicos entre el centro y la superficie de muestras pequeñas de al menos 700°C. Al mismo tiempo el equipo a desarrollar debe tener la capacidad de controlar el flujo y el tiempo del flujo de agua con precisión de 1 segundo.

CAPITULO 2

MARCO TEORICO

2.1 Tratamientos térmicos

La mayoría de las partes fabricadas con acero deben ser tratadas térmicamente después de la manufactura, para controlar y obtener las propiedades mecánicas deseadas para la pieza.

El tratamiento térmico en conjunto con la composición química, definen la microestructura final que influye directamente y determina las propiedades mecánicas tales como el esfuerzo tensil, esfuerzo de cedencia, tenacidad y resistencia a la fatiga del componente.

Los tratamientos térmicos consisten en ciclos de calentamientos y enfriamientos controlados a temperaturas y tiempos específicos. Los tratamientos térmicos más comunes aplicados a aceros son recocido, normalizado, austenizado, temple, revenido, y envejecido entre otros [2].

La mayoría de los tratamientos térmicos son aplicados con la finalidad de modificar la microestructura del acero mediante una transformación de fase y otros tratamientos como el revenido, son aplicados solo para modificar las propiedades de la microestructura ya existente.

Una revisión bibliográfica acerca de tratamientos térmicos aplicados a aceros usados para resortes y flejes automotrices como temple y revenido son detallados más adelante en la sección 2.3.

2.2 Transformación de fase en aceros

Un material puede ser endurecido por varios mecanismos de endurecimiento como son por deformación o trabajo en frio, solución solida, precipitación y transformación de fase, siendo estos últimos dos obtenidos mediante tratamientos térmicos.

La transformación de fase puede ser de una fase a otra, de fase doble o múltiple dependiendo de la composición química del acero y el tratamiento aplicado [3-5] y dicha transformación puede ocurrir durante el calentamiento o durante el enfriamiento o ambas. Las temperaturas críticas de transformación dependen de la composición química de la aleación [2].

La fases presentes en aceros, tienen diferentes estructuras cristalográficas que determinan sus propiedades, sin embargo, todas están conformadas por átomos de hierro y carbono [6]. Aquellas que se encuentran en el diagrama de equilibrio hierro-carbono y son comúnmente observadas en aceros son ferrita (hierro α) y perlita (laminas de carburos de hierro Fe_3C). Por encima de 723°C la perlita se descompone en ferrita y austenita (hierro γ) una fase estable a alta temperatura. Si se eleva aún más la temperatura la ferrita también se descompone en austenita, y con suficiente tiempo para la transformación se obtendrá una microestructura 100% austenítica. La temperatura A_3 a la cual un acero puede homogeneizarse o austenizarse, depende de la composición química del acero.

En aceros templables, la velocidad de enfriamiento juega un papel muy importante para la determinación de la microestructura del acero después del temple. Según la velocidad de enfriamiento y dependiendo de la composición

química, se pueden formar fases meta-estables no existentes en el diagrama de equilibrio como lo son bainita y martensita. Ambas son fases de alta resistencia, siendo la martensita la fase más dura y resistente que se puede formar en el acero, sin embargo esta microestructura carece de tenacidad, por lo que debe revenirse para moderar la resistencia y así aumentar la tenacidad y la ductilidad.

2.2.1 Formación de Bainita

La transformación durante el enfriamiento de la austenita típicamente en el rango de 540°C a 200°C, produce una fase ferritica con diferentes distribuciones de carburos llamada Bainita. La ferrita contenida es más dura y resistente que la ferrita convencional ya que contiene altas densidades de dislocación [7].

Consiste en un arreglo mixto de laminillas no alternadas de ferrita y cementita, que conforme sea el rango de temperatura (370-540°C o 200-370°C) de la transformación isotérmica es llamada bainita superior o inferior [8]. De acuerdo a Aaronson [9], existen seis morfologías de ferrita bainitica formada como producto de la austenita. La Figura 2.1 muestra un esquema de las morfologías encontradas de ferrita con carburos de cementita denominadas bainitas.

Mediante microscopía óptica es difícil determinar la existencia de esta fase y su tipo, ya que tiene morfología acicular en mayor o menor proporción. La bainita tiene una estructura bcc, su cinética de nucleación y crecimiento no es tan rápida como la martensita (sin difusión) y es dependiente de la difusión del carbono. Literatura detallada acerca del tema puede encontrarse en el trabajo de Bhadeshia [8].

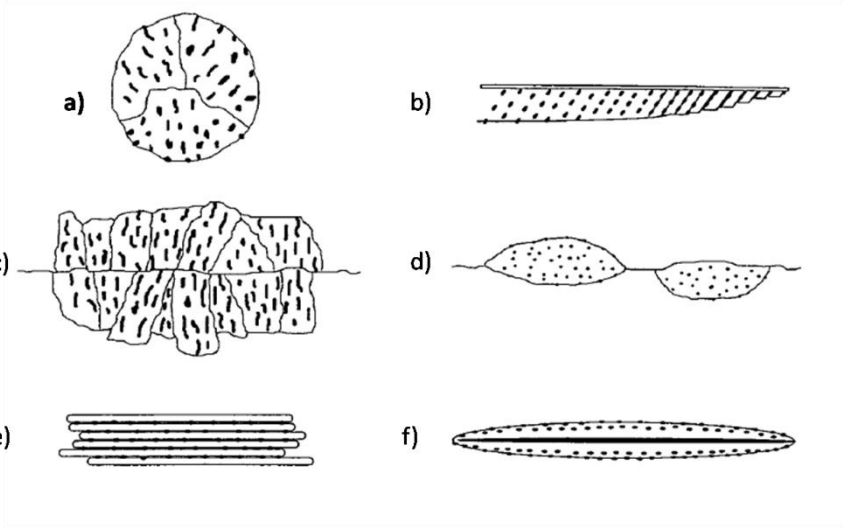


Figura 2.1 Esquema de diferentes tipos de bainitas encontradas en aceros de acuerdo a Aaronson et al [10]. a)Bainita nodular, b)Bainita inferior, c)Bainita columnar, d)Bainita alotromórfica en limites de grano, e)Bainita superior y f)Bainita inversa.

2.2.2 Formación de Martensita

La transformación martensítica es una transformación sin difusión, es decir, no depende del tiempo y solo depende de la temperatura. La formación de martensita se logra cuando un acero es austenizado completa o parcialmente y es sometido a un temple. Las temperaturas de inicio de martensita (M_s) y fin de transformación (M_f) al igual que la temperatura A_3 dependen de la composición química. La temperatura M_s en °C puede ser calculada por medio de ecuaciones, las cuales se determinan con los valores (% en peso) de elementos que afectan directamente esta temperatura, ejemplo de esto es la ecuación de Andrews [11]:

$$M_s(°C) = 539 - 423(\%C) - 30.4(\%Mn)$$

$$-17.7(\%Ni) - 12.1(\%Cr) - 7.5(\%Mo) \qquad \text{Ecuación 2.1}$$

La temperatura M_s y la dureza de la martensita son influenciadas por el contenido de carbono principalmente. La Figura 2.2 muestra la influencia de la concentración de carbono en las temperaturas de inicio y fin de transformación [11]. La relación entre la microdureza Vickers y el contenido de carbono se muestra en la Figura 2.3.

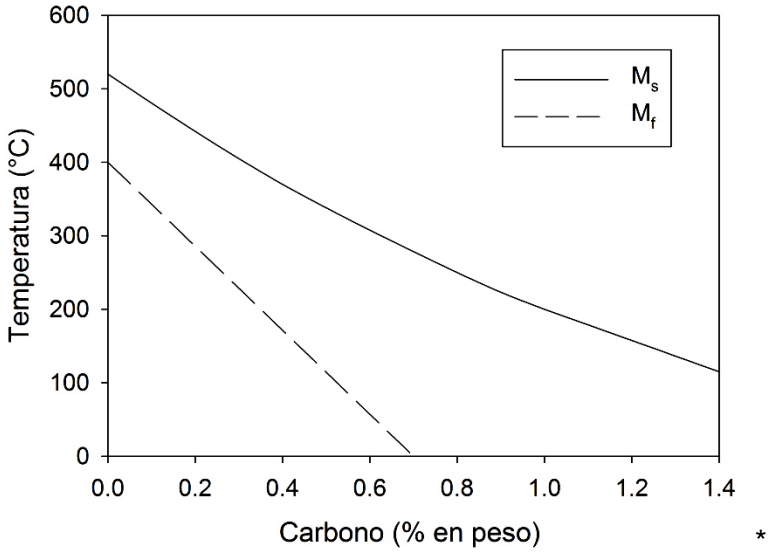


Figura 2.2 Relación entre la concentración de carbono y las temperaturas M_s y M_f. [11]

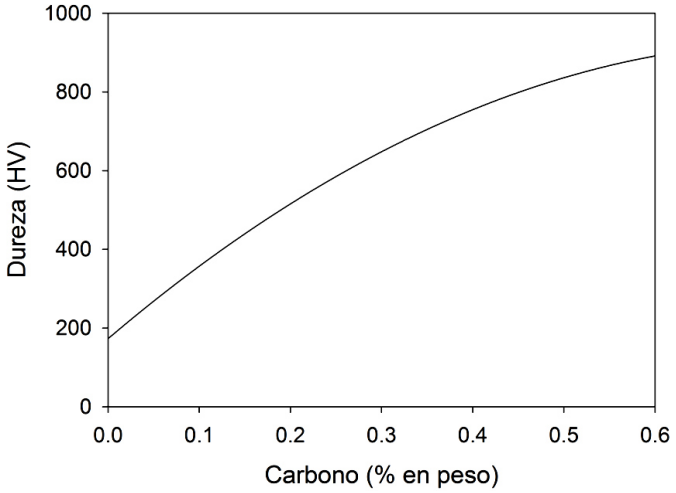


Figura 2.3 Relación entre microdureza de la Martensita y %C en peso [6].

La martensita puede observarse ópticamente con aspecto tipo agujas alargadas de color obscuro. Existen dos tipos de acuerdo al contenido de carbono: 1) Martensita tipo "lath" y 2) Martensita en placas. Hasta 0.6% en peso de C puede formar "laths" en paquetes y por encima de 1% se forma en tipo placas; porcentajes intermedios resultan en una mezcla de ambos tipos [12].

La austenita al transformar a martensita ($\gamma \rightarrow \alpha'$) cambia su estructura cristalina de fcc a bct (Tetragonal centrada en el cuerpo, por sus siglas en inglés) y queda super saturada de carbono. Al cambiar su estructura, cambia su volumen en la celda unitaria con una expansión del 1 al 4% [13].

La Figura 2.4 muestra la relación entre el contenido de carbono y el volumen específico de las diferentes fases [14]. En el caso del acero 5160 (0.58% en peso de C y M_s a 257°C), la expansión de volumen provocada por la transformación ($\gamma \rightarrow \alpha'$). estaría alrededor del 3%.

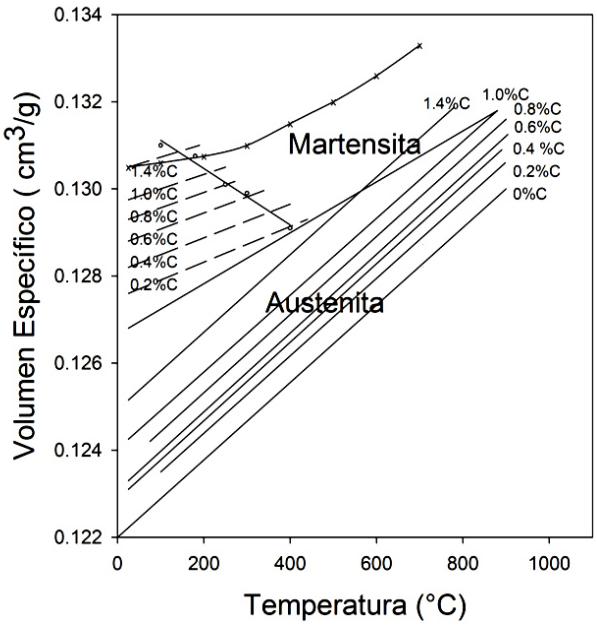


Figura 2.4 Variación del volumen especifico de diferentes fases en función de la temperatura [14].

Debido a que la transformación martensitica depende principalmente de la temperatura, la fracción del volumen de martensita transformada al bajar de la

temperatura M_s puede calcularse por medio de la ecuación 2.2 desarrollada por Koistenen y Marburguer [15]:

$$1 - V\alpha' = \exp\{\beta(M_s - T_q)\} \qquad \text{Ecuación 2.2}$$

donde $\beta \simeq -0.011$, $V\alpha'$ es la fracción de martensita y T_q es la temperatura a la que el acero es enfriado por debajo de M_s.

En algunos casos debido a que la temperatura M_f se encuentra debajo de la temperatura ambiente, no toda la austenita transforma a martensita y queda como remanente, esta se conoce como austenita retenida. Ópticamente puede ser reconocida por verse como zonas blancas no atacadas en un acero templado que tiene martensita.

La transformación particularmente de esta fase, puede efectuarse también por medio de deformación o trabajo mecánico mediante un esfuerzo cortante que deforme la celda unitaria. Aceros que presentan este fenómeno son los aceros TRIP (Transformación Inducida por Plasticidad, por sus siglas en ingles) usados en el sector automotriz. Están compuestos por una mezcla de ferrita, bainita, martensita y austenita retenida. Se caracterizan por su dualidad de propiedades mecánicas: industrialmente permiten ser manufacturados con ductilidad media y durante una colisión la austenita retenida transforma, endurece y puede proteger al pasajero [16].

A pesar, de las buenas propiedades que puede tener la austenita retenida al tener baja resistencia a la fatiga, para ciertas aplicaciones tales como resortes o muelles automotrices, no es deseada debido a que puede transformar, endurecer y fragilizar el resorte [17].

2.2.3 Templabilidad

La templabilidad, por definición, es la propiedad de un material a ser endurecido y en aceros es la habilidad del mismo a formar martensita durante el temple, por lo que la velocidad de enfriamiento es parte clave en este proceso [18].

La templabilidad depende de la composición química, por lo que a mayor cantidad (% en peso y tipo) de elementos de aleación, más templable será un acero y esto puede observarse gráficamente en los diagramas TTT (Time Temperature Transformation) y CCT (Continuos Cooling Transformation).

La construcción de estos diagramas así como las temperaturas A_3 y M_s, se efectúan ingresando el detalle de % del peso de los elementos contenidos a ecuaciones que son resueltas por un software. En los diagramas CCT, mientras mayor sea el tiempo que se tenga entre el inicio del temple y la nariz de la bainita, se puede decir que el acero es mas templable, ya que es más fácil formar martensita sin que la curva de enfriamiento pase por alguna otra fase.

Por lo que en términos generales, una alta aleación incrementa la templabilidad, y gráficamente se mueve la temperatura M_s hacia abajo y las zonas de formación de otras fases como ferrita-perlita o bainita hacia la derecha. La Figura 2.5 muestra el diagrama TTT y CCT del acero AISI 5160 (0.58 C, 0.26 Si, 0.885 Mn, 0.78 Cr, 0.01 Ni).

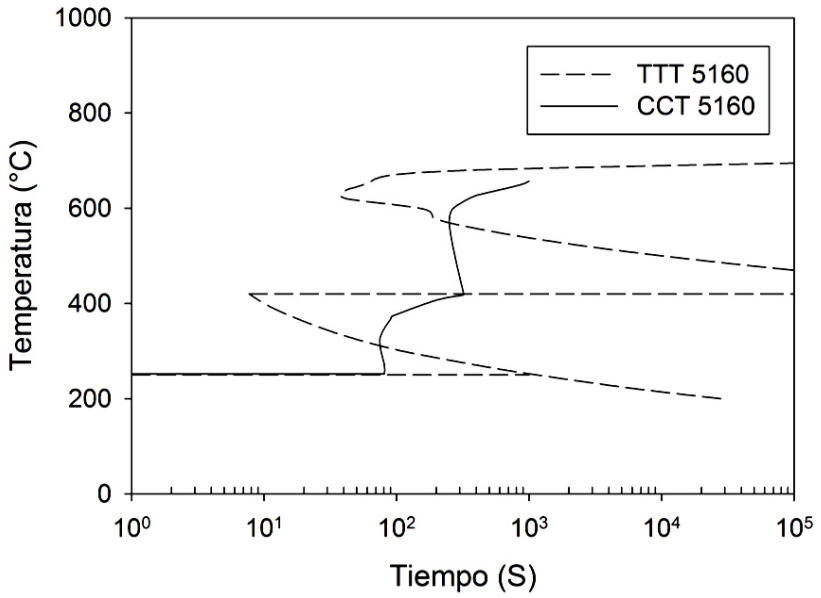


Figura 2.5 Diagrama TTT y CCT correspondientes a la aleación (0.58 C, 0.26 Si, 0.885 Mn, 0.78 Cr, 0.01 Ni) creados con el programa MAP STEEL MUCG73 [19,20].

2.2.3.1 Medición de la templabilidad

Diferentes métodos en los que se encuentran el ensayo Jominy [21] pueden ser empleados para la determinación de la templabilidad de aceros al carbono y de baja aleación.

La prueba consiste en enfriar una barra cilíndrica de acero (Ø 25.4 mm) con agua solo por un extremo después de austenizarla completamente. Ya que no se tiene un enfriamiento uniforme a lo largo del cuerpo cilíndrico, se obtiene un perfil de dureza microestructural a lo largo del plano por debajo de la superficie de la probeta que está relacionado a la velocidad de enfriamiento y es medido comúnmente cada 1.6 mm o 1/16 plg. A mayor velocidad de enfriamiento mayor dureza tendrá la probeta. La Figura 2.6 muestra la curva Jominy calculada, correspondiente al acero 5160. La máxima dureza que puede obtenerse para esta aleación es 63HRC (≈850 HV), no obstante puede ser reducida y modificada por medio de un revenido después del temple.

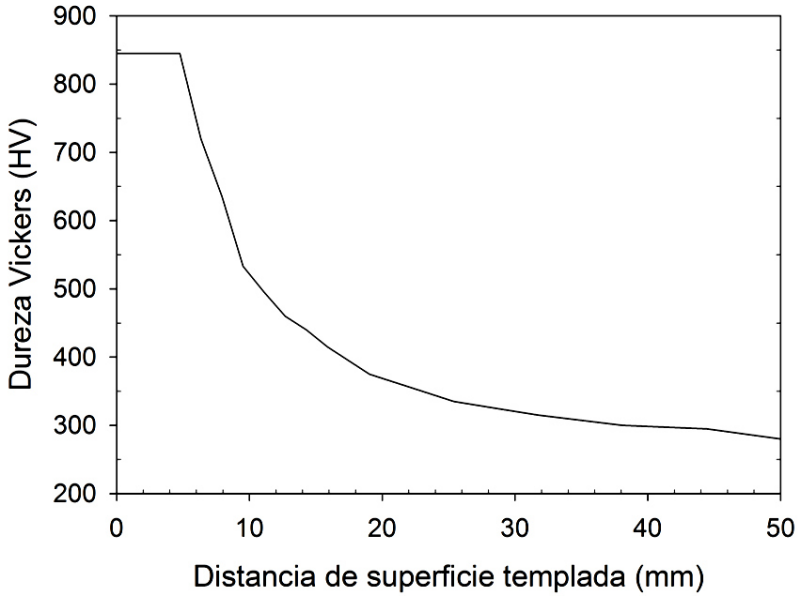


Figura 2.6 Curva Jominy correspondiente a la aleación 5160 (0.58 C, 0.26 Si, 0.885 Mn, 0.78 Cr, 0.01 Ni) calculada mediante el uso de Jominy Test Data and Hardenability, Versión 2.02 [22].

2.3 Temple

El temple es un tratamiento térmico que consiste en austenizar una pieza un tiempo determinado y posteriormente enfriarla con la finalidad de endurecerla, para tener microestructura martensítica [2]. Se aplica para mejorar propiedades especificas como dureza, resistencia y resistencia a la fatiga. El tipo de fluido, el método de temple y la geometría de la pieza impactan directamente la velocidad de enfriamiento y por lo tanto la efectividad del temple. Un temple no controlado puede resultar en distorsión geométrica y agrietamiento [23].

Probetas estandarizadas (cilíndricas, esferas, barras cuadradas, placas y anillos) fabricadas de acero inoxidable, plata, cobre, oro, inconel y aluminio han sido usadas por más de 60 años para la evaluación y comparación de la severidad medios de temple [24-35]. Además, existen sistemas comerciales para la obtención de datos de curvas de enfriamiento para a obtener la distribución de temperaturas en una geometría dada por medio de termopares.

La justificación para el uso de una probeta de acero inoxidable 304 para la adquisición de datos fue discutida por Hines y Muller [32]. Compararon el desempeño de dos probetas de misma geometría cilíndrica y diferentes materiales (Acero AISI 1546 y acero inoxidable 304) usando el mismo fluido de temple. Sus resultados mostraron que la probeta AISI 1546 exhibía una elongación en la curva de enfriamiento (en la primera fase del enfriamiento). Esto lo atribuyeron a la reacción exotérmica de transformación de fase de austenita a ferrita y perlita y similares resultados se obtuvieron para un acero AISI 5160. Por lo tanto, el uso de una probeta que no presente reacciones exotérmicas de transformación de fase como la de acero inoxidable 304 o inconel permite obtener curvas de enfriamiento más claras y comparar la severidad de diferentes medios de temple con una misma probeta.

2.3.1 Medios templantes

La rapidez del enfriamiento depende también de su medio templante (un solo fluido o varios). Algunos fluidos usados son aceites base petróleo o vegetales (de ricino, cacahuate, coco, semilla de girasol, palma, etc.), aceite mineral, agua y salmuera (solución de agua + sales). La Figura 2.7 muestra algunos ejemplos de medios templantes y como afectan en la extracción de calor de la pieza durante el temple, se puede observar que el que presenta un enfriamiento retardado es el aceite de ricino y el enfriamiento severo puede obtenerse con salmuera [36]. Además dependiendo de la tecnología disponible es posible usar gases como nitrógeno o helio [37].

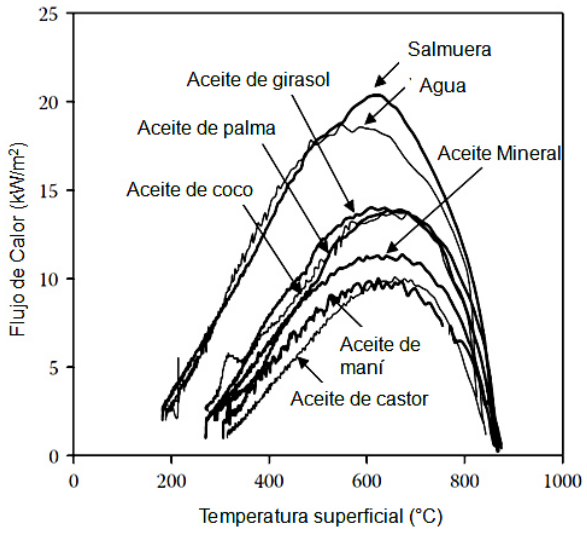


Figura 2.7 Variación del flujo del calor durante el enfriamiento de una probeta de acero inoxidable en diferentes medios templantes [36].

La Figura 2.8 muestra el efecto de diferentes medios de enfriamiento en el temple de un acero eutectoide [38]. Dependiendo del fluido será la velocidad de enfriamiento en la pieza, mas la templabilidad es la que determina la microestructura final. Puede conservarse la geometría, aplicar los mismos parámetros de temple, usar la misma velocidad de enfriamiento y obtener

diferentes microestructuras de acuerdo a la composición química de la aleación a tratar.

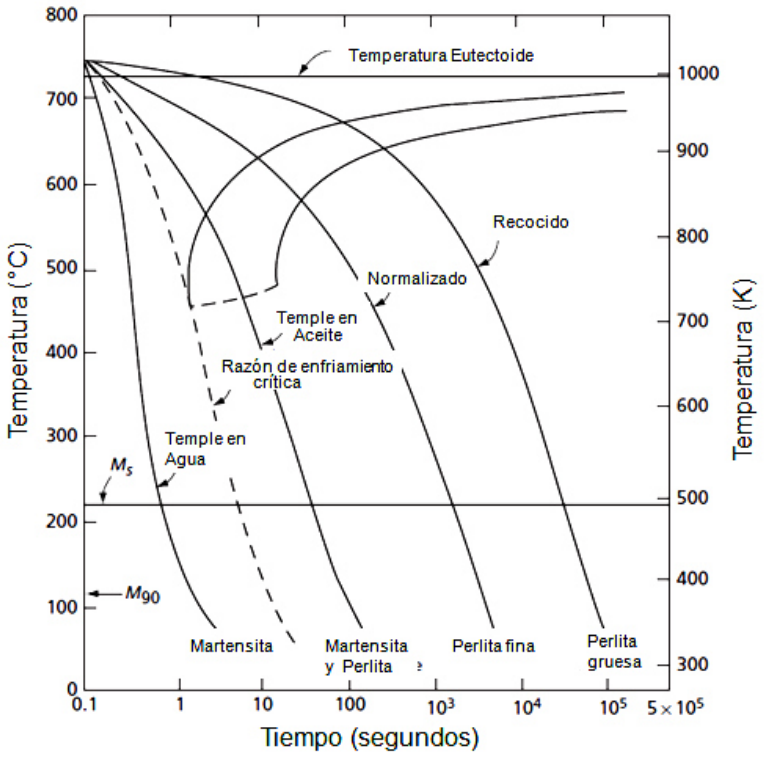


Figura 2.8 Variación de microestructura en función de la velocidad de enfriamiento de un acero eutectoide [38].

Otro ejemplo de la importancia de definir la distribución de temperaturas en una geometría dada se muestra en la Figura 2.9 [38]. La probeta tendrá una velocidad de enfriamiento en un punto especifico de la probeta y ésta va disminuyendo conforme se acerca al centro. Por lo tanto, la velocidad de enfriamiento máxima se presenta en la superficie de la probeta y la velocidad mínima en el centro de la misma. En una probeta de acero de considerable tamaño las velocidades de enfriamiento de centro y superficie nunca serán las mismas. Como resultado de esto, se obtienen diferentes microestructuras y propiedades a lo largo de la sección transversal.

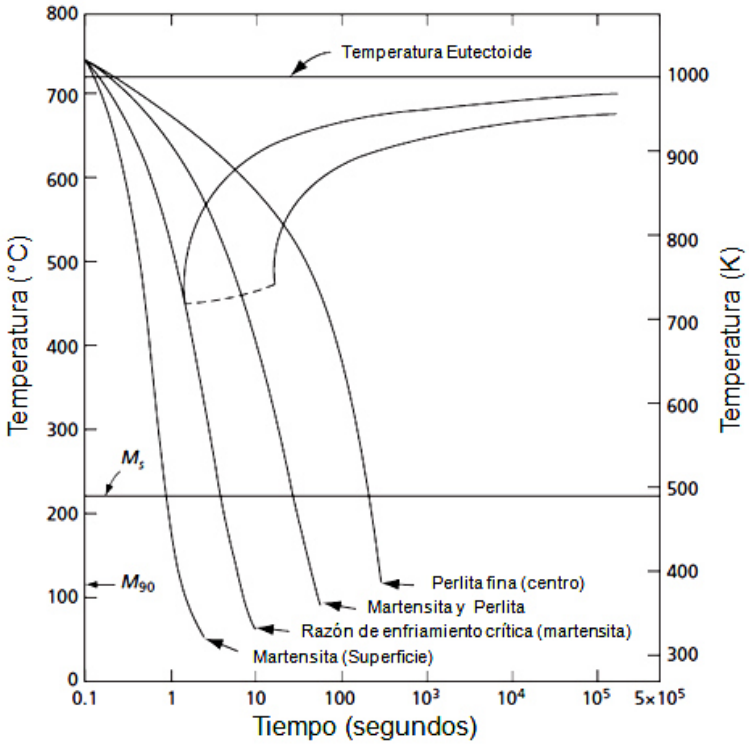


Figura 2.9 El efecto de diferentes velocidades de enfriamiento en la superficie y el centro de una probeta cilíndrica [38].

El uso común de aceites como agente templante es debido a que presenta una moderada extracción de calor de la pieza en comparación con un temple más severo en agua.

Un enfriamiento muy rápido genera gradientes de temperatura altos (diferencia de temperaturas de centro y superficie - ΔT), los cuales producen esfuerzos internos por la expansión o contracción generada durante la transformación de fase. Esto generalmente se ve reflejado como agrietamiento superficial y bajo control de distorsión.

Por otra parte, enfriamientos más lentos, como el caso propiamente del temple en aceite, genera gradientes térmicos bajos alrededor de 30°C [1], lo que resulta en una transformación de fase prácticamente simultanea entre la

superficie y el centro, minimizando los esfuerzos producidos por las transformaciones de fase.

Sin embargo, los aceites de temple representan un riesgo tóxico debido a su baja biodegradabilidad y ser sustancias altamente inflamables, además de representar una fuente de emisión de gases de efecto invernadero. Por lo tanto, existe un interés en el uso de otro agente templador el cual sea biodegradable, no tóxico y no inflamable.

2.3.2. Etapas durante el enfriamiento

Curvas de enfriamiento obtenidas mediante el uso de termopares ofrecen información acerca del mecanismo que rige el enfriamiento. La forma de la curva muestra la transferencia de calor que se presenta durante el temple de una pieza metálica en un liquido volátil (agua, aceite o polímero) exhibiendo tres etapas características (Etapa A, B y C) cada una de ellas siendo afectada por un tipo de transferencia de calor. La Figura 2.10 muestra un esquema de los tres mecanismos de enfriamiento y como se relacionan con la curva de enfriamiento [39,40].

La etapa A o etapa de camisa de vapor, se caracteriza por la formación de una capa de vapor que se forma alrededor del cuerpo de la pieza y la aísla del fluido. Se destruye inicialmente en zonas más frías de la pieza. Se caracteriza por ser un enfriamiento no uniforme e inducir gran distorsión. Usualmente sistemas de agitación o aditivos son utilizados para promover la ruptura o la no formación de esta etapa [41].

Al continuar con el enfriamiento, se rompe la capa de vapor y se extrae al máximo el calor por medio de una nucleación violenta de burbujas en la interface de la pieza. La extracción se hace de abajo hacia arriba y esto caracteriza a la etapa B [42]. La transición del mecanismo A-B, se conoce como temperatura Leidenfrost [43].

Una vez finalizada la ebullición, comienza la etapa C o etapa de enfriamiento por convección. El calor remanente en el cuerpo se extrae lentamente mediante convección. La temperatura de transición entre la etapa B-C, está en función del punto de ebullición del fluido de temple [44].

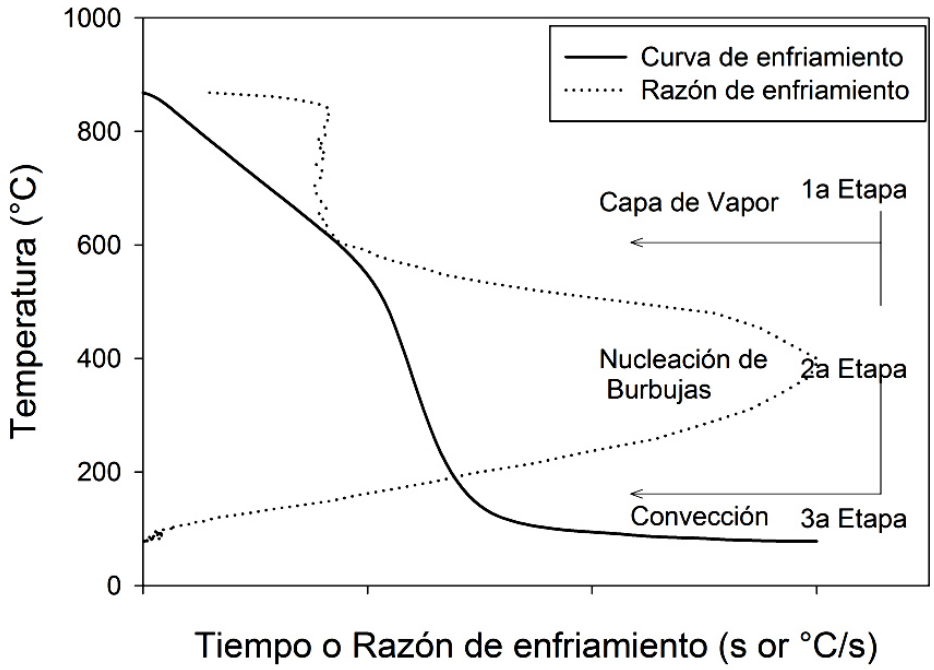


Figura 2.10 Mecanismos de enfriamiento presentes en temple por inmersión [39,40].

En sistemas de temple industriales, una agitación adecuada resulta primordial, debido a que zonas localizadas del fluido llegan a calentarse rápidamente y la transferencia de calor disminuye. Con una agitación adecuada se puede conseguir que el fluido tenga una temperatura relativamente homogénea en todo el baño y por ende la transferencia de calor en toda la superficie de la pieza es más homogénea. Más información detallada acerca del tema puede encontrarse en las referencias [45-47].

2.4 Procesos y tecnologías de temple

La ingeniería disponible para efectuar el temple es muy importante debido a que según sean los parámetros ajustables y las variables que puedan modificarse, será la versatilidad con que se pueda controlar el tratamiento térmico.

A lo largo de la historia se han utilizado sistemas de temple convencionales como inmersión en baños de aceite, polímero y agua, los cuales pueden ejecutarse con o sin agitación [48,49] Además, otra tecnología disponible es el temple por aspersión de uno o varios fluidos [50].

Otras tecnologías no convencionales engloban temple por medio de gases y temple intensivo [51,52] . Ambos, requieren de ingeniería más sofisticada para la ejecución del mismo. Hoy en día equipos para este tipo de temples están disponibles en el mercado bajo marcas comerciales como los termosimuladores GLEEBLE® y equipos IntensiQuench® [53,54].

2.4.1 Temple por Inmersión

Para obtener las propiedades mecánicas deseadas, efectuar un temple y revenido ha sido el método favorito por muchas industrias incluyendo la petrolera y automotriz. Sumergir una pieza caliente en un baño con fluido (aceite, polímero, agua o salmuera), requiere ingeniería básica que puede ser mejorada agregando propelas para recircular el fluido.

La desventaja principal de baños de aceite y polímero, es la degradación de estos, ya que se reduce la efectividad y transferencia de calor [55,56]. El desempeño del temple depende de las propiedades del aceite por ejemplo su composición química, la viscosidad y concentración aditiva.

El uso de aceites se puede ver complicado por su limitada variación de velocidades de enfriamiento, cuestiones de seguridad como inflamabilidad, emisión de humos y problemas de refinamiento [57]. La ventaja de los baños de aceite desde el punto de vista de la teoría de transferencia de calor, es que

gracias a su baja velocidad de enfriamiento se tienen bajos gradientes térmicos que se reflejan en baja o nula distorsión y agrietamiento de piezas. La Tabla 2.1 muestra una comparativa de la severidad de temple bajo las mismas condiciones obtenidas en diversos fluidos como aceite, polímero, agua y salmuera [58].

Tabla 2.1 Severidad de temple típica obtenida con varios medios templantes [58].

Fluido	Factor de Grossman, *H*
Aceite	0.25 - 0.8
Polímero	0.2 - 1.2
Agua	0.9 - 2-0
Salmuera	2.0 - 5.0

En el caso del temple con soluciones acuosas base polímero que han sido usadas por más de 30 años, el desempeño está en función de la agitación del baño, el tipo de polímero (clasificación según su cadena, solubilidad, fuente, etc.) y la concentración del mismo [45]. El uso de este fluido lo hace un medio templante no tan agresivo como el agua, ni tan suave como el aceite, además no es inflamable por lo que reduce riesgos durante el proceso. La transferencia de calor durante el enfriamiento es regulada por mismos tres mecanismos de enfriamiento mencionados en la sección 2.3.2. A diferencia de los aceites o agua, en la etapa C, el polímero se descompone y forma una película que cubre el cuerpo de la pieza, por lo que la transferencia de calor puede efectuarse por conducción y convección. La naturaleza de la película de polímero formada y su respuesta a las condiciones térmicas durante el enfriamiento son muy diferentes dependiendo del polímero usado [59]. Información más detallada del tema puede encontrarse en el Capitulo 5 de la referencia [45].

Baños de temple con agua o salmuera, requiere un monitoreo y mantenimiento más frecuente, ya que pueden corroer el tanque y sus componentes. Por el

contrario, algunas sales como nitrito de sodio ($NaNO_3$) y cloruro de sodio (NaCl) pueden usarse como inhibidores de corrosión en bajas concentraciones. [60].

Aun así, el medio de temple más antiguo, barato y ecológico es el agua. En 1935, Speith y Lange realizaron uno de los primeros estudios en el tema, análisis de los mecanismos generados durante un temple en agua [61]. Demostraron que la severidad de temple es diferente en agua destilada que en agua de la llave (con contenido de sales y minerales). En general, el agua de la llave exhibe una reducción en la etapa A o en la capa de vapor templando en baños de agua a 20-60°C. Sin embargo, Rose reporto que usando agua a 20°C produce un enfriamiento no uniforme debido a irregularidades en la superficie de la pieza que afectan la adhesión de la capa de vapor, resultando en un incremento de distorsión y agrietamiento [62]. Por el contrario, otros autores han demostrado que existe un punto crítico respecto a la velocidad de enfriamiento que al ser superado las posibilidades de distorsión y agrietamiento son reducidas [1].

2.4.2 Temple por Aspersión

Otra técnica usada ampliamente en la industria por su versatilidad es el temple por aspersión. Puede realizarse con cualquier tipo de fluido líquido o gas, utilizando un solo tipo de fluido o una mezcla de ellos. Entre los destacados de encuentran agua y gases, como nitrógeno.

El termino aspersión se refiere a la acción de impregnar un fluido, en forma de gotas, niebla o chorro a presión, a la superficie caliente de un cuerpo para remover calor [63-70].

La ventaja principal, es que el temple se efectúa de forma sistemática y controlada, se minimizan errores o variables que puedan diversificar las propiedades finales de un producto y además ayuda a diseñar, optimizar y mejorar propiedades "en condición de temple" en un mismo acero templado por

otros métodos [71,72]. Igualmente, se pueden lograr propiedades necesarias para un componente usando aceros de bajo costo y baja aleación.

El mecanismo de enfriamiento durante la aspersión se rige bajo las mismas etapas descritas anteriormente para inmersión, a diferencia de que durante este la etapa A cambia significativamente. En términos generales, suponiendo aspersión con agua, las primeras gotas que dispara la esprea impactan la superficie caliente, se deforman geométricamente y evaporan instantáneamente [73]. La capa de vapor formada, aísla la superficie e impide que gotas adicionales empapen la superficie desplazándolas hacia afuera. Solo algunas gotas sucesoras, logran atravesar la capa de vapor formada mojan la superficie y forman una capa adicional de líquido como se muestra en la Figura 2.11. Esto es llamado capa de ebullición o fase de no mojado. Durante esta etapa la transferencia de calor es relativamente baja y puede considerarse se efectúa por radiación [46].

Como consecuencia, las gotas que logran penetrar la capa hacen que la temperatura descienda y el espesor de la capa de vapor disminuya hasta colapsar [67]. La temperatura a la que esto ocurre y la superficie se ve mojada, se le conoce como temperatura o punto Leidenfrost [74].

Al incrementar el contacto de las gotas de agua con la superficie, la temperatura del cuerpo desciende más rápido, se incrementa la transferencia de calor hasta que toda la superficie este cubierta de liquido hirviendo. Esta etapa se caracteriza por la nucleación de burbujas. Cuando la temperatura continua descendiendo y termina la ebullición, la disipación final de calor se lleva a cabo por convección.

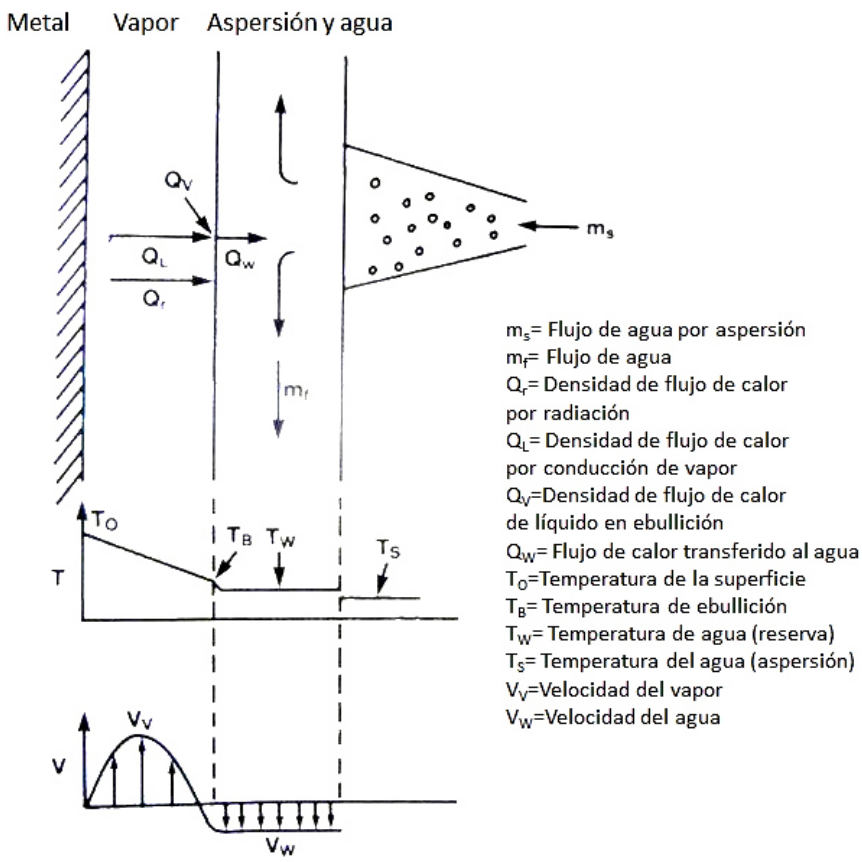


Figura 2.11 Transferencia de calor en capa de vapor en temple por aspersión [73] .

Variables como el tipo de esprea, el ángulo de apertura, la distancia entre la esprea y la superficie a enfriar, el flujo de agua y la posición de las espreas, influyen en la efectividad del sistema. La Figura 2.12 muestra un ejemplo del enfriamiento de una lamina caliente por medio de aspersión. Aunque se aplicaron los mismos parámetros de intensidad para el temple a los cabezales superior e inferior, el cabezal inferior mostro ser 15% menos efectivo que el superior debido a la caída de mucha agua [75]. Por lo que optimización en estos casos es requerida para el control y unificación de propiedades en el producto.

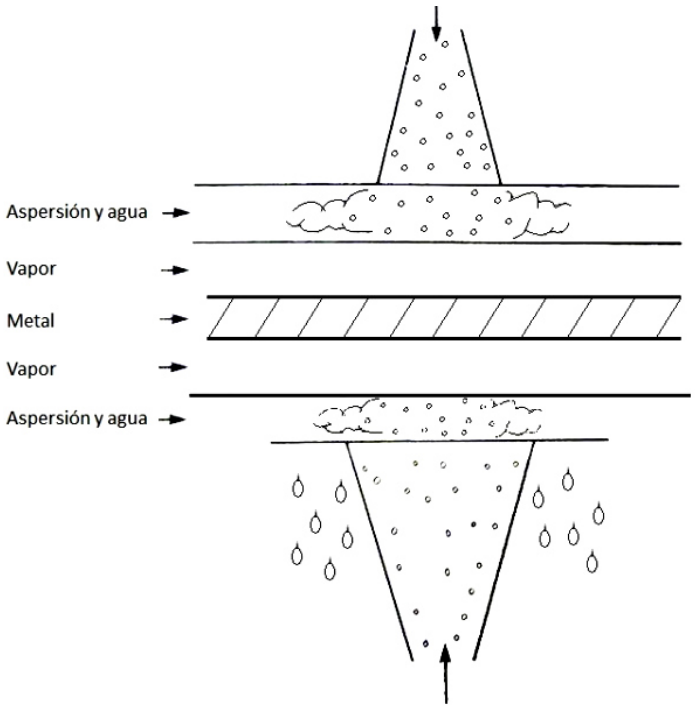


Figura 2.12 Transferencia de calor en la capa de vapor de un temple horizontal [75].

Otra ventaja del temple por aspersión en relación a otros métodos, es la gran versatilidad de obtener diferentes velocidades de enfriamiento con cambios sencillos como la modificación del flujo y la presión de la esprea. Obtener velocidades de enfriamiento muy rápidas son criticas por ejemplo para la obtención de perfiles de dureza o esfuerzos residuales. Segerberg [67] realizó un estudio comparativo para la evaluación de la dureza a lo largo de cilindros. Para efectuar los temples por inmersión (polímero y agua) y aspersión (agua). Relaciono las velocidades de enfriamiento con la profundidad de la dureza alcanzada. La Figura 2.13 muestra la comparación de los temples en baños y el temple por aspersión. Este último tuvo mejor desempeño al lograr mayor profundidad de dureza en la probeta por exhibir la velocidad de enfriamiento más alta.

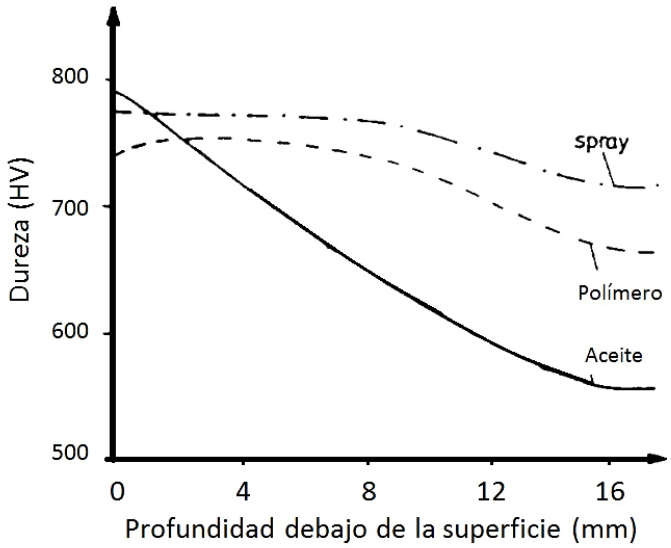


Figura 2.13 Distribución de dureza para temple por aspersión e inmersiones (polímero y agua) [67].

La profundidad de dureza es limitada por la geometría y la forma de la pieza a templar, Fukuda et. al [76], realizaron un estudio en flechas templadas por aspersión con agua a alta presión y aspersión con agua a presión convencional. La dureza en la superficie, centro y profundidad de las flechas se incrementó conforme incrementó el contenido de carbono en general, pero la fatiga mejoró en aquellas probetas templadas con agua a alta presión. El uso de alta presión incrementa la transferencia de calor y la generación de esfuerzos residuales. El uso de este método, permite el uso de aceros al carbono en vez de aceros de alta aleación de alto costo. Más información sobre el tema se encuentra en la referencia [45].

2.5 Temple intensivo

En años recientes, se ha demostrado que se puede sustituir el temple convencional en aceite base petróleo por un proceso llamado temple intensivo (TI), el cual utiliza soluciones base agua como agente templado y mucha

agitación para obtener velocidades de enfriamiento muy altas. Así mismo, se ha demostrado que con esta técnica se pueden obtener mejores propiedades mecánicas que aquellas obtenidas por temple por inmersión [77].

Aunque, es conocido que al incrementar la velocidad de enfriamiento aumenta la probabilidad de agrietamiento, Kobasko [78] demostró que existe una velocidad de enfriamiento crítica por encima de la cual se reduce la posibilidad de agrietamiento como se muestra en la Figura 2.14. Logrando así la obtención de propiedades mecánicas de tal magnitud que la aleación de elementos en el acero puede reducirse.

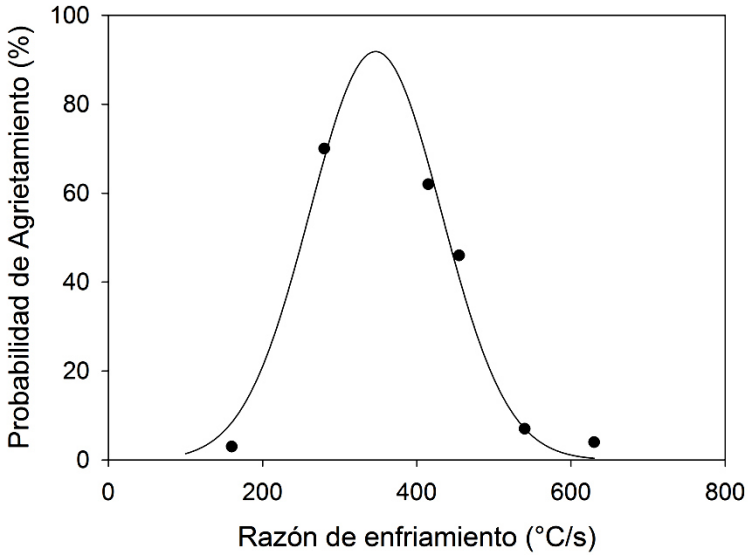


Figura 2.14 Probabilidad de formación de grietas con respecto a la razón de enfriamiento [78].

Durante el temple ocurren diferenciales de temperatura localizados dentro de la pieza de trabajo, creando esfuerzos térmicos. Estos dependen del volumen específico de la microestructura formada durante el temple. Como se explicó anteriormente, los cambios de volumen inducidos, combinados con la plasticidad de la transformación de fases generan esfuerzos residuales que interactúan con los esfuerzos térmicos. Ambos esfuerzos, causan

deformaciones plásticas si exceden el esfuerzo de cedencia del material. Lo que puede resultar en grietas si los esfuerzos equivalentes exceden la resistencia a la tensión del acero caliente [79].

El TI es un método alterno de temple que comenzó en los 60's con el trabajo del N. Kobasko y sus colegas de Ucrania. El trabajo de Kobasko fomentó el arte de los tratamientos térmicos y desarrolló la ciencia de los procesos de IntensiQuench®. G.Totten define IntensiQuench® como el enfriamiento controlado de partes, en agua altamente agitada, para maximizar las tensiones compresivas residuales en la superficie de la parte; y luego interrumpir el TI para reducir al mínimo la distorsión geométrica de la parte y preservar las tensiones compresivas de la superficie [1].

Algunas de las ventajas del temple intensivo descritas por autores son:

- Dureza alta en materiales de baja aleación y bajo carbono.
- Obtención de perfiles de dureza más profundos, en relación a otros métodos.
- Eliminación de carburizado en piezas que requieren alta dureza en superficie
- Reducción de distorsión por el temple.
- Generación de esfuerzos residuales compresivos en superficie sin operaciones secundarias.
- El uso agua como medio templante es considerado amigable con el medio ambiente.
- El producto se mantiene limpio a diferencia del temple en aceite.
- Aplicar el método a una línea de producción es una opción viable.

Existen tres tipos de TI para la obtención de estructuras martensíticas (IQ-1, IQ-2, IQ-3, por sus siglas en ingles), los cuales se basan en la misma teoría y varían en los modos de transferencia de calor [1].

El en IQ - 1, el enfriamiento se lleva a cabo en dos pasos. Se enfría lentamente del la temperatura de austenizado hasta la temperatura M_s, seguida por un TI.

El IQ - 2 consiste en tres pasos. Inicia con un enfriamiento que previene la capa de vapor en la superficie hasta que se tenga microestructura martensítica al 50% en las capas superficiales. Al llegar a este punto se interrumpe el temple y se enfría en aire para lograr un autorevenido de la martensita formada por la compensación de temperaturas a través de la sección transversal. Finalmente se continua con el temple intensivo hasta finalizar la transformación. Puede requerir salmueras para la evasión de la capa de vapor en la etapa inicial.

El tratamiento IQ - 3, considerado el más severo de todos consiste en un enfriamiento veloz para que la capa de vapor y la etapa de ebullición sean evadidas, enfriando el cuerpo por convección pura. En esta técnica, un flujo extremo de fluido templador enfría la superficie del cuerpo casi instantáneamente, generando un gradiente de temperaturas máximo entre la superficie y el centro de la pieza. El temple intensivo se mantiene hasta obtener los máximos esfuerzos residuales compresivos en la superficie de la geometría, y después puede enfriarse la pieza. La optimización y determinación de tiempo de temple y flujo, dependen de la geometría y composición química a tratar. De acuerdo a la referencia [1] la vida en servicio de componentes tratados por este tercer método puede incrementar hasta 1.5 o 2 veces, en comparación con la obtenida por temple en baño de aceite.

2.5.1 Equipos para obtención de TI

Algunos equipos que se considera cuentan con la tecnología requerida y diseño para lograr un TI se encuentran disponibles en literatura como los que se muestran a continuación. Estos dispositivos cumplen con el requisito principal promover la ruptura de la capa de vapor durante el temple.

Los tres sistemas mostrados en las Figuras 2.15 a 2.17, aplican enfriamientos tipo IQ - 3, los cuales como se mencionó anteriormente es el TI considerado más agresivo.

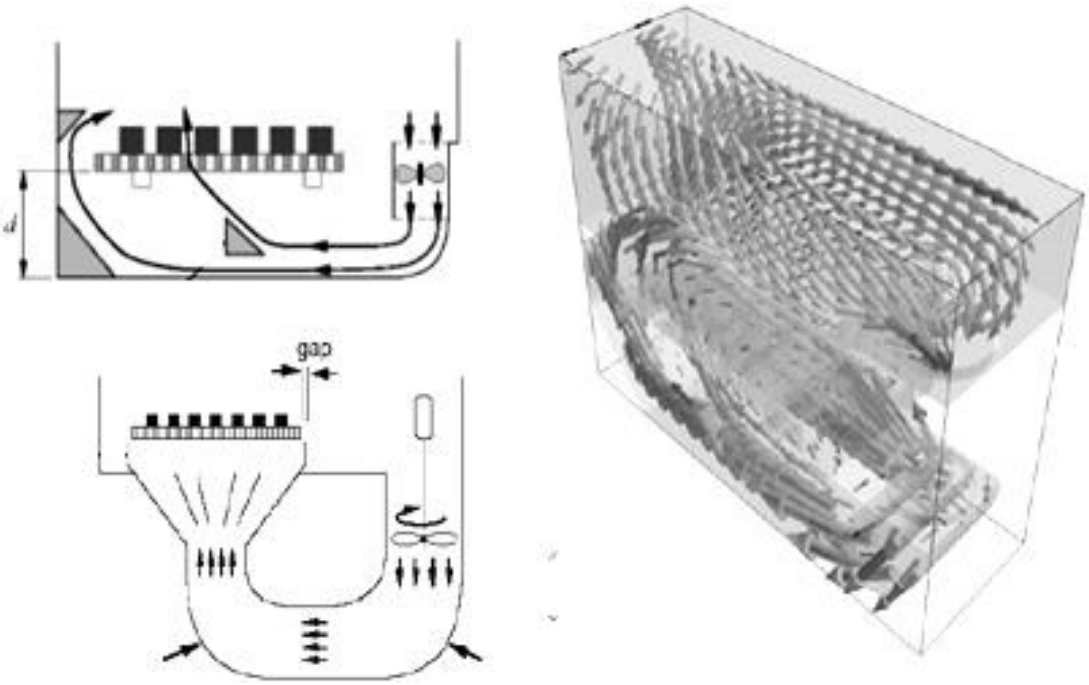


Figura 2.15 Sistema de enfriamiento de temple intensivo por agitación [80]

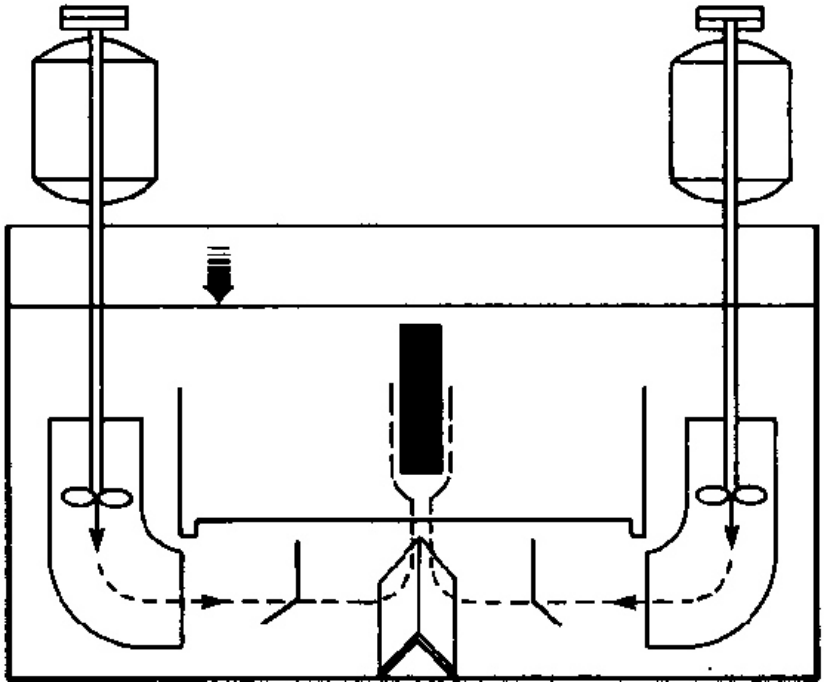


Figura 2.16 Sistema de enfriamiento de temple intensivo por agitación [81]

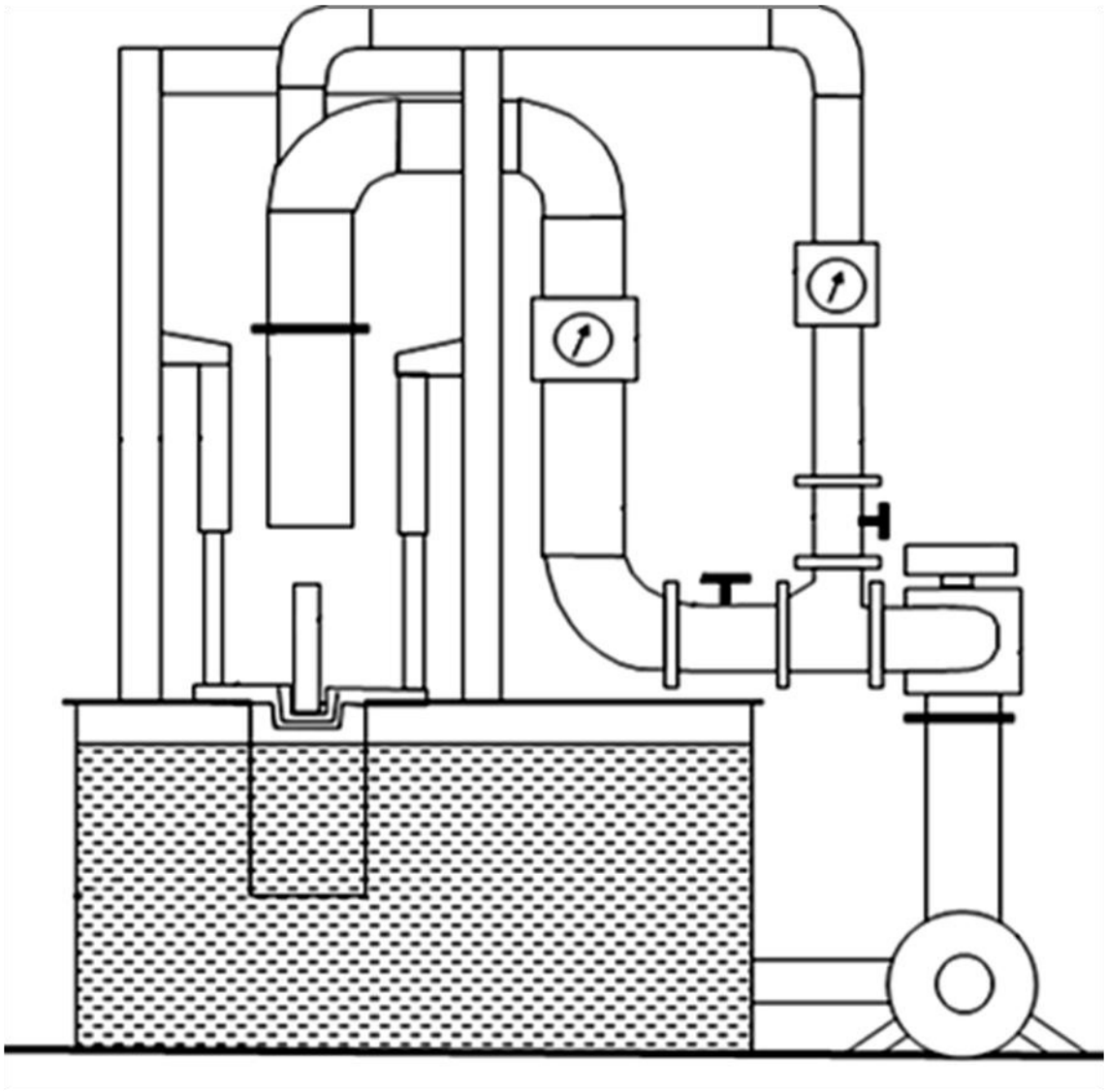


Figura 2.17 Sistema de enfriamiento de temple intensivo [1]

2.6. Esfuerzos residuales, distorsión y agrietamiento

La distorsión geométrica que se presenta en aceros templados, se debe principalmente a un enfriamiento no controlado y no uniforme que sufre la pieza e impacta en su geometría inicial. Puede relacionarse con la conductividad térmica y/o viscosidad del medio de enfriamiento o medio templante.

En piezas con geometría compleja la distorsión ocurre por una transformación de fase no uniforme en todo el cuerpo de la pieza. Esto es, las secciones

delgadas o angostas de la pieza se enfrían más rápido y se contraen más que las secciones gruesas, induciendo esfuerzos térmicos y causando deformaciones plásticas en las secciones delgadas. Así mismo, puede atribuirse a la expansión no homogénea del cuerpo debido a la formación no distribuida de martensita en la pieza.

Esto ocurre debido a diferencias de volumen específico entre la martensita y austenita como se mencionó en la sección 2.2.2. La geometría final puede verse comprometida, si no se controla el tratamiento térmico adecuadamente. En ciertos intervalos de tiempo la pieza presentará zonas con microestructura martensítica y otras zonas serán austeníticas, esto quiere decir que la martensita al presentar un volumen específico mayor que la austenita, se expandirá en la zona donde comienza la transformación induciendo esfuerzos internos en la zona austenítica (todavía caliente y plástica) causando distorsión en la red [1,36].

La distorsión se puede atribuir a toda una gama de factores, como el acumular deformación de diferentes etapas del proceso. Si bien la distorsión regularmente se observa después de la etapa de temple, los esfuerzos residuales generados previamente debido a procesos de maquinado, conformado u otros, suelen reflejarse como un cambio en la geometría también.

Considerando, que durante el austenizado los esfuerzos residuales pueden ser liberados, la distorsión durante el temple se limita a dos tipos de esfuerzos, los esfuerzos de transformación y los térmicos.

Los esfuerzos térmicos se producen cuando existe diferencia de temperatura dentro de una misma pieza, ocurre cuando se enfría un cuerpo y la temperatura de la superficie desciende a una velocidad mayor que la del interior de la pieza. Al existir una diferencia de temperatura, la contracción térmica en las zonas más frías es mayor, generando esfuerzos tensiles. Si el gradiente térmico es muy elevado entre la superficie y el centro, los esfuerzos tensiles pueden superar el esfuerzo de cedencia del material e inducir una distorsión. Para

reducir dichos esfuerzos y por ende la distorsión, los temples son regularmente realizados en aceites, ya que su baja capacidad de extracción de calor comparados con el agua, permite que durante el enfriamiento el material tenga una temperatura más uniforme a lo largo de la sección transversal.

En conjunto con los esfuerzos térmicos aparecen los esfuerzos de transformación. Al enfriarse primero una zona y llegar a la temperatura de transformación de fase, por ejemplo martensita, ocurre una expansión debido al cambio de estructura cristalina. Una vez más, al existir grandes gradientes térmicos a lo largo de la superficie o a través de la sección transversal, los cambios volumétricos no uniformes debidos a transformaciones inducen nuevamente esfuerzos tanto tensiles como compresivos en este caso.

La distorsión se genera por la suma de los efectos de ambos tipos de esfuerzos, que generalmente tiene un efecto dañino cuando los esfuerzos no se generan uniformemente en la superficie. En las Figuras 2.18 y 2.19 se muestran casos comunes de distorsión y agrietamiento en barras después de ser templadas convencionalmente.

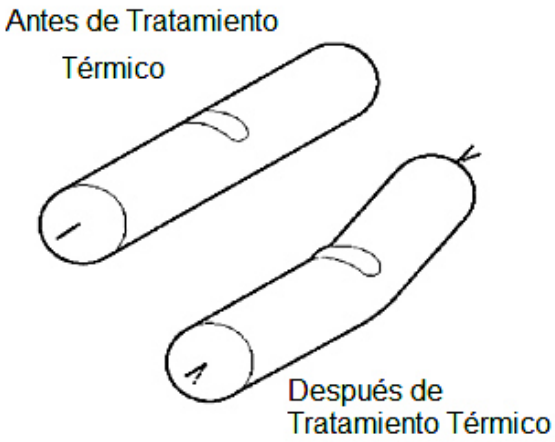


Figura 2.18 Distorsión comúnmente presente en flechas como consecuencia de temple convencional [23].

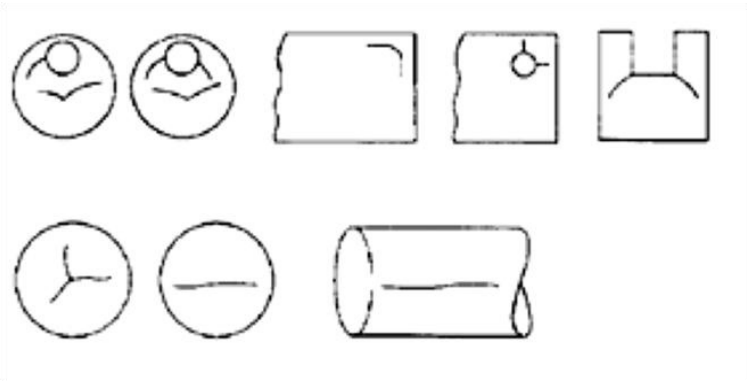


Figura 2.19 Diferentes formas de agrietamiento presente comúnmente después de temples [23]

2.6.1 Mecanismo de generación de esfuerzos residuales compresivos en la superficie mediante TI

En el proceso de TI la generación de esfuerzos residuales en la pieza puede ser explicado si se considera que la pieza está formada por dos secciones: una capa superficial, y un núcleo. Es más preciso considerar una serie de capas concéntricas, donde el calor y la transformación de fase suceden entre una capa y la subsiguiente [82].

Considerando, que la capa superficial está formada por segmentos unidos entre sí por resortes como se muestra en la Figura 2.20. Cuando la pieza completa es calentada por encima de la temperatura A_3 antes del temple, no existe tensión alguna entre ellos y no hay esfuerzos entre los segmentos (Figura 2.20 a).

Durante el enfriamiento, la capa superficial es enfriada muy rápidamente provocando una contracción de ellos. Para compensar la contracción de estos segmentos de la capa superficial, los resortes se expanden simulando el desarrollo de los esfuerzos tensiles (Figura 2.20 b).

Cuando la superficie alcanza la temperatura M_s, los segmentos se transforman en martensita. Estos se expanden por su volumen específico correspondiente,

provocando que los resortes se contraigan. Esta contracción ilustra el desarrollo de esfuerzos compresivos superficiales (Figura 2.20 c).

Durante el temple intensivo, la superficie alcanza la temperatura M_s demasiado rápido por lo que el centro se encuentra todavía caliente, prácticamente a la temperatura inicial de austenizado. Mientras se forma martensita en la superficie, el núcleo austenítico todavía continua enfriándose y encogiéndose. Durante este encogimiento del núcleo, la capa superficial de martensita conserva el tamaño de la pieza inicial, con baja distorsión. Encogimiento térmico del núcleo atrae la capa superficial hacia el centro de la pieza aumentando los esfuerzos compresivos superficiales (Figura 2.20 d).

Si el TI continuara, el núcleo se comenzaría a transformar en martensita, expandiéndose (Figura 2.20 e). La expansión del núcleo empuja la capa superficial fuera del centro de la pieza resultando en una disminución, pero no eliminación, de los altos esfuerzos compresivos en la superficie. Los esfuerzos residuales son todavía compresivos ya que el núcleo martensítico expandido es más pequeño que el núcleo austenítico caliente inicial.

En cierto punto, los esfuerzos superficiales compresivos alcanzan un valor máximo. Esto sucede justo antes que comience la transformación martensítica en el núcleo. El elemento clave en el TI radica en la interrupción del enfriamiento rápido cuando los esfuerzos compresivos son máximos en la superficie. Al remover la pieza del temple intensivo, el enfriamiento será más lento. Si la formación de martensita se detiene, la austenita en el núcleo se transforma en fases intermedias, como bainita, perlita y ferrita, entre otras (Figura 2.20 f). Como el núcleo con fases mixtas tiene un volumen específico menor que si fuera un núcleo solamente martensítico, el temple resulta en un mayor nivel de esfuerzos residuales compresivos superficiales comparado con el caso del enfriamiento completo mostrado en la Figura 2.20 e.

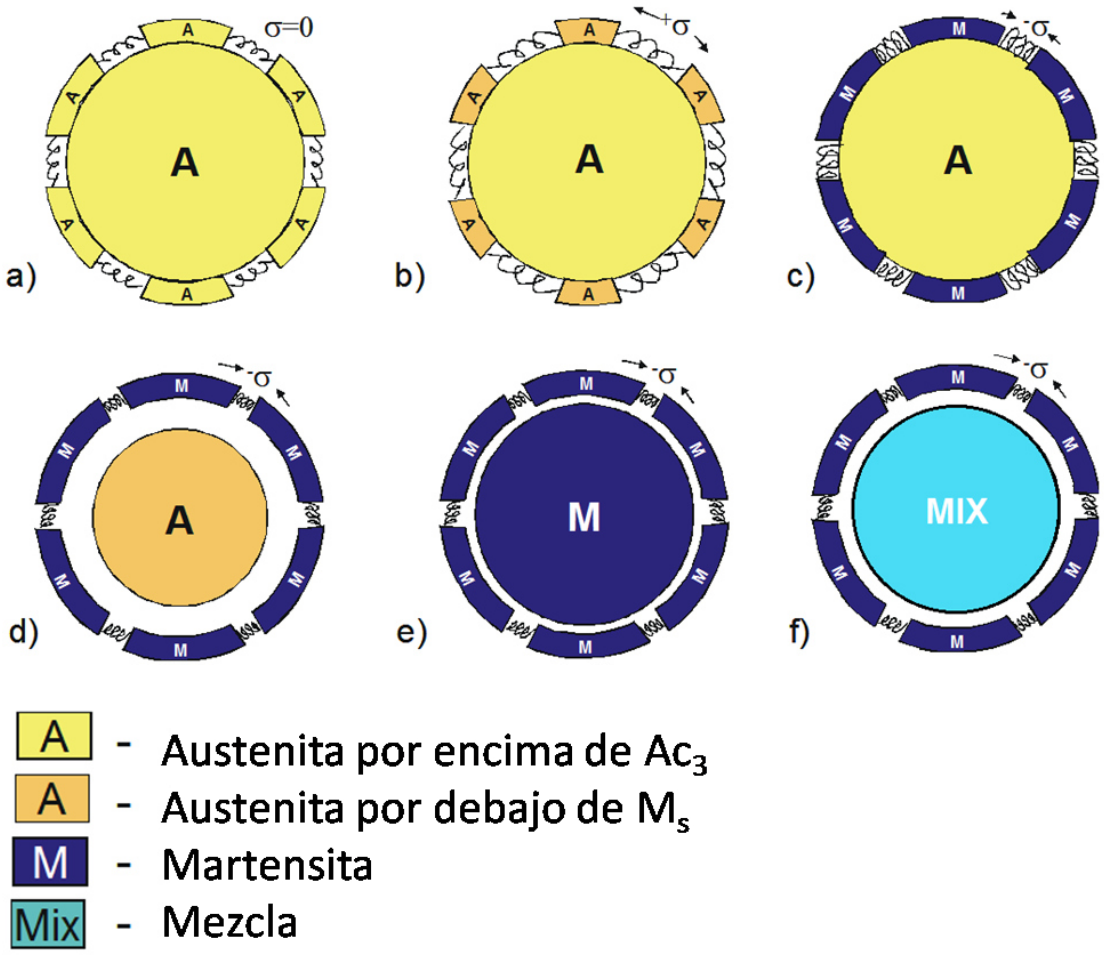


Figura 2.20 Condiciones de esfuerzo superficiales durante temple intensivo [82]

2.6.2 Efecto de los esfuerzos residuales en la resistencia a la fatiga

Los esfuerzos residuales están presentes en casi todos los componentes manufacturados, y tienen un efecto importante para degradar o mejorar la vida a la fatiga de los mismos. Son llamados esfuerzos residuales porque son esfuerzos de una operación anterior que permanecen. Para mejorar la resistencia la fatiga, se trata de evitar que el componente tenga esfuerzos tensiles y presente en su lugar esfuerzos compresivos. Esto se logra normalmente, mediante la inducción de esfuerzos residuales compresivos [83].

Uno de los procesos más utilizados para la formación de esfuerzos residuales compresivos en la manufactura de muelles es el granallado (shot peening), que consiste en un tratamiento superficial en el cual son disparadas pequeñas bolas a gran velocidad, causando una deformación plástica localizada controlada.

Esta deformación plástica da como resultado la generación de esfuerzos residuales compresivos. La magnitud de los esfuerzos depende principalmente del material de la pieza de trabajo. Efecto del granallado en la superficie de un componente y su respuesta a la resistencia a la fatiga se muestra en la Figura 2.21. Más información acerca del efecto del granallado en la resistencia a la fatiga puede ser consultada en la referencia [84].



Figura 2.21 Efecto del granallado en el comportamiento a fatiga [83]

2.6.3 Medición del gradiente de esfuerzos residuales por Difracción de Rayos-X

Los Rayos-X de laboratorio son usados para obtener información de la estructura cristalina de la muestra. Esta técnica se basa en el principio de la ley de Bragg, que obedece la ecuación 2.3.

$$\lambda = 2d_{hkl}Sen\theta \qquad \text{Ecuación 2.3}$$

donde λ es la longitud de onda de la radiación usada (Cu= 1.540598 Å o Cr= 2.289760 Å) [85], d_{hkl} es la distancia interplanar que corresponde a un determinado plano y θ el ángulo de difracción del pico [86].

En aceros, se puede determinar la fase, la estructura cristalina, los detalles microestructurales como el espaciamiento interplanar (*d*), la distorsión en la red cristalina y las tensiones presentes en la muestra.

Estas tensiones pueden ser evaluadas inicialmente en el perfil de picos obtenido y son conocidas como Macro-tensiones o Micro-tensiones. La Figura 2.22 muestra un esquema de estos picos.

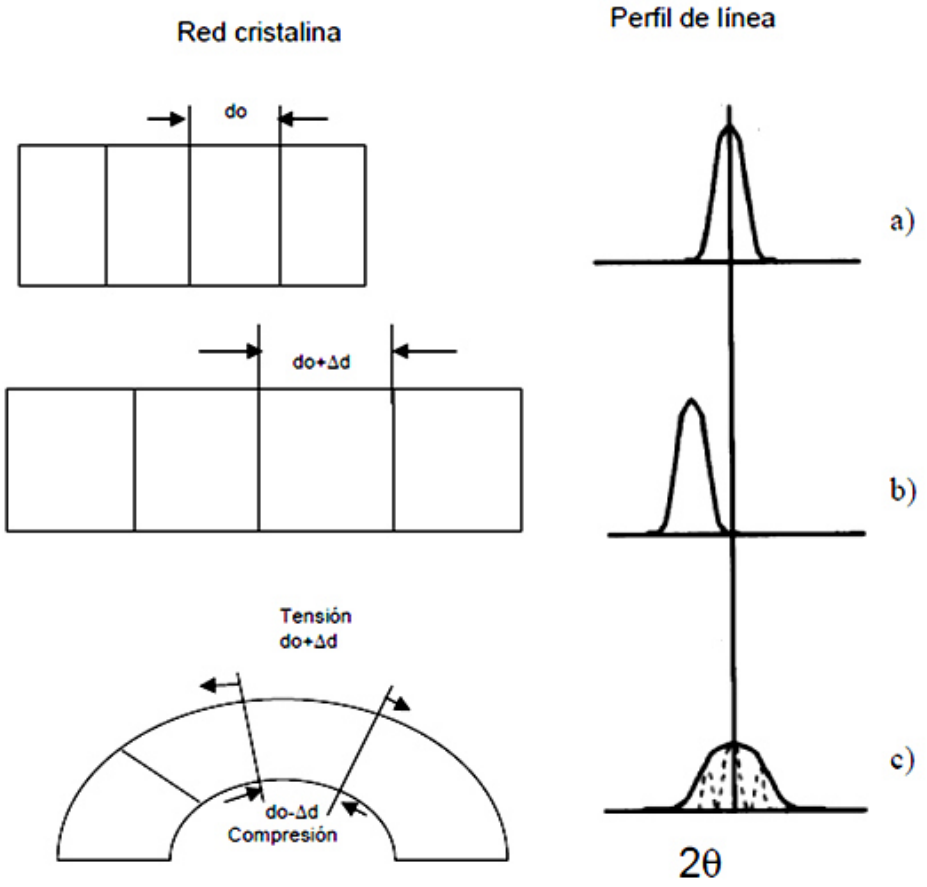


Figura 2.22 a)Celda libre de tensiones, b) Con tensión uniforme o macro-deformación y c) Efectos de la microdeformación [87].

Las tensiones generadas por un proceso externo ya sean de tensión o compresión se denominan micro-tensiones o macro-tensiones de acuerdo a la naturaleza por la que fueron generadas respectivamente.

Las micro-tensiones se observan en el difractograma como un ensanchamiento del pico. Presentan variación de deformación de un grano a otro por lo que se considera deformación heterogénea. Pueden relacionarse con textura, anisotropía. Mientras que las macro-tensiones se observan en el difractograma como un desplazamiento del pico. La deformación es homogénea o uniforme a lo largo de muchos granos. Pueden ser generadas por procesamiento como soldadura y tratamientos térmicos.

La red cristalina puede fungir como galga extensométrica. Por lo que, la determinación del espaciamiento interplanar se puede efectuar mediante el análisis de picos, ya que al cambiar el valor del pico se mueve ya que también cambia el valor de $\theta°$. Para la evaluación del incremento o reducción del espaciamiento, se puede usar la ley de Bragg y compararlo con el de referencia.

El método de medición de gradientes de esfuerzos residuales por Rayos-X se considera una técnica no destructiva ya que se efectúan en la superficie sin causar daño a la muestra. En aceros, esta técnica por su baja penetración por intensidad relativamente pequeña en comparación a otros métodos, penetra aproximadamente 10-15 μm dependiendo de la radiación y otra variables [88]. No obstante, existe una variante semidestructiva que usa electro-pulidos entre cada medición, para medir esfuerzos residuales respecto a la profundidad de la muestra (hasta 500 μm aproximadamente).

En ambas técnicas se miden deformaciones elásticas de acuerdo a la Ley de Hooke, según la ecuación general 2.4:

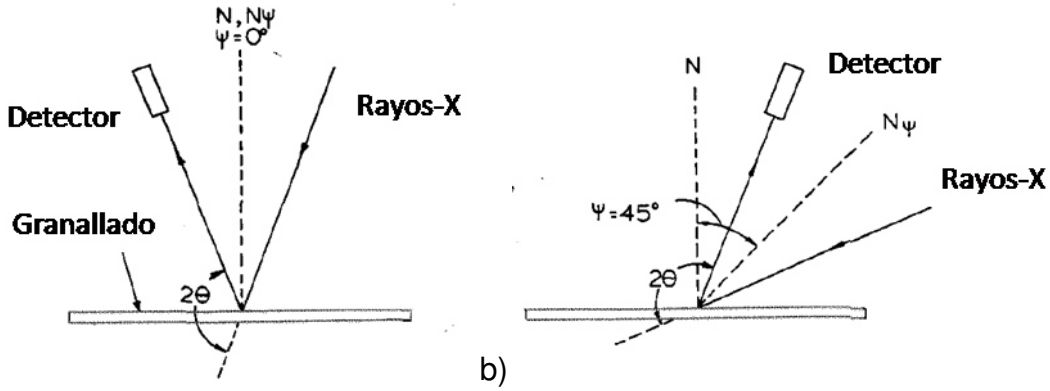
$$\sigma = E^{*}\varepsilon \qquad \text{Ecuación 2.4}$$

donde E es el modulo de elasticidad del material.

La deformación del material(ε) está asociada a la variación del parámetro de red (*Δd*) en función de la distancia interplanar libre de esfuerzos d_0, esto puede expresarse de la siguiente forma:

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d_0} \qquad \text{Ecuación 2.5}$$

En un equipo de DRX la medición de la red cristalina o variación del espaciamiento interplanar, se realiza en la superficie de la muestra como se muestra en la Figura 2.23.



a) b)

Figura 2.23 Esquema de orientaciones en las que se realiza la medición de esfuerzos residuales en una superficie granallada [89].

Se usa el método clásico del $Sen^2(\psi)$,para determinar el espaciamiento de la red cristalina dando como resultado gráficas como las mostradas en la Figura 2.24.

De acuerdo a Cullity [86], en esfuerzos residuales compresivos los valores del parámetro (*d)* se ven disminuidos con el incremento de $Sen^2(\psi)$.

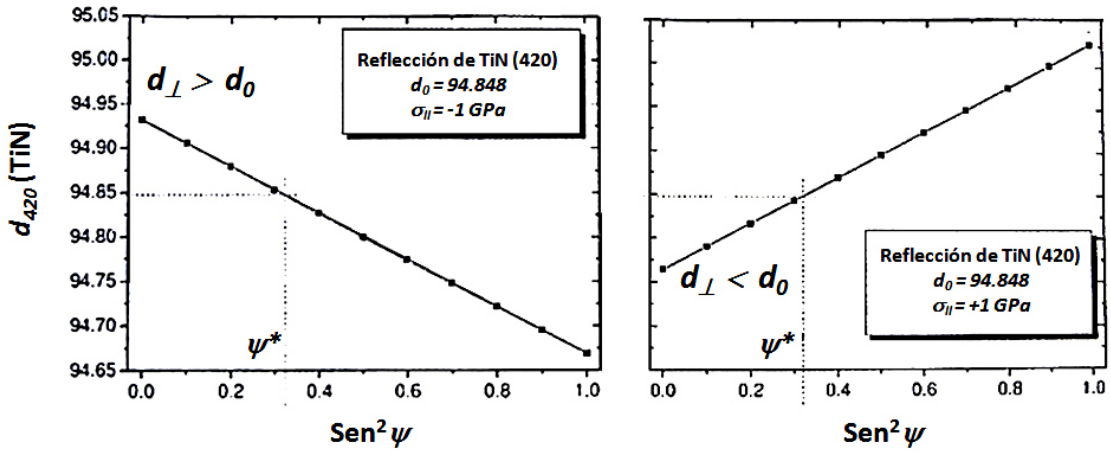


Figura 2.24 Curso de la curva simulada de la distribución de d(ψ) de una película delgada de TiN bajo esfuerzo residual compresivo (izquierda) y a tensión (derecha) [90].

De lo anterior se concluye, que la distancia interplanar perpendicular($d_\perp$) se reduce en función del incremento del $Sen^2(\psi)$ cuando existen esfuerzos residuales compresivos en la superficie del material y de forma inversa al tener esfuerzos a tensión. Además, se evalúa la distancia interplanar libre de tensiones (d_0) y se comprara con la distancia interplanar presente en la muestra.

La presencia de esfuerzos residuales compresivos en la superficie de una pieza se observa en el lado superior derecho de las gráficas y se caracteriza con una expansión de la distancia interplanar en dirección perpendicular y una contracción de la dirección paralela (ver Figura 2.24). Por lo contrario la presencia de esfuerzos residuales a tensión se basa inversamente en el mismo planteamiento (ver Figura 2.2).

Si se emplean las deformaciones (expresadas en distancia interplanar) es posible evaluar los esfuerzos en el material.

El difractómetro, con el incremento de inclinación del ángulo ψ de 0° a 90°, automáticamente cambia de la medición de un set de espaciamientos a otro, iluminando diferentes familias de planos.

Una vez obtenida la medición del espaciamiento de la red, se utiliza el módulo de elasticidad del material (E) y la relación de Poisson (υ), para determinar la deformación del cuerpo en la dirección de medición, siguiendo la ecuación 2.6:

$$\in_{\emptyset\psi} = \left[\frac{1+\upsilon}{E}(\sigma_{11}Cos^2\emptyset + \sigma_{22}Sen^2\emptyset + \sigma_{12}Sen2\emptyset)Sen^2\psi\right] - \left[\frac{\upsilon}{E}(\sigma_{11}+\sigma_{22})\right] + \left[\frac{1+\upsilon}{E}(\sigma_{13}Cos\emptyset + \sigma_{23}Sen\emptyset)\right] \quad \text{Ecuación 2.6}$$

donde $\in_{\emptyset\psi}$ es la deformación de la red en un ángulo determinado que sirve de indicador de los esfuerzos internos. σ_{11} y σ_{22} son los esfuerzos principales asumiendo un estado biaxial de esfuerzos donde σ_{33}=0, considerando que solo hay esfuerzos en el interior del cuerpo y no en la superficie libre. Como se muestra en la Figura 2.25

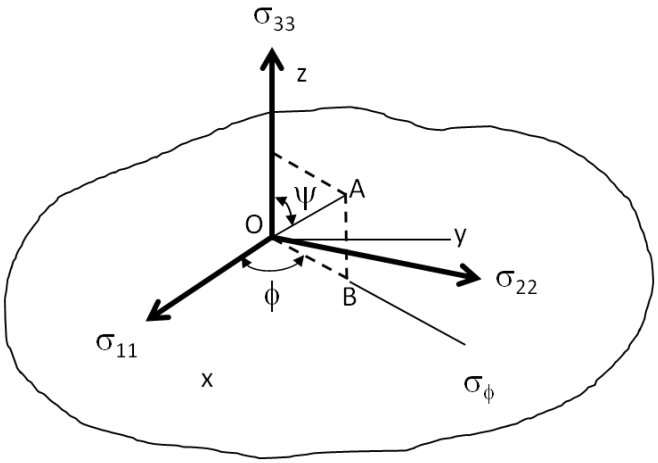


Figura 2.25 Orientación de los componentes de la deformación [86]

Normalmente, se desea conocer el valor de σ_ϕ, que actúa en una dirección donde se forma un ángulo ϕ. Para su cálculo, se emplea la deformación para evaluar esfuerzos internos del material ($\varepsilon_{\phi\psi}$) pero expresada en términos de espaciamiento interplanar, como se muestra en la ecuación 2.7:

$$\sigma\phi = \frac{E}{(1+\nu)\, Sen^2\psi} * \frac{d_{\phi\psi} - d_0}{d_0} \qquad \text{Ecuación 2.7}$$

Con la ecuación 2.6 se pueden estimar los esfuerzos en cualquier ángulo de inclinación a partir del espaciamiento interplanar del material en la dirección deseada y en un plano normal a la superficie de la muestra. Con los valores de la distancia interplanar hace uso de la ecuación 2.6 para determinar el esfuerzo σ_ϕ en una dirección especifica del material.

El equipo de DRX debe ser capaz de ejecutar, mediante un software, el análisis uniaxial para el cálculo de σ_ϕ y biaxial para determinar el tensor de esfuerzos y los esfuerzos principales de acuerdo a la Figura 2.26 y la Tabla 2.2.

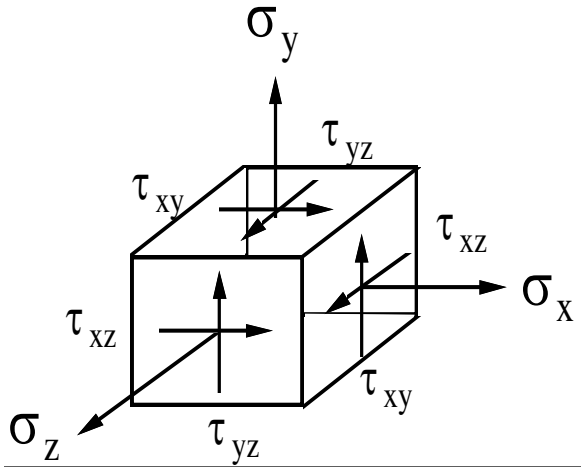


Figura 2.26 Condición general de esfuerzos (con esfuerzos cortantes sobre cada cara). Componentes del tensor de esfuerzos [91]

Tabla 2.2 Tensor de esfuerzo y esfuerzos principales que se determinan en el análisis biaxial de esfuerzos por difracción de Rayos-X.

Tensor de Esfuerzos	Tensor de Esfuerzos Principales
$\sigma_{ij} = \begin{bmatrix} \sigma_{XX} & \tau_{XY} & \tau_{XZ} \\ \tau_{YX} & \sigma_{YY} & \tau_{YZ} \\ \tau_{ZX} & \tau_{ZY} & \sigma_{ZZ} \end{bmatrix}$	$\sigma_{ij}' = \begin{bmatrix} \sigma_1 & 0 & 0 \\ 0 & \sigma_2 & 0 \\ 0 & 0 & \sigma_3 \end{bmatrix}$

La matriz del lado izquierdo se llama tensor de esfuerzo tridimensional y describe el estado de esfuerzo más general que es posible en un cuerpo sometido a cargas, mientras que la matriz de lado derecho representa el tensor de esfuerzos principales en el cuerpo.

CAPITULO 3

PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL

3.1. Introducción

El temple de aceros, podría confundirse con un proceso simple de calentamiento y enfriamiento el cual es sencillo ejecutar y los resultados son sin duda alguna fáciles de alcanzar. En el presente trabajo se muestra un proceso sistemático y controlado para templar aceros con agua. Variables que determinan la efectividad del proceso son la temperatura, velocidad de enfriamiento, el medio templante y el tiempo de temple, estas variables influyen directamente en las propiedades mecánicas finales obtenidas en el acero sujeto al tratamiento.

La geometría de las muestras tratadas térmicamente desempeña un papel muy importante en el proceso debido a la magnitud de esfuerzos que se generan durante la transformación de fases, por lo cual la selección transversal de la geometría del espécimen es primordial para lograr reproducir un fenómeno particular como lo es el temple intensivo.

A continuación, se presenta el desarrollo experimental que fue seguido para cumplir con los objetivos de esta investigación. Debido a las consideraciones mencionadas anteriormente, el procedimiento experimental se dividió en cinco partes principales:

1. Caracterización inicial del material

2. Diseño y desarrollo de equipo de temple
3. Caracterización del equipo de temple
4. Ejecución de tratamientos térmicos
5. Caracterización mecánica y microestructural de probetas templadas

3.2. Caracterización inicial de material

Barras rectangulares de acero con sección transversal de 2.54 cm x 6.35 cm (1plg. x 2.5plg.) fueron recibidas en condición de laminado en caliente. Microestructura compuesta de ferrita-perlita fue observada por Microscopia Óptica (MO), como se muestra en la Figura 3.1. La dureza del acero fue medida con un Microdurómetro Vickers en 300±15 HRV. La composición química del acero se muestra en la Tabla 3.1. Dicha composición, cumplió con el rango nominal de un acero AISI 5160 [18].

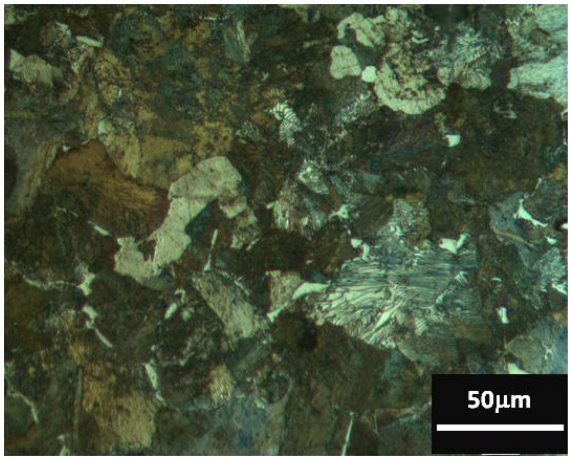


Figura 3.1 Microestructura del acero AISI/SAE 5160 en condición de recibido, caracterizada por Microscopia Óptica.

Tabla 3.1 Composición química del material (%en peso).

C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Cu	Nb	Ti	Al
0.58	0.885	0.017	0.016	0.26	0.01	0.78	0.013	0.003	0.0038	0.0264

3.3. Diseño y desarrollo del equipo de temple

El diseño de un equipo versátil capaz de aplicar temples con agua fue requerido, con la finalidad de cumplir los objetivos que se plantearon inicialmente, como:

- Fabricar un equipo de laboratorio capaz de efectuar diferentes tipos de temples como aspersión, temple con fluido a alta velocidad e inmersión con agitación, todo en un sólo equipo.

- Determinar las condiciones óptimas del temple (tiempo) para generar esfuerzos residuales compresivos en la superficie de las probetas de acero 5160.
- Diseño de microestructura final de un acero, empleando diagramas CCT y curvas de enfriamiento obtenidas en el equipo por un sistema de adquisición de datos.

Para definir el diseño del equipo, se llevaron a cabo pruebas piloto en diversos sistemas de enfriamiento (ver Apéndice A), diseñados tomando en cuenta lo reportado en la literatura [1,80,81]. En ellos, se evaluó la agresividad del método y con los resultados obtenidos se hicieron modificaciones y adaptaciones hasta llegar al diseño final de un equipo de laboratorio que englobara los diversos métodos utilizados.

3.3.1. Especificaciones técnicas del equipo

El equipo de temple se muestra en la Figura 3.2. El cuerpo del equipo está conformado por acero inoxidable (AISI/SAE 304) en su totalidad. La parte inferior cuenta con un tanque que puede albergar hasta 600 litros de agua. La bomba de 15 HP hace recircular el agua y la re-direcciona por medio de servo-válvulas a la tubería del dispositivo de temple que se pretenda utilizar. Cuenta con dos principales sistemas de temple: 1) Aspersión y 2) Flujo a alta velocidad basado en la teoría del temple intensivo.

Ambos sistemas son controlados por un PLC que controla el tiempo de apertura de las válvulas y lleva el flujo a la tubería indicada. El tiempo de temple puede especificarse y ser controlado desde 0.1 segundo, lo cual hace al equipo un sistema de temple controlado que elimina variables causadas por tiempos-movimientos de un operador. Especificaciones técnicas de los sistemas de aspersión y flujo a alta velocidad se muestran en las Tablas 3.2 y 3.3, respectivamente. Planos del diseño del equipo se presentan en Apéndice B.



Figura 3.2 Equipo de temples para aceros.

Tabla 3.2 Especificaciones técnicas del sistema de aspersión.

Tipo de boquilla	**Angulo de boquilla**	**Flujo (LPM)**	**Presión (Bar)**	**Temperatura de fluido**
Ovalada de cono lleno (No. 400.291.30.12)	90°	11.7	7	25°C

Tabla 3.3 Especificaciones técnicas del sistema de alta velocidad.

Flujo (LPM)	Presión (bar)	Temperatura de fluido
1325	4	25°C

El esquema de enfriamiento por aspersión se muestra en la Figura 3.3. El temple se lleva a cabo por medio de 4 espreas de apertura (90°) tipo ovalada de cono lleno que en caso de probetas cuadradas, cada una de las boquillas impacta una cara de la probeta.

Además del tipo de esprea, la huella de impacto en la superficie, es una variable más que puede agregarse al sistema ya que depende de la distancia que existe entre el punto inicial de lanzamiento de fluido y el punto de impacto en la pieza. En este caso, se situaron las espreas a 25 mm de la superficie de la pieza. El flujo concentrado y alta presión es la clave de este sistema.

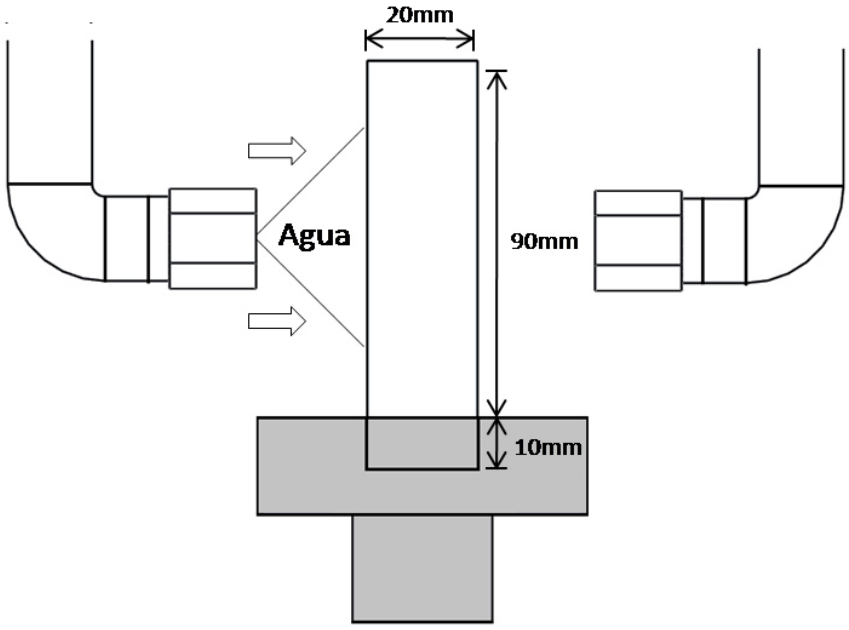


Figura 3.3 Esquema de sistema de enfriamiento por aspersión.

El esquema de enfriamiento por flujo a alta velocidad se muestra en la Figura 3.4. Una cámara de acrílico cubre la zona de descarga de agua, lo que concentra el flujo de agua alrededor de la pieza. Debido al gran caudal en un periodo muy corto de tiempo, aunque se cuenta con desagüe en la parte inferior de la cámara, el nivel del agua supera la probeta durante todo su enfriamiento como se muestra en la Figura 3.4. Por lo tanto, en este sistema se cuenta con menos presión del flujo, pero mayor cantidad de agua y agitación alrededor del cuerpo.

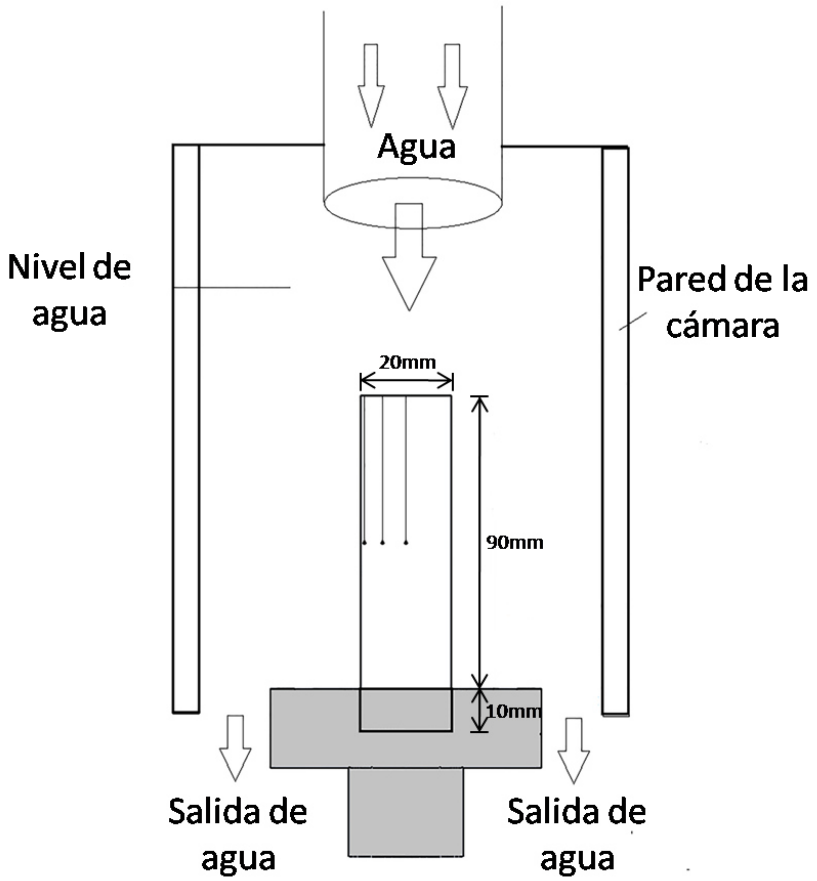


Figura 3.4 Esquema de sistema de enfriamiento con alto flujo a alta velocidad

En ambos casos, un soporte para sujetar la probeta durante el temple fue utilizado. El soporte cuenta con placas ajustables con tornillos para modificar la sección de agarre y permite sujetar probetas con sección transversal cilíndrica, cuadrada o rectangular desde 20 mm hasta 50 mm de ancho o diámetro. El

soporte se muestra en la Figura 3.5. Para evitar la caída de las piezas durante el proceso, cuenta con opresores de punta con balín que permiten insertar a presión la pieza caliente y aunque se presente contracción térmica del material durante del enfriamiento, las piezas siguen sujetas al soporte gracias al autoajuste de los balines. Aproximadamente 10 mm de la probeta es sujetada por el soporte como se muestra en las Figuras 3.3 y 3.4.

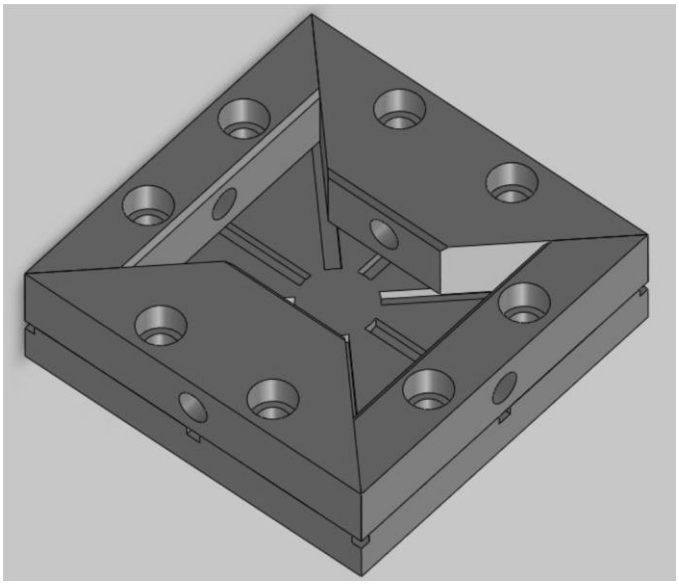


Figura 3.5 Esquema de soporte para probetas durante temples.

3.3.2. Funcionamiento

Una vez que el equipo es energizado, prende el PLC y cuenta con opción de reposo para la bomba. Por lo tanto, para accionar algún sistema, previamente se tiene que encender la bomba. Al encenderse la bomba recircula el agua dentro del tanque hasta recibir alguna otra instrucción por parte del controlador. Puede utilizarse este modo de espera como un tercer sistema de enfriamiento, considerándolo inmersión con alta agitación.

El tablero del equipo cuenta con tres botones principales, según sea el sistema de enfriamiento requerido para las pruebas.

Un pistón neumático sujeta el porta muestras, por lo que cuando es accionado un sistema de enfriamiento sube la pieza para ser templada el tiempo asignado en el temporizador. El equipo posee dos pistones neumáticos que están sujetos a una viga sumergida por debajo de la barrera de protección anti-caída de probetas. Fueron alineados individualmente con los cabezales de los sistemas de aspersión y flujo a alta velocidad respectivamente y son accionados independientemente uno del otro.

Una vez prendida la bomba, el tiempo asignado al programa y la probeta situada en el porta muestra, el pistón sube, la servo válvula que recircula el agua en el tanque se cierra y el flujo se encausa al cabezal de aspersión o al de la cámara de alta velocidad y se lleva a cabo el temple el tiempo requerido. Al terminar el temple el pistón se retrae, bajando la probeta en el soporte a la posición inicial. Esquema del funcionamiento del SA se muestra en la Figura 3.6 y de la CAV en la Figura 3.7.

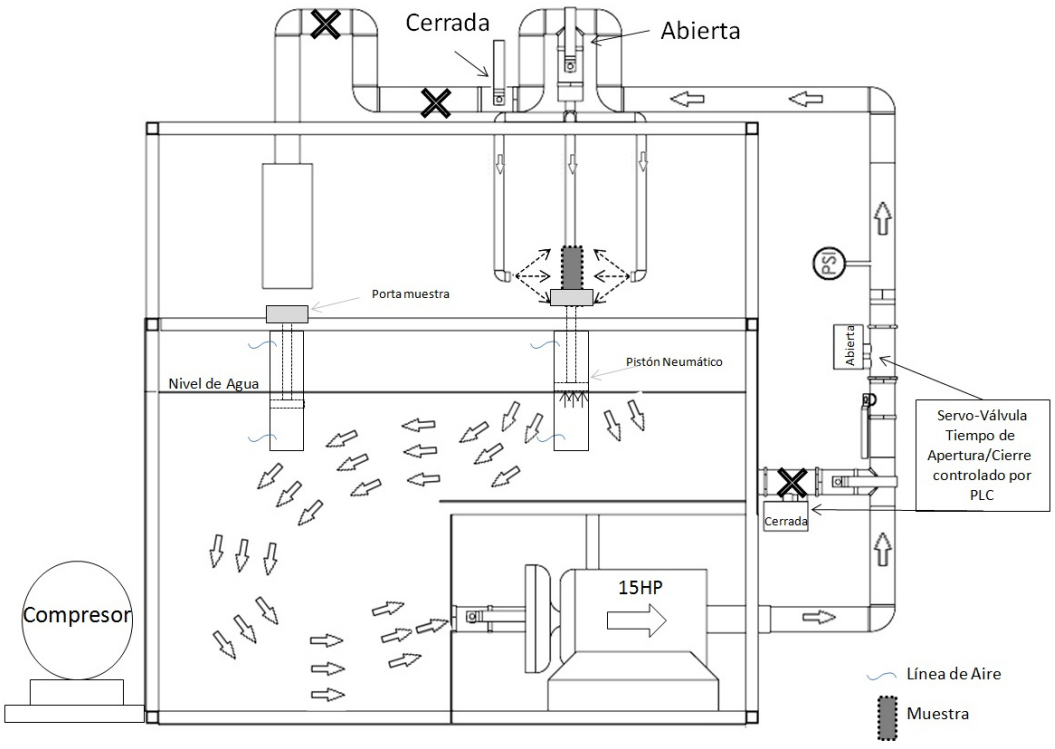


Figura 3.6 Esquema de funcionamiento del Sistema de Aspersión.

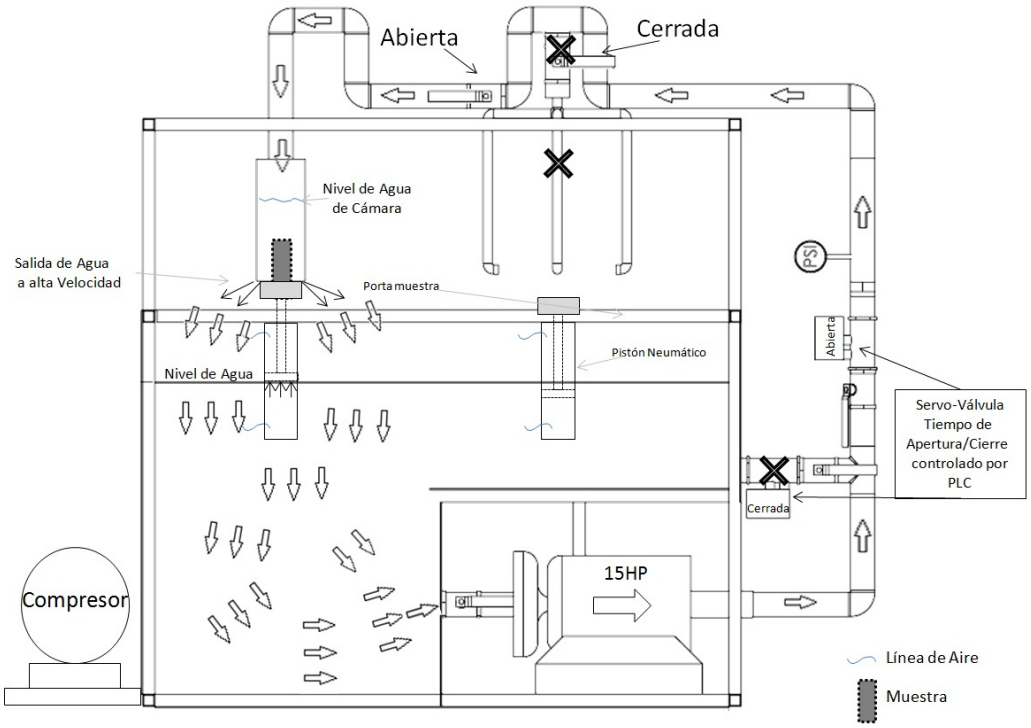


Figura 3.7 Esquema de funcionamiento de la Cámara de Alta Velocidad.

3.4 Caracterización de equipo de temple

De acuerdo al estado del arte, la caracterización de sistemas de enfriamiento, la medición de severidad de temple y la comparación de diversos medios templantes se han llevado a cabo exitosamente con probetas estandarizadas con materiales como inconel, plata, aceros inoxidables y cobre [32,33,35]. Una relación mínima entre diámetro/longitud de 1:4 es usada en este tipo de probetas, es usual suponer que esta relación puede minimizar el efecto de enfriamiento de los extremos y por lo tanto el cálculo de la transferencia de calor puede ser tratada en una sola dirección (1D) lo que simplifica los cálculos y simulaciones. Análisis del efecto del enfriamiento sobre la geometría de las muestras y sus terminaciones se realizó en el software Forge2011® y detalle de la prueba se muestra en el Apéndice C.

Probetas cuadradas (20 mm x 20 mm) de acero inoxidable AISI 304 fueron maquinadas para obtener información térmica, caracterizar el equipo y determinar la severidad de temple de los sistemas. La relación usada para estas probetas fue de 5:1 (100:20 mm). Tres barrenos ciegos de Ø1 mm fueron realizados con electroerosión hasta la mitad de la probeta. Fueron localizados como se muestra en la Figura 3.8, uno en el centro geométrico de la pieza T1, otro a un cuarto del espesor (T2) y el ultimo a 1 mm por debajo de la superficie (T3)

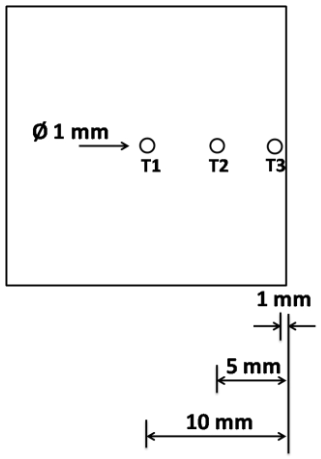


Figura 3.8 Geometría de probeta de acero inoxidable AISI 304 usada para caracterizar el equipo. Mostrando la posición de los termopares.

Tres termopares Tipo-K de Ø1 mm fueron insertados en los barrenos hasta la mitad del cuerpo de la probeta. Los agujeros fueron maquinados con la intensión de quedar justos con los termopares. Una pequeña cantidad de grafito en polvo fue depositada en los agujeros antes de insertar el termopar para asegurar buen contacto entre el termopar y la probeta. Después de posicionar los termopares, una capa de pintura cerámica fue usada para sellar los agujeros y prevenir que el agua penetrara en los agujeros.

Los termopares fueron conectados diferencialmente (los negativos fueron conectados a diferentes canales, no a la tierra) usando resistencias de 75KΩ

entre las terminales negativas y la tierra para tener buena señal. La adquisición de datos se hizo a una frecuencia de 100 Hz.

3.4.1 Procedimiento

Los especímenes fueron calentados en una mufla a 900°C y se mantuvieron en el horno hasta que la temperatura se homogenizara en toda la pieza. Todos los experimentos de temple fueron realizados con agua corriente a 25°C y no se presento incremento de temperatura en el agua debido a la gran reserva de agua de 600 litros contenida en el tanque.

Después de homogenizar la temperatura en la pieza, inicialmente la muestra fue colocada en el sistema de enfriamiento por aspersión (SA). Para la caracterización del mismo se fijó un tiempo de enfriamiento de 25 segundos. El tiempo de traslado de la probeta de la mufla al equipo fue menor de tres segundos. Fotografías del SA se muestran en la Figura 3.9.

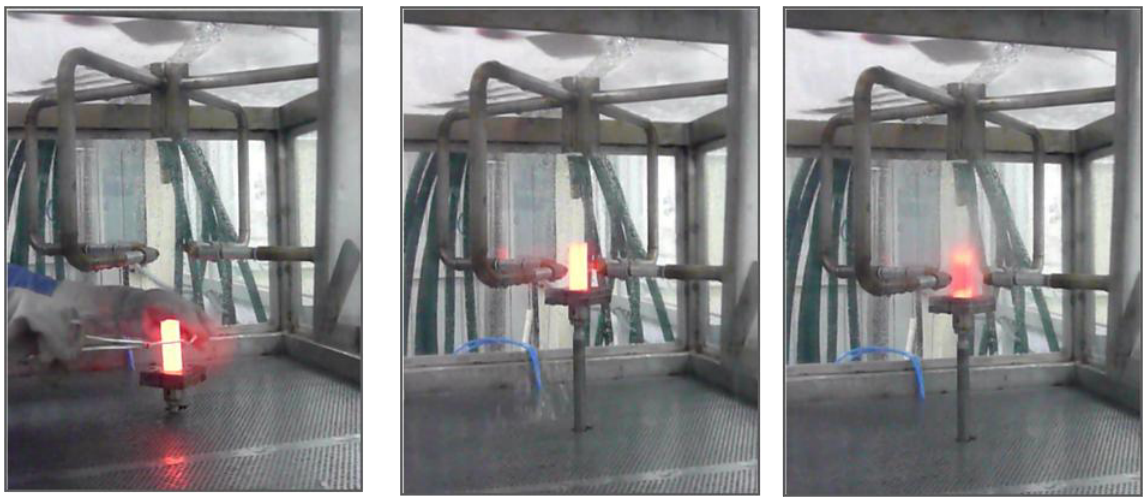


Figura 3.9 Temple de probeta en sistema de aspersión.

Obtenida la curva de enfriamiento del SA se realizó el mismo procedimiento para la caracterización del sistema de enfriamiento en la cámara de alta

velocidad (CAV). Una vez colocada la muestra en el soporte al subir el pistón a posición final, la cámara del cabezal se llena de agua en menos de 2 segundos. Durante toda la prueba, la cámara permaneció llena, por lo que la probeta estuvo sumergida en agitación mientras el agua pasaba por la cámara de enfriamiento como se muestra en la Figura 3.10.

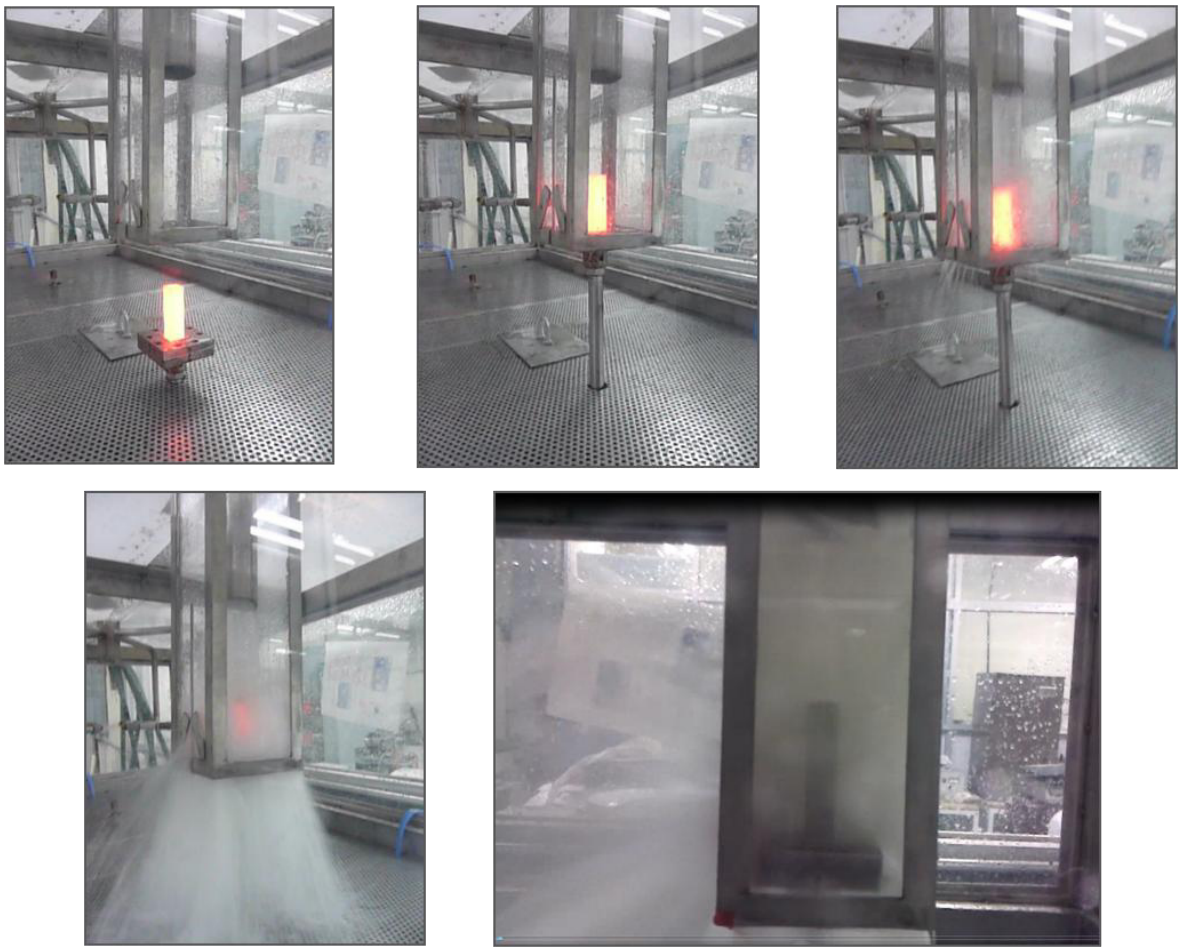


Figura 3.10 Temple de probeta en sistema de flujo de alta velocidad.

Los esquemas y especificaciones técnicas de cada uno de los sistemas se encuentran en la sección 3.3.1. Curvas de enfriamiento, velocidad de enfriamiento y parámetros térmicos fueron obtenidos para cado uno de los sistemas.

Establecida la razón de enfriamiento de ambos sistemas se continuó con la ejecución de temples intensivos en probetas de acero 5160.

3.4.2. Manejo de datos adquiridos

Con la finalidad de facilitar el manejo de los datos para el cálculo de la razón de enfriamiento y otros procedimientos. Las curvas fueron suavizadas con un método que da una aproximación de los datos que se tienen, esto es el empleo del algoritmo "c*ubic spline*" [92-94]. En la Figura 3.11, se muestra una comparación de datos adquiridos a 100 Hz contra una curva suavizada con dicha función [95].

Asimismo, considerando la distribución de la temperatura en la pieza, el cálculo de la curva de enfriamiento de la superficie se llevo a cabo con la ecuación de la parábola. Verificación del método aplicado a esta investigación se presenta en el Apéndice D y mas información se encuentra en otra publicación [96].

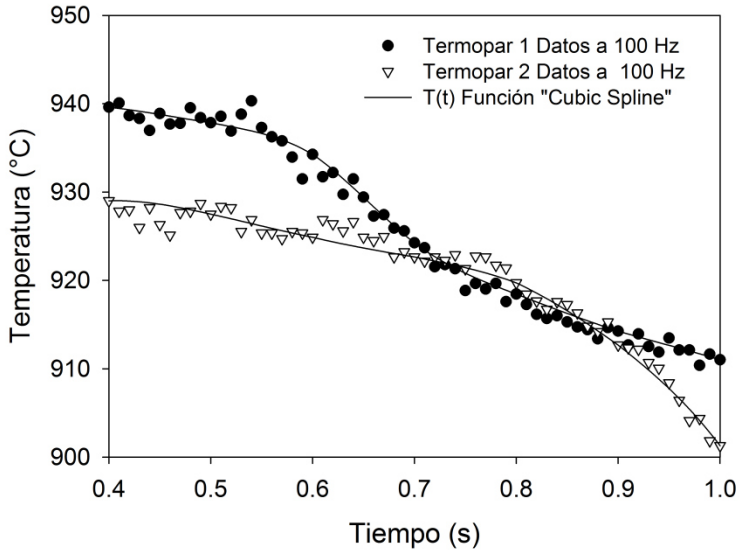


Figura 3.11 Datos de termopar original contra datos suavizados con la función "C*ubic Spline*" [95].

3.5. Tratamientos térmicos

Finalizando la caracterización del equipo, se continuó con el temple de probetas de acero 5160. Probetas rectangulares; conservando la relación de 5:1 fueron empleadas en ambos sistemas con la finalidad de definir los parámetros óptimos para la generación de esfuerzos residuales compresivos en la superficie de las muestras, tomando en cuenta las geometrías que actualmente se utilizan para la producción de suspensiones automotrices (resortes y muelles rectangulares).

3.5.1 Temple de probetas de acero 5160

Una vez determinadas las curvas de enfriamiento obtenidas en ambos sistemas y el diagrama CCT correspondiente de la composición química, se determinaron las condiciones de temple intensivo.

Todas las probetas fueron austenizadas a 850°C durante 30 min. Temples interrumpidos fueron aplicados, siempre con el objetivo de obtener microestructura tipo coraza-núcleo (core-shell) y determinar la combinación óptima de martensita en la coraza de la probeta y bainita o perlita en el centro. Después del temple algunas muestras fueron enfriadas en aire y otras continuaron el procesamiento térmico con un revenido. Detalle de los temples y la nomenclatura de las piezas principales se menciona más adelante.

3.5.2 Revenido de probetas de acero 5160

Algunas muestras fueron revenidas a 250°C durante 1 hora inmediatamente después de interrumpir el temple (parámetros determinados en base a estudios previos relacionados al tema [95]). Dicha temperatura fue fijada de acuerdo a la temperatura M_s marcada en el diagrama CCT. El diagrama del tratamiento térmico se muestra en Figura 3.12.

Inmediatamente después del temple interrumpido, las muestras fueron trasladadas a la mufla de revenidos, para lograr el objetivo de no transformar a martensita el centro de las piezas y no endurecerlas.

La temperatura de revenido es sumamente importante para liberar esfuerzos residuales y reducir la dureza. Detalles de los tratamientos térmicos se muestran en la sección 3.5.3.

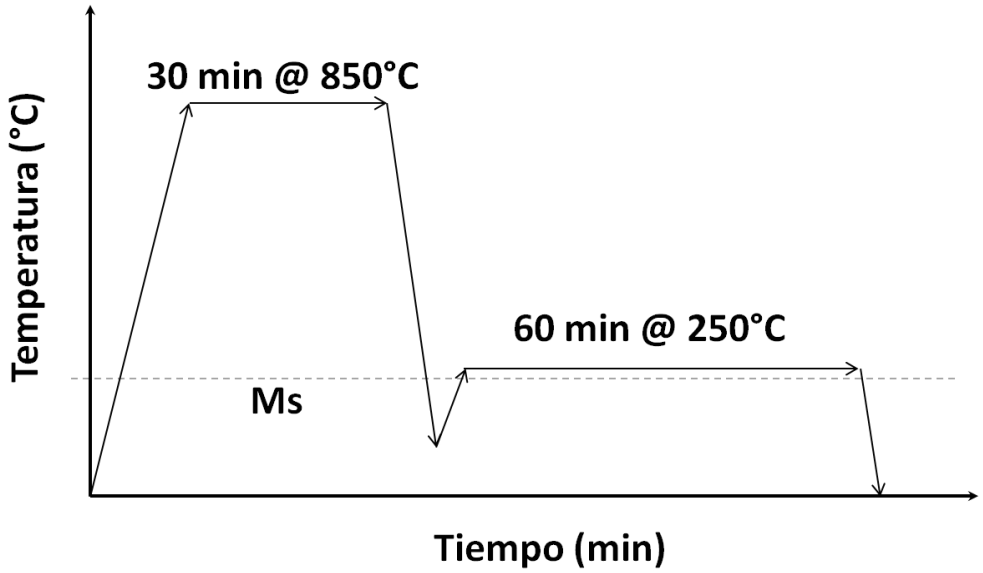


Figura 3.12 Diagrama de tratamiento térmico aplicado a probetas de acero 5160.

3.5.3. Matriz de experimentos y nomenclaturas

Las probetas fueron templadas en el CAV, tanto para caracterización microestructural como para evaluación de esfuerzos residuales. Las condiciones de TT aplicado a las probetas y sus nomenclaturas se muestran en la Tabla 3.4.

Tabla 3.4 Condiciones e identificación de muestras.

Nombre[1]	Tiempo de Temple (seg)	Sin Revenido (SR)	Con Revenido (CR)	Medición de Residuales[2]
CAV-1	1		X	
CAV-2	2	X	X	X
CAV-3	3		X	X[3]
CAV-4	4	X	X	X[3]
CAV-5	5		X	X
CAV-6	6	X		
CAV-7	7			
CAV-8	8	X		
ASP-4	4		X	X
ASP-5	5		X	X
ASP-6	6		X	X

[1]. En el siguiente capítulo, se hará mención al nombre de la probeta con el prefijo SR o CR como terminación anexa según corresponda.

[2]. Solo probetas CR fueron evaluadas.

[3]. Bajo estas condiciones de TT, se midieron esfuerzos residuales superficiales y a profundidad por Difracción de Rayos-X

*Nota: Todas las muestras fueron austenizadas a 850°C durante 30 minutos y se trató un par de muestras para cada condición.

3.6. Caracterización de probetas templadas

Después de los tratamientos térmicos aplicados, una muestra de cada condición fue preparada para inspección metalográfica y otra fue reservada para evaluación de esfuerzos residuales.

Las muestras fueron preparadas para análisis metalográfico mediante un desbaste con lijas (80, 220, 500, 800, 1200 y 2400) seguido de un pulido fino con suspensión de diamante DIALDUO de 3µm y suspensión de SiO_2 coloidal de 1µm para finalmente ser atacadas químicamente con NITAL 2%.

Fueron caracterizadas por Microscopia Óptica (MO), Microscopia Electrónico de Barrido (MEB) y Difracción de Rayos-X de laboratorio(DRX).

Dos diferentes equipos de difracción de Rayos-X fueron utilizados con diferentes finalidades. Para la evaluación de parámetros microestructurales se utilizo un equipo Bruker D8 Advanced con radiación de cobre (Cu) y se usó el método de polvos para la determinación de fases de las muestras. La Figura 3.13 muestra la fotografía del equipo.

La preparación de la muestra consistió en preparación metalográfica convencional hasta llegar a acabado espejo. Se evaluó un rango de ángulos de 10° a 110°, con un paso de 0.05° y un tiempo de paso de 1. El perfil obtenido se analizó con el Software EVA empatando los perfiles de picos con tarjetas indexadas.



Figura 3.13 Equipo de Difracción de Rayos-X Bruker D8 Advanced.

Por otra parte, para la evaluación de esfuerzos residuales superficiales se realizó en un laboratorio externo y se utilizó un equipo modelo X´pert de la marca Philips con radiación de cromo (Cr). La Figura 3.14 muestra una fotografía del equipo.

La medición se realizó en la superficie de las muestras templadas y la preparación previa a la prueba consistió en remover el óxido remanente en la probeta con un ligero decapado.

Para las muestras evaluadas por la técnica semi-destructiva (esfuerzos residuales respecto a la profundidad de la muestra), un electropulido entre cada medición fue realizado.

En ambos casos, inicialmente se efectuó la medición de la red cristalina y fue realizada utilizando el método clásico del $Sen^2\psi$ contra espaciamiento interplanar *d*.



Figura 3.14 Equipo de Difracción de Rayos-X X´pert de la marca Philips.

Una vez obtenida la medición del espaciamiento de la red, se utilizó un módulo de elasticidad de 200 GPa y una relación de Poisson de 0.29, para con ello determinar los esfuerzos en el material. Se utilizó el método de esfuerzos biaxiales de acuerdo a la teoría del apartado 2.6.3. La Figura 3.15 muestra esquemáticamente las orientaciones en que se evaluó el valor de σ_ϕ (0°,45° y 90°).

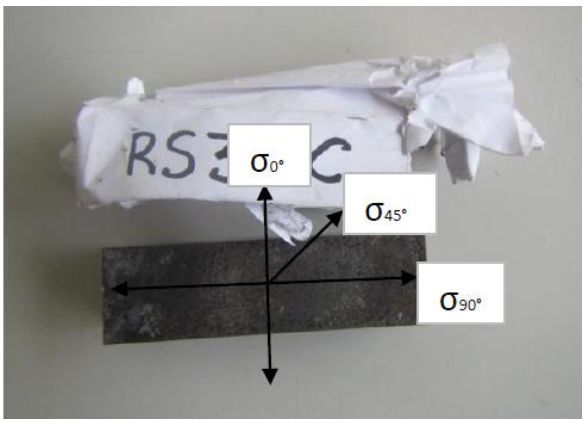


Figura 3.15 Esquema de orientación en que fueron evaluados los esfuerzos residuales.

CAPITULO 4

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

4.1 Introducción

En el presente capitulo, se exhiben los resultados obtenidos de las pruebas térmicas en probetas de acero inoxidable para la caracterización del equipo de temple, tanto como los resultados de las probetas templadas de acero 5160 y los diferentes análisis efectuados en ellas.

4.2. Medios templantes convencionales

Con fines comparativos, se ejecutaron pruebas de enfriamiento en medios acuosos de referencia. A continuación las Figuras 4.1 a 4.3 muestran las curvas de enfriamiento obtenidas en salmuera al 4% (H_20 + $NaNO_2$), agua sin agitación y polímero al 10% (Polivinilpirrolidona o PVP).

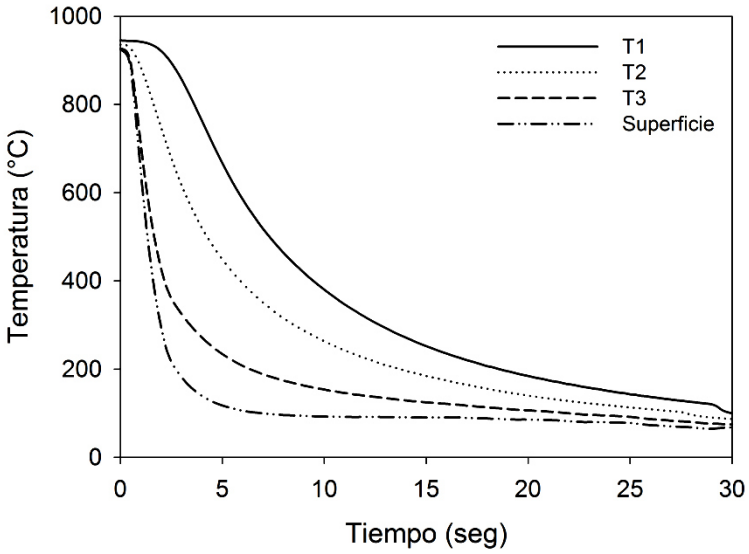


Figura 4.1 Curva de enfriamiento obtenida de temple en salmuera 4%.

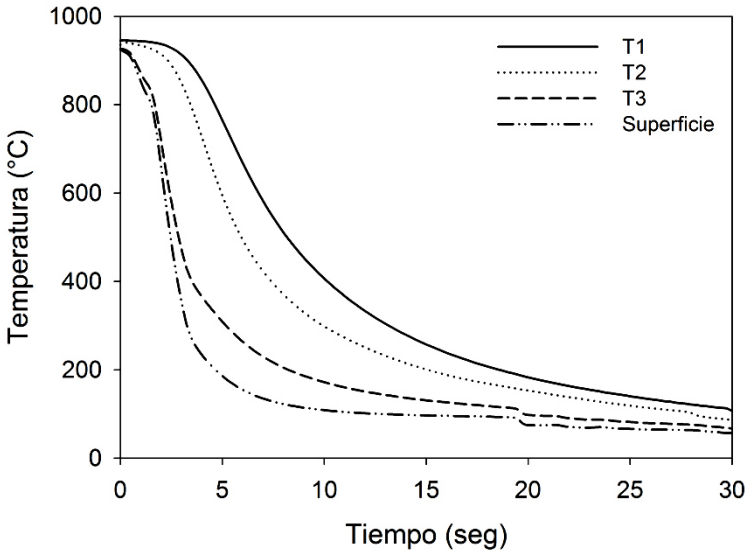


Figura 4.2 Curva de enfriamiento obtenida de temple en agua sin agitación.

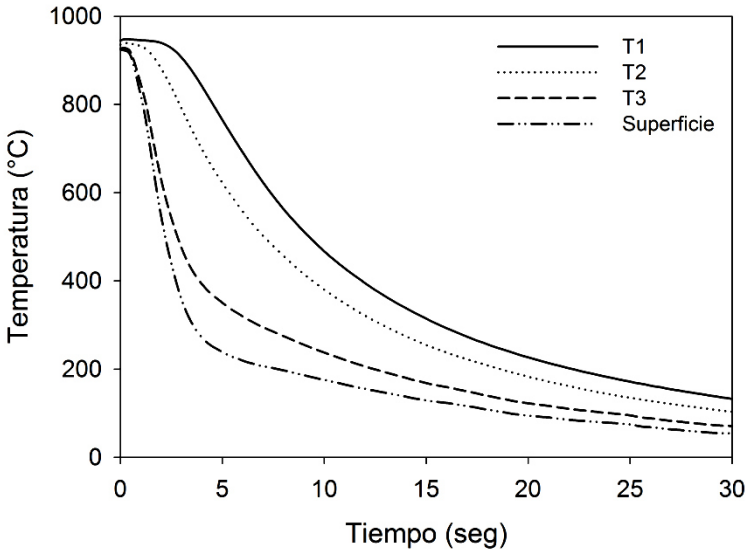


Figura 4.3 Curva de enfriamiento obtenida de temple en solución acuosa con polímero al 10%.

El enfriamiento se mantuvo hasta observar que la temperatura en los diferentes puntos de la probeta se encontraran uniformes. Se observó un incremento en los tiempos requeridos para alcanzar la temperatura ambiente (30°C). La probeta enfriada en salmuera se enfrió en tan solo 30 segundos mientras que la enfriada en polímero hasta los 40 segundos. El agua convencional como se esperó quedo intermedia entre ambos fluidos, logrando el enfriamiento en 35 segundos.

En las curvas obtenidas para el termopar T3, puede ser más notorio el efecto del fluido sobre la superficie caliente y como afecta el mecanismo de enfriamiento en la extracción de calor.

En el caso de la salmuera una curva suavizada sin cambios drásticos en su longitud gobernada por un enfriamiento drástico se observa en la Figura 4.1. En comparación con el polímero, la salmuera mostró alrededor de 33% más efectividad. La caída de temperatura desde el inicio de la curva puede asociarse a una presencia temprana de la etapa B o de ebullición donde se extrae la

mayor parte del calor de la pieza, por lo que la etapa inicial de capa de vapor se reduce considerablemente.

El temple en baño de agua sin agitación indicó ser sin duda alguna la opción intermedia entre la salmuera y el polímero; sin embargo, a diferencia de estos la curva presentó una pequeña diagonal previa a la caída de temperatura lo que verificó lo descrito por Kodama [39] y Totten [40], la pieza es envuelta en una camisa de vapor que aísla el cuerpo y el enfriamiento es más lento, al romperse esta se incrementa la extracción de calor que se ve reflejada en la caída de temperatura.

Por otro lado, el polímero tardó poco mas de 12 segundos en llegar a los 200°C, el agua llegó en 8 segundos y la salmuera en la mitad de tiempo, en 6 segundos. La adición de sales al agua incrementa su punto de ebullición, motivo por el cual al alcanzar los 400°C aproximadamente se ve una reducción en la severidad del temple. La etapa de burbujas culmina al pasar el punto de ebullición del fluido de temple y el enfriamiento después de efectúa por convección. Por lo tanto, para alcanzar alrededor de 100°C a la salmuera le toma 22 segundos mientras que al agua 20 segundos. En la curva correspondiente al agua, puede observarse un cambio de sección alrededor del segundo 20 que puede atribuirse al cambio de etapa del mecanismo de enfriamiento.

La razón de enfriamiento en la salmuera fue la mayor con una velocidad de enfriamiento de 401°C/seg. El agua sin agitación presentó 285°C/seg y el polímero 239°C/seg (Ver Figura 4.4).

En gradientes térmicos de igual manera la salmuera exhibió un ΔT mayor que los otros dos medios de temple, siendo la temperatura del centro de 877 °C cuando se presentó la mayor diferencia de temperaturas entre en centro y la superficie de 679°C.

Dependiendo de la aplicación del material a templar los gradientes térmicos pueden ser benéficos o dañinos. En el caso de buscar disminuir los gradientes

para asegurar baja distorsión la solución polimérica sería la indicada, mas para el caso particular de el acero estudiado en esta investigación la opción más severa en razón de enfriamiento sería la mejor opción para incrementar la generación de esfuerzos residuales compresivos que podrían incluso aumentar la resistencia a la fatiga, siempre y cuando el temple sea interrumpido antes de que el núcleo de la pieza alcance la temperatura M_s.

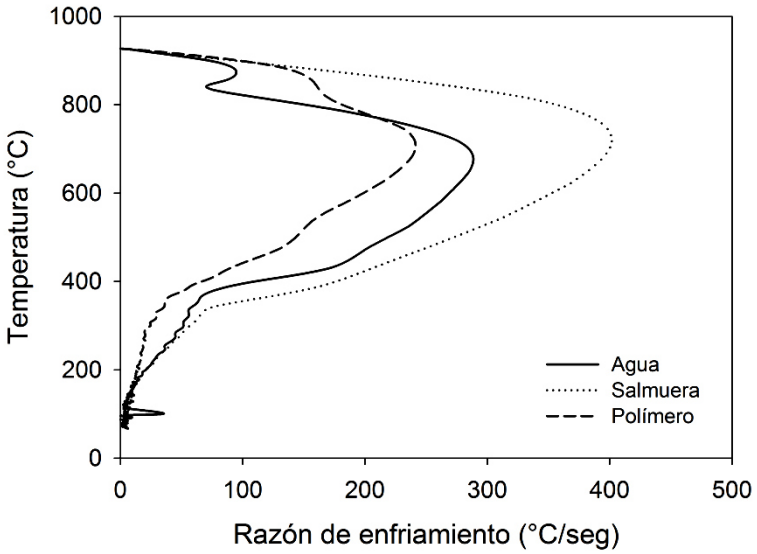


Figura 4.4 Comparativa de razones (velocidad) de enfriamiento calculado de curvas de enfriamiento de medios de temple referencia.

4.3 Caracterización de equipo de temple

Curvas de enfriamiento obtenidas con las probetas sacrificio fueron utilizadas para la caracterización del equipo. Descripción detallada de la prueba se encuentra en la sección 3.4.1. La curva de enfriamiento total obtenida en el CAV se muestra en la Figura 4.5 y la obtenida en la SA en la Figura 4.6. La curva de la superficie fue calculada por el método de la parábola descrito a detalle en la referencia [96] y es mostrada en ambas Figuras. Curvas de

enfriamiento de probetas cilíndricas de enfriamientos en la CAV se muestran en Apéndice E.

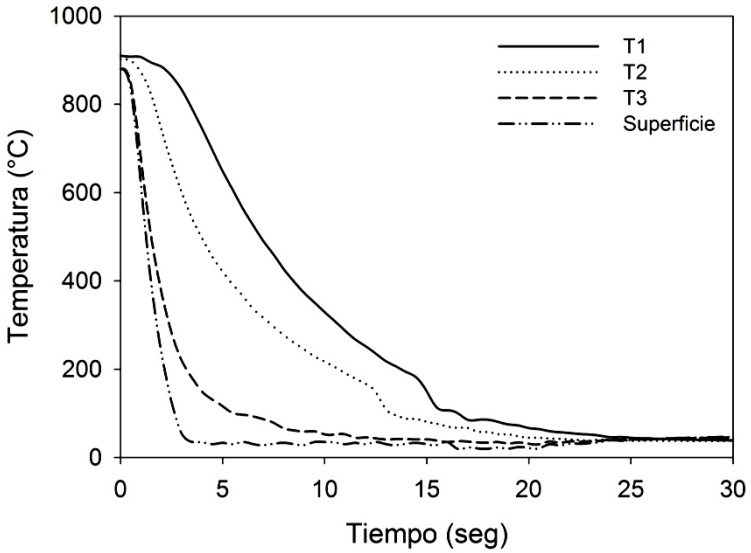


Figura 4.5 Curva de enfriamiento obtenida en el CAV.

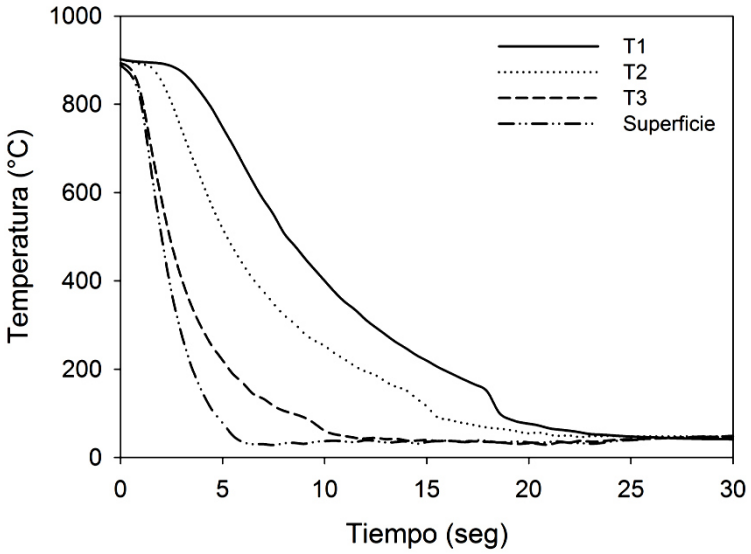


Figura 4.6 Curva de enfriamiento obtenida en la SA.

En ambos sistemas las curvas mostraron gran reducción o ausencia de la capa de vapor. Las curvas correspondientes a la superficie tuvieron un comportamiento similar al producido en los temples con salmuera, en los que

los iones de las sales se adhieren a la pared del cuerpo e incrementan el enfriamiento.

Un enfriamiento de 20 segundos aproximadamente fue requerido para homogenizar la temperatura de todo el cuerpo, sin embargo la temperatura ambiente de 30°C se alcanzó en la superficie en solo 3 segundos en la CAV y 6.4 segundos en el SA. Aunque se alcanzó una temperatura homogénea en ambos sistemas a los 20 segundos, el llegar a temperatura ambiente casi 2 veces más rápido hizo a la CAV el sistema apto para la ejecución de los tratamientos de probetas de acero 5160 por el alto ΔT generado a lo largo de la sección transversal que permite la formación de microestructura tipo coraza-núcleo.

La razón de enfriamiento calculada para ambos sistemas a partir de las curvas de enfriamiento se muestra en la Figura 4.7. Se alcanzó el mayor ΔT (778°C entre centro y superficie para el sistema de CAV) en la temperatura cercana a los 750°C en ambos sistemas. En el sistema de CAV se obtuvo una razón de enfriamiento de 497°C/seg y el SA 320°C/seg. Con este sistema se obtuvieron velocidades de enfriamiento incluso por encima de las obtenidas por uno de los fluidos de referencia considerados más eficaces, severos y agresivos para efectuar un temple, la salmuera.

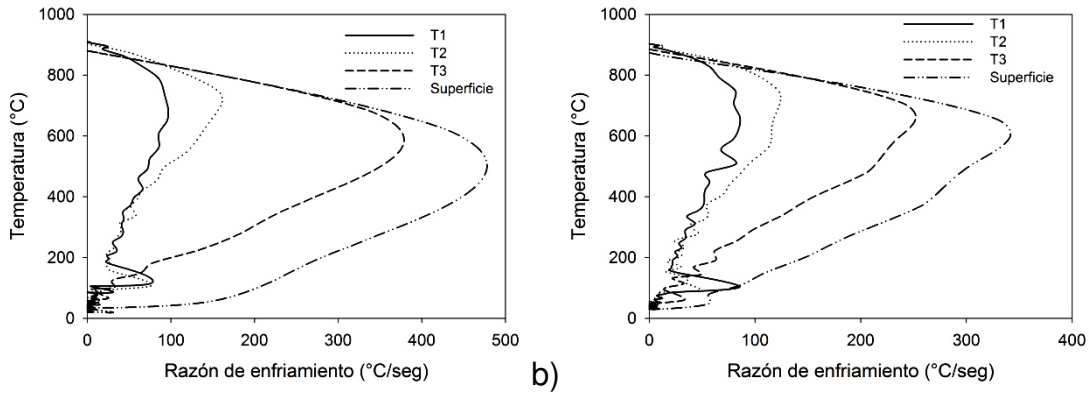


Figura 4.7 Velocidades de enfriamiento calculadas de las curvas de enfriamiento en a)CAV y b) SA.

Acorde a lo descrito por Kobasko [78] (Ver Figura 2.13) velocidades o razones de enfriamiento por encima de 350°C/seg resultan en una reducción de la probabilidad de agrietamiento y son considerados TI. Por lo que el equipo de temple en la sección de CAV bajo las condiciones de TT explicadas en la sección 3.5 y usando la geometría descrita anteriormente, logró el objetivo de aplicar un TI al acero satisfaciendo la teoría. Con este dato, se confirmó la decisión de ejecutar los tratamientos térmicos principales en este sistema.

De acuerdo a la teoría de Kobasko, razones de enfriamiento mayores a 470°C/seg reducen la probabilidad de agrietamiento a menos de 30% igual de baja que la producida por razones de enfriamiento de ±200°C/seg (como la alcanzada en la prueba de referencia de temple en PVP). Es importante destacar que resultados equivalentes a los originados por aceites de temple o polímeros podrían lograrse aplicando un TI con agua convencional, un medio de temple amigable con el medio ambiente y con muchos otros beneficios para su manipulación.

4.3.1. Evaluación de temple interrumpido

Se llevó a cabo un análisis más detallado de ambos sistemas de enfriamiento, para la determinación de los tiempos óptimos a los que serían templadas las muestras de acero 5160. Temples interrumpidos con tiempos cortos de exposición al enfriamiento en agua fueron aplicados con el objetivo de no enfriar por completo el cuerpo y tener recalescencia para posteriormente, homogenizar en una temperatura cercana a la M_s.

La Figura 4.8 muestra un esquema del proceso térmico aplicado contra el diagrama CCT del acero 5160. En este ejemplo, se observa que debido a la templabilidad del acero se tienen casi 100 segundos antes de alcanzar la nariz de las bainitas, por lo que para llegar a ella se requiere mantener la temperatura en un rango especifico después del temple.

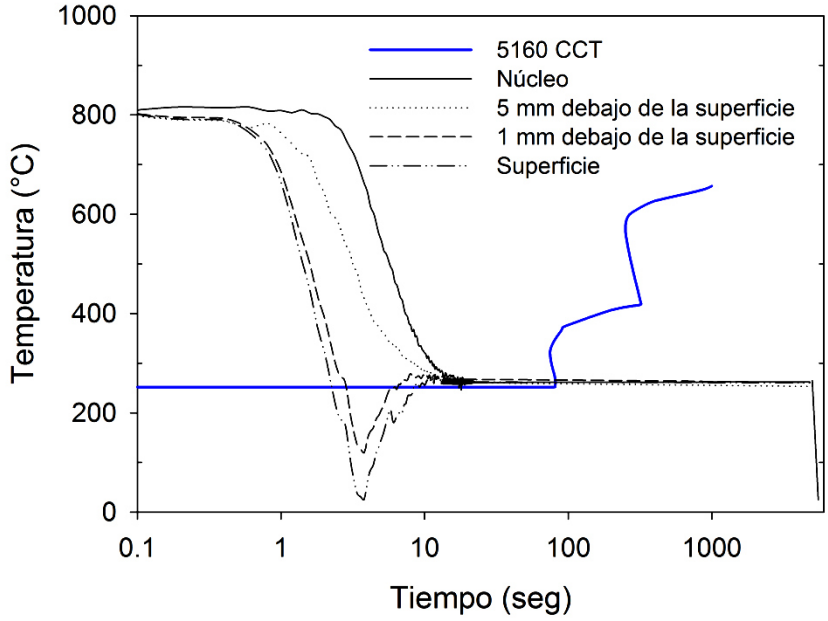


Figura 4.8 Proceso térmico aplicado a muestras revenidas contra diagrama CCT de acero 5160.

Es importante señalar que debido al ΔT alcanzado en la CAV mientras la superficie y su periferia de 1 mm o mas sobrepasan la transformación martensítica la curvas correspondientes a 5 mm de la superficie y la del centro de la pieza no cruzan esta línea. Por lo que manteniendo la temperatura por encima de la M_s el tiempo suficiente perlita o bainitas pueden formarse en el centro de la probeta logrando la microestructura coraza-núcleo que favorece la generación de esfuerzos residuales.

Temples interrumpidos sin revenido posterior fueron aplicados a la probeta sacrificio para evaluar la recalescencia en el cuerpo y analizar como incrementos de 1 segundo de enfriamiento modificaban la temperatura de homogenizado al cabo de 20 segundos.

Las curvas de enfriamiento obtenidas en la CAV se muestran en la Figura 4.9.

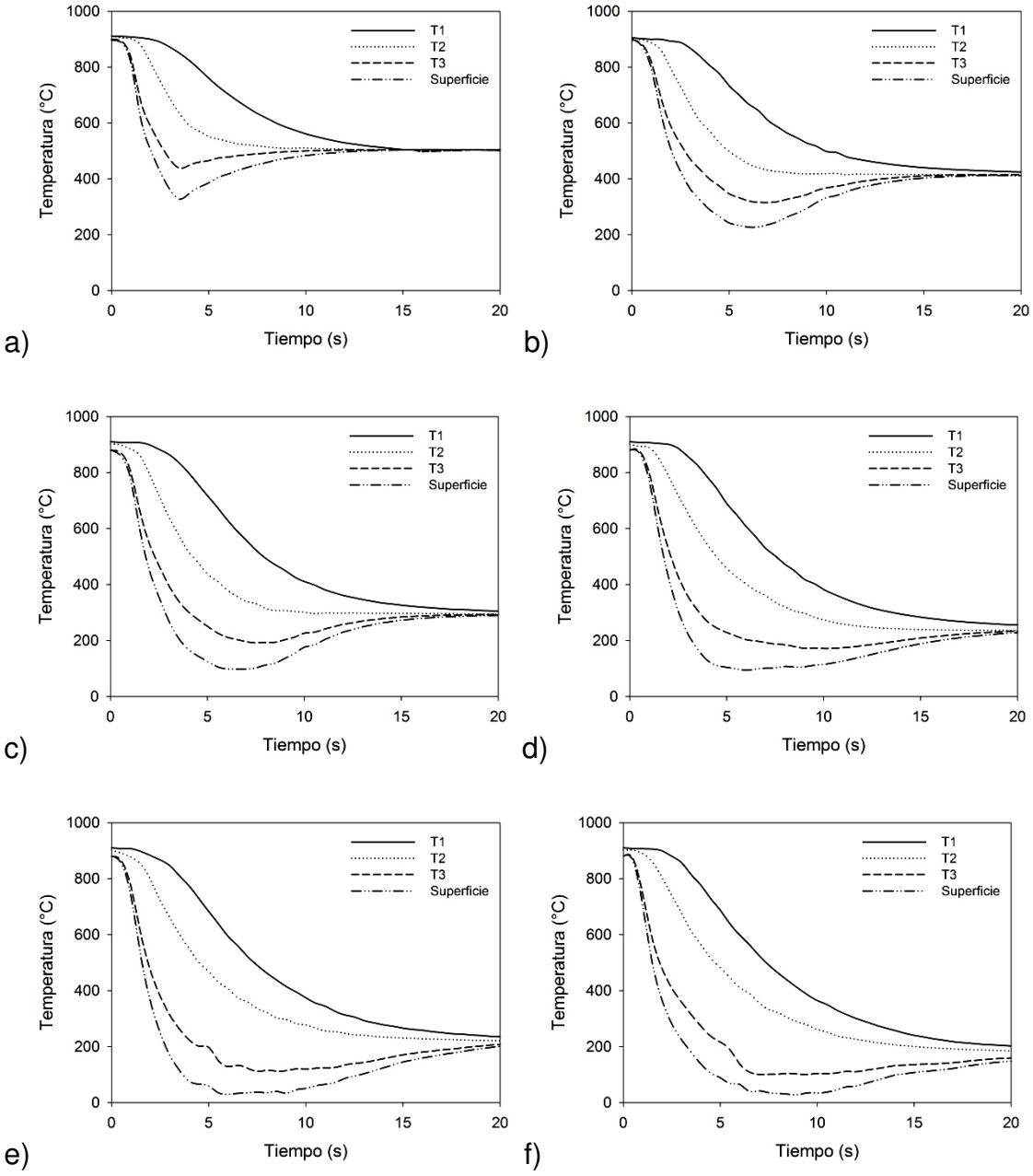


Figura 4.9 Curvas de enfriamiento obtenidas en la CAV. Enfriamiento de a)1 segundo, b) 2 segundos, c) 3 segundos, d) 4 segundos, e) 5 segundos y f) 6 segundos.

En el caso del enfriamiento de 1 segundo (Figura 4.9a), la temperatura se estabilizó a 503°C. Acorde al diagrama CCT del acero 5160, la curva de

enfriamiento de la superficie no cruzó la temperatura M_s y el centro de la pieza fue directo a la nariz de ferrita-perlita.

El inciso b) de la Figura 4.9, muestra el enfriamiento del temple durante 2 segundos. La probeta se volvió estable a 432°C, temperatura correspondiente a la zona de la bainita superior y la zonas superficiales en este caso cruzaron la temperatura M_s.

Las muestras templadas durante 3 y 4 segundos, estabilizaron a 300°C y 247°C respectivamente por lo que ambas quedaron en la zona de bainita inferior y se muestran en la Figura 4.19 c) y d).

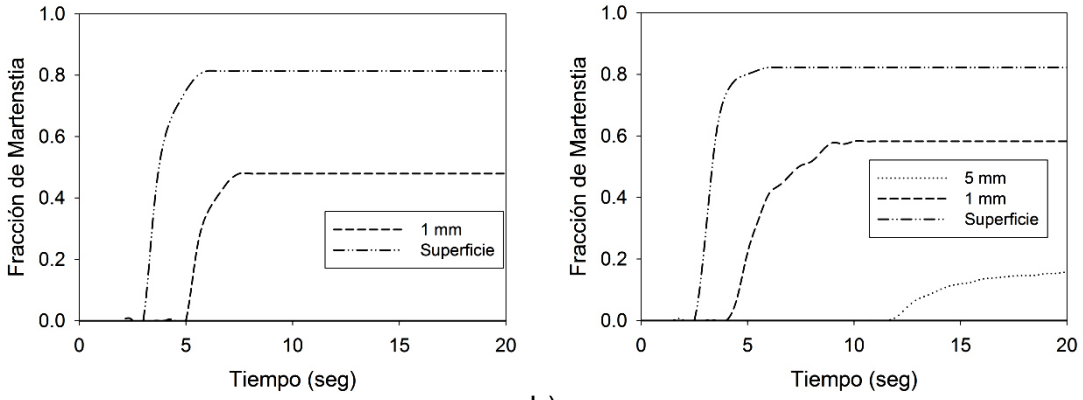
Por otra parte las muestras templadas durante 5 y 6 segundos en la CAV mostradas en las curvas de enfriamiento en los incisos e) y f) de la Figura 4.19. En estas pruebas se presentaron temperaturas superficiales muy por debajo de la temperatura M_s y estabilizaron en 215°C (la probeta templada durante 5 segundos) y a 180°C (muestra templada durante 6 segundos).

En la Figura 4.10 se muestra la fracción de martensita transformada (estimada) respecto a el tiempo de temple en el sistema de la CAV. La fracción de martensita se expresa en función de la distribución de temperaturas (diferentes profundidades / posiciones de termopares) de las curvas de enfriamiento obtenidas durante la ejecución de los temples de 3, 4 y 5 segundos.

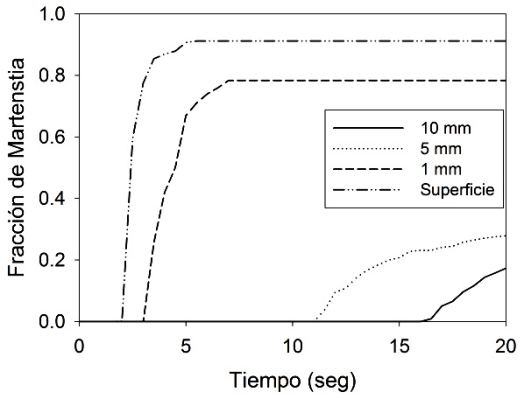
La fracción de martensita estimada para el temple de tres segundos fue de 0.81 en la superficie de la pieza y de 0.47 a una profundidad de 1 mm. Mientras que en la probeta enfriada durante 4 segundos, al enfriarse por debajo de la temperatura M_s en la periferia de la superficie, formaría 0.82 (facción volumétrica de martensita) en la superficie y de 0.58 a una distancia de 1 mm.

Por último la probeta enfriada 5 segundos estabilizó en 215°C, por lo podría esperarse que el núcleo estuviera compuesto por martensita revenida (0.2 - fracción volumétrica de martensita en el núcleo de la probeta) y bainita inferior; además en la superficie la fracción de martensita se estimo sería de 0.91.

Estas condiciones (3,4,5 segundos) son en las que se podría esperar microestructura tipo coraza-núcleo y con ello se esperaría generación de esfuerzos residuales compresivos en la superficie de las muestras (teniendo martensita expandida en la superficie mientras que el núcleo permanecería contraído térmicamente sin transformación martensítica).



a) b)



C)

Figura 4.10 Fracción de martensita formada a diferentes profundidades en el temple en sistema de CAV por a) 3 segundos, b) 4 segundos y c) 5 segundos.

En la Figura 4.11 se muestran las curvas de enfriamiento en el sistema de aspersión (SA) desde 1 hasta 6 segundos de temple. Similar al sistema de cámara de alta velocidad (CAV), el temple interrumpido con duración de 1 segundo (Figura 4.11a) no logró templar la muestra, y la temperatura superficial

no cruzó la temperatura M_s, estabilizando en 700°C. Con 2 segundos de temple (Figura 4.11b) la temperatura superficial apenas cruzó la temperatura M_s, por lo tanto se tendría muy poca martensita en la superficie.

En la Figura 4.11c, se aprecia que con 3 segundos de temple, la temperatura superficial baja hasta cerca de 80°C, lo que significaría una fracción de martensita alrededor de 0.84, mientras que a 1 mm de la superficie se esperaría fuera de 0.33. Con el temple de 4 segundos las temperatura mínimas de superficie y a 1 mm de profundidad fueron prácticamente las mismas, lo que cambió fue la temperatura en que estabilizó (420°C).

A diferencia del sistema de CAV, en el SA se presentaron temperaturas de estabilizado cercanas a los 400°C en los temples de 3 y 4 segundos (Figura 4.11c y d), mientras que en el sistema de CAV la temperatura se estabilizó a 300°C y 247°C respectivamente (Figura 4.9c y d).

En la Figura 4.11e, se muestra la curva de enfriamiento obtenida en el SA de la prueba de temple manteniendo la aspersión durante 5 segundos. Se observó que la temperatura de la superficie alcanzó la temperatura del medio ambiente (30°C), teniendo como máximo posible 0.91 en fracción de martensita en la superficie y de 0.67 a 1 mm de la superficie. En este caso la temperatura de estabilización ocurrió a 325°C.

Como el objetivo fue conseguir un temple interrumpido en el cual la temperatura de estabilización ocurra cercana a los 250 °C (M_s), en el SA 5 segundos no fueron suficientes para este propósito. En el temple por aspersión durante 6 segundos (Figura 4.11f), la temperatura se estabilizó en los 230°C.

En ambos sistemas con diferentes tiempos de temple, fue posible obtener altos gradientes térmicos, permitiendo así la transformación martensítica en la superficie de las piezas mientras que la temperatura del resto del cuerpo se mantuvo a una temperatura por encima a la temperatura M_s.

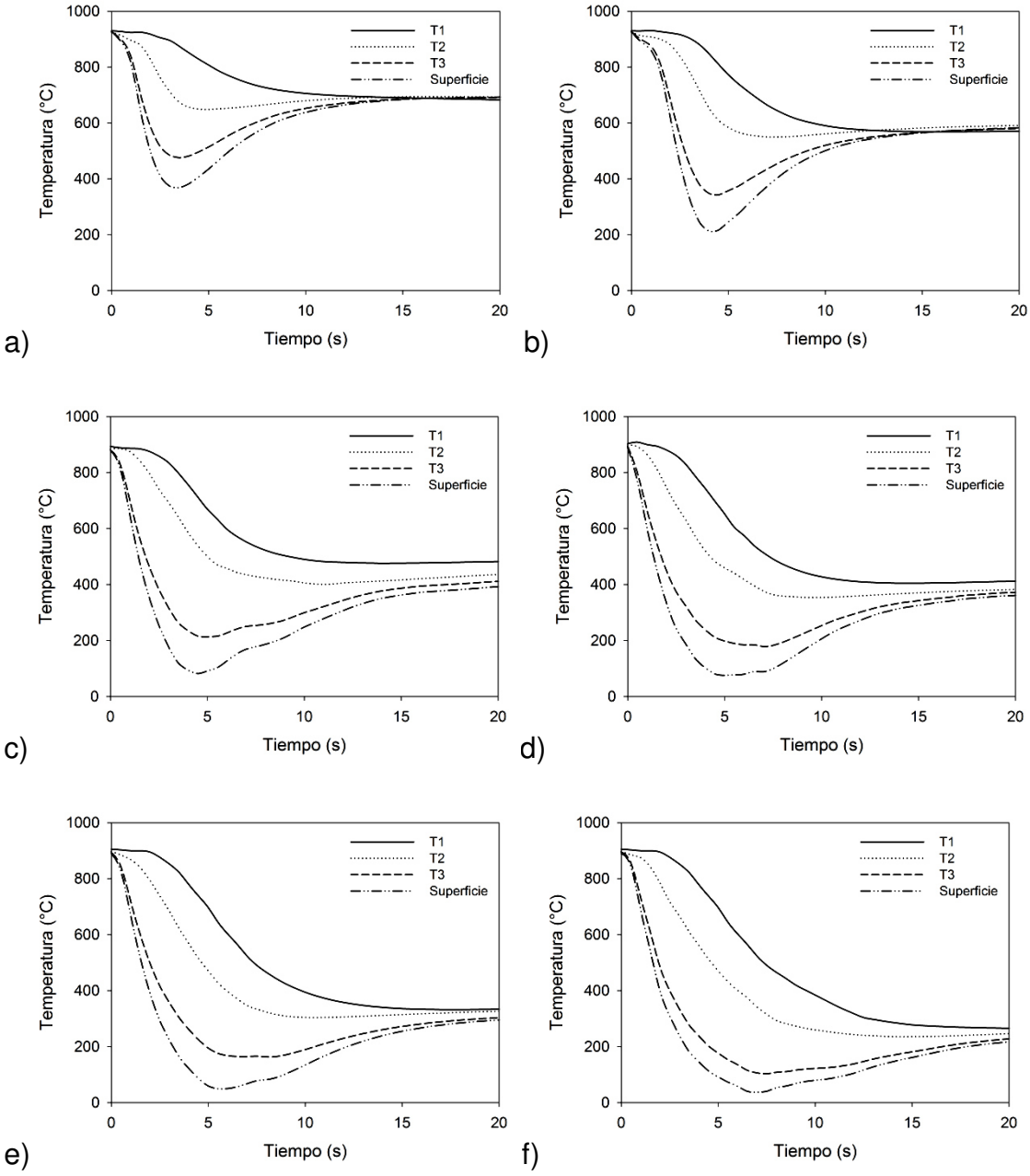


Figura 4.11 Curvas de enfriamiento obtenidas en el SA. Enfriamiento de a)1 segundo, b) 2 segundos, c) 3 segundos, d) 4 segundos, e) 5 segundos y f) 6 segundos.

Si se analiza la condición de la CAV en 3 segundos y se compara contra la condición del SA de 6 segundos, en las cuales ambas temperaturas de

estabilización son similares, el gradiente de temperatura obtenido entre la temperatura de la superficie y la temperatura del núcleo en el instante en que la temperatura de la superficie alcanza su valor mínimo, es mayor en el sistema de la CAV que en el SA, siendo 676°C y 486°C respectivamente. Para poder obtener una microestructura tipo coraza-núcleo con altos esfuerzos residuales compresivos en la superficie, es necesario poder generar el mayor gradiente térmico posible, tal que, al interrumpir el temple se permita la transición más aguda posible entre las microestructura de la superficie y centro.

En el sistema de la CAV al generarse un gradiente térmico mayor, se permite interrumpir el temple y obtener una estructura martensítica con mayor fracción volumétrica en la superficie y además se evita que se lleve a cabo la transformación hacia el interior de la pieza. Mientras tanto en el SA, por debajo de 1 mm de la superficie se tiene más fracción de martensita, lo cual podría reducir los esfuerzos residuales compresivos generados.

La fracción de martensita transformada durante los temples (5 y 6 segundos) ejecutados en el sistema SA se muestran en la Figura 4.12. De acuerdo a las curvas de enfriamiento presentadas anteriormente en las Figuras 4.9 y 4.11, los temples por aspersión de 5 y 6 segundos podrían ser condiciones equivalentes a las condiciones de temple en la CAV durante 3, 4 y 5 segundos. Ambos procesos térmicos arrojaron una temperatura de estabilizado similar en métodos. Al comparar la Figura 4.10a contra la Figura 4.12a, se puede observar que la fracción de martensita a una profundidad de 1 mm es menor en el sistema de la CAV, lo cual se podría ayudar a conseguir mayores esfuerzos residuales compresivos en la superficie, resultados de esto se evalúa más adelante.

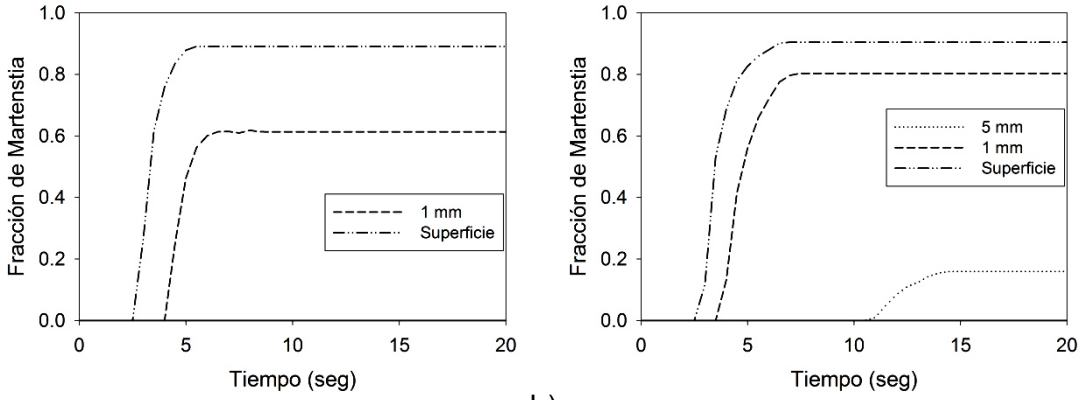


Figura 4.12 Fracción de martensita formada a diferentes profundidades en el temple en sistema de SA por a) 5 segundos y b) 6 segundos.

4.4. Tratamientos térmicos de acero 5160

Se realizaron temples interrumpidos en la CAV seguidos de enfriamiento en aire (sin revenido) y también temples interrumpidos seguidos de un revenido inmediato a baja temperatura (250°C) antes de que la pieza perdiera el calor del núcleo. Estos tratamientos térmicos fueron aplicados a probetas de acero 5160, y el ciclo térmico se muestra esquemáticamente en la Figura 4.13. En la siguientes secciones se discuten los resultados obtenidos en ambas condiciones.

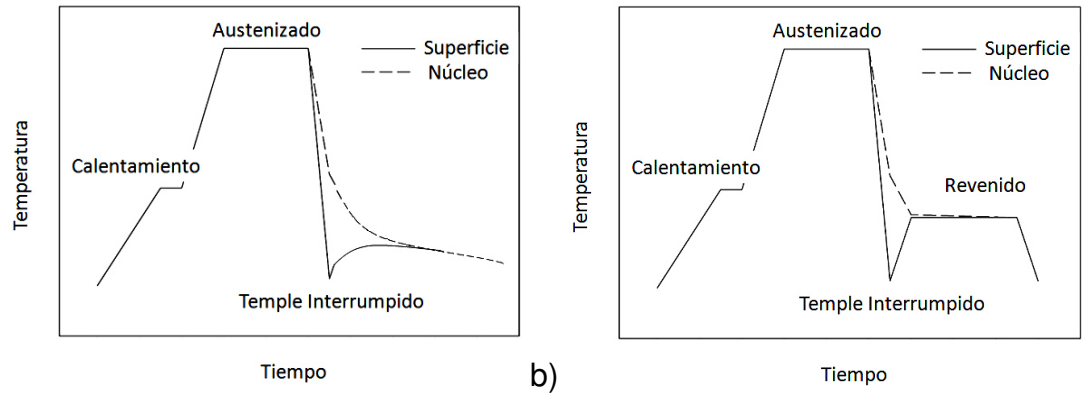


Figura 4.13 Ciclo de temple interrumpido a) sin revenido y b) con revenido

4.4.1. Temple interrumpido sin revenido

Se austenizaron las muestras de acero 5160, se aplicó un temple interrumpido en la cámara de alta velocidad durante diferentes tiempos de temple (2,4,6 y 8 segundos) y posteriormente se enfriaron en aire. Con la finalidad de evaluar la evolución microestructural las muestras fueron caracterizadas mediante Microscopio Óptico (MO) y Microscopio Electrónico de Barrido (MEB). Además para determinar la estructura cristalográfica se utilizo un Difractómetro de Rayos-X (DRX).

A pesar de los gradientes térmicos logrados en el sistema y la distribución de temperatura a lo largo de la sección transversal de las piezas, las piezas fueron endurecidas completamente siendo martensita la fase más predominante. Esto debido principalmente a la alta templabilidad que posee el acero 5160 donde su alto contenido de elementos aleantes incrementa la estabilidad de la austenita desplazando la transformación perlitica y bainitica a la derecha.

La Figura 4.14 muestra micrografías obtenidas de los núcleos de las muestras templadas 2,4,6 y 8 segundos seguido de enfriamiento en aire. Las muestras templadas 2 y 4 segundos, mostraron microestructuras diferentes a las muestras templadas durante 6 y 8 segundos que a pesar de interrumpir el temple se templaron completamente. Por lo tanto se concluyó que tiempos por encima de 6 y 8 segundos podrían considerarse como condiciones de sobre-templado.

La muestra enfriada durante 2 segundos (CAV-2-SR) estabilizó a 432°C en 20 segundos y a pesar de que la curva de la transformación bainitica para el acero 5160 comienza en 80 segundos, se observaron agujas obscuras de bainita en el núcleo de la muestra. La que la caída de temperatura después de los 20 segundos fue de 50°C/min por lo que hubo tiempo suficiente para efectuar la transformación casi isotérmica permitiendo que el núcleo estuviera compuesto por bainita (partes oscuras) y martensita en zonas que no alcanzaron a transformar.

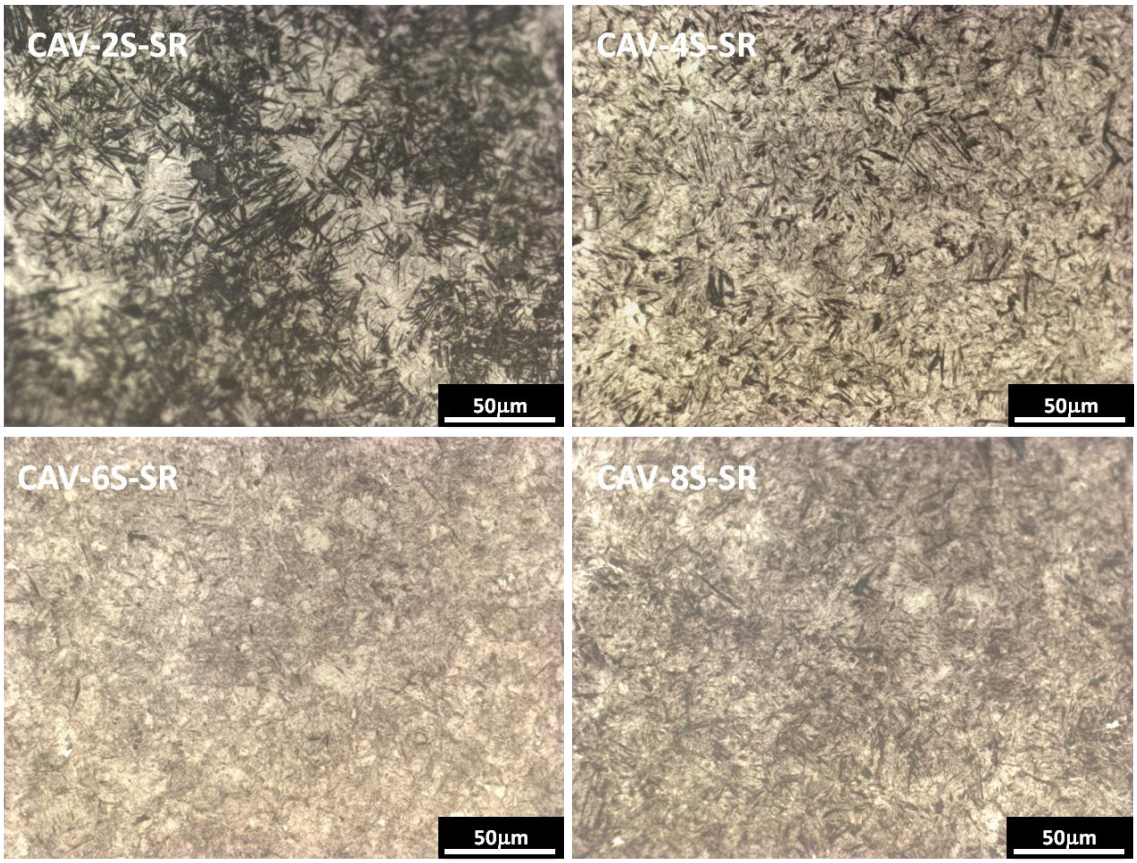
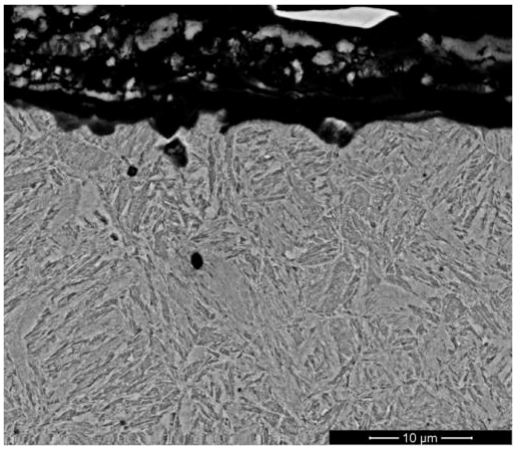


Figura 4.14 Micrografías de MO. Muestras de Acero 5160 templado en la CAV durante 2,4,6 y 8 segundos sin revenido posterior.

La Figura 4.15 muestra la microestructura presente en superficie (a) y núcleo (b) de la muestra CAV-2-SR. De acuerdo a la Figura 4.9b la temperatura superficial cruzó la temperatura M_s por lo que la superficie de la muestra presentó martensita autorevenida y en el núcleo se confirmó con mayor magnificación la presencia de bainitas y martensita.

De acuerdo al esquema de la Figura 2.1 se obtuvieron bainitas inferiores y bainitas inversas como la que se muestra en la Figura 4.16, donde se aprecia la forma alargada de la bainita con carburos finos de cementita distribuidos dentro de la ferrita bainitica que no pueden ser vistos por microscopía óptica.

a) 

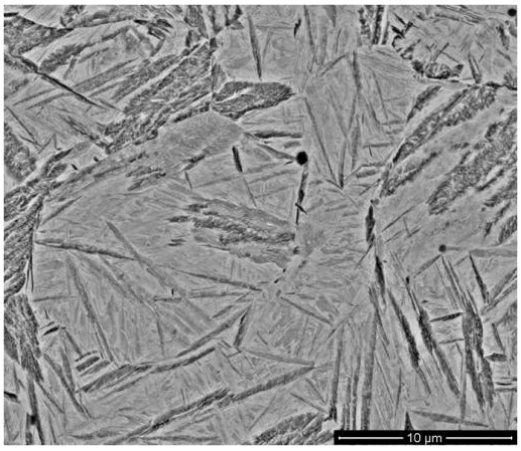
b) 

Figura 4.15 Micrografías de MEB. Acero 5160 templado en CAV sin revenido. 2 segundos: a) Superficie b) Núcleo.

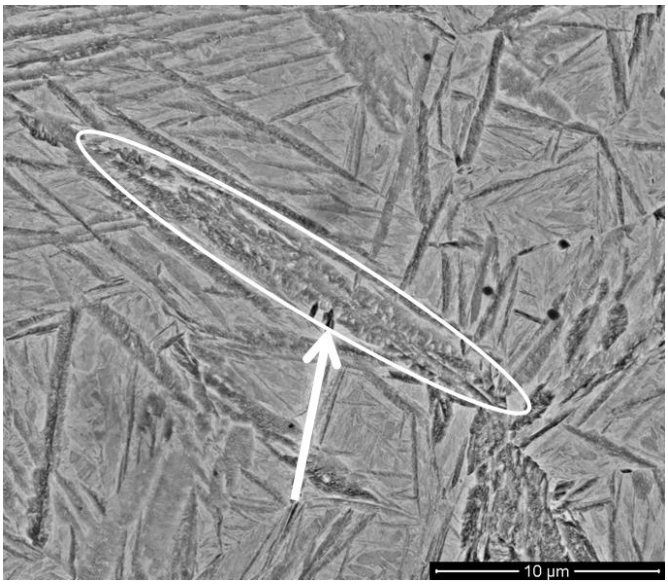


Figura 4.16 Micrografías de MEB. Núcleo de probeta CAV-2-SR.

La muestra del enfriamiento durante 4 segundos (CAV-2-SR), presentó martensita en la superficie de la muestra ya que la temperatura superficial y su periferia bajaron muy por debajo de la temperatura M_s, hasta 100°C. La temperatura en que estabilizó el núcleo después del temple en 20 segundos fue 247°C temperatura tan solo 10°C por debajo de la M_s, por lo que el núcleo de la

muestra estuvo compuesto por una mezcla de austenita retenida y martensita como se muestra en la Figura 4.17.

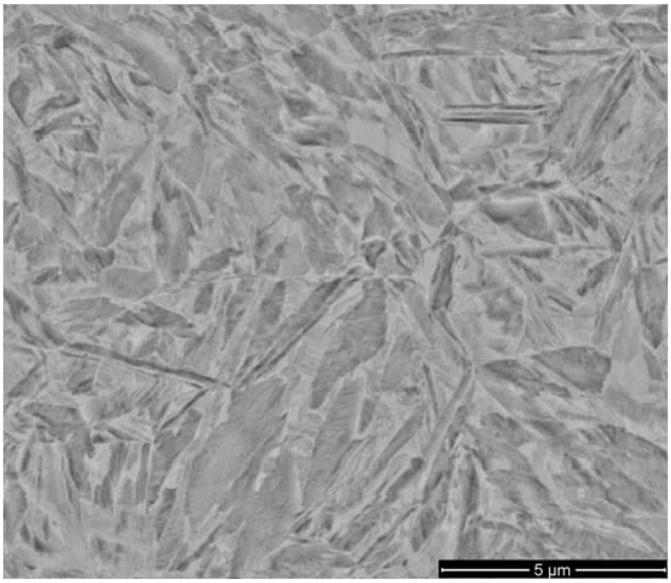


Figura 4.17 Micrografía de MEB. Núcleo de probeta CAV-4-SR.

Por otro lado las curvas de enfriamiento de la muestra enfriada durante 6 segundos mostraron estar por debajo de la temperatura M_s en todas las posiciones obtenidas. Microestructura de martensita templada se obtuvo en el núcleo de la muestra al igual que en la muestra enfriada durante 8 segundos.

La Figura 4.18 muestra los patrones de Rayos-X correspondientes a las muestras CAV-(2,4,6,8)-SR. Las muestras fueron evaluadas con el Software EVA usando las tarjetas de referencia correspondientes a la bainita, martensita y austenita [97-99].

El acero es un material policristalino, esto quiere decir que sus átomos están acomodados en celdas unitarias de forma específica y en relativa uno con otro. El acomodo de los átomos de carbono en la celda se ve reflejado en la fase formada y así mismo en el patrón de Rayos - X. De acuerdo al acomodo de los átomos del hierro y carbono, el acero puede tener ferrita (Fe-α, bcc), austenita (Fe-γ, fcc), alguna otra fase de estructura bcc como perlita, bainita o martensita

con estructura bct, en este caso se esperaría tener estructuras bcc y ausencia de austenita en las piezas.

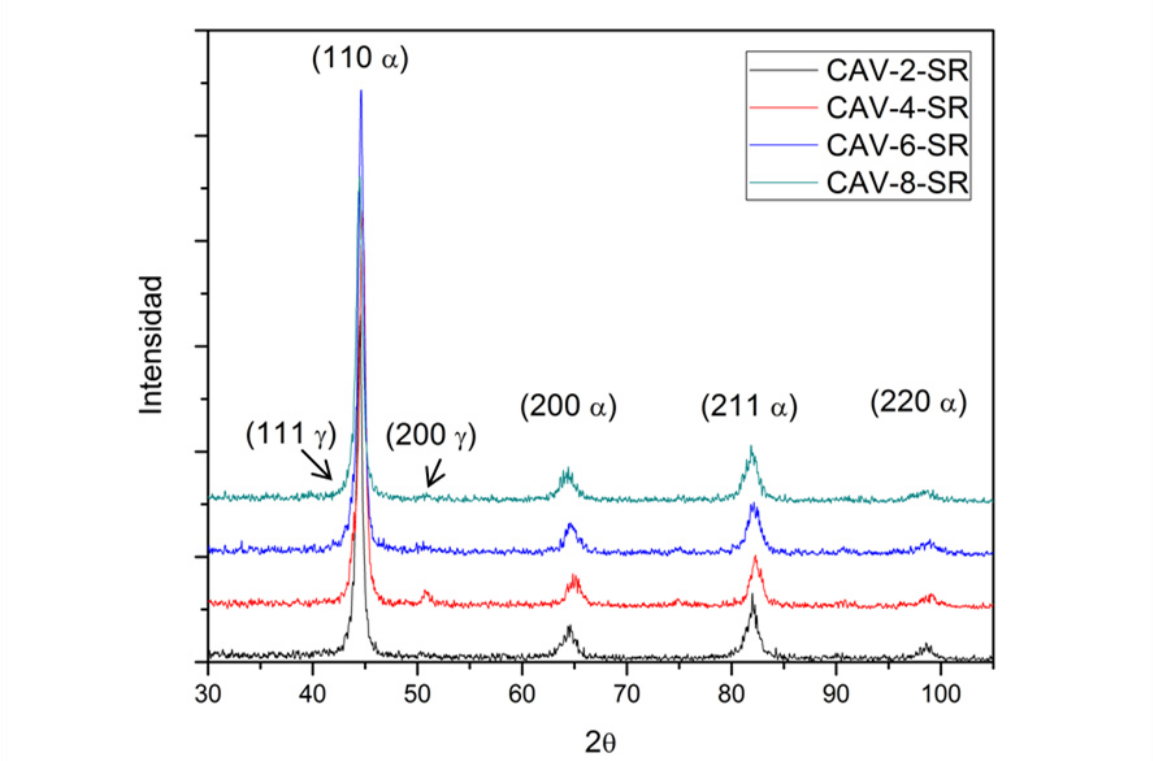


Figura 4.18 Perfiles de picos obtenidos por Difracción de Rayos-X correspondientes a las muestras CAV - (2,4,6,8)- SR.

Conforme a los resultados de DRX, la muestra CAV-4-SR presentó la mayor intensidad del pico correspondiente a la austenita retenida en el núcleo de la muestra, esto se observó con un notable incremento del pico correspondiente al plano (2 0 0 γ) de la estructura fcc del hierro. Aun así, todas difractaron en el ángulos correspondientes a la martensita. La muestra CAV-6-SR fue la presentó la intensidad más alta en el pico (1 1 0 α) correspondiente al pico principal de la martensita.

Durante el calentamiento de las piezas, el carbono puede entrar a la estructura de la austenita sin causar un cambio estructural. Por lo contrario, al enfriarse

rápidamente por temple los átomos quedan atrapados dentro de la red, transformándola en martensita de estructura bct. La martensita formada en condición de temple es inestable a diferencia de la martensita revenida. En estas pruebas la falta de difusión para la transformación total del núcleo, puede clarificar la presencia de austenita retenida en el núcleo de ellas.

En la muestra enfriada durante 4 segundos la caída de temperatura fue de 30°C/min después de homogenizar la temperatura del cuerpo en 20 segundos (Ver Figura 4.19); lo que provocó que el núcleo de la muestra en particular tuviera un enfriamiento más lento respecto a la superficie y su periferia. La difusión del carbono entre fases requiere tiempo y temperatura, por lo que al incrementar la difusión con ello se incrementa el %C en la austenita retenida por medio de un particionamiento. Como resultado esta fase se vuelve estable a bajas temperaturas lo que puede explicar la microestructura mostrada en la Figura 4.17 y la mayor intensidad para el pico (2 0 0γ) de la austenita en comparación con las demás condiciones.

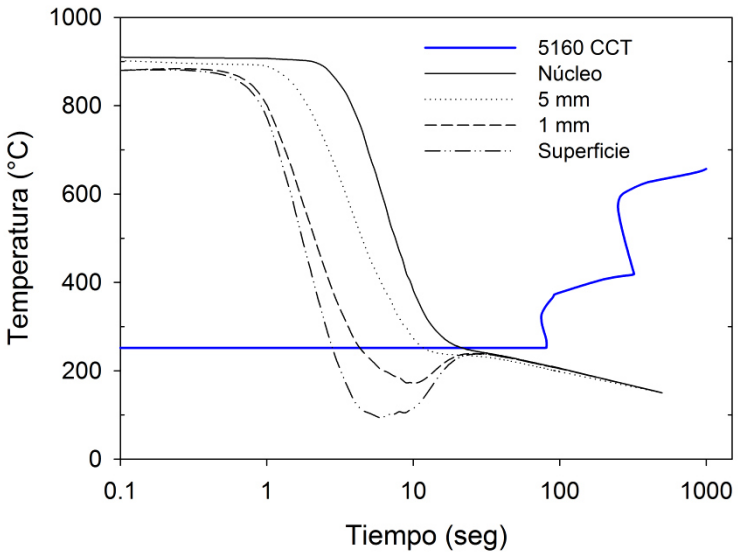


Figura 4.19 Perfiles de picos obtenidos por Difracción de Rayos-X correspondientes a las muestras CAV - (2,4,6,8)- SR.

Recordando que la austenita retenida puede transformar por trabajo mecánico a martensita, la presencia de esta fase en los resortes incrementa la posibilidad de falla por quiebre. Debido a la deflexión a la que se someten continuamente, el evitar la presencia de austenita retenida es clave en el buen desempeño de los componentes, por lo que en este caso un revenido posterior para promover la difusión del carbono es requerido.

Ya que la probeta templada 4 segundos fue la que presentó mayor volumen de austenita en las muestras, tiempos cercanos como 3 o 5 segundos podrían comportarse de forma similar. De tal forma que a mayor cantidad de austenita retenida en la muestra, se tiene mayor oportunidad de transformación a bainita aplicando un revenido. Por lo que tiempos de temple en la CAV de más de 6 segundos, podría inferirse que resultarían en muestras sobretempladas, es decir se lograría transformar a martensita cierta fracción en el núcleo, lo cual reduciría los esfuerzos residuales compresivos de la superficie e inclusive si se transformara demasiada fracción de martensita estos esfuerzos en la superficie se presentarían a tensión.

4.2.2. Temple interrumpido con revenido

De acuerdo a especificaciones técnicas de estándares internacionales de aceros para resortes [100] para aceros equivalentes al AISI/SAE 5160, es recomendable aplicar un revenido después del temple para obtener martensita revenida fina y con mayor ductilidad, esto debido a que la martensita en condición de temple es muy dura y frágil.

Basándose en resultados previos obtenidos de las pruebas de temples sin revenidos, se optó por aplicar un revenido a baja temperatura (250°C) después del temple con la finalidad de retardar la perdida de calor en las piezas, retardando el enfriamiento para fomentar la formación de Bainita en el centro de las piezas y al mismo tiempo revenir la martensita transformada en la superficie.

De acuerdo a las curvas de enfriamiento y pruebas previas de temple interrumpido, a partir de 6 segundos las muestras podrían ser templadas en su totalidad; por lo que se determinó efectuar temples de 1 a 5 segundos en incrementos de 1 segundo seguidos de un revenido.

Las muestras fueron colocadas en un horno de revenido inmediatamente después de interrumpir el temple para evitar que la temperatura del centro de la pieza bajara por debajo de la temperatura M_s y transformara a martensita.

La Figura 4.20 muestra la evolución de la temperatura del núcleo después de interrumpir el temple en diferentes tiempos de enfriamiento.

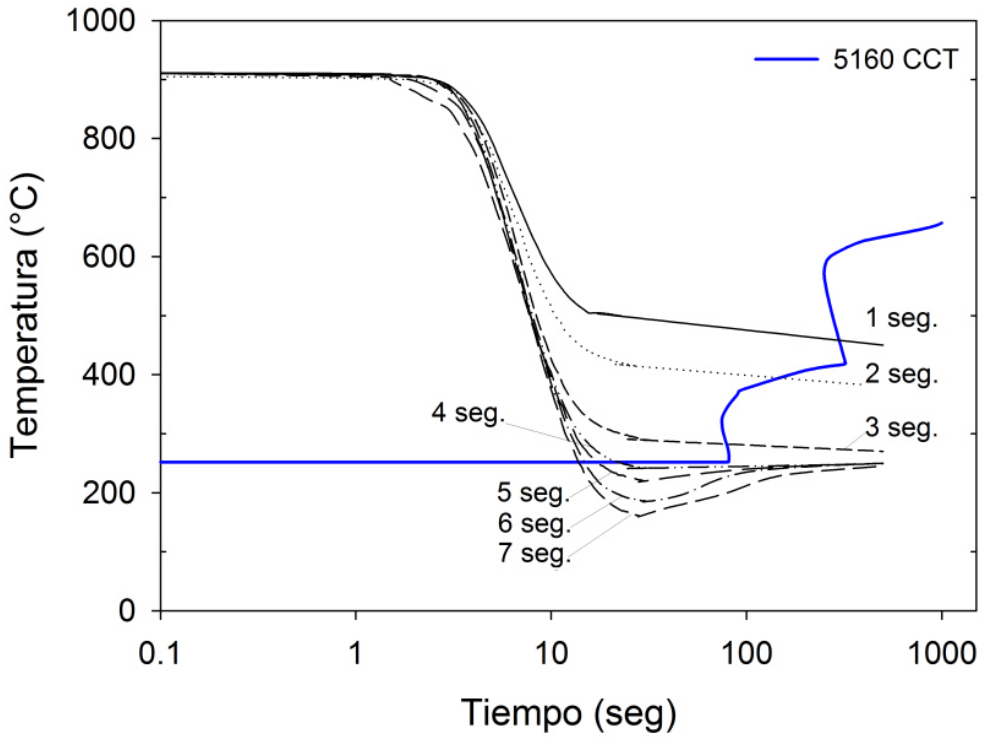


Figura 4.20 - Evolución de temperaturas en el núcleo de la probeta después de interrumpir diferentes tiempos de enfriamiento (1 a 5 segundos).

En la grafica anterior se puede observa la caída de temperatura al detener el temple y después aplicar el revenido. Para las condiciones de 1,2 y 3 segundos

el efecto del revenido fue notorio en la reducción de la velocidad de enfriamiento permitiendo con esto la obtención de fases como perlita y mezcla de bainitas a diferencia de las muestras no revenidas en las que en todas las condiciones se encontró martensita en diferentes fracciones.

Por otro lado, para las muestras templadas de 4 o más segundos, el efecto causado por el revenido fue recalentar las piezas, con ello homogenizando la temperatura del cuerpo en 250°C. Es importante señalar que en la condición de enfriamiento de 4 segundos, aunque su núcleo estabilizó por debajo de la temperatura M_s es posible lograr la transformación isotérmica de bainitas debido a que la curvatura de esta zona en el diagrama CCT se encuentra extendida incluso por debajo de la M_s, por lo que sería posible obtener algún tipo de bainita en el núcleo incluso en la condición de enfriamiento de 5 segundos.

De acuerdo a los resultados de muestras sin revenir, la muestra templada 4 segundos fue la que presentó mayor intensidad para el pico (2 0 0 γ) correspondiente a la austenita, por lo que al mantener un tiempo la temperatura en este caso con el revenido se podría alcanzar transformar la austenita retenida remanente en el núcleo a bainita.

La curva de enfriamiento correspondiente a la muestra CAV-1-CR (1 segundo de temple en la CAV con revenido final), mostró que la temperatura estabilizó a 503°C después del temple. De acuerdo al diagrama CCT del acero 5160 y a lo observado en el MO (Ver Figura 4.21) al mantenerse isotérmicamente por encima de 500°C se obtuvo microestructura homogénea a lo largo de la sección transversal constituida de una mezcla principalmente de perlita en el núcleo de la probeta.

Para corroborar las fases presentes se hizo uso del Microscopio Electrónico de Barrido (MEB). La Figura 4.22 muestra micrografías del MEB obtenidas de la superficie y del centro de la muestra. No se pudo encontrar transición de fases alguna por lo que los gradientes térmicos presentes durante la prueba fueron insuficientes para generar microestructura tipo coraza-núcleo.

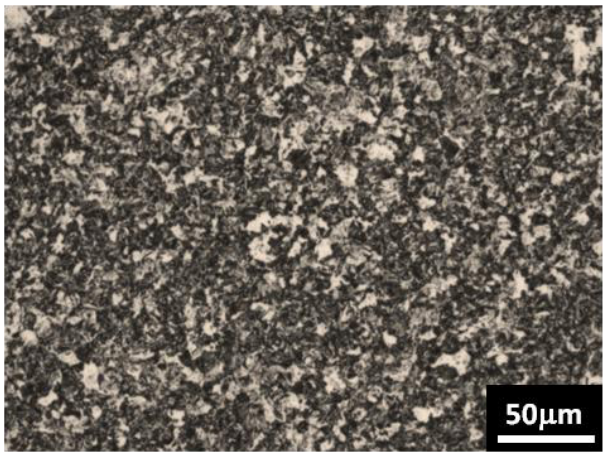
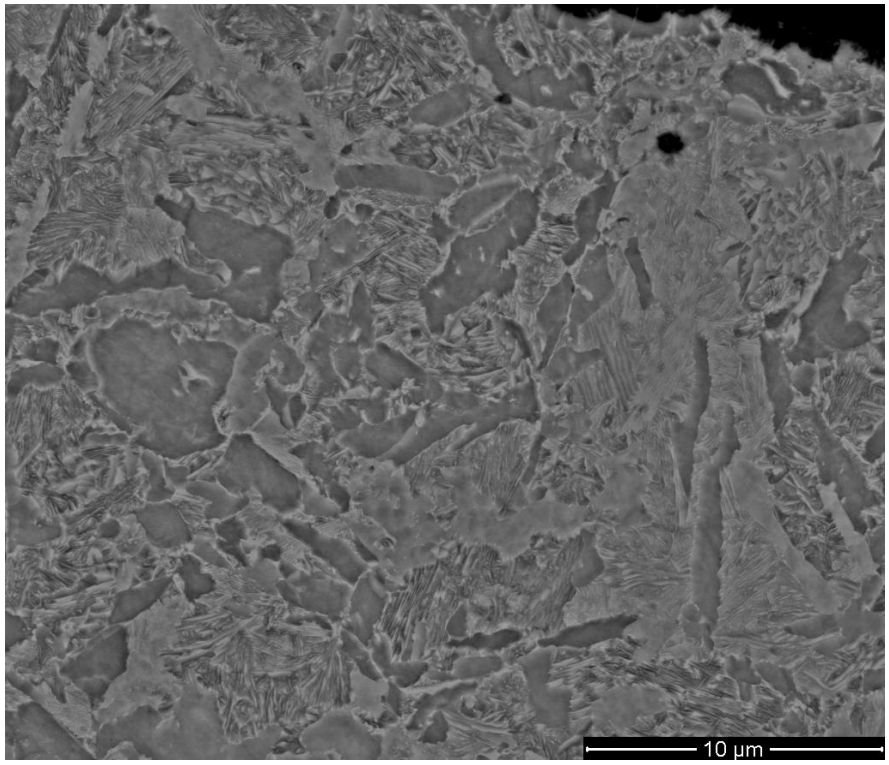


Figura 4.21 - Micrografías de MO obtenidas de las muestra CAV-1-CR.

En la muestra CAV-2-CR, donde la temperatura estabilizó en 432°C después del temple, se presentó una ligera formación de martensita revenida en la superficie y de acuerdo a la temperatura en que estabilizó el núcleo podría concluirse fuera bainita superior. Se observó una morfología de laminas alargadas similar a la perlita en algunas zonas del núcleo como se muestra en la Figura 4.23b que corresponde a la descripción y temperatura de bainita superior.

La muestra CAV-3-CR como se esperó mostró microestructura completamente bainitica en el núcleo de la muestra lograda por los altos gradientes térmicos presentes durante el temple que propiciaron condiciones optimas para la generación de microestructura tipo coraza-núcleo. Conforme a lo descrito por L.C.F. Canale [82] teniendo martensita revenida en el superficie y bainita en el núcleo, la expansión de la martensita y la contracción del núcleo incrementarían los esfuerzos residuales compresivos superficiales, por lo que podría esperarse que esta condición presentará altos esfuerzos residuales compresivos en la superficie.

a)



b)

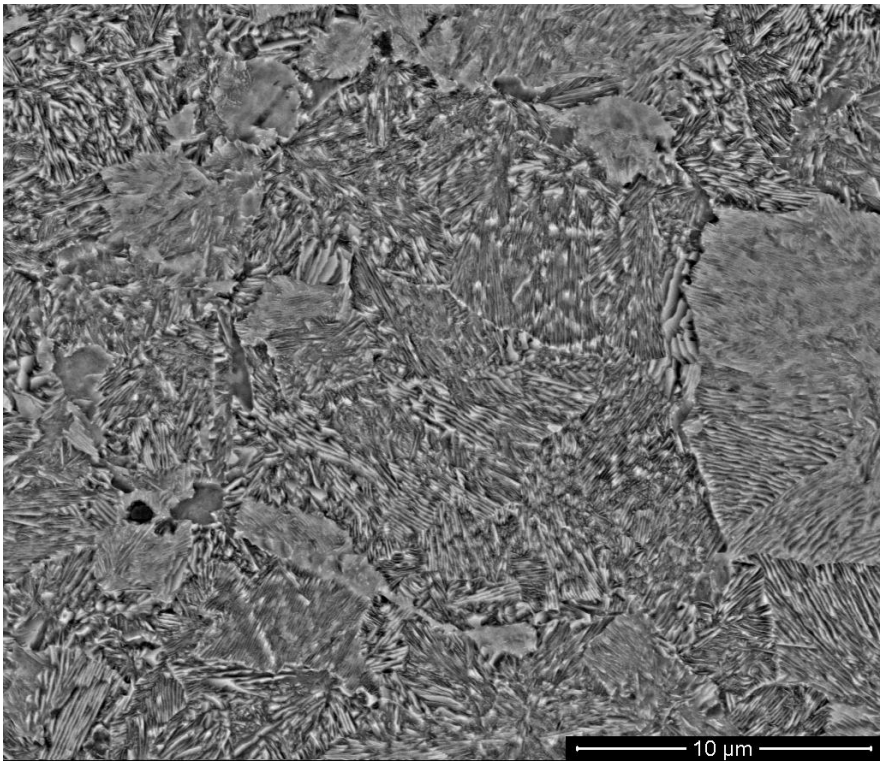
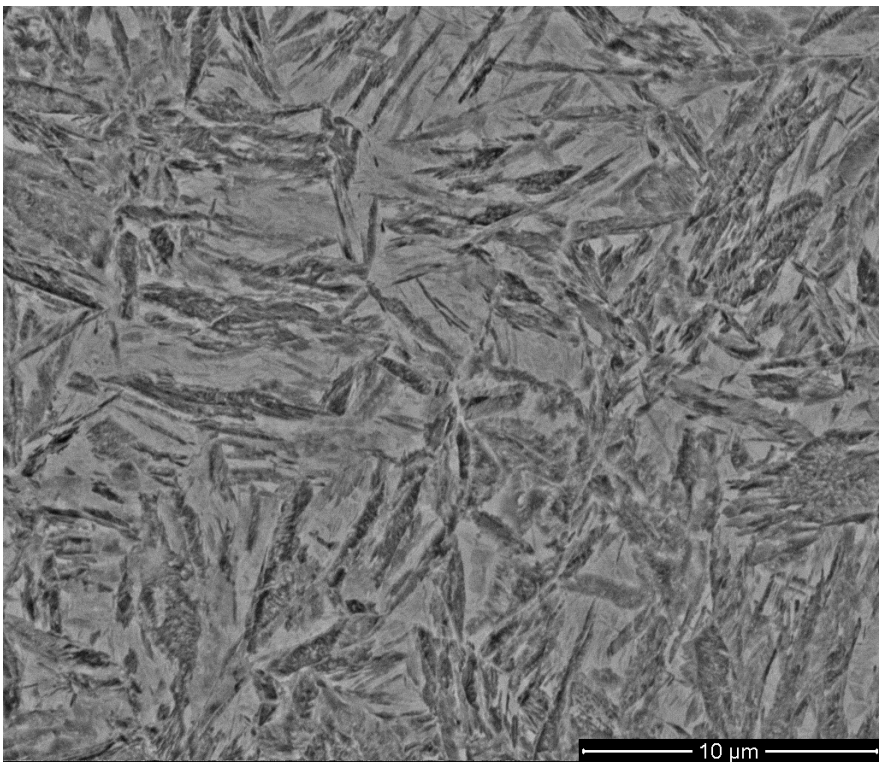


Figura 4.22- Micrografías de MEB obtenidas de las muestra CAV-1-CR. a) Superficie, b) Núcleo.

a)



b)

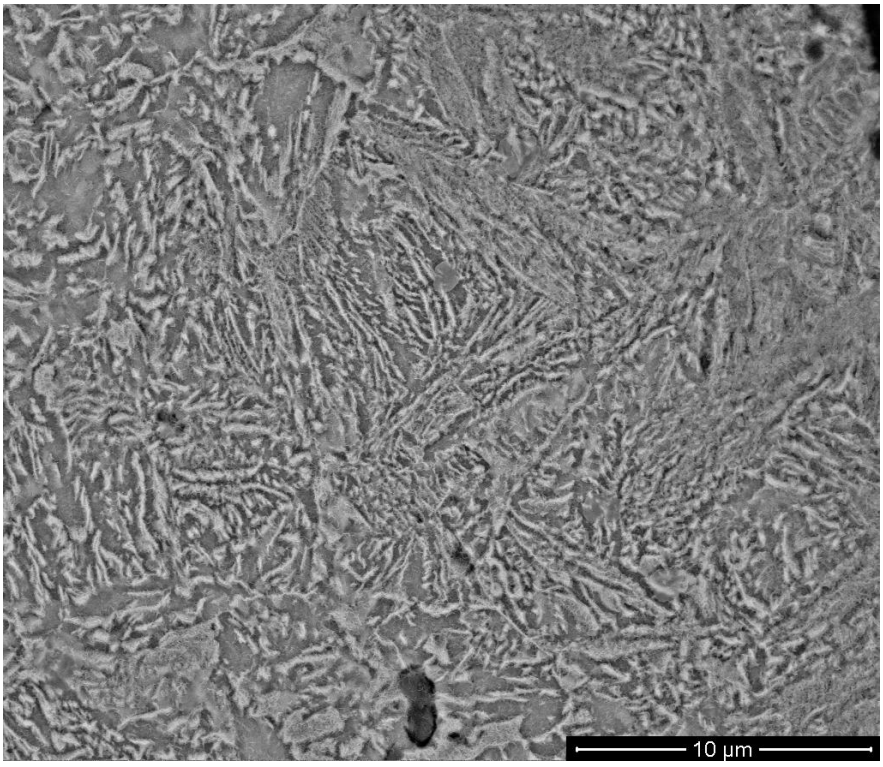


Figura 4.23 Micrografías de MEB obtenidas de las muestra CAV-2-CR.
a) Superficie, b) Núcleo.

Después del ataque químico con Nital 2%, se hizo incluso visible la separación de las fases presentes en las muestras a simple vista. En el microscopio óptico fue apreciado un perfil microestructural iniciando en la periferia de la muestra constituido por martensita revenida, seguido por una transición entre ambas fases y finalmente se observó bainita en el núcleo.

La Figura 4.24 muestra una micrografía del macro-ataque de la muestra CAV-3-CR. Esta misma microestructura se observó en la muestra templada durante 4 segundos a diferente proporción en la capa de martensita de la coraza. En ambas muestras se observó (en MEB) martensita revenida en el superficie de la pieza y en el núcleo mezcla de bainitas (de acuerdo a temperaturas en que estabilizaron las muestras y basándose en el diagrama CCT del acero 5160).

La pieza CAV-3-CR se estabilizó a una temperatura de 300°C después de interrumpir el temple, mientras que la CAV-4-CR lo hizo a una temperatura de 247°C. De acuerdo a las curvas de enfriamiento y la predicción de fracción de martensita de la sección 4.3.1, los datos sugirieron, que la muestra enfriada 4 segundos es la que tendría una capa más gruesa de martensita revenida en el superficie.

La Figura 4.25 muestra una micrografía de la muestra CAV-3-CR en la cual se aprecia bainita formada a 300°C distribuida homogéneamente en el centro de la pieza. Además se confirmaron las fases del superficie y núcleo por medio de MEB. La Figura 4.26 muestra a detalle de la microestructura obtenida en el MEB de la probeta CAV-3-CR en la que se observó martensita revenida en la superficie de la muestra (a) y diferentes morfologías de bainitas como bainita columnar y nodular de acuerdo a la descripción de Aaronson [10].

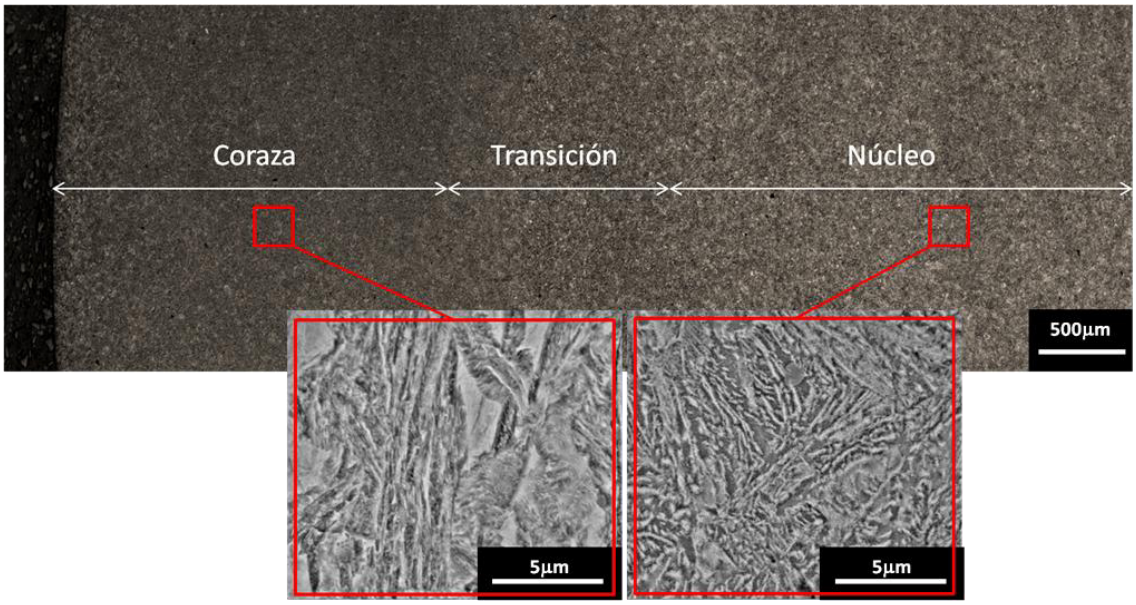


Figura 4.24 Perfil de microestructuras presentes a lo largo de la sección transversal de las muestras CAV-3-CR y CAV-4-CR.

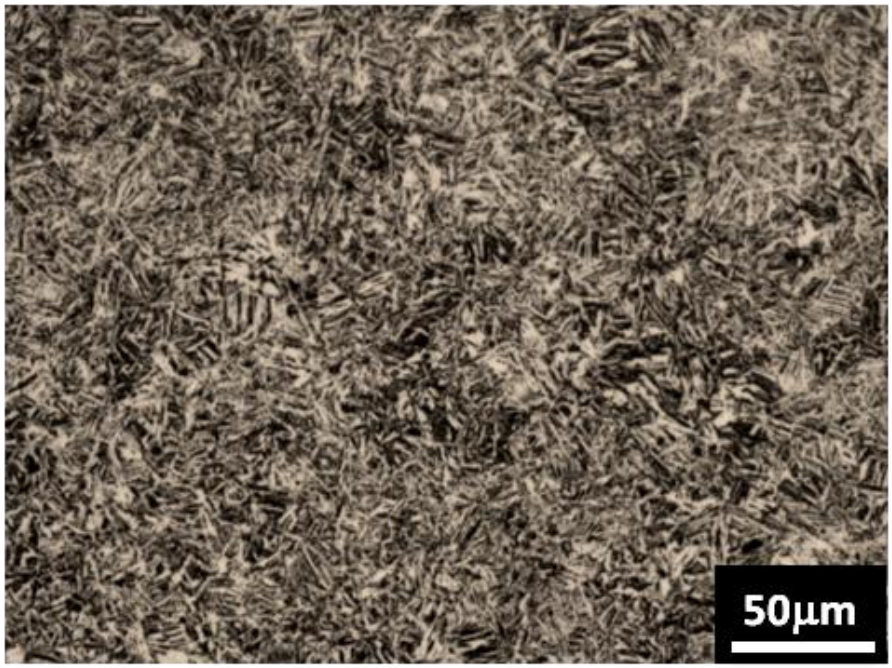
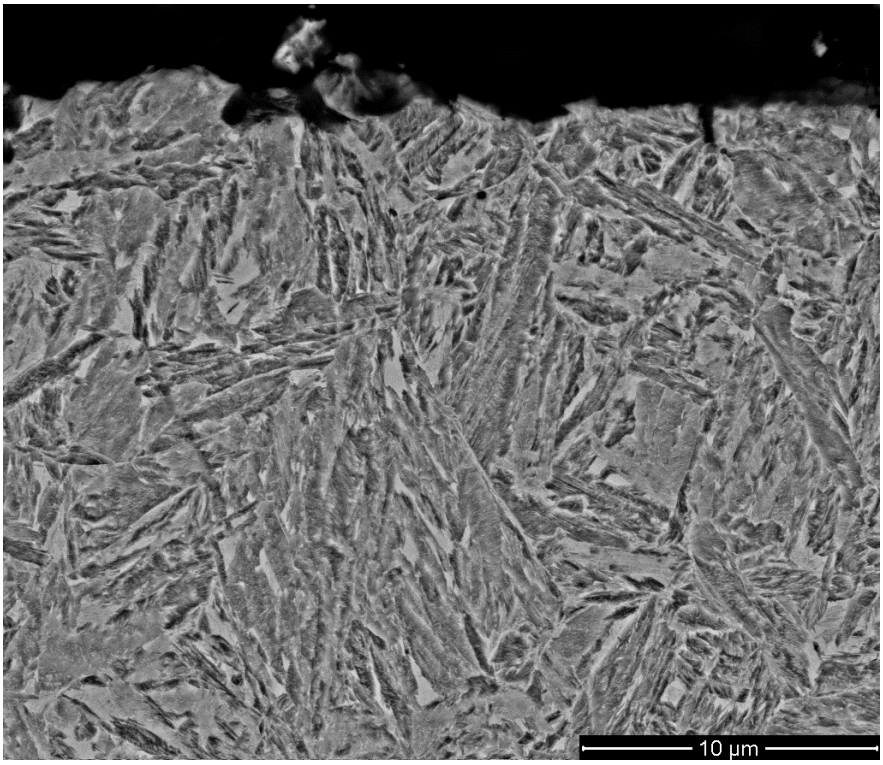


Figura 4.25 Micrografía de MO obtenida del núcleo de la muestra CAV-3-CR.

a)



b)

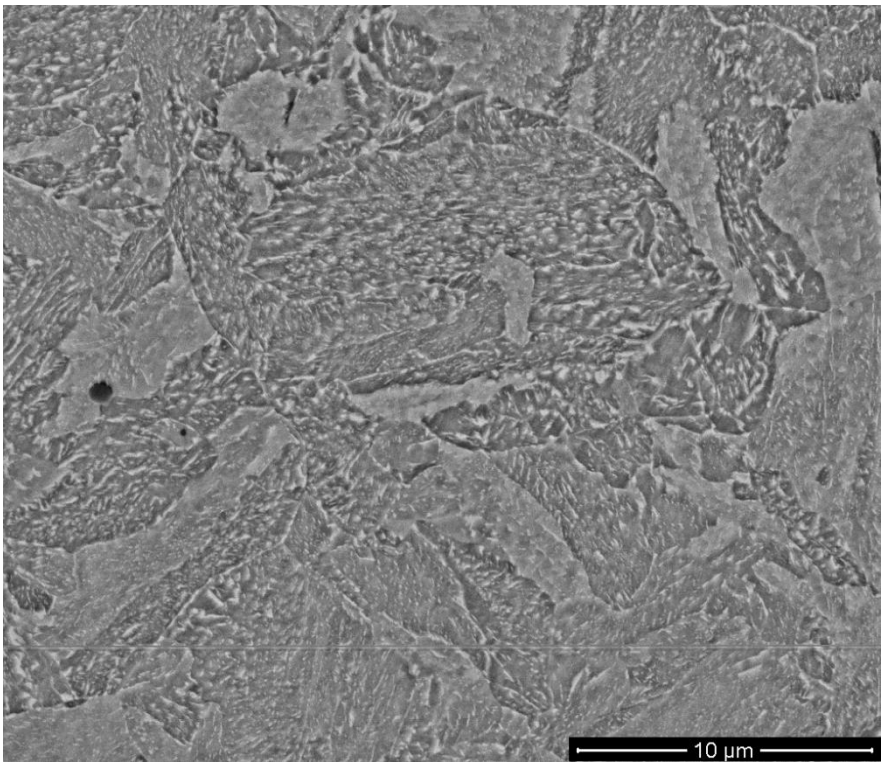


Figura 4.26 Micrografías de MEB obtenidas de las muestra CAV-3-CR. a) Superficie, b) Núcleo.

En la muestra templada durante 4 segundos (CAV-4-CR), se apreció una microestructura mucho más definida de martensita revenida en la superficie, que fue estimada con 0.82 de fracción volumétrica y se muestra en la Figura 4.27a. La curva de la superficie, sus periferias incluyendo al núcleo bajaron de la temperatura M_s logrando mayor transformación de martensita ya que la transformación de esta depende principalmente de la temperatura y no del tiempo a diferencia de la transformación isotérmica de la bainita.

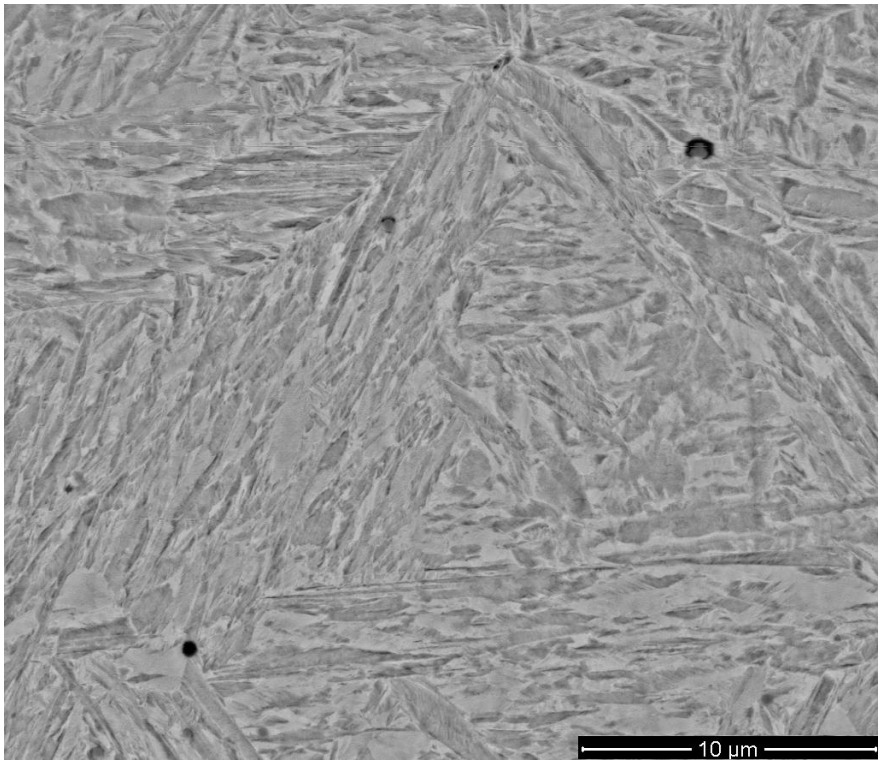
En la Figura 4.27b se muestra detalle de la microestructura del núcleo de la probeta CAV-4-CR, se aprecia notablemente la evolución de la morfología de la bainita en función a la temperatura de transformación isotérmica. En este caso, la distribución y forma de la cementita en la ferrita fue más redondeada, menos alargada coincidiendo con la descripción de la bainita nodular.

Conforme aumenta el tiempo de temple y disminuye la temperatura en que estabiliza la pieza, la morfología de la bainita fue evolucionando desde una morfología de láminas alargadas similar a la perlita (2 segundos de temple) a partículas de cementita menos alargadas sin un arreglo de laminillas intercaladas (3 segundos de temple) y con apariencia más redondeada y dispersa (4 segundos de temple).

La microestructura encontrada en muestra templada 5 segundos se presenta en la Figura 4.28 y a mayor detalle en la Figura 4.29. En la superficie se encontró principalmente martensita revenida, mientras que en el centro se observó una mezcla a menor proporción de bainita con martensita revenida.

La morfología de la bainita y de la martensita revenida en esta muestra fue similar por lo que al tener forma más acicular tipo aguja coincide con la descripción de bainita inferior. La distribución entre las fases fue bastante homogénea a diferencia de la muestra templada durante 4 segundos donde se apreciaron solo islas martensita revenida.

a)



b)

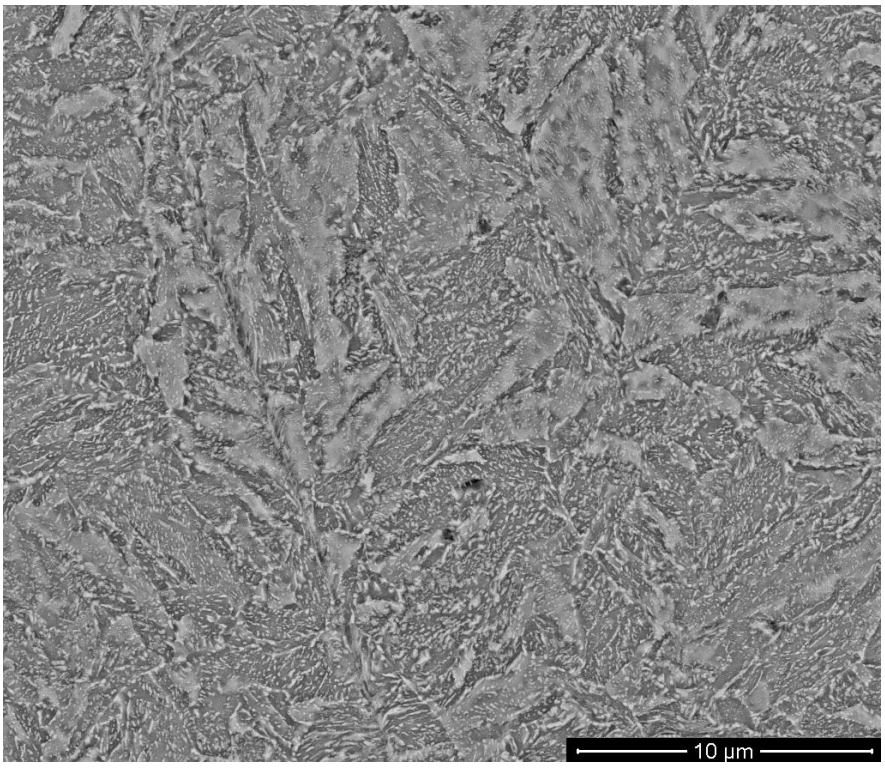


Figura 4.27 Micrografías de MEB obtenidas de las muestra CAV-4-SR. a) Superficie, b) Núcleo.

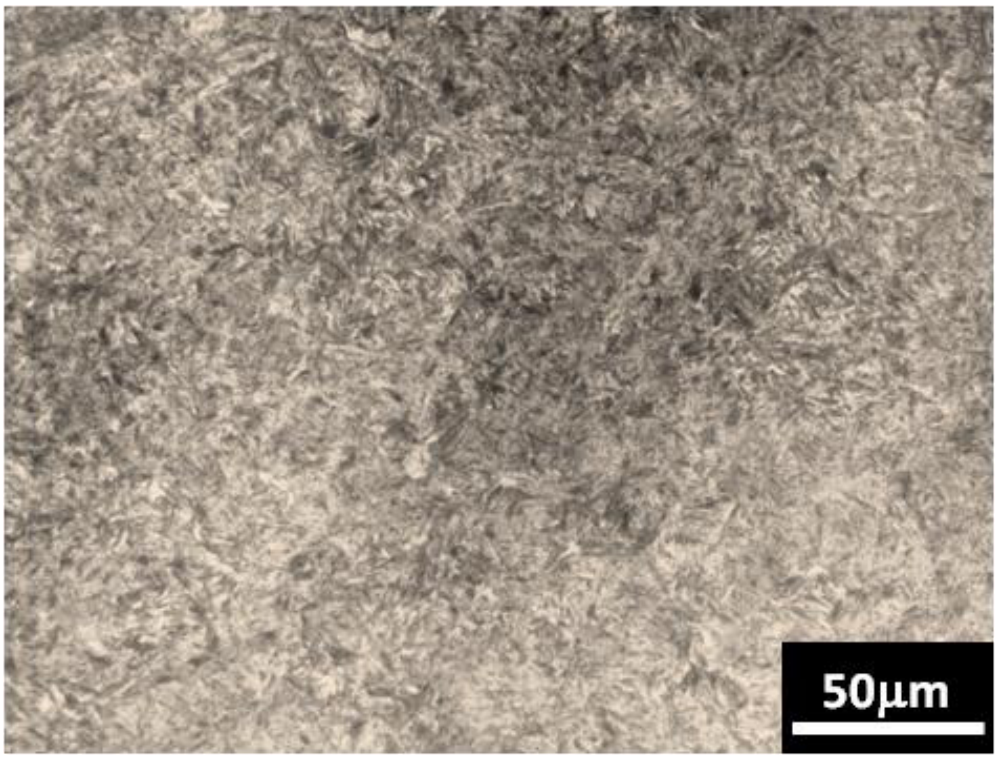
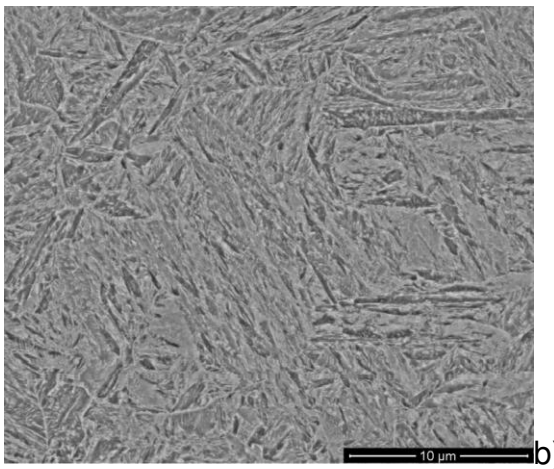


Figura 4.28 Micrografías de MO obtenidas de las muestra CAV-5-CR.

A diferencia de las condiciones anteriores, en la probeta CAV-5-CR aunque se presentó microestructura tipo coraza-núcleo, la transformación martensitica se prolongo a lo largo de la sección transversal en mayor proporción que en el temples durante 4 segundos, dando como resultado un núcleo de doble fase que posiblemente tendría microtensiones a lo largo de los granos.

Con la tendencia que presentó la microestructura del núcleo, las curvas de enfriamiento obtenidas por los termopares y las fracciones de martensita estimadas, se corroboró que al incrementar el tiempo de enfriamiento y disminuir la temperatura en que estabilizaron las muestras después del temple, la morfología de las bainitas presentes en el núcleo evolucionaba de acuerdo a la temperatura isotérmica de formación.

De acuerdo a la microestructura obtenida en la muestra enfriada durante 5 segundos, temples durante o por encima de 6 segundos en la CAV podrían resultar en sobre-templado.

a) 

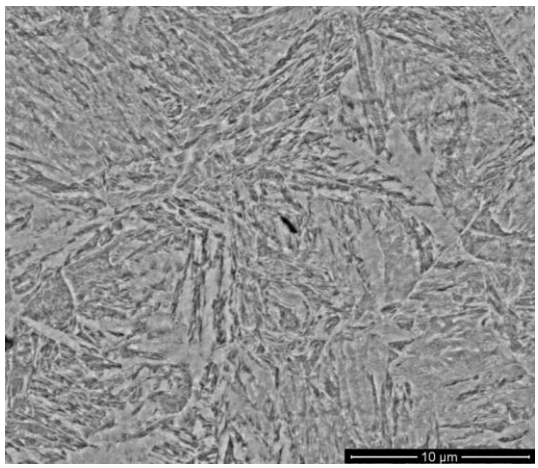
b) 

Figura 4.29 Micrografías de MEB obtenidas de las muestra CAV-5-CR.
a) Superficie, b) Núcleo.

Conforme al planteamiento inicial, se analizaron las muestras en DRX para verificar las fases y evaluar la posible presencia o ausencia de austenita retenida.

La Figura 4.30 muestra el perfil de picos obtenido de las muestras templadas en la CAV por 1, 2, 3, 4 y 5 segundos seguido de un revenido cercano a la temperatura M_s (250°C).

No se observó reflexión del pico correspondiente al plano (2 0 0 γ) de la estructura fcc del hierro o austenita retenida en ninguna de las condiciones, por lo que el revenido propició la transformación de la austenita remanente en la pieza a otra fase.

De acuerdo a A.J.Clark et al. [101] elementos en la aleación como el carbono propician la estabilidad de la austenita por lo que en tratamientos sin revenido queda retenida y en condiciones con revenido esa austenita incrementa la

posibilidad de transformar a bainita. Además elementos en la aleación como el C, Mn, Ni, Cr, y Mo de acuerdo a Steven y Hayes [102] tienen un efecto directo en la temperatura de inicio de formación de bainita conocida como B_s. Por lo que debido a la alta aleación de este acero, en los patrones de difracción se observaron únicamente estructuras bcc.

Se realizó la evaluación de los picos mediante tarjetas indexadas y se obtuvo afinidad con los ángulos 2θ en donde difracta la perlita para la muestra CAV-1-CR y bainitas para las muestras CAV-2,3,4,5-CR.

En el análisis de picos se observó desplazamiento y/o incremento de anchura de los picos por lo que se realizó un análisis detallado de ellos que se presenta en la siguiente sección.

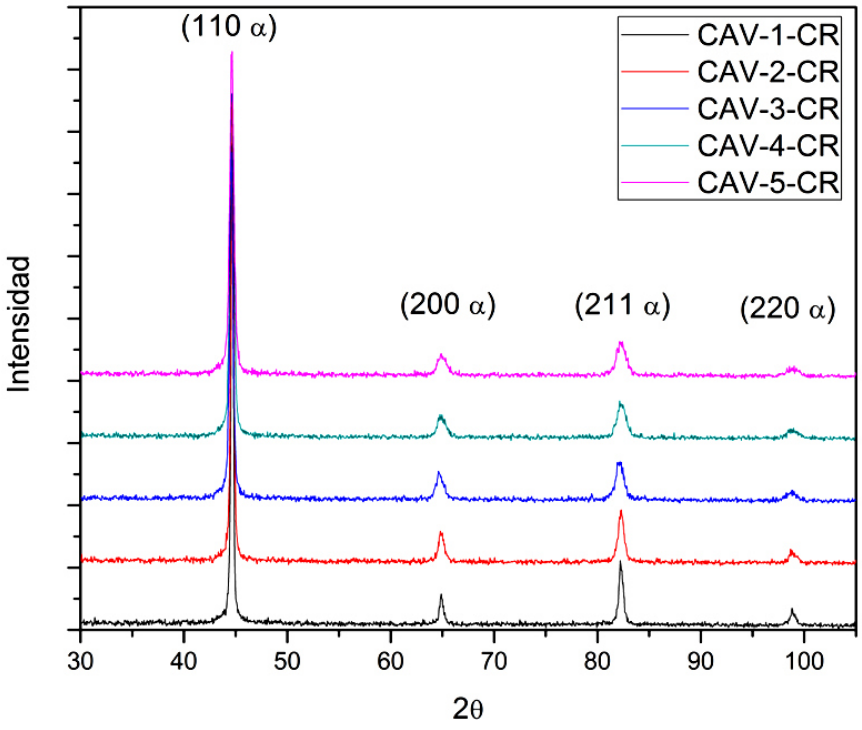


Figura 4.30 Perfiles de picos correspondientes a las muestras CAV-1 a 5-CR.

4.3 Análisis de macro y micro-tensiones

La anchura y forma de los picos en un patrón de Rayos-X son el resultado de la microestructura de la muestra, basándose en diferentes factores principalmente instrumentales [88].

En el apartado 2.6.3, se habló acerca de los tipos de esfuerzos residuales que se pueden presentar en un material. En este caso, los esfuerzos tipo 1 o macro-tensiones [89], son los esfuerzos presentes en las muestras que son de interés a definir y discutir en el presente capítulo.

Las macro-tensiones, son aquellos esfuerzos residuales que se generan a partir de esfuerzos térmicos y/o durante el enfriamiento de un material. Se identifican por un desplazamiento del pico en un difractograma, que puede ser evaluado respecto al ángulo 2θ correspondiente a una condición inicial sin tensiones.

El volumen que ilumina un equipo de Rayos-X de laboratorio, que se define por el tamaño del haz y el ángulo de incidencia, usualmente penetra unos cuantos milímetros cuadrados. Los esfuerzos que corresponden a esta escala son las macro-tensiones.

Las micro-tensiones, por su parte se observan en los patrones de difracción con un ensanchamiento del pico. De acuerdo a Scherrer [90] el pico de la reflexión correspondiente a la ley de Bragg se ensancha con la disminución del tamaño del cristal. Además, el incremento de la amplitud del pico también puede relacionarse directamente con la forma del cristal, la distribución y cualquier distorsión en la estructura del cristal como micro-esfuerzos, dislocaciones, planos "twin" o defectos de apilamiento.

La deformación generada por lo tanto causa un movimiento o ensanchamiento de los picos que se ve reflejada en la intensidad. La Figura 4.31 muestra un acercamiento de la comparativa del pico principal de las muestras CAV-1a5-CR (Pico 1 1 0 α - de la Figura 4.30). Se observó que al incrementar el tiempo de temple el pico se ensancha o desplaza a la izquierda, respecto al pico obtenido

de una muestra referencia marcada como REF (muestra de mismo material sin tratamiento térmico, se asume sin tensiones).

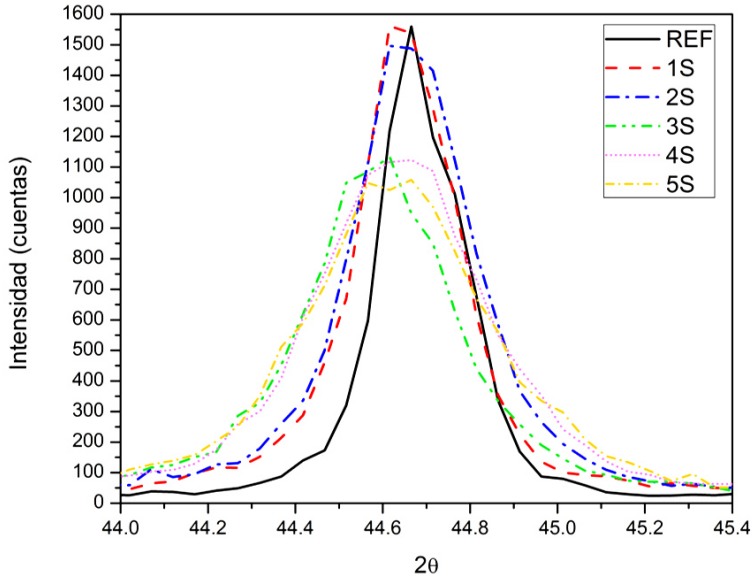


Figura 4.31 Acercamiento de pico principal de muestras CAV-1a5-CR, mostrando comparativa con muestra REF (muestra sin tratamiento térmico, sin tensiones)

Para el análisis de la distorsión de la red relacionada al desplazamiento o ensanchamiento del pico se aplicó la medición del parámetro 2w ó FWHM (Full Width at Half Máximum, por sus siglas en inglés) a la Figura 4.31. Esta técnica, se basa en la determinación de la amplitud total del pico generado por la reflexión de Bragg a la mitad de la intensidad registrada. Los datos obtenidos se muestran en la Tabla 4.1

Se observó que la muestra CAV-5-CR fue aquella que presentó mayor ensanchamiento del pico con un valor 2w de 0.49°, seguida por la muestra CAV-4-CR, CAV-3-CR y CAV-2-CR consecutivamente. De esto, basándose en la teoría se puede concluir que la muestra templada durante 5 segundos en la CAV fue la que presentó mayor volumen de micro-tensiones debido a la doble

fase presente en el núcleo que podría generar variaciones de las tensiones en escala microscópica a lo largo de la sección transversal.

Tabla 4.1 Valores calculados de 2θ' y 2w para las muestras CAV-1a5-CR

Muestra	Intensidad	2θ'	2w
CAV1-CR	1562	44.665°	0.25°
CAV2-CR	1497	44.655°	0.35°
CAV3-CR	1134	44.585°	0.39°
CAV4-CR	1123	44.615°	0.45°
CAV5-CR	1058	44.635°	0.49°

Además, gracias al cálculo del centroide para la determinación del parámetro 2w se determinó el ángulo 2θ', que sirve de referencia para otros cálculos de interés como el espaciamiento interplanar de cada una de las muestras.

Cuando el espaciamiento interplanar *d* se ve afectado por variaciones de otras variables, puede no ser representativo usarse como valor d_0 y el cálculo correspondiente en función de las variables es requerido para un análisis certero.

De acuerdo a la ley de Bragg, si el valor de *d* se incrementa el valor de $Sen\theta$ disminuye. Esto puede relacionarse con el desplazamiento del pico y las macro-tensiones presentes en la muestra despejando de ecuación 2.3:

$$d = \frac{\lambda}{2Sen\theta'} \qquad \text{Ecuación 4.1}$$

donde *d* es el espaciamiento interplanar, λ el valor de longitud de onda correspondiente a la radiación de Cu y θ' el nuevo ángulo respecto al centroide del pico.

Posteriormente, la deformación en función del ángulo de deformación, se calculó de la variación del espaciamiento interplanar que se ve reflejado en el desplazamiento del pico, usando la ecuación 2.5:

$$\varepsilon = \frac{\Delta d}{d} \qquad \text{Ecuación 2.5}$$

donde ε es la deformación interpretada como la variación del espaciamiento interplanar entre los planos cristalinos (Δd) en función de la distancia interplanar del cuerpo libre de esfuerzos d.

La Tabla 4.2 muestra los valores obtenidos del desplazamiento del pico, los valores de la distancia interplanar de los ángulos en función ($d_{2\theta'}$)y la deformación de la red (ε).

Tabla 4.2 Valores calculados de 2θ', desplazamiento, $d_{2\theta'}$ y ε, para las muestras CAV-1a5-CR

Muestra	2θ'	Desplazamiento	$d_{2\theta'}$	ε
CAV1-CR	44.665	0.009	2.0274	0.000263
CAV2-CR	44.655	0.019	2.0276	0.000395
CAV3-CR	44.585	0.089	2.0308	0.001977
CAV4-CR	44.615	0.059	2.0295	0.001317
CAV5-CR	44.635	0.039	2.0287	0.000922

De los cálculos anteriores, se determinó que la muestra CAV-3-CR al tener el mayor desplazamiento de 0.089° es la que tenía más macro-tensiones, seguida por la muestra CAV-4-CR y CAV-5-CR.

Conjuntamente, asumiendo la deformación en perpendicular a la superficie de la muestra, al ser la probeta CAV-3-CR la que presentó mayor deformación será la que se esperaría presentara mayor magnitud de esfuerzos residuales compresivos, seguido por la muestra CAV-4-CR. Gráficamente esta relación se muestra en la Figura 4.32.

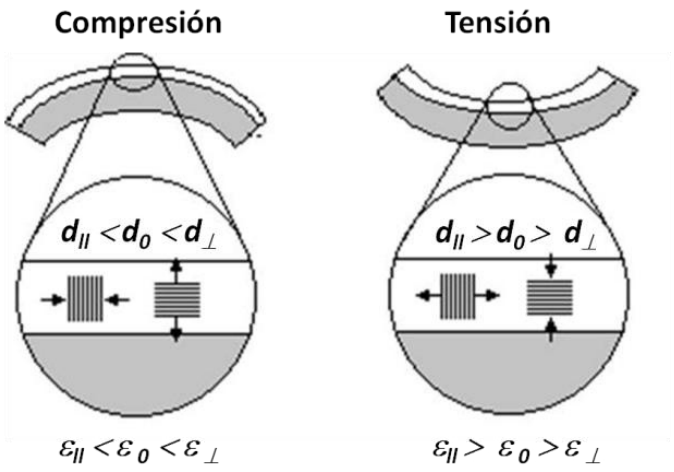


Figura 4.32 Encorvamiento típico de películas delgadas bajo esfuerzos compresivos y tensiles (Exagerados) [90].

Por lo anterior, de acuerdo a que las probetas templadas durante 3 y 4 segundos en la CAV seguidas de un revenido a baja temperatura presentaron mayor desplazamiento del pico y por lo tanto, fueron las consideraras con mayor gradiente de macro-tensiones, que se podría suponer que serían las probetas con mayor gradiente de esfuerzos residuales.

4.4. Resultados de esfuerzos residuales

De acuerdo a los resultados obtenidos de las curvas de enfriamiento de temples interrumpidos, de las microestructura observadas y el análisis de picos de las muestras templadas en la CAV se prosiguió con la evaluación de los esfuerzos residuales generados por los tratamientos térmicos.

El análisis se efectuó por difracción de Rayos- X de laboratorio, por el método no destructivo en la mayoría de las muestras para evaluación superficial y en algunas por el método semi-destructivo para la evaluación del gradiente de esfuerzos respecto a la profundidad de la muestra. Detalles de la prueba se especifican en la sección 3.6.

4.4.1 Mediciones superficiales

Se realizó la medición de esfuerzos residuales en la superficie en las muestras templadas durante 2, 3, 4 y 5 segundos en la cámara de alta velocidad con revenido posterior a 250°C.

La Figura 4.33 muestra un esquema de los ángulos, direcciones de esfuerzos y deformaciones unitarias en una muestra plana que se utilizan para el cálculo de esfuerzos residuales, mismos que servirán de referencia para análisis de próximos resultados.

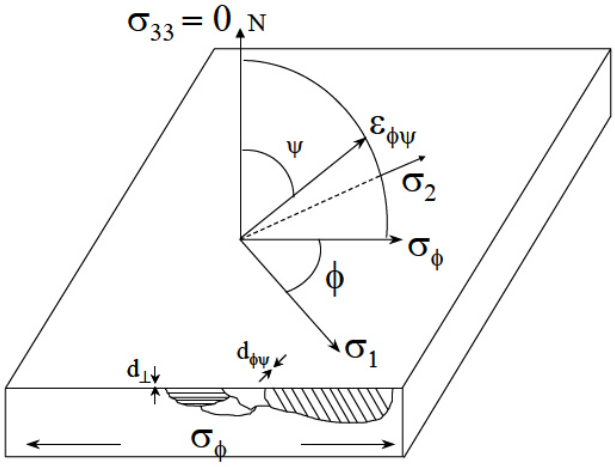


Figura 4.33 Ángulos, direcciones de esfuerzos y deformaciones unitarias en una muestra plana [103]

Inicialmente se evaluaron las muestras siguiendo el método clásico de espaciamiento interplanar-*d* contra $Sen^2(\psi)$. La variación del parámetro (*d*), se da conforme sea evaluado (en paralelo o perpendicular). En este estudio, la distancia interplanar en perpendicular ($d_{\perp}$) es de particular interés, debido a que los esfuerzos residuales compresivos se miden en la superficie de la muestra de acuerdo a la Figura 4.33.

A continuación se presenta el análisis de esfuerzos residuales obtenidos por DRX y las gráficas obtenidas por medio del software X´pert Data Collector.

4.4.1.1 Probetas templadas en CAV

Las Figura 4.34 muestra la variación de la distancia interplanar en relación al $Sen^2(\psi)$ de la muestra CAV-2- CR. La distribución del parámetro (d) se incrementó con el aumento del $Sen^2(\psi)$, por lo que esta muestra se encontró bajo esfuerzos residuales a tensión en donde $d_{\perp}<d_0$.

Los valores calculados para σ_ϕ y su desviación estándar se encuentran en la Tabla 4.3, donde también se muestran los valores τ_ϕ que corresponden a los valores del esfuerzo cortante evaluado en un ángulo ϕ determinado.

En las Tablas del tensor de esfuerzos de cada una de las muestras, los valores mostrados están de acuerdo a los componentes mostrados en la Tabla 2.2, donde $\sigma_{xx} = \sigma_{11}$, $\sigma_{yy} = \sigma_{22}$ y $\sigma_{zz} = \sigma_{33}=0$, además, $\tau_{12} =\tau_{21,}$ $\tau_{13} = \tau_{31}$ y $\tau_{23} = \tau_{32}$. Los esfuerzos principales se muestran en el lado derecho de las Tablas y están representados por σ_1, σ_2 y $\sigma_{3,}$ donde $\sigma_3=0$.

Tomando en cuenta que en el centro de la probeta se observó bainita superior formada al estabilizar la probeta a 432°C se obtuvieron valores considerablemente altos a tensión en la superficie hasta de 358.3 $\pm$ 36.2 MPa, esto posiblemente como resultado de la distribución de los carburos de la bainita superior más parecidos a la perlita y la poca formación de martensita en la superficie.

La Tabla 4.4 muestra los valores del tensor de esfuerzos con sus 9 componentes y los esfuerzos principales de la muestra CAV-2-CR donde $\sigma_{1\ y}$ σ_2 resultaron positivos.

Para la probeta CAV-3-CR se observó un comportamiento inverso en las gráficas de variación de espaciamiento interplanar en función al $Sen^2(\psi)$ donde se notó un incremento del valor de la distancia interplanar en dirección perpendicular en relación con la distancia libre de esfuerzos.

El comportamiento de la gráfica correspondió a un desdoblamiento típico de ψ para esfuerzos residuales y se muestra en la Figura 4.35.

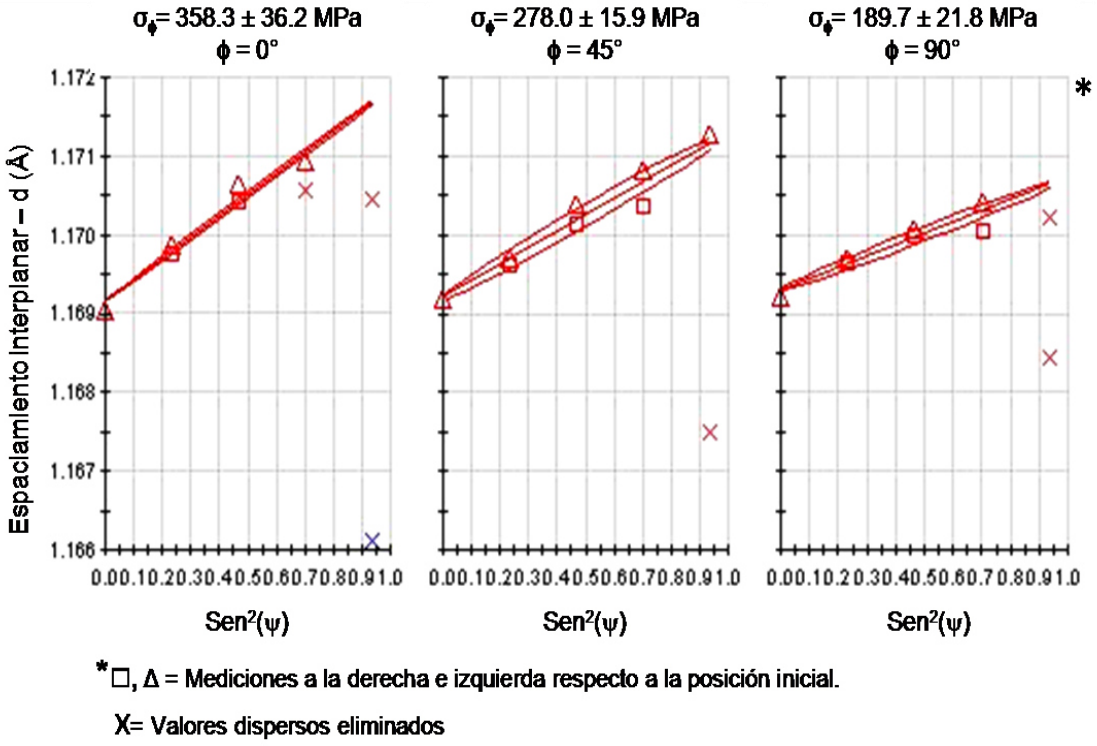


Figura 4.34 Curso de la distribución de *d(ψ)* de la probeta CAV-2-CR.

Tabla 4.3 Valores de análisis uniaxial de esfuerzos de la muestra CAV-2-CR.

ϕ	σ_ϕ	D.Stnd.	τ_ϕ	D.Stnd.
(°)	(MPa)	(MPa)	(MPa)	(MPa)
0	358.3	36.2	6.6	9.8
45	278.0	15.9	19.9	5.6
90	189.7	21.8	12.6	6.1

Tabla 4.4 Análisis biaxial de esfuerzos residuales de la muestra CAV-2-CR.

Tensor de Esfuerzos (MPa)	Esfuerzos Principales (MPa)
$\sigma_{ij} = \begin{bmatrix} 358.3 & 4.0 & 6.6 \\ 4.0 & 189.7 & 12.6 \\ 6.6 & 12.6 & 0.0 \end{bmatrix}$	$\sigma_{ij}' = \begin{bmatrix} 358.4 & 0.0 & 0.0 \\ 0.0 & 189.6 & 0.0 \\ 0.0 & 0.0 & 0.0 \end{bmatrix}$

Los resultados de σ_ϕ fueron negativos para los tres valores de ϕ y se alcanzó una magnitud de hasta -621.6 $\pm$ 22.3 MPa. Los valores de σ_ϕ y τ_ϕ con sus desviaciones estándar se muestran en la Tabla 4.5.

Los altos valores compresivos presentes en esta muestra fueron previstos con los cálculos mostrados en la Tabla 4.2 del desplazamiento y deformación de la red evaluados para el plano (1 1 0) Fe α que se vieron reflejados en la expansión del valor $d_\perp$ respecto a d_0 en la gráfica 4.35.

Esta muestra fue considerada previamente con la mayor cantidad de macro-esfuerzos residuales presentando el mayor desplazamiento del pico principal del plano (1 1 0) Fe α con 0.089°.

Estos macro-esfuerzos y esfuerzos residuales compresivos, pueden relacionarse con la presencia de martensita revenida en la superficie y mezcla de bainitas en el núcleo. Para esta condición se estimó una fracción de martensita en la superficie de 0.81 y de 0.47 a una profundidad de 1 mm. Por lo tanto debido a los altos gradientes térmicos alcanzados durante la prueba, de acuerdo a la teoría del TI (Ver Figura 2.20) al transformar la martensita en la coraza se expande volumétricamente mientras que el núcleo de la pieza al estabilizar por encima de la M_s en este caso a 300°C, permite que la fase presente en el núcleo se mantenga contraída generando esfuerzos compresivos en la superficie; por lo que la variación de la fase presente en el núcleo y su temperatura de estabilizado repercuten directamente en los esfuerzos residuales superficiales.

Para esta condición los esfuerzos principales mostrados en la Tabla 4.6 alcanzaron un valor negativo de hasta -628.0 MPa para σ_1.

Después de la muestra CAV-3-CR, la muestra CAV-4-CR fue señalada como la segunda en tener más macro-esfuerzos presentando un desplazamiento considerable de 0.059° con respecto al pico principal correspondiente al plano (1 1 0) Fe α.

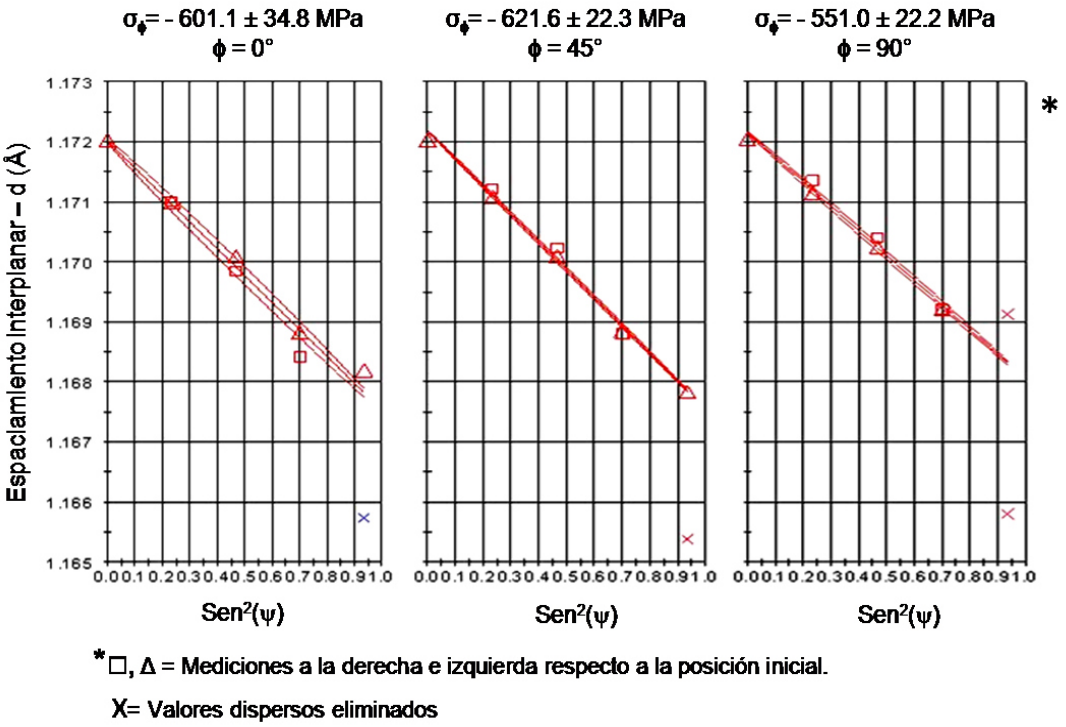


Figura 4.35 Curso de la distribución de *d(ψ)* de la probeta CAV-3-CR.

Tabla 4.5 Valores de análisis uniaxial de esfuerzos de la muestra CAV-3-CR.

ϕ	σ_ϕ	D.Stnd.	τ_ϕ	D.Stnd.
(°)	(MPa)	(MPa)	(MPa)	(MPa)
0	-601.1	34.8	20.1	12.2
45	-621.6	22.3	-5.6	7.8
90	-551.0	22.2	-9.3	6.3

Tabla 4.6 Análisis biaxial de esfuerzos residuales de la muestra CAV-3-CR.

Tensor de Esfuerzos (MPa)	Esfuerzos Principales (MPa)
$\sigma_{ij} = \begin{bmatrix} -601.1 & -45.5 & 20.1 \\ -45.5 & -551.0 & -9.3 \\ 20.1 & -9.3 & 0.0 \end{bmatrix}$	$\sigma_{ij}' = \begin{bmatrix} -628.0 & 0.0 & 0.0 \\ 0.0 & -524.1 & 0.0 \\ 0.0 & 0.0 & 0.0 \end{bmatrix}$

Los gráficos de variación del espaciamiento interplanar para la muestra CAV-4-CR confirmaron un incremento en el parámetro $d_{\perp}$ con respecto a d_0. La Figura 4.36 muestra la distribución de espaciamiento-d contra $Sen^2(\psi)$. Al existir expansión del valor $d_{\perp}$ los valores de σ_{ϕ} también fueron negativos llegando hasta -431.8 $\pm$ 24.5 MPa. Los valores de σ_{ϕ} y τ_{ϕ} con sus desviaciones estándar se muestran en la Tabla 4.7.

Para la muestra CAV-4-CR la fracción de martensita estimada en la superficie fue de 0.82 y de 0.58 a una distancia de 1 mm, fracciones mayores que las de la probeta CAV-3-CR.

De acuerdo a la Figura 4.9d, la probeta se enfrió por debajo de la temperatura M_s en la periferia de la superficie por lo que tendría una capa más gruesa de martensita que la muestra enfriada 3 segundos; sin embargo, de acuerdo a la teoría, el éxito del temple intensivo radica entre otras cosas en detener el enfriamiento en el tiempo exacto para evitar que la pieza se siga enfriando y transforme totalmente a martensita. Al transformar completamente la sección transversal se reducen los esfuerzos compresivos generados en la superficie de acuerdo a la Figura 2.20e.

Esto puede explicar la reducción de los esfuerzos residuales principales presentes en la muestra, los cuales fueron compresivos con una magnitud de -256 MPa para σ_1 y -437 MPa para σ_2 que se muestran en la Tabla 4.8 junto al tensor de esfuerzos.

No obstante, para estas dos condiciones (enfriamiento durante 3 y 4 segundos) se efectuaron pruebas semidestructivas para obtener el perfil de esfuerzos residuales de las muestras y determinar el comportamiento a una profundidad determinada, este estudio se presenta en la sección 4.4.2.

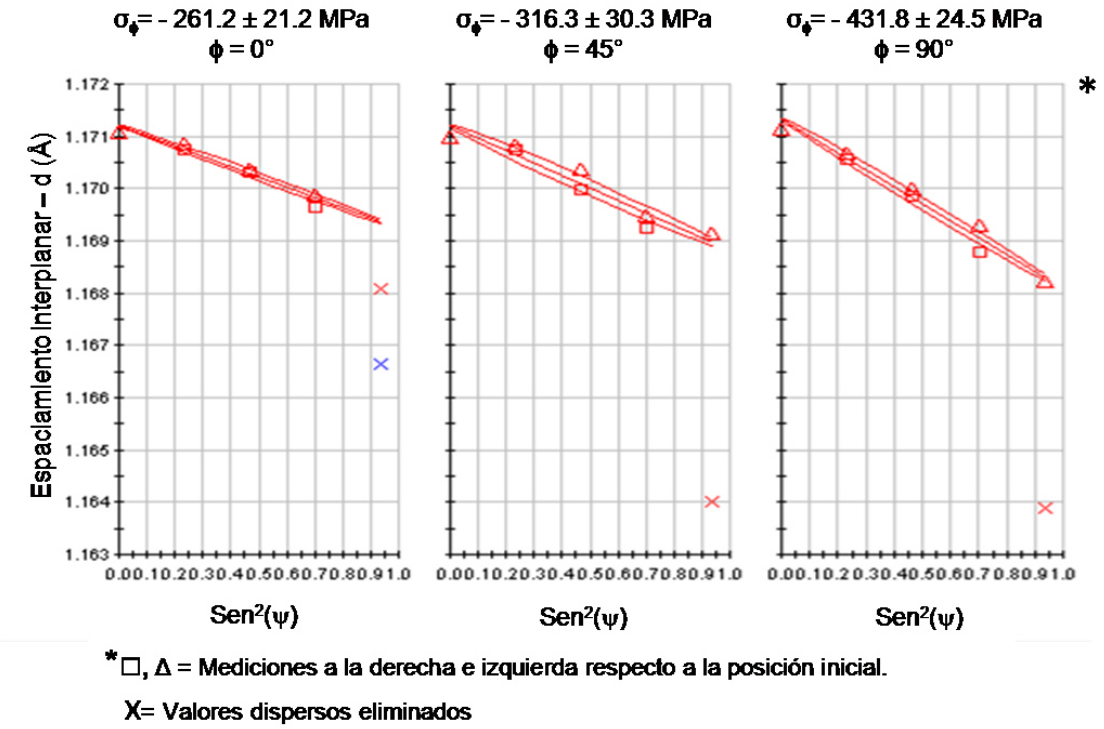


Figura 4.36 Curso de la distribución de *d(ψ)* de la probeta CAV-4-CR.

Tabla 4.7 Valores de análisis uniaxial de esfuerzos de la muestra CAV-4-CR.

ϕ	σ_ϕ	D.Stnd.	τ_ϕ	D.Stnd.
(°)	(MPa)	(MPa)	(MPa)	(MPa)
0	-261.2	21.2	9.9	6.0
45	-316.3	30.3	19.4	10.7
90	-431.8	24.5	17.4	8.6

Tabla 4.8 Análisis biaxial de esfuerzos residuales de la muestra CAV-4-CR.

Tensor de Esfuerzos (MPa)	Esfuerzos Principales (MPa)
$\sigma_{ij} = \begin{bmatrix} -261.2 & 30.2 & 9.9 \\ 30.2 & -431.8 & 17.4 \\ 9.9 & 17.4 & 0.0 \end{bmatrix}$	$\sigma_{ij}' = \begin{bmatrix} -256.0 & 0.0 & 0.0 \\ 0.0 & -437.0 & 0.0 \\ 0.0 & 0.0 & 0.0 \end{bmatrix}$

Para la probeta enfriada durante 5 segundos, los valores del espaciamiento interplanar en dirección perpendicular también fueron mayores respecto a d_0 y su gráfica se muestra en la Figura 4.37.

Los valores obtenidos en la evaluación de σ_ϕ se muestran en la Tabla 4.9. Se obtuvieron esfuerzos residuales compresivos con una magnitud de hasta 508.5± 34.6 MPa en $\sigma_{45°}$ magnitud mayor que la obtenida para CAV-4-CR sin embargo esta muestra presento 0.039° de desplazamiento y fue la que tuvo el valor más alto de 2w de 0.49° por lo tanto fue considerada con el mayor grado de micro-esfuerzos. La combinación de macro y micro-esfuerzos puede explicar las magnitudes obtenidas en esta muestra incluso cuando estabilizó después del temple interrumpido en 215°C.

La curva de enfriamiento de la Figura 4.9e, mostro que al estabilizar por debajo de la M_s el núcleo podría esperarse estuviera compuesto por una mezcla de martensita revenida (fracción volumétrica de martensita en el núcleo de 0.2) y bainita inferior lo que se observó en la Figura 4.29b. Esto puede explicar los valores de la Tabla 4.10 obtenidos para σ_1(-510.3 MPa) y σ_2(-451.0 MPa) los cuales fueron más altos que los obtenidos para la muestra enfriada 4 segundos y menores a los obtenidos en la muestra enfriada 3 segundos, esto por la fracción superficial de martensita que se estimó alcanzaría hasta 0.91.

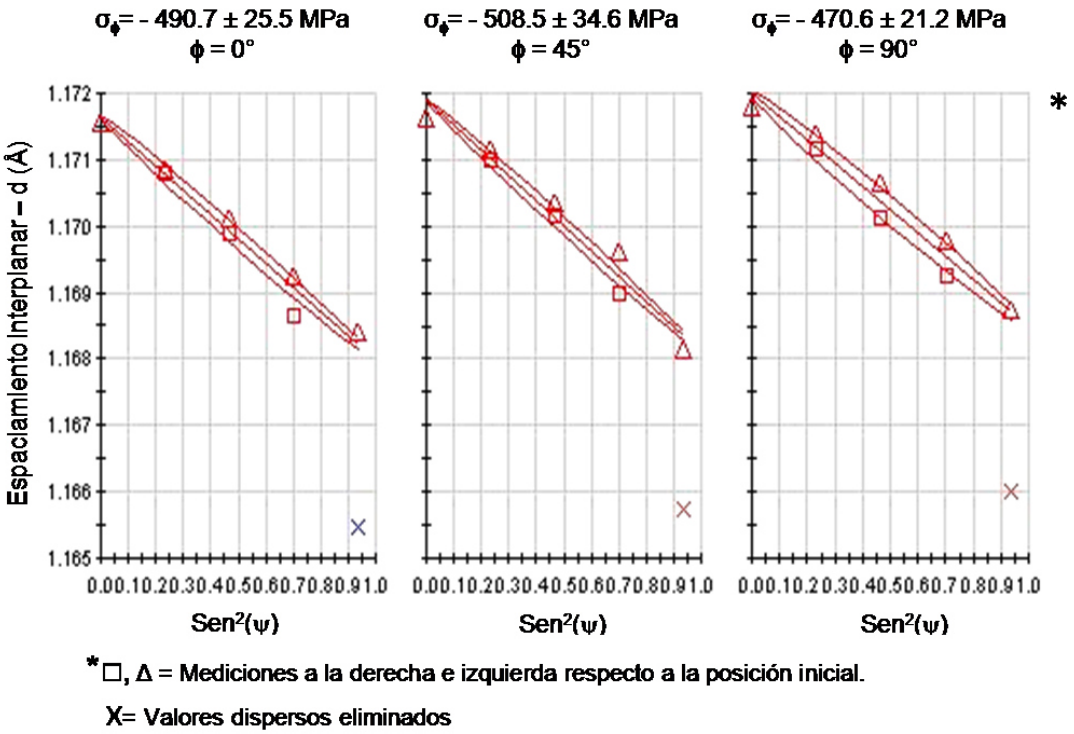


Figura 4.37 Curso de la distribución de *d(ψ)* de la probeta CAV-5-CR.

Tabla 4.9 Valores de análisis uniaxial de esfuerzos de la muestra CAV-5-CR.

ϕ	σ_ϕ	D.Stnd.	τ_ϕ	D.Stnd.
(°)	(MPa)	(MPa)	(MPa)	(MPa)
0	-490.7	25.5	22.9	9.0
45	-508.5	34.6	19.9	12.1
90	-470.6	21.2	31.0	7.5

Tabla 4.10 Análisis biaxial de esfuerzos residuales de la muestra CAV-5-CR.

Tensor de Esfuerzos (MPa)	Esfuerzos Principales (MPa)
$\sigma_{ij} = \begin{bmatrix} -490.7 & -27.9 & 22.9 \\ -27.9 & -470.6 & 31.0 \\ 22.9 & 31.0 & 0.0 \end{bmatrix}$	$\sigma_{ij}' = \begin{bmatrix} -510.3 & 0.0 & 0.0 \\ 0.0 & -451.0 & 0.0 \\ 0.0 & 0.0 & 0.0 \end{bmatrix}$

4.4.1.2 Probetas templadas en SA

Se analizaron las curvas de enfriamiento para la determinación de las muestras templadas en el SA que podrían ser equivalentes a aquellas templadas en la CAV y que fueron establecidas como las que tuvieron un mayor gradiente de esfuerzos residuales compresivos.

Suponiendo que las probetas templadas durante 3 y 4 segundos fueron las que presentaron microestructura tipo coraza-núcleo constituida de martensita revenida en la superficie y mezcla de bainitas en el centro por estabilizar a 300°C y 247°C respectivamente después del temple interrumpido, las probetas templadas en el sistema de aspersión durante 4,5 y 6 segundos fueron las que estabilizaron en un rango similar de temperatura.

A continuación se presentan los resultados de la evaluación de esfuerzos residuales en la superficie de las muestras ASP-4a6-CR obtenidos por Rayos-X de laboratorio.

La Figura 4.38 muestra la variación del espaciamiento interplanar contra $Sen^2(\psi)$ obtenidas de la muestra ASP-4-CR. Se observó comportamiento regular de desdoblamiento de (ψ) y una reducción del valor de (d) al incrementar el ángulo (ψ) por lo que la distancia en perpendicular fue mayor que la como libre de esfuerzos.

Se obtuvieron esfuerzos residuales compresivos en la superficie en todas las direcciones de σ_ϕ alcanzando hasta -470.1$\pm$ 29.1 MPa. Los valores de σ_ϕ y τ_ϕ se muestran en la Tabla 4.12.

Debido a que en esta condición se estabilizó la muestra alrededor de 400°C la microestructura tipo coraza-núcleo, generó esfuerzos residuales compresivos en todas las direcciones evaluadas. Los valores de los esfuerzos principales se presentan en la Tabla 4.13 donde σ_1 = - 473.9 MPa.

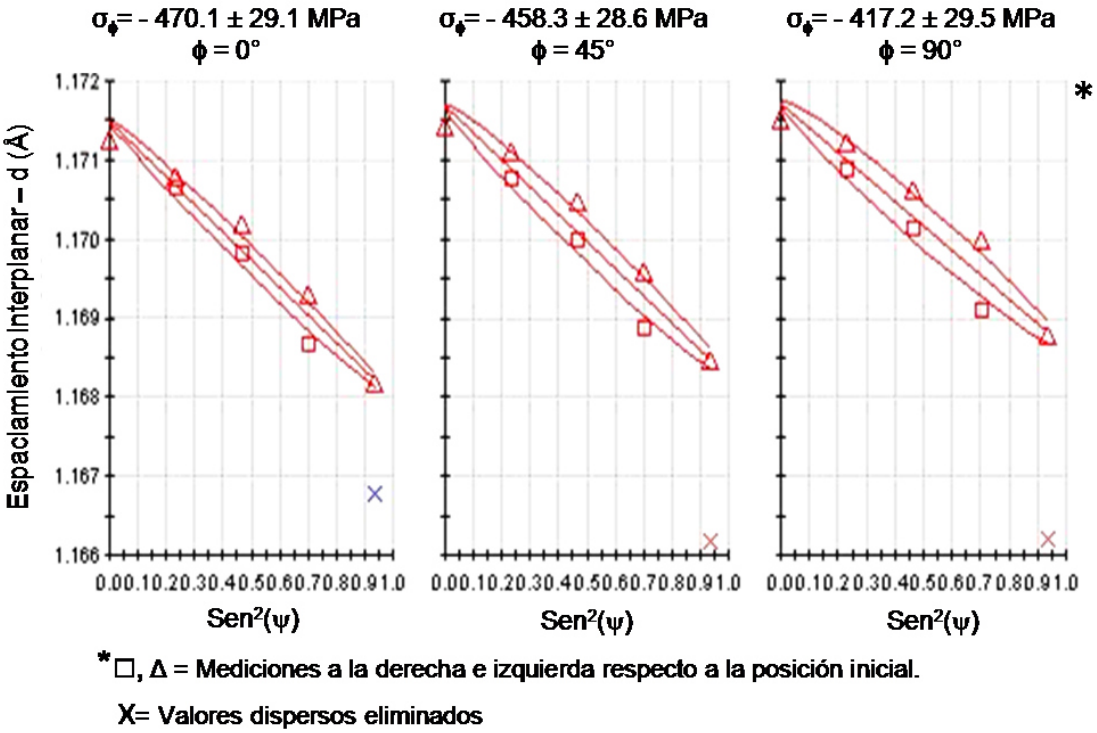


Figura 4.38 Curso de la distribución de *d(ψ)* de la probeta ASP-4-CR.

Tabla 4.11 Valores de análisis uniaxial de esfuerzos de la muestra ASP-4-CR.

ϕ	σ_ϕ	D.Stnd.	τ_ϕ	D.Stnd.
(°)	(MPa)	(MPa)	(MPa)	(MPa)
0	-470.1	29.1	25.7	10.2
45	-458.3	28.6	35.4	10.0
90	-417.2	29.5	40.3	10.4

Tabla 4.12 Análisis biaxial de esfuerzos residuales de la muestra ASP-4-CR.

Tensor de Esfuerzos (MPa)	Esfuerzos Principales (MPa)
$\sigma_{ij} = \begin{bmatrix} -470.1 & -14.7 & 25.7 \\ -14.7 & -417.2 & 40.3 \\ 25.7 & 40.3 & 0.0 \end{bmatrix}$	$\sigma_{ij}' = \begin{bmatrix} -473.9 & 0.0 & 0.0 \\ 0.0 & -413.4 & 0.0 \\ 0.0 & 0.0 & 0.0 \end{bmatrix}$

Por su parte las muestras enfriadas durante 5 y 6 segundos en el SA, estabilizaron a 325°C y 230°C respectivamente, temperaturas ligeramente por encima de las obtenidas en la CAV de los temples interrumpidos en 3 y 4 segundos de enfriamiento.

Esto al igual que en las otras condiciones, generó esfuerzos residuales compresivos en la superficie por la expansión de la transformación a martensita en la superficie que fue estimada en una fracción de 0.91 en la superficie y de 0.67 a 1 mm de la superficie en la muestra ASP-5-CR y para la muestra ASP-6-CR de 0.90 en la superficie y de 0.80 a 1 mm de la superficie (ver Figura 4.12).

La Figura 4.39 muestra la variación del espaciamiento interplanar respecto a $Sen^2(\psi)$ de la muestra ASP-5-CR donde $d_\perp > d_0$ y los valores de σ_ϕ se obtuvieron negativos en todas las direcciones. Los valores para σ_ϕ y τ_ϕ se muestran en la Tabla 4.13. Los esfuerzos principales σ_1 y σ_2 de la muestra ASP-5-CR se presentan en la Tabla 4.14, donde se muestra que σ_1 alcanzo un gradiente de -509.9 MPa, magnitud por debajo del obtenido para la muestra CAV-3-CR pero por encima de la CAV-4-CR.

La muestra enfriada 6 segundos también presento esfuerzos compresivos en todas las direcciones de σ_ϕ y sus valores se presentan en la Tabla 4.14. Se alcanzaron -594.3 MPa para σ_1 (Tabla 4.15) valor más próximo al obtenido en la muestra templada durante 3 segundos en la CAV.

La variación de la expansión del espaciamiento interplanar en perpendicular fue mayor que la como libre de esfuerzos y su distribución se muestra en la Figura 4.40.

La muestra ASP-6-CR fue la que presentó una magnitud más alta de esfuerzos residuales compresivos en la superficie casi tan negativos como los alcanzados en la evaluación de la muestra CAV-3-CR.

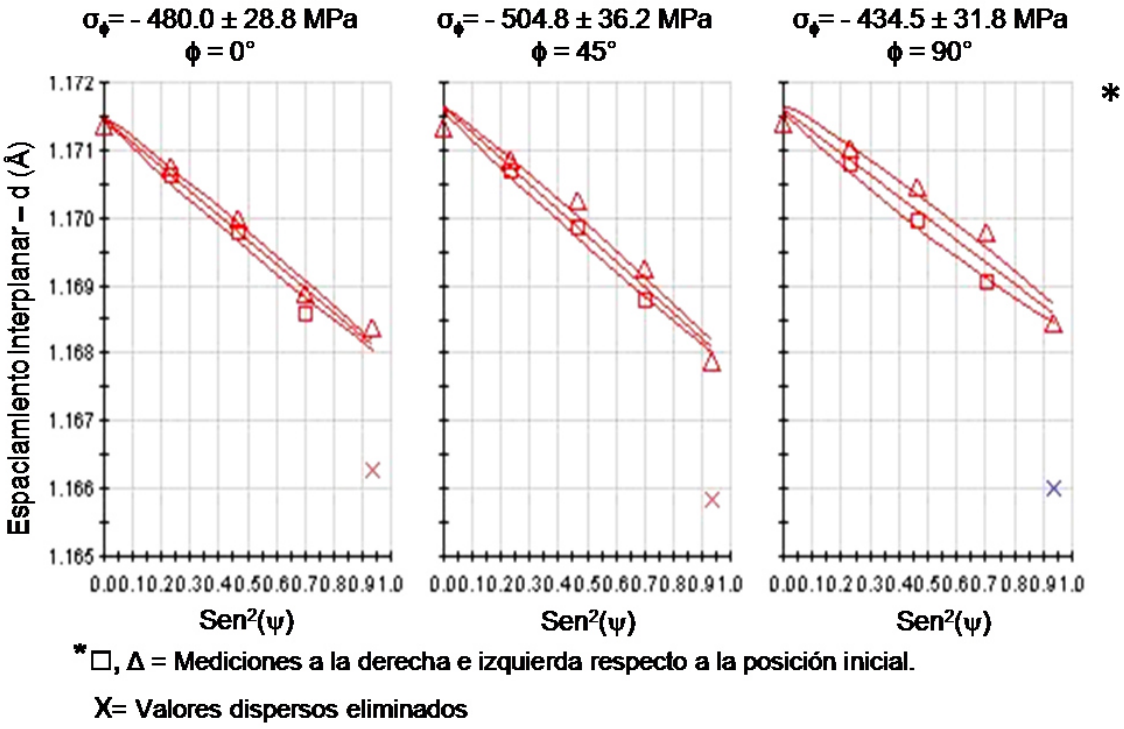


Figura 4.39 Curso de la distribución de *d(ψ)* de la probeta ASP-5-CR.

Tabla 4.13 Valores de análisis uniaxial de esfuerzos de la muestra ASP-5-CR.

ϕ	σ_ϕ	D.Stnd.	τ_ϕ	D.Stnd.
(°)	(MPa)	(MPa)	(MPa)	(MPa)
0	-480.0	28.8	18.0	10.1
45	-504.8	36.2	22.2	12.7
90	-434.5	31.8	33.1	11.2

Tabla 4.14 Análisis biaxial de esfuerzos residuales de la muestra ASP-5-CR.

Tensor de Esfuerzos (MPa)	Esfuerzos Principales (MPa)
$\sigma_{ij} = \begin{bmatrix} -480.0 & -47.5 & 18.0 \\ -47.5 & -434.5 & 33.1 \\ 18.0 & 33.1 & 0.0 \end{bmatrix}$	$\sigma_{ij}' = \begin{bmatrix} -509.9 & 0.0 & 0.0 \\ 0.0 & -404.6 & 0.0 \\ 0.0 & 0.0 & 0.0 \end{bmatrix}$

En ambas condiciones se obtuvo microestructura tipo coraza-núcleo, hubo una variación de espaciamiento interplanar de $d_{\perp} > d_0$ y los esfuerzos principales rondaron los -600MPa, sin embargo, el gradiente térmico entre la superficie y el núcleo fue mayor para la CAV lo que retardaría la transformación de martensita a lo largo de la sección transversal y se reduciría los esfuerzos compresivos.

Además, la fracción de martensita a 1 mm fue menor en las muestra CAV-3-CR por lo que se esperaría se incrementara la magnitud de esfuerzos residuales al realizar el perfil de esfuerzos.

De lo anterior evaluando el incremento en la magnitud de esfuerzos residuales compresivos respecto al tiempo de temple en el sistema de aspersión, se tiene la razón de crecimiento de la Figura 4.41.

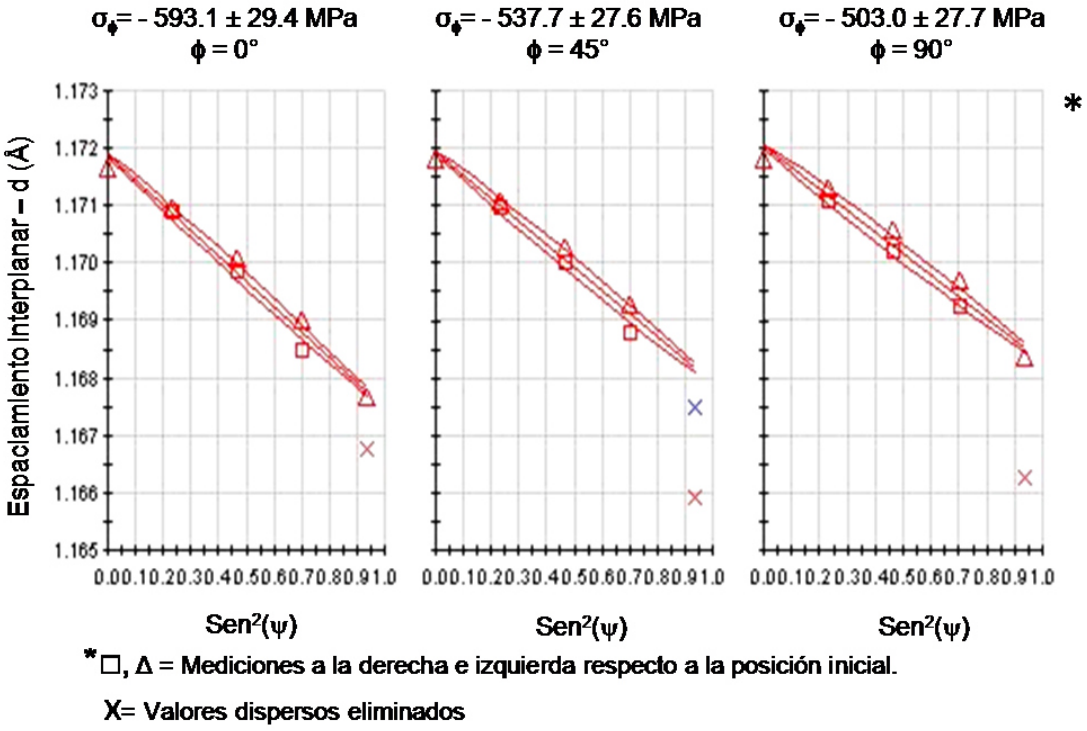


Figura 4.40 Curso de la distribución de $d(\psi)$ de la probeta ASP-6-CR.

Tabla 4.15 Valores de análisis uniaxial de esfuerzos de la muestra ASP-6-CR.

ϕ	σ_ϕ	D.Stnd.	τ_ϕ	D.Stnd.
(°)	(MPa)	(MPa)	(MPa)	(MPa)
0	-593.1	29.4	18.5	10.3
45	-537.7	27.6	21.7	7.8
90	-503.0	27.7	23.2	9.7

Tabla 4.16 Análisis biaxial de esfuerzos residuales de la muestra ASP-6-CR.

Tensor de Esfuerzos (MPa)	Esfuerzos Principales (MPa)
$\sigma_{ij} = \begin{bmatrix} -593.1 & 10.4 & 18.5 \\ 10.4 & -503.0 & 23.2 \\ 18.5 & 23.2 & 0.0 \end{bmatrix}$	$\sigma_{ij}' = \begin{bmatrix} -594.3 & 0.0 & 0.0 \\ 0.0 & -501.9 & 0.0 \\ 0.0 & 0.0 & 0.0 \end{bmatrix}$

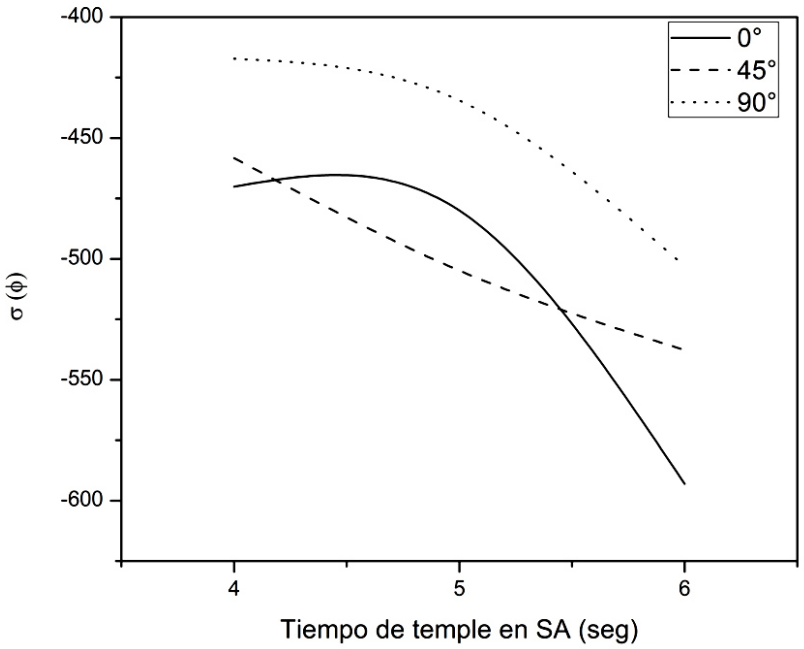


Figura 4.41 Razón de crecimiento de los esfuerzos residuales compresivos respecto al tiempo de temple en aspersión.

4.4.2 Perfiles de esfuerzos residuales

Se efectuaron análisis para determinar el perfil de esfuerzos a las muestras templadas por 3 y 4 segundos en la cámara de alta velocidad por el método semi-destructivo de Rayos-X de laboratorio.

Las Figuras 4.42 y 4.43 muestran los perfiles de esfuerzos residuales para las muestras CAV-3-CR y CAV-4-CR respectivamente. Se observó que en ambas condiciones el esfuerzo residual se incrementó conforme se incrementaba la profundidad (hasta 0.31 mm) donde se evaluaban los esfuerzos superficiales.

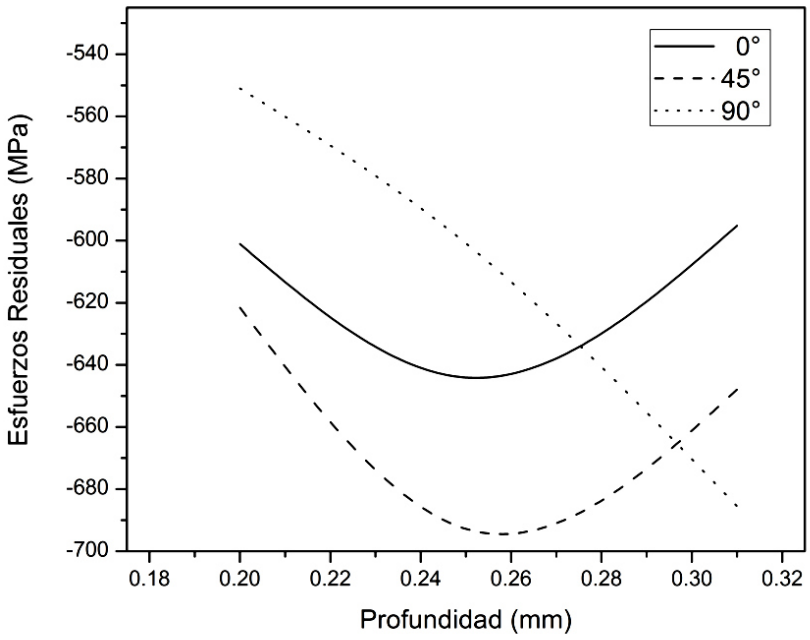


Figura 4.42 Perfil de esfuerzos residuales de la muestra CAV-3-CR

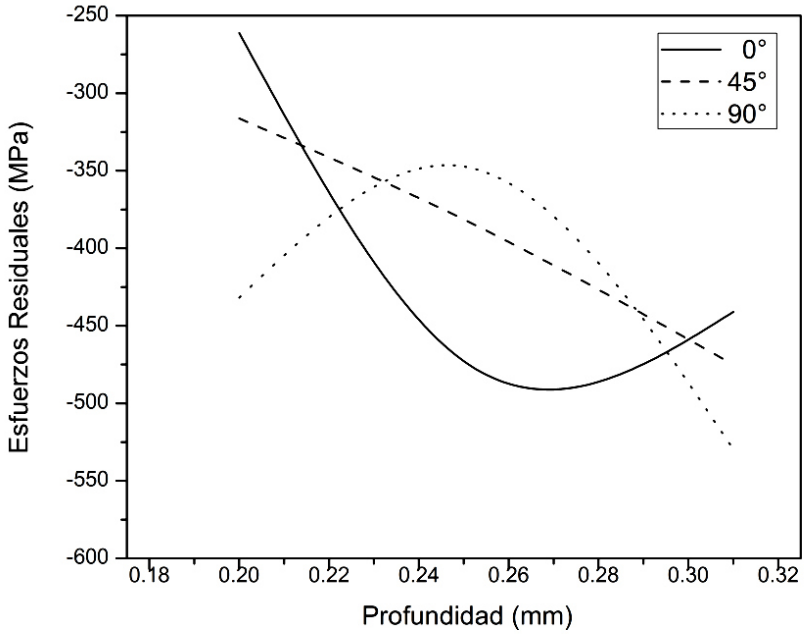


Figura 4.43 Perfil de esfuerzos residuales de la muestra CAV-4-CR.

El granallado dependiendo de la técnica con la que se realice la prueba [104], afecta y genera esfuerzos residuales compresivos máximos en una profundidad normalmente de entre 0.05 mm a 0.07 mm (50-70μm) [89] y en este estudio se obtuvo el máximo compresivo a una profundidad de 0.25 mm (250μm).

La magnitud del esfuerzo residual es muy importante en aplicaciones donde el componente estará sometido a deflexiones continuas como los resortes y muelles automotrices [105].

La muestra CAV-3-CR fue la que presentó una magnitud más alta y uniforme de esfuerzos residuales compresivos hasta una profundidad de 0.31 mm.

CAPITULO 5

CONCLUSIONES Y RECOMENDACIONES

5.1 Conclusiones

Se realizaron tratamientos térmicos siguiendo la teoría del temple intensivo para la generación de esfuerzos residuales compresivos en la superficie de muestras fabricadas de acero para resortes y muelles automotrices (AISI 5160) y las conclusiones se presentan a continuación:

1. Se diseñó y construyó un equipo de temple para la ejecución de enfriamiento por aspersión y enfriamiento en una cámara de alta velocidad.
2. Se obtuvieron altos gradientes térmicos en ambos sistemas de temple y se logró obtener microestructura tipo coraza-núcleo para sección transversal de 20 mm conformada de martensita revenida en la coraza y perlita o diferentes tipos de bainita en el núcleo.

3. Los temples seguidos de enfriamiento al aire presentaron austenita retenida y martensita en el centro de las piezas debido a la alta templabilidad de este acero.
4. Los temples seguidos de un revenido a baja temperatura (250°C) mostraron ausencia de austenita retenida en las piezas y las muestras templadas durante 3 y 4 segundos fueron las que presentaron un gradiente de temperatura más alto en las curvas de enfriamiento con predicción de fracción volumétrica de martensita en la superficie de 0.81 y 0.82 respectivamente.
5. Se evaluaron las macro y microtensiones presentes en los perfiles de picos de las muestras en el plano (1 1 0 α) donde se encontró que la muestra con mayor cantidad de macrotensiones fue la templada por 3 segundos mostrando un desplazamiento del pico de 0.089°, seguida por la muestra templada por 4 segundos con un desplazamiento de 0.059°. La muestra templada por 5 segundos fue la que presento mayor cantidad de microtensiones con un ancho de pico (2w) de 0.49°.
6. Los valores de variación del espaciamiento interplanar en todas las muestras evaluadas, mostraron un comportamiento regular del desdoblamiento de (ψ), de acuerdo a la ecuación general usada para determinar los componentes del tensor de esfuerzos.
7. Se obtuvieron esfuerzos residuales compresivos en la superficie para todos los valores de σ_ϕ de las muestras templadas durante 3, 4 y 5 segundos en la CAV y muestras templadas durante 4, 5, y 6 segundos en el SA.
8. Las muestras CAV-3-CR y ASP-6-CR mostraron ser casi equivalentes y sus gradientes de esfuerzos rondaron los -600MPa, sin embargo la probeta templada en la CAV al tener un mayor gradiente térmico al llegar a temperatura ambiente, mostró tener un mayor contraste entre las temperaturas de superficie y núcleo lo que retarda la formación de martensita a lo largo de la sección transversal lo que previene liberación de los esfuerzos compresivos ya generados.

9. Se efectuaron perfiles de esfuerzo residual en las muestras CAV-3-CR y CAV-4-CR y se reveló que el máximo gradiente de esfuerzo residual compresivo se obtuvo alrededor de 0.25 mm (250 μm), mientras que la aplicación de granallado dependiendo de la técnica alcanza su máximo gradiente entre 0.050 y 0.070 mm (50-70μm) de acuerdo a la literatura.
10. La muestra CAV-3-CR fue la que presentó valores más altos de esfuerzos residuales compresivos alcanzando hasta -685.5±34.8 MPa en una profundidad de 310μm.
11. Los beneficios que se encontraron de aplicar temples a componentes automotrices de acero 5160 siguiendo esta metodología son:
    a. Reducción de costos del medio templante cambiando de aceite a agua convencional, tanto en valor adquisitivo como en procesos de refinación y desecho.
    b. El agua es un medio templante amigable con el medio ambiente.
    c. Se puede reducir el tiempo de tratamiento térmico, a solo temple intensivo y revenido.
    d. Abstinencia de post-procesamiento para la generación de esfuerzos residuales compresivos por granallado.

5.2 Contribuciones

Se cumplieron los objetivos planteados al inicio del proyecto y se lograron las siguientes contribuciones:

a. Contribución científica

- Se evaluó el efecto esquina mencionado por otros autores y se determinó que para barras de sección transversal de 20mm x 20 mm, el factor geométrico afectaría alrededor de 1.8 mm desde el borde de la pieza.
- Además, de acuerdo a la teoría del temple intensivo, el método ha sido exitoso solo en muestras con sección transversal de más de 5 cm y en

esta investigación se logró el cometido en probetas de sección transversal de 2 cm usando agua convencional como medio de temple.

b. Contribución tecnológica

- Se diseñó y construyó un equipo de temple para realizar enfriamientos controlados en hasta 0.1 segundos mediante aspersión, flujo a alta velocidad e inmersión con agitación. El equipo cuenta con un porta muestras de placas intercambiables para hacerlo más versátil y geometrías diferentes a las mostradas en esta investigación pueden ser utilizadas.

5.3 Recomendaciones

1 Llevar a cabo pruebas mecánicas para obtener más detalle de las propiedades del material como tensión y resistencia a la fatiga.

2 Extrapolar los resultados a un componente automotriz real y estudiar el desempeño del componente templado bajo esta metodología contra uno tratado convencionalmente en planta.

3 Evaluar tiempos intermedios del temple intensivo en la cámara de alta velocidad de 2.5 a 4.5 segundos en intervalos de 0.1 segundos para determinar con más precisión el momento en que se encuentra el máximo de esfuerzos residuales compresivos.

4 Aplicar un granallado a las probetas ya templadas bajo estas condiciones para determinar el incremento en magnitud de los esfuerzos compresivos.

5 Aplicar un segundos revenido a alta temperatura y evaluar la magnitud de los esfuerzos residuales.

6 Templar con salmuera en ambos sistemas para ver la reducción de tiempos de temple y cómo influye en la generación de esfuerzos residuales.

REFERENCIAS

1. N.I. Kobasko, M.A. Aronov, J.A. Powell y G.E. Totten, Intensive Quenching Systems: Engineering and Design, ASTM, 2010.

2. H. Chandler, Heat treater´s guide - Practices and Prodecures for Irons and Steels, 2da Edición, ASM International, 2010.

3. GEORGE E. Dieter, Mechanical Metallurgy, McGraw- Hill, 1988, Capítulo 6, pag. 184.

4. WILLIAM D. Callister Jr., Fundamentals of Materials Science and Engineering, 2001, Capítulo 8 y 11, pag. 206 y 323.

5. DONALD R. Askeland, The Science and Engineering of Materials, 3era Edición, Capítulos 7-11,1996, pag. 188-316.

6. G. Krauss, Steels: Processing, Structure and Performance, ASM International, 2005, pag. 297-326.

7. M. Duran-Charre, Microstructure of Steels and Cast Irons, Springer, 2004.

8. H.K.D.H. Bhadeshia, Bainite in Steels: Transformations, Microstructure and Properties, The Institute of Materials, 1992.

9. W.T. Reynolds, Jr., H.I. Aaronson y G. Spanos, A summary of the Dresent Diffusionist Views on Bainite, Materials Transactions JIM, Vol.32, No.8, 1991, pag. 737.746.

10. H.I. Aaronson, W.T. Reynolds, Jr., G.J. Shiflet y G.Spanos, Bainite viewed three different ways, Matallurgical Transactions A, Vol.21A, 1990, pag.

1343-1380.

11. H.K.D.H. Bhadeshia and R.W.K. Honeycombe, Formation of Martensite, Steels Microstructure and Properties, Butterworth-Heinemann Elsevier, 3era Edición, 2006, pag. 95-127.

12. A.R. Marder y G. Krauss, The Morphology of Martensite in Iron-Carbon Alloys, Transactions ASM, Vol. 60, 1967, pag. 651–660.

13. H.K.D.H. Bhadeshia y R.W.K. Honeycombe, The Heat Treatment of Steels: Hardenability, Steels Microstructure and Properties, Butterworth-Heinemann Elsevier, 3era. Edición, 2006, pag. 167-181.

14. M. Przylecka, W. Gestwa, L. Canale y G.E.Totten, Sources of Failures in Carburized and Carbonitrided Components, Failure Analysis of Heat Treated Steel Components, ASM International, 2008, pag. 177-234.

15. D.P. Koistenen y R.E Marburger, A general equation prescribing the extent of the austenite-martensite transformation in pure iron-carbon alloys and plain carbon steels, Acta Metallurgica Vol. 7, 1959, pag.59.

16. D. Ponge, J. Millan y D. Raabe, Design of Lean Maraging TRIP Steels, Advanced Steels, Springer, 2011.

17. G. Parrish, Retained Austenite, Carburizing Microstructure and Properties, ASM International, 1era. Edición, 1999, pag. 77-94.

18. ASM International, Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloys, ASM Handbook, Vol. 1, 1990.

19. H.K.D.H. Bhadeshia, Program MAP STEEL MUCG73, http://www.msm.cam.ac.uk/map/steel/programs/mucg73-b.html.

20. INTERNET source,

http://calculations.ewi.org/vjp/secure/TTTCCTPlots.asp, elaborado en Junio 2013.

21. STANDARD Test Method, ASTM A255-10 Standard Test Methods for Determining Hardenability of Steel, 2014.

22. M. Meier, Jominy Test Data and Hardenability Calculations per ASTM A 255-89 (software), versión 2.02, 2001.

23. G. E. Totten, L.C.F. Canale y R.A. Mesquita, Failure Analysis of Heat Treated Steel Components, ASM International,2008.

24. W.E. Jominy, Hardenability of Alloy Steels, American Society of Metals, 1939, pag. 73.

25. HEAT Treating Oil, Japanese Industrial Standard K2242, 1980.

26. V. Paschkis y G. Stolz, Iron Age, Vol. 22, 1956, pag. 95-97.

27. G.P. Plekhanov y J.S. Berezhinskaya, Sov. Teknol. Prokatki. Termoobrab. Otdelki. Tolstoloiist. Prokata, M, 1987, pag. 78-80.

28. R.S Allen, A.J. Fletcher y A. Mills, Steel Res., Vol 60, 1989, pag. 522-530.

29. Y.I. Lipunov, K.Y. Eismondt, A.Y. Sitchenko y A.F. Goncharov, Freib. Forschungsh. B, Vol. B266, 1988, pag. 37-40.

30. R.F. Price y A.J. Fletcher, Met. Technol., May 1980, pag. 203-211.

31. V. Fronek y J. Kovarik, Hutn. Listy, Vol 2, 1986, pag 102- 105.

32. R.W. Hines y E.R. Mueller, Met. Prog., Vol 122, 1982, pag. 33-39.

33. B. Liscic, Hart.- Tech. Mitt., Vol. 33, 1978, pag. 179-191.

34. W.LUTY, Metaloz. Obrobka, Cieplna, Mayo-Junio 1984, pag. 12-16.

35. A.M. Osman y J.V. Beck, ASME Proc. National Heat Transfer Conf., Vol. 3, 1988, pag. 109-117.

36. B. Liscic, H. M. Tensi, L.C.F. Canale y G.E. Totten, Quenching Theory and Technology, CRC Press, 2010, pag. 222.

37. E. Paravicini Bagliani, M.J. Santofimia, L. Zhao, J. Sietsma y E. Anelli, Microstructure, tensile and toughness properties after quenching and partitioning treatments of a medium-carbon steel, Materials Science & Engineering A, Vol. 559, 2013, pag 486–495.

38. R. Abbaschian, L. Abbaschian y R. E. Reed-Hill, Physical Metallurgy Principles, Cengage Learning, 2009.

39. S. Kodama, Netsu Shori, Vol. 25, 1985, pag. 23-26.

40. G.E. Totten, M.E. Dakins y R.W. Heins, J. Heat Treat., Vol. 6 , 1988, pag. 87-95.

41. PETRASH, L.V. Some Physical Phenomena During Quenching. Metallove. Term. Obrab. Met., 1973, pag. 67-70.

42. F. Moreaux, J.C. Chevrier y G. Beck, Destabilization of Film Boiling by Means of a Thermal Resistance. Int. J.Multiphase Flow. 1975, pag. 183-190.

43. H. THIMBLEBY, The Leindenfrost phenomenon. Phys. Educ., 1989, pag.300-303.

44. N.I. Kobasko, M.A. Aronov y J.A. Powell, Critical Flux Densities and Characteristics of Heat Transfer During Film Boiling, Intensive Quenching Systems: Engineering and Design, ASTM, 2010, pag. 45-61.

45. G.E. Totten, C.E. Bates y N.A. Clinton, Handbook of Quenchants and Quenching Technology, ASM International, 1993.

46. B. LISCIC y T. Filetin, Measurement of Quenching Intensity, Calculation of Heat Transfer Coefficient and Global Database of Liquid Quenchants. Mat. Eng. 2012, pag. 52-63.

47. H. Scott, The Problem of Quenching Media for the Hardening of Steel. Heat Transfer Symp. Trans. ASM. 1933, pag. 577-584.

48. TOTTEN, K. S. L. A. G. E. K.S. Lally y G.E. Totten, Proper Agitation Dictates Quench Success Part 2, Heat Treating, 1992, pag. 28-31.

49. G.E. Totten, G.M. Webster y N. Gopinath, Quenching Fundamentals: Effect of Agitation, Adv. Mat.& Proc.,No. 2, 1996, pag.73-76.

50. Y. Kikichi, K. Tatsuta y M. Sako, The effect of surface coating layer on air-water mist cooling of hot metals, J. of Nuclear Science and Technology, Vol.35, No.7, 1998, pag. 477-484.

51. H.- W. Zoch y Th. Luebben, Distortion Engineering: A new concept to control distortion problems, Proceedings from the 6th International Quenching and Control of Distortion Conference, Chicago, Illinois, USA, 2012.

52. G.E. Totten, N.I. Kobasko y M.A. Aronov, Intensive Quenching Practices for Automotive Part Production – An Overview, The 1st International Automotive Heat Treating Conference, ASM International, Materials Park, OH, 1998, pag. 99-105.

53. G. Thomas, Simulation of Hot-Rolled Advanced High Strenght Sheet Production Using a Gleeble System, PhD Thesis, Colorado School of Mines, 2009.

54. N. Kobasko, M. Aronov, J. Powell y J.Vanas, Intensive Quenching of Steel Parts: Equipment and Method, Proceedings of the 7th IASME / WSEAS International Conference On Heat Transfer, Thermal Engineering and Environment, 2009, pag.153-158.

55. D. S.MacKenzie, G. Graham y J. Jankowski, Effect of Contamination on the Cooling Rate of Quench Oils, Proceedings from the 6th International Quenching and Control of Distortion Conference, Chicago, Illinois, USA, 2012.

56. D. S. Schicchi, G. Belinato, G. S. Sarmiento, A.Gastón, G. E. Totten y L.C.F. Canale, Effect of Soybean Oil and Palm Oil Oxidation, Proceedings from the 6th International QCD Conference, Chicago, Illinois, USA, 2012.

57. R.K. Singh y C.R Chakravorty, Tool Alloy Steels, Vol. 21, No. 5, 1987, pag. 145-147.

58. M.E. Dakins, C.E. Bates y G.E Totten, Metallurgia, Vol. 56, 1989, pag. S7-S9.

59. G.T. Bozhko, O.A. Bannykh, M.N. Tropkina, P.I. Mznikhin y A.V. Popov, Metalloved. Term. Orab. Met., Vol. 11, 1983, pag. 12-14.

60. A. Wachter, Sodium Nitrite as Corrosion Inhibitor for Water, Industrial and Engineering Chemistry, Vol. 37, No.8, 1945, pag. 749-751.

61. K. Speith y H. Lange, Mitt. Kaiser Wilhelm Inst. Eisenforsch., Vol. 17, 1935, pag. 175-184.

62. A. Rose, Arch. Eisenhuttenwes, Vol. 13, 1940, pag. 345-354.

63. C.E. Bates, G.E. Totten y R.L. Brennan, Quenching of Steel, ASM Handbook, Heat treating, Vol. 4, ASM International, 1991, pag. 67-120.

64. B. Liscic, Quenching and Carburising, 3rd International Seminar IFHT, Melbourne, Septiembre, 1991, pag. 1-27.

65. N.V. Zimin, Metalloved, Term. Obrab. Met., Noviembre 1967, pag. 62-68.

66. F.K. Kern, Heat Treat., Septiembre 1986, pag. 19-23.

67. S. Segerberg, Heat Treatment and Surface Engineering: New Technology and Practical Applications, ASM International, Chicago, Illinois, USA, Septiembre 1988, pag. 177-181.

68. F. Moreaux y G. Beck, Heat and Mass Transfer in Metallurgical Systems, D.B. Spalding and N.H. Afgan, Ed. Hemisphere Publishing, 1981, pag. 553-561.

69. L. N. Bokanova, V.V. Lebedev y L.N. Markova, Met.Sci. Heat Treat., Vol. 31, No. 3 y 4, 1989, pag. 159-161.

70. R.R. Blackwood, Ind. Heat., Mayo 1991, pag. 46-51.

71. N.V. Zimin, Metalloved. Term. Obrab. Met., May 1970, pag. 23-26.

72. I.A. Borisov, Metalloved Term. Obrab. Met., Septiembre 1989, pag. 23-28.

73. V.G. Labeish, Steel USSR, Vol. 19, No. 3, Marzo 1989, pag. 134-136.

74. K. N. Prabhu y P. Fernandes, Heat Transfer During Quenching and Assessment of Quench Severity- A Review, Journal of ASTM International, Vol. 6, No.1, 2009.

75. M. Mitsutsuka y F. Kukuda, Tetsu Hagane, Vol. 69, No. 2, 1983, pag. 262-267.

76. T. Fukuda, T. Takayama, N. Hamasaka, K.Ohkawa, K. Tsuda y H. Ikeda, Netsu Shori, Vol. 29, No. 5, 1989, pag. 296-301.

77. L.C.F. Canale, N.I. Kobasko y G.E. Totten, Intensive Quenching Part 1-What is it?, International Heat Treatment and Surface Engineering, Vol. 1, 2007, pag. 30-33.

78. N. I Kobasko y N. I. Prokhorenko, Quenching Cooling Rate Effect on Crack Formation of 45 Steel, Metallovedenie and Termicheskaya Obrabotka Metallov (in Russian), No. 2, 1964, pag. 53-54.

79. H.M. Tensi, A.Stich y G.E. Totten, Quenching and Quenching Technology, Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies, Taylor & Francis Group, 2007, pag. 583-589.

80. S. Kernazhitskiy y G. Recktenwald, Numerical Modeling of Flow in a Large Quench Tank, Paper No. HT-FED2004-56419, Proceedings of ASME Heat Transfer Fluids Engineering Summer Conference, Charlotte, NC USA, Julio, 2004.

81. S.W.HAN, S.H.Kang, G.E.Totten y G.M.Webster, Immersion time quenching, Advanced Materials & Processes, Vol. 148, No. 3, Septiembre 1995, pag. 42AA-42DD.

82. L.C.F. Canale y G.E. Totten, Quenching Technology: A Selected Overview of the Current State-of-the-Art, 59o Congresso Annual Da ABM/59th Annual Congress International, Sao Paulo, Brazil, Julio de 2004, pag. 3705-3716.

83. R.I. Stephens, A. Fatemi, R.R. Stephens y H.O. Fuchs, Residual stresses and their effects on fatigue resistance, Metal Fatigue in Engineering, John Wiley & Sons, 2da Edición, 2001, pag. 243-252.

84. M.C. Ruy, J.R. Tarpani, M.T. Milan, D. Spinelli, y W.W. Bose, The effect of warm shot peening on the fatigue performance of a sae 5160 spring steel, ICF XI - 11th International Conference on Fracture, 20.

85. G. Hölzer, M. Fritsch, M. Deutsch, J. Härtwig y E. Förster. Phys. Rev. A, No.56, 1997, pag. 4554.

86. B. D. Cullity y R.S. Stock, Elements of X-Ray Diffraction, Addison-Wesley, 1956.

87. G. Martínez Lozano, Análisis de parámetros microestructurales: Tamaño de cristalita y microdeformación de compuestos tipo hidrotalcita de cobalto, Tesis de Maestria, Instituto Politécnico Nacional, México D.F., 2007.

88. R.JENKINS y R.L.Snyder, Introduction to X-Ray Powder Diffractometry, Wiley Interscience, 1996.

89. A.L.ESQUIVEL y K.R.Evans, X-Ray Diffration study of residual macrostresses in shot-peened and fatigued 4130 steel, SESA Spring Meeting, Albany N.Y., 1968.

90. M. Birkholz, Thin Film Analysis by X-Ray Scattering, WILEY-VCH, 2006.

91. M.F. Spotts y T.E. Shoup, Elementos de Máquinas, Prentice Hall, 7ma. Edición, 1999.

92. X. Chen, L. Meekisho y G.E. Totten, Computer-Aided Analiysis of the Quenching Probe Test, Heat Treating: Proc. 18th Conf., 1999, pag. 545-551.

93. B. Liščić, S. Singer y B. Smoljan, Predictionof Quench-Hardness within the Whole Volume of Axially Symmetric Workpieces of Any Shape, J. ASTM Int., Vol. 7, No.2, ID JAI102647.

94. B. Liscic, S. Singer y H. Beitz, Dependence of Heat Transfer Coefficient at Quenching on Diameter of Cylindrical Workpieces, J. ASTM Intl., Vol. 8, No. 7, 2011.

95. D.E. Lozano, Fatiga de un Acero AISI/SAE 5160 con temple interrumplido, Tesis Doctoral, UANL, 2015.

96. D.E. Lozano, G.M. Martínez-Cázares, R.D. Mercado-Solis, R. Colás y G.E. Totten, Estimation of Transient Temperature Distribution during Quenching via a Parabolic Model, Strojniški vestnik - Journal of Mechanical Engineering, Vol. 61, 2015, pag.107-114.

97. SWANSON, National Bureau Standards (U.S.), Circ. 539, Vol. 4, 1955, pag. 3.

98. L. Calvert, Lakes Entrance, Victoria, Australia., Private Communication, 1993.

99. H.J. Goldschmidt, Metallurgia, Vol. 40, 1949, pag. 103.

100. JAPANESE Industrial Standard, JIS G 4801:2011 - "Spring Steel Material", 2011.

101. A.J.CLARKE, J.G.Speer, M.K.Miller, R.E.Hackenberg, D.V.Edmonds, D.K.Matlock, F.C.Rizzo, K.D.Clarke y E.De Moor, Carbon partitioning to austenite from martensite or bainite during the quench and partition (Q&P) process: A critical assessment,. Acta Materialia, Vol.56, 2008, pag.16-22**.**

102. W.STEVENS y A.G. Haynes, The temperature of formation of Martensite and Bainite in Low-alloy Steel, JISI, Vol. 183, 1956, pag. 349-359.

103. M. E. Fitzpatrick, A. T. Fry, P. Holdway, F. A. Kandil, J. Shackleton y L. Suominen, Measurement Good Practice Guide: Determination of Residual Stresses by X-ray Diffraction, National Physical Laboratory, Vol.2, No. 52, 2005, pag. 77.

104. G.E. Totten, M.Howes y T. Inoue, Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel, ASM International, 2002.

105. Z.YANG y Z.Wang, Cyclic creep and cyclic deformation of high-strength spring steels and the evaluaction of the sag effect: Part I. Cyclic plastic deformation behavior, Met. and Mat. Trans. A, Vol.32A, 2001, pag.1687-1698.

106. G. Krauss, Martensite, Steels: Processing, Structure and Performance, ASM International, 2005, pp (55-86).

107. M. Atkins, Atlas of Continuos Cooling Transformation Diagrams, American Society of Metals, 1979.

LISTA DE TABLAS

Tabla 2.1 Severidad de temple típica obtenida con varios medios templantes [58]. 21

Tabla 2.2 Tensor de esfuerzo y esfuerzos principales que se determinan en el análisis biaxial de esfuerzos por difracción de Rayos-X. 44

Tabla 3.1 Composición química del material (%en peso). 46

Tabla 3.2 Especificaciones técnicas del sistema de aspersión. 48

Tabla 3.3 Especificaciones técnicas del sistema de alta velocidad. 49

Tabla 3.4 Condiciones e identificación de muestras. 60

Tabla 4.1 Valores calculados de 2θ' y 2w para las muestras CAV-1a5-CR 102

Tabla 4.2 Valores calculados de 2θ', desplazamiento, $d_{2\theta'}$ y ε, para las muestras CAV-1a5-CR 103

Tabla 4.3 Valores de análisis uniaxial de esfuerzos de la muestra CAV-2-CR. 107

Tabla 4.4 Análisis biaxial de esfuerzos residuales de la muestra CAV-2-CR. 107

Tabla 4.5 Valores de análisis uniaxial de esfuerzos de la muestra CAV-3-CR. 109

Tabla 4.6 Análisis biaxial de esfuerzos residuales de la muestra CAV-3-CR. 109

Tabla 4.7 Valores de análisis uniaxial de esfuerzos de la muestra CAV-4-CR. 111

Tabla 4.8 Análisis biaxial de esfuerzos residuales de la muestra CAV-4-CR. 111

Tabla 4.9 Valores de análisis uniaxial de esfuerzos de la muestra CAV-5-CR. 113

Tabla 4.10 Análisis biaxial de esfuerzos residuales de la muestra CAV-5-CR. 113

Tabla 4.11 Valores de análisis uniaxial de esfuerzos de la muestra ASP-4-CR. 115

Tabla 4.12 Análisis biaxial de esfuerzos residuales de la muestra ASP-4-CR. 115

Tabla 4.13 Valores de análisis uniaxial de esfuerzos de la muestra ASP-5-CR. 117

Tabla 4.14 Análisis biaxial de esfuerzos residuales de la muestra ASP-5-CR. 117

Tabla 4.15 Valores de análisis uniaxial de esfuerzos de la muestra ASP-6-CR. 119

Tabla 4.16 Análisis biaxial de esfuerzos residuales de la muestra ASP-6-CR. 119

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 Esquema de diferentes tipos de bainitas encontradas en aceros de acuerdo a Aaronson et al [10]. a)Bainita nodular, b)Bainita inferior, c)Bainita columnar, d)Bainita alotromórfica en limites de grano, e)Bainita superior y f)Bainita inversa. 8

Figura 2.2 Relación entre la concentración de carbono y las temperaturas M_s y M_f. [11] 9

Figura 2.3 Relación entre microdureza de la Martensita y %C en peso [6]. 9

Figura 2.4 Variación del volumen especifico de diferentes fases en función de la temperatura [14]. 10

Figura 2.5 Diagrama TTT y CCT correspondientes a la aleación (0.58 C, 0.26 Si, 0.885 Mn, 0.78 Cr, 0.01 Ni) creados con el programa MAP STEEL MUCG73 [19] [20]. 12

Figura 2.6 Curva Jominy correspondiente a la aleación 5160 (0.58 C, 0.26 Si, 0.885 Mn, 0.78 Cr, 0.01 Ni) calculada mediante el uso de Jominy Test Data and Hardenability, Versión 2.02 [22]. 13

Figura 2.7 Variación del flujo del calor durante el enfriamiento de una probeta de acero inoxidable en diferentes medios templantes [36]. 15

Figura 2.8 Variación de microestructura en función de la velocidad de enfriamiento de un acero eutectoide [38]. 16

Figura 2.9 El efecto de diferentes velocidades de enfriamiento en la superficie y el centro de una probeta cilíndrica [38]. 17

Figura 2.10 Mecanismos de enfriamiento presentes en temple por inmersión [39] [40]. 19

Figura 2.11 Transferencia de calor en capa de vapor en temple por aspersión [73] 24

Figura 2.12 Transferencia de calor en la capa de vapor de un temple horizontal [75]. 25

Figura 2.13 Distribución de dureza para temple por aspersión e inmersiones (polímero y agua) [67]. 26

Figura 2.14 Probabilidad de formación de grietas con respecto a la razón de enfriamiento [78]. 27

Figura 2.15 Sistema de enfriamiento de temple intensivo por agitación [80] 30

Figura 2.16 Sistema de enfriamiento de temple intensivo por agitación [81] 30

Figura 2.17 Sistema de enfriamiento de temple intensivo [1] 31

Figura 2.18 Distorsión comúnmente presente en flechas como consecuencia de temple convencional [23]. 33

Figura 2.19 Diferentes formas de agrietamiento presente comúnmente después de temples [23] 34

Figura 2.20 Condiciones de esfuerzo superficiales durante temple intensivo [82] 36

Figura 2.21 Efecto del granallado en el comportamiento a fatiga [83] 37

Figura 2.22 a)Celda libre de tensiones, b) Con tensión uniforme o macro-deformación y c) Efectos de la microdeformación [87]. 38

Figura 2.23 Esquema de orientaciones en las que se realiza la medición de esfuerzos residuales en una superficie granallada [89]. 40

Figura 2.24 Curso de la curva simulada de la distribución de d(ψ) de una película delgada de TiN bajo esfuerzo residual compresivo (izquierda) y a tensión (derecha) [90]. 41

Figura 2.25 Orientación de los componentes de la deformación [86] 42

Figura 2.26 Condición general de esfuerzos (con esfuerzos cortantes sobre cada cara). Componentes del tensor de esfuerzos [91] 43

Figura 3.1 Microestructura del acero AISI/SAE 5160 en condición de recibido, caracterizada por Microscopia Óptica. 46

Figura 3.2 Equipo de temples para aceros. 48

Figura 3.3 Esquema de sistema de enfriamiento por aspersión. 49

Figura 3.4 Esquema de sistema de enfriamiento con alto flujo a alta velocidad 50

Figura 3.5 Esquema de soporte para probetas durante temples. 51

Figura 3.6 Esquema de funcionamiento del Sistema de Aspersión. 52

Figura 3.7 Esquema de funcionamiento de la Cámara de Alta Velocidad..... 53

Figura 3.8 Geometría de probeta de acero inoxidable AISI 304 usada para caracterizar el equipo. Mostrando la posición de los termopares. 54

Figura 3.9 Temple de probeta en sistema de aspersión. 55

Figura 3.10 Temple de probeta en sistema de flujo de alta velocidad. 56

Figura 3.11 Datos de termopar original contra datos suavizados con la función "C*ubic Spline*" [95]. 57

Figura 3.12 Diagrama de tratamiento térmico aplicado a probetas de acero 5160. 59

Figura 3.13 Equipo de Difracción de Rayos-X Bruker D8 Advanced. 61

Figura 3.14 Equipo de Difracción de Rayos-X X´pert de la marca Philips. 62

Figura 3.15 Esquema de orientación en que fueron evaluados los esfuerzos residuales. 63

Figura 4.1 Curva de enfriamiento obtenida de temple en salmuera 4%. 65

Figura 4.2 Curva de enfriamiento obtenida de temple en agua sin agitación. 65

Figura 4.3 Curva de enfriamiento obtenida de temple en solución acuosa con polímero al 10%. 66

Figura 4.4 Comparativa de razones (velocidad) de enfriamiento calculado de curvas de enfriamiento de medios de temple referencia. 68

Figura 4.5 Curva de enfriamiento obtenida en el CAV. 69

Figura 4.6 Curva de enfriamiento obtenida en la SA. 69

Figura 4.7 Velocidades de enfriamiento calculadas de las curvas de enfriamiento en a)CAV y b) SA. 70

Figura 4.8 Proceso térmico aplicado a muestras contra diagrama CCT de acero 5160. 72

Figura 4.9 Curvas de enfriamiento obtenidas en la CAV. Enfriamiento de a)1 segundo, b) 2 segundos, c) 3 segundos, d) 4 segundos, e) 5 segundos y f) 6 segundos. 73

Figura 4.10 Fracción de martensita formada a diferentes profundidades en el temple en sistema de CAV por a) 3 segundos, b) 4 segundos y c) 5 segundos. 75

Figura 4.11 Curvas de enfriamiento obtenidas en el SA. Enfriamiento de a)1 segundo, b) 2 segundos, c) 3 segundos, d) 4 segundos, e) 5 segundos y f) 6 segundos. 77

Figura 4.12 Fracción de martensita formada a diferentes profundidades en el temple en sistema de SA por a) 5 segundos y b) 6 segundos. 79

Figura 4.13 Ciclo de temple interrumpido a) sin revenido y b) con revenido..... 79

Figura 4.14 Micrografías de MO. Muestras de Acero 5160 templado en la CAV durante 2,4,6 y 8 segundos sin revenido posterior. 81

Figura 4.15 Micrografías de MEB. Acero 5160 templado en CAV sin revenido. 2 segundos: a) Superficie b) Núcleo. 82

Figura 4.16 Micrografías de MEB. Núcleo de probeta CAV-2-SR..... 82

Figura 4.17 Micrografía de MEB. Núcleo de probeta CAV-4-SR. 83

Figura 4.18 Perfiles de picos obtenidos por Difracción de Rayos-X correspondientes a las muestras CAV - (2,4,6,8)- SR. 84

Figura 4.19 Perfiles de picos obtenidos por Difracción de Rayos-X correspondientes a las muestras CAV - (2,4,6,8)- SR. 85

Figura 4.20 - Evolución de temperaturas en el núcleo de la probeta después de interrumpir diferentes tiempos de enfriamiento (1 a 5 segundos)..... 87

Figura 4.21 - Micrografías de MO obtenidas de las muestra CAV-1-CR. 89

Figura 4.22- Micrografías de MEB obtenidas de las muestra CAV-1-CR. a) Superficie, b) Núcleo. 90

Figura 4.23 Micrografías de MEB obtenidas de las muestra CAV-2-CR. a) Superficie, b) Núcleo. 91

Figura 4.24 Perfil de microestructuras presentes a lo largo de la sección transversal de las muestras CAV-3-CR y CAV-4-CR. 93

Figura 4.25 Micrografía de MO obtenida del núcleo de la muestra CAV-3-CR. 93

Figura 4.26 Micrografías de MEB obtenidas de las muestra CAV-3-CR. a) Superficie, b) Núcleo. 94

Figura 4.27 Micrografías de MEB obtenidas de las muestra CAV-4-SR. a) Superficie, b) Núcleo. 96

Figura 4.28 Micrografías de MO obtenidas de las muestra CAV-5-CR. 97

Figura 4.29 Micrografías de MEB obtenidas de las muestra CAV-5-CR. a) Superficie, b) Núcleo. 98

Figura 4.30 Perfiles de picos correspondientes a las muestras CAV-1 a 5-CR. 99

Figura 4.31 Acercamiento de pico principal de muestras CAV-1a5-CR, mostrando comparativa con muestra REF (muestra sin tratamiento térmico, sin tensiones) 101

Figura 4.32 Encorvamiento típico de películas delgadas bajo esfuerzos compresivos y tensiles (Exagerados) [90]. 104

Figura 4.33 Ángulos, direcciones de esfuerzos y deformaciones unitarias en una muestra plana [103] 105

Figura 4.34 Curso de la distribución de $d(\psi)$ de la probeta CAV-2-CR. 107

Figura 4.35 Curso de la distribución de $d(\psi)$ de la probeta CAV-3-CR. 109

Figura 4.36 Curso de la distribución de $d(\psi)$ de la probeta CAV-4-CR. 111

Figura 4.37 Curso de la distribución de $d(\psi)$ de la probeta CAV-5-CR. 113

Figura 4.38 Curso de la distribución de $d(\psi)$ de la probeta ASP-4-CR. 115

Figura 4.39 Curso de la distribución de $d(\psi)$ de la probeta ASP-5-CR. 117

Figura 4.40 Curso de la distribución de $d(\psi)$ de la probeta ASP-6-CR. 118

Figura 4.41 Razón de crecimiento de los esfuerzos residuales compresivos respecto al tiempo de temple en aspersión. 119

Figura 4.42 Perfil de esfuerzos residuales de la muestra CAV-3-CR 120

Figura 4.43 Perfil de esfuerzos residuales de la muestra CAV-4-CR. 121

APENDICE A

Sistemas de enfriamiento construidos previamente al diseño y construcción final del equipo de temple

A.1 Introducción

El equipo de temple descrito en la sección 3.3 fue diseñado y construido durante un proyecto de colaboración con una empresa dedicada a la producción de componentes automotrices de acero AISI/SAE 5160. Previo a su diseño se realizaron pruebas con tres prototipos de bajo costo para ayudar a determinar el tipo de temple que sería el elegido para el diseño final.

A continuación se muestran equipos de laboratorio usados en pruebas preliminares al diseño del equipo de temple descrito en la sección 3.3.

A.2 Prototipo #1

Se construyó un sistema que recirculara el flujo de agua en un tanque rectangular de 60x40x40 cm como se muestra en la Figura A.1. La agitación se generó mediante el uso de una propela, la cual fue colocada en la boca de una pieza cónica tipo embudo, que capta y direcciona el flujo de agua a través de un conducto en forma de U hacia el otro lado del tanque. El depósito de agua fue divido por una mampara plástica la cual tuvo solamente pequeñas aberturas en la parte superior para mantener ambos lados del depósito al mismo nivel, pero separados físicamente para generar una cámara de agitación. La figura A.1. muestra el diseño del prototipo y la Figura A.2 muestra el equipo físicamente.

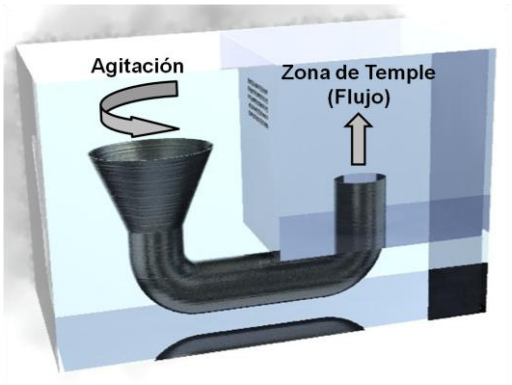


Figura A. 1 Diseño del prototipo #1

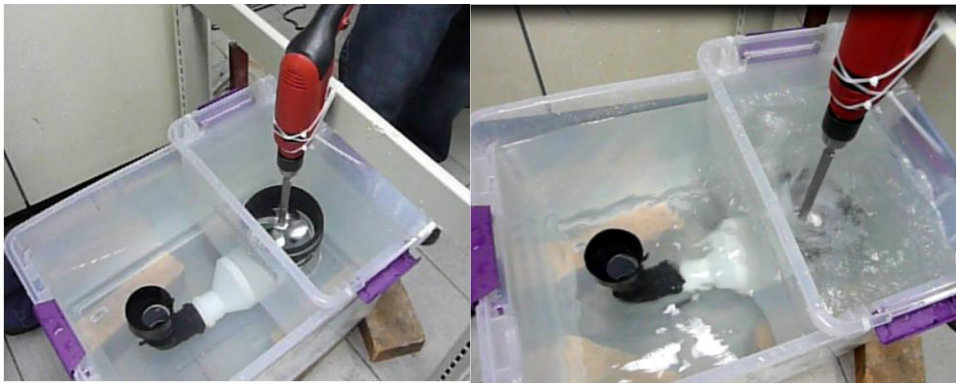


Figura A. 2 Prototipo # 1 físicamente en servicio

La pieza a templar fue colocada manualmente en la zona de temple por el tiempo deseado. Aunque el sistema fue efectivo (generando una agitación en la salida del conducto) la agitación fue de moderada a baja. Adicionalmente, la salida del flujo al estar sumergida, hizo que al introducir la pieza al agua, el temple se efectuara inicialmente por inmersión y posteriormente con poca agitación (zona entre el espejo del agua y la salida del conducto).

En este prototipo fue prácticamente imposible tener repetitividad y reproducibilidad. El sistema fue descartado y se optó por probar un sistema de bomba en lugar de propela.

A.3 Prototipo #2

El prototipo #2 fue diseñado en un tanque cilíndrico y se generó la agitación mediante una bomba sumergible de 2.5 HP, haciendo circular el agua en el depósito. Las Figura A.3 muestra fotografías del prototipo en servicio.



Figura A. 3 Prototipo #2 encendido y en servicio.

Para este prototipo se logró moderada-alta agitación del fluido, sin embargo dicha agitación variaba considerablemente en función de la profundidad del agua (nivel en que se sumergía la pieza). De igual manera que en el prototipo #1, fue difícil controlar manualmente las condiciones de temple (posición y tiempo).

A.4 Prototipo #3

Usando el tanque cilíndrico y la bomba sumergible del prototipo #2, se buscó tener otra alternativa para concentrar el fluido y efectuar los temples bajo el flujo de agua a alta velocidad tipo regadera de impacto directo, esto para destruir la capa de vapor más fácilmente y mantener una agitación más constante sobre la pieza. La Figura A.4 muestra el equipo físicamente encendido.



Figura A. 4 Diseño del prototipo #3

Este prototipo (#3) fue el sistema que arrojo resultados más consistentes. Fue posible reproducir curvas de enfriamiento en condiciones similares. El flujo de agua a alta velocidad presentó el enfriamiento más rápido de los tres sistemas, sin embargo el control manual de los tiempos de temple obstaculizó la ejecución de temples interrumpidos controlados.

A.5 Diseño del equipo de temple

Al inicio se planteó el diseño de un equipo de temple que lograra aplicar temple intensivo a piezas de acero 5160 usando agua corriente como medio de temple. Los prototipos mostrados previamente ayudaron a establecer el diseño final de la unidad. Se optó por agregar varias tecnologías de temple en un mismo en un mismo equipo como muestra la Figura A.5.

Flujo a alta velocidad (Figura A.5 - Zona 2) fue agregado al equipo debido a que el prototipo #3 fue el que exhibió la más alta razón de enfriamiento y por lo tanto mejores resultados en el proyecto precedente. Sistema de aspersión (Figura A.5 - Zona 2) ya que es usado en diversos procesos de manufactura como sistema de enfriamiento de piezas de acero, asimismo el uso de diferentes

boquillas o espreas puede controlar el flujo de salida y forma de impacto sobre la superficie de la pieza a tratar. Por último, para transformar el prototipo #2 el sistema de inmersión se complemento con una canastilla para que el temple se efectuara siempre a la misma profundidad y en la misma zona, con la finalidad de obtener repetitividad y reproducibilidad en las pruebas(Figura A.5 - Zona 3).

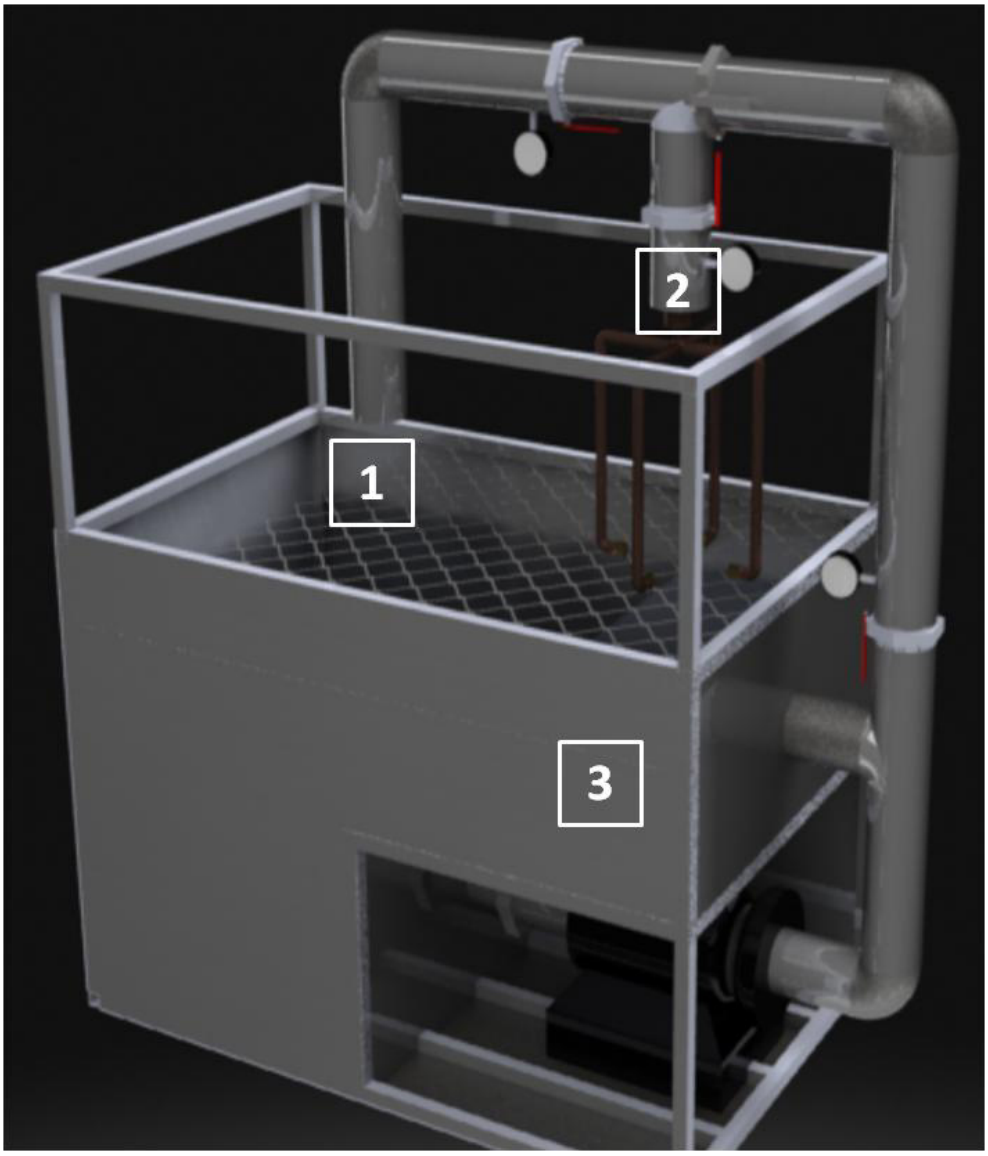


Figura A. 5 Diseño de equipo de temple. Zona 1) Flujo a alta velocidad, 2) Aspersión y 3) Recirculación de agua por bomba.

Las Figuras A.6 a A.11 muestran fotografías del equipo durante el periodo de construcción y ensamble.



Figura A. 6 Construcción de estructura de equipo de temple



Figura A. 7 Construcción de tanque para almacenamiento de agua



Figura A. 8 Ensamble de bomba y componentes

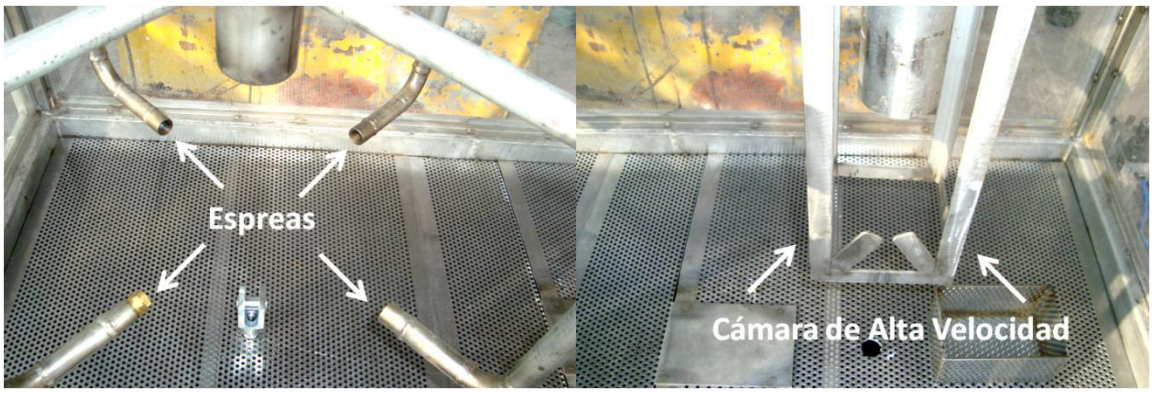


Figura A. 9 Ensamble de sistema de aspersión y cámara de alta velocidad.



Figura A. 10 Vista superior de los cabezales de enfriamiento.

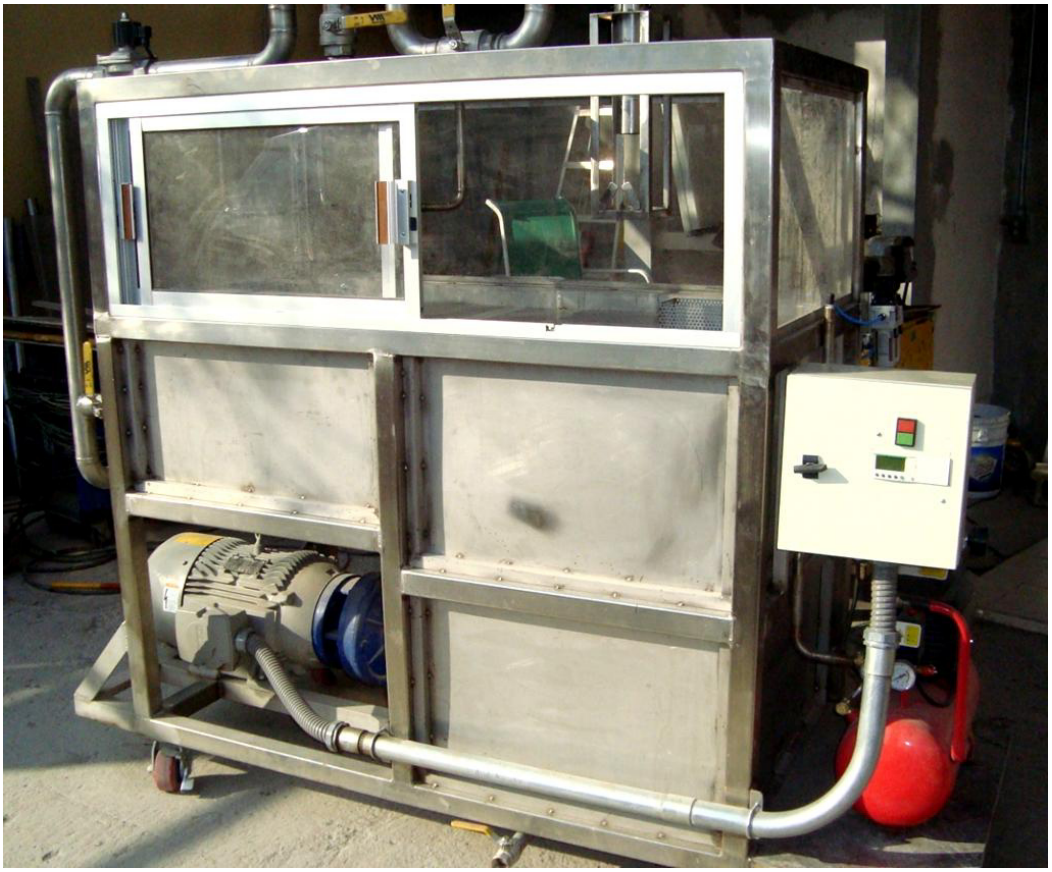


Figura A. 11 Montaje de protecciones y controlador.

APENDICE B

Planos del diseño del equipo de temple

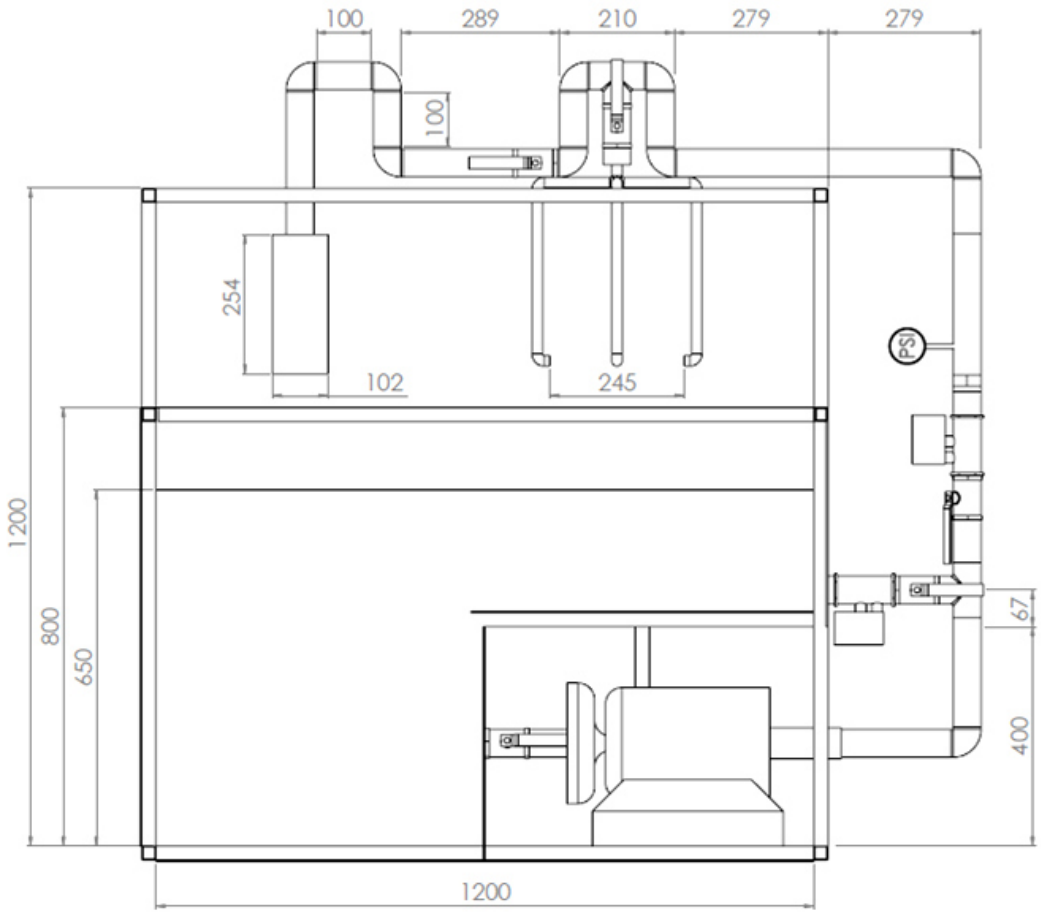


Figura B. 1 Dimensiones del equipo. Vista frontal.

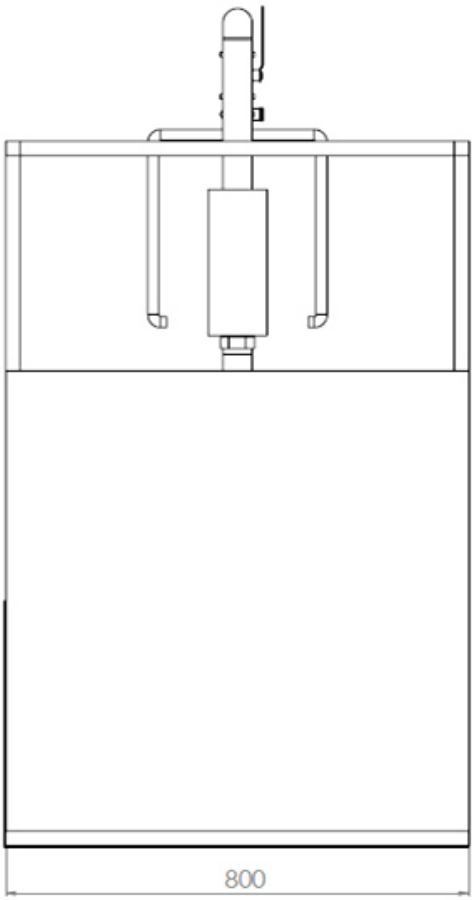


Figura B. 2 Dimensiones del equipo. Vista lateral.

APENDICE C

Evaluación de efecto esquina en probetas rectangulares.

C.1 Introducción

El efecto geométrico durante el enfriamiento se analizó por el Método del Elemento Finito (MEF o FEM por sus siglas en inglés) usando el Software Forge2011®. El análisis se efectuó en el modulo de "Quenching-2D" aplicando el método inverso, esto quiere decir que primero se efectuaron experimentos y se obtuvieron datos para alimentar el modelo matemático.

C.2 Experimentación

Para la obtención de datos probetas de acero inoxidable AISI-304 fueron fabricadas y usadas durante las pruebas de enfriamiento. La relación entre la longitud y espesor fue 5:1 (100:20 mm). Cinco barrenos de 1 mm de diámetro fueron perforados con electroerosionado hasta llegar a la mitad de la longitud total de la probeta. Tres agujeros ciegos se hicieron en el plano de la mitad del espesor; uno se colocó en el centro geométrico de la pieza, otro a 1/4 del espesor y otro cerca de la superficie a 1 mm. Además, otros dos agujeros fueron perforados en el plano a 45° (del centro a la esquina de la pieza) uno a 1/2 diagonal y otro cerca de la esquina (1 mm de las dos caras planas, por lo que a $\sqrt{2}$ de la esquina) como se muestra en el Figura C.1.

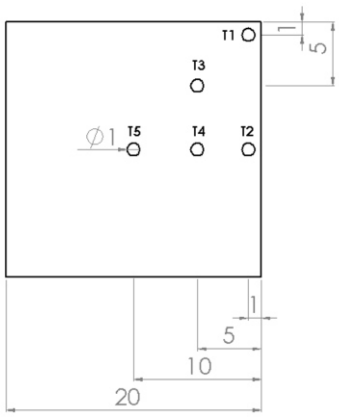


Figura C. 1 Geometría de la barra cuadrada de acero inoxidable AISI-304 mostrando la posición de los termopares.

Cinco termopares tipo K de 1 mm de diámetro fueron insertados en los agujeros. Los agujeros fueron maquinados para ajustar estrechamente los termopares. Una pequeña cantidad de grafito en polvo fue depositada dentro de los agujeros antes de insertar los termopares para asegurar buen contacto entre los termopares y la probeta. Después de la colocación de los termopares, una capa cerámica fue usada para sellar los agujeros y prevenir que entrara agua en ellos. Se utilizó una tarjeta de adquisición de datos usando una frecuencia de 100 Hz.

Las probetas fueron calentadas a 900°C y se mantuvieron dentro del horno hasta alcanzar una temperatura homogénea en la pieza. Todos los experimentos fueron realizados con agua a 25°C como medio templante, y no hubo incremento en la temperatura debido a la gran reserva usada.

Posteriormente la probeta fue templada en el sistema de aspersión y las curvas de enfriamiento obtenidas fueron usadas para el desarrollo del modelado en Forge2011®.

El modo de "2D-Quenching" fue usado para obtener la distribución de temperaturas en diferentes puntos de la muestra con el objetivo de analizar y

predecir el efecto esquina de las muestras con sección transversal cuadrada. Una distancia de 0.3 mm entre los nodos de la malla fue usado para la pieza y una malla más fina de 0.1 mm se estableció en la zona donde los datos experimentales fueron previstos para la simulación. Análisis de la sección transversal fue hecho a la mitad de la longitud total de la muestra como se muestra en la Figura C.2. Se realizaron diferentes iteraciones hasta que un buen ajuste entre la curva calculada y la simulada fue logrado.

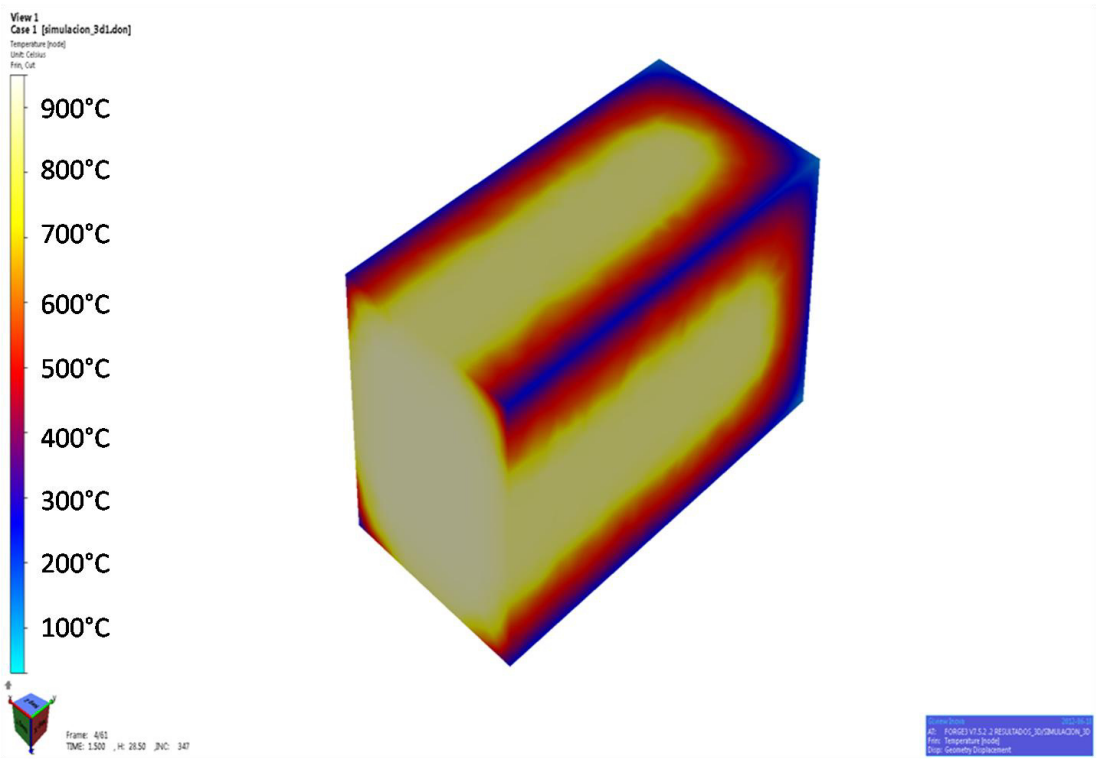


Figura C. 2 Simulación de enfriamiento de muestra rectangular.

C.3 Resultados

Cuando se usan barras cuadradas, aunque se aplique un temple controlado y uniforme como el temple por aspersión, zonas con enfriamiento en dos direcciones (2D) pueden presentarse en la superficie presentando el efecto del borde cuadrado o efecto esquina.

Las curvas de enfriamiento obtenidas de la prueba se muestran y la razón de enfriamiento correspondiente a cada curva se muestran en la Figura C.3.

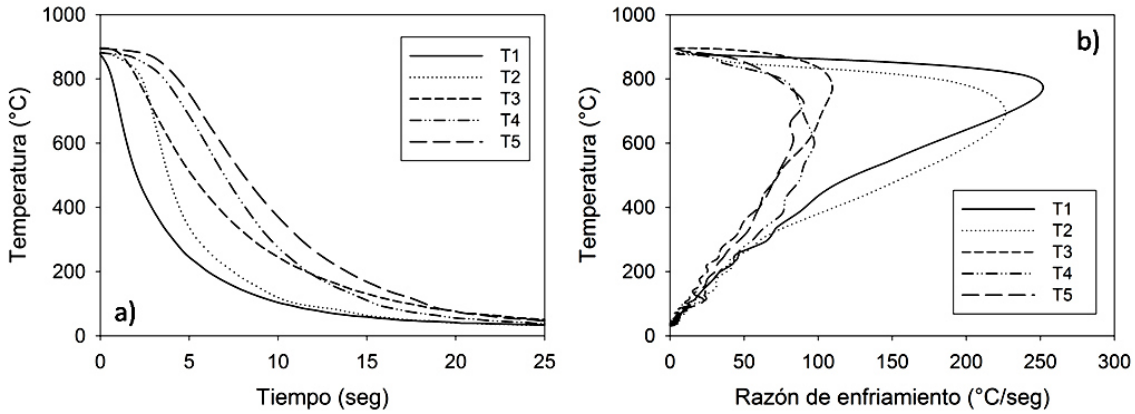


Figura C. 3 a) Curvas de enfriamiento obtenidas por los termopares durante la prueba y b) Razón de enfriamiento correspondiente cada curva.

De las curvas obtenidas experimentalmente de la Figura C.3., se puede observar que hay un enfriamiento relativamente más rápido en la dirección diagonal, la cual es una línea en 45° y experimentalmente esto presenta un enfriamiento en 2D de la esquina al centro de la pieza. Los puntos en la diagonal (T1 y T3) se enfriaron más rápido que los puntos alineados con el centro (T2 y T4), aunque estuvieron a la misma distancia de la superficie. El termopar T1 fue puesto a 1 mm de las dos superficies, entonces las características de su enfriamiento dependen de una transferencia de calor en 2D. La Figura C.3 muestra la razón de enfriamiento de las curvas experimentales. Se observó una diferencia de entre 25 a 30° C/seg entre el termopar a 1 mm de la superficie del termopar a 1 mm de la esquina. A esta distancia la diferencia de temperaturas es pequeña, aunque se esperaría fuera mayor en la superficie.

La Figura C.4 muestra algunas de las curvas obtenidas experimentalmente en comparación con curvas obtenidas por simulación.

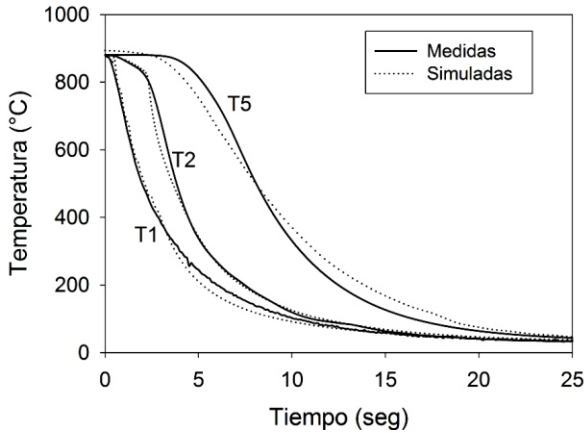


Figura C. 4 Curvas de enfriamiento medidas experimentalmente y simuladas

Después de numerosas iteraciones y lograr un buen ajuste del modelo, se analizó la temperatura de la superficie de varias posiciones críticas. La Figura C.5a muestra la nomenclatura y la posición de los nodos analizados. S2 es la temperatura de la superficie del centro del espesor, S1 es la temperatura de la superficie de la esquina de la pieza y T1 y T2 son los nodos en la malla que corresponden a la posición de los termopares usados en la experimentación. Una visión más cercana de la esquina es mostrada en la Figura C.5b, donde se muestra la malla y los nodos. N1 a N6 son la temperatura de la superficie de los nodos cercanos a al borde.

La temperatura de la superficie simulada y la razón de enfriamiento de los puntos S1, S2 y T2 son mostrados en la Figura C.6. En comparación con el nodo T2, los puntos S1 y S2 mostraron un incremento abrupto de la velocidad de enfriamiento de hasta casi 900°C/seg en el nodo S1 correspondiente a la esquina. La simulación ayudó a determinar como ocurre el proceso de temple en el borde de una pieza con sección transversal cuadrada. Es importante recordar que este fenómeno (efecto esquina) se observa incluso durante un en enfriamiento en aire. Después de austenizar un pieza rectangular, al enfriarse se observa como la línea del borde se pone obscura (más fría) mientras que la misma probeta en el centro puede llegar a estar a 850°C o más. Por

consiguiente, es importante analizar los nodos cercanos al borde y examinar la distancia que afecta este fenómeno.

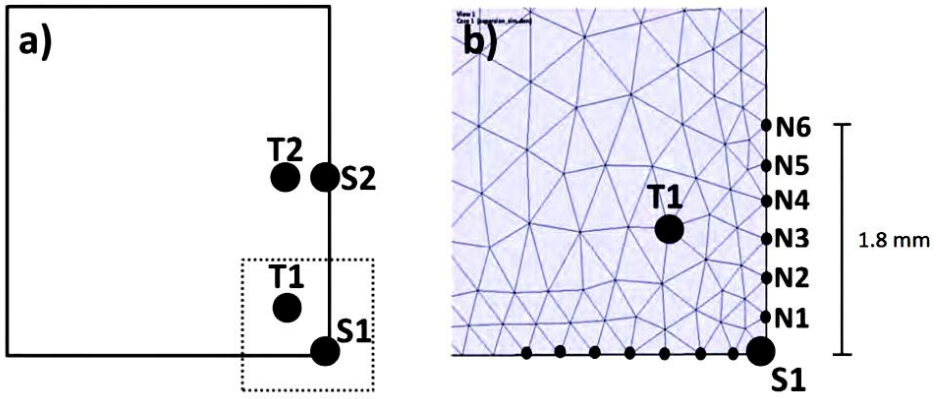


Figura C. 5 a) Posición de temperaturas simuladas y b) Acercamiento del borde mostrando los nodos cercanos que fueron analizados.

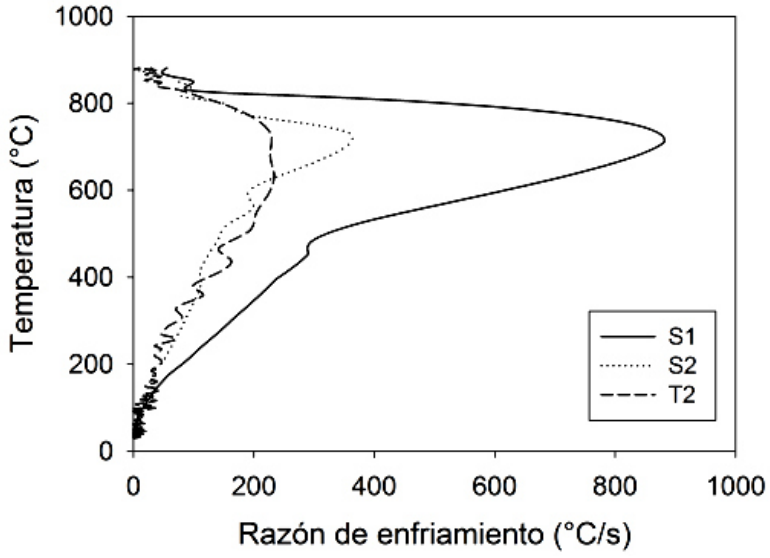


Figura C. 6 Razón de enfriamiento calculada de las curvas simuladas.

La Figura C.7 muestra la razón de enfriamiento de la esquina de la pieza y de las temperaturas superficiales cercanas. La distancia entre cada nodo fue de 0.3 mm como se mostró en la Figura C.5. Aunque todos los nodos estaban en

la misma superficie y fueron afectados por el mismo coeficiente de transferencia de calor, una disminución progresiva en la razón de enfriamiento se observó conforme se incrementaba la distancia de los nodos respecto al borde. Esta reducción se detecto hasta el nodo N6 (1.8 mm desde el borde). Desde el nodo N6 hasta el nodo S2, la razón de enfriamiento fue casi la misma ≈400°C/seg. De estos resultados, se puede concluir que 16.4 mm de 20 mm se enfrían uniformemente. En el borde cuadrado de cada lado se produce un efecto esquina que afecta alrededor de 1.8 mm.

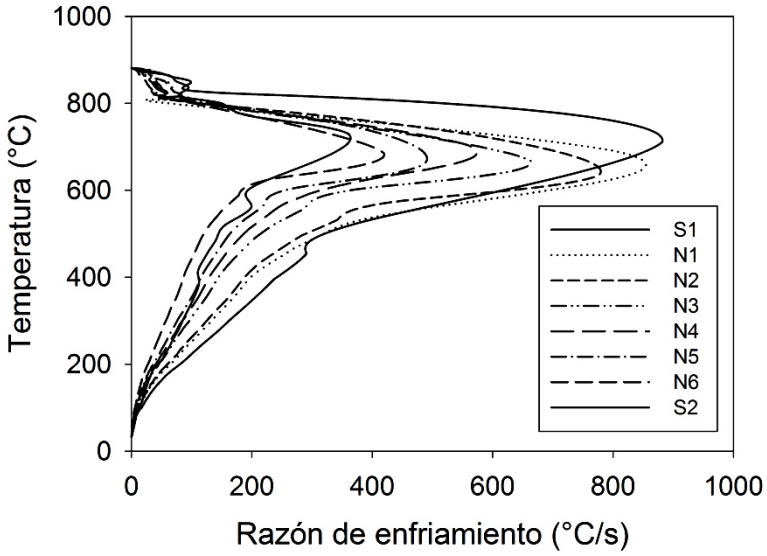


Figura C. 7 Razón de enfriamiento de puntos cercanos a la esquina.

Con los datos calculados anteriormente se creó la simulación del enfriamiento respecto al tiempo que se muestra en la Figura C.8. Se observó una reducción de temperatura abrupta en las esquinas ya que en tan solo 1 segundo de temple basto para que el borde llegara a casi 100°C.

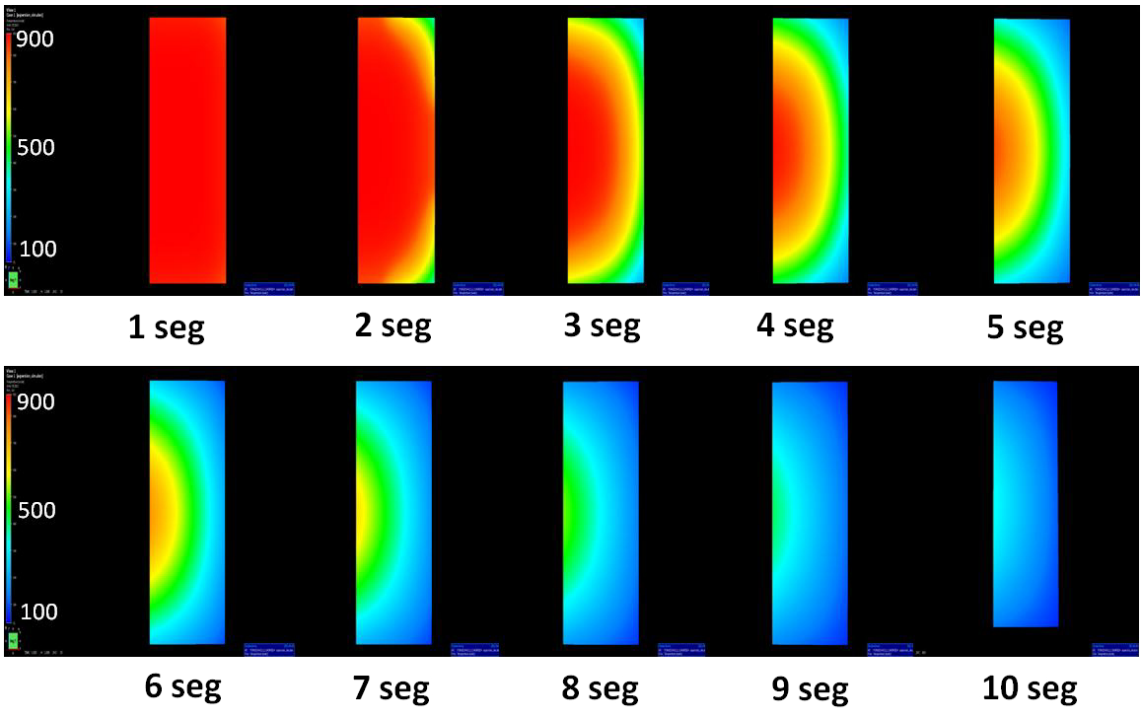


Figura C. 8 Simulación de distribución de temperaturas para evaluación de efecto esquina.

APÉNDICE D

Estimación de la distribución de temperaturas en un sistema con transferencia de calor en una dirección mediante una distribución parabólica.

D.1 Introducción

Para estimar la distribución de temperaturas en las probetas, se utilizó el método descrito en la referencia [91]; se basa en el principio de que en un sólido semi-infinito (barra cilíndrica o barra cuadrada) la transferencia de calor en el centro de la barra es en una sola dirección (1D).

Mientras la longitud de la geometría sea al menos 4 veces mayor que el espesor, la transferencia de calor ocurrirá en 1D en las zonas alejadas de las puntas (donde si ocurre transferencia de calor en varias direcciones al inicio del temple).

Durante el enfriamiento la distribución de temperaturas desde el centro de la pieza hacia la superficie, muestra una distribución parabólica, por lo cual es posible determinar la temperatura de la superficie así como puntos intermedios, a partir de la obtención de temperatura en al menos dos puntos de la pieza. Esto se realiza insertando termopares en el interior de la pieza, uno en el centro y otro en un punto entre la superficie y el centro como se muestra en la Figura D.1.

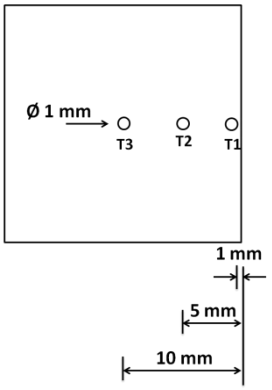


Figura D. 1 Posición de termopares en probetas. Relación de ancho:longitud de 1:5 (20mm:100mm).

D.2 Metodología

Para el cálculo se considera que el centro de la pieza tiene el valor máximo de temperatura durante el enfriamiento, por lo cual es vértice de la parábola cóncava (hacia abajo) debido a que la pieza es simétrica. Teniendo el vértice de la parábola, solo es necesario conocer un punto adicional, el cual será simétrico del otro lado del eje, para determinar la ecuación de la parábola.

La temperatura del termopar del centro al estar en $x=0$, nos permite determinar directamente la constante *(c)* de la ecuación de la parábola. ($y=ax^2+bx+c$). Adicionalmente, como la distribución parabólica es vertical y el vértice se encuentra en el eje, la pendiente de la derivada debe ser cero, esto es la constante $b=0$.

La ecuación entonces es simplificada a una ecuación con solo una constante a determinar (constante *"a"*). Esta ecuación es resuelta al sustituir el segundo valor de termopar obtenido, ver Figura D.2.

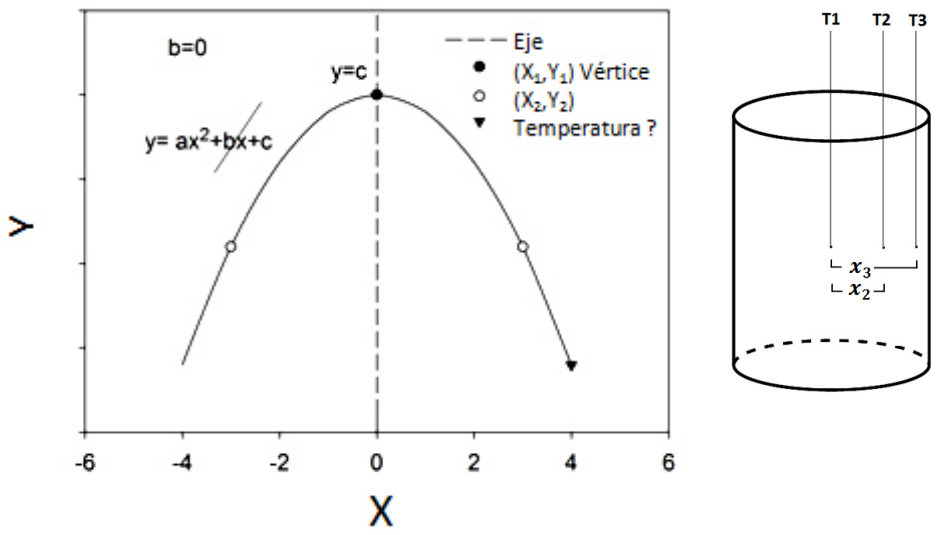


Figura D. 2 Distribución parabólica de temperaturas durante un temple en un sólido semi-infinito simétrico. El eje Y representa la temperatura y el eje X la posición radial.

La ecuación en el punto $(\boldsymbol{x_1, y_1})$ o $(\boldsymbol{x_1, T_1})$, está definida por:

$$\mathbf{T_1 = ax_1^{\,2} + bx_1 + c} \qquad \text{Ec. D.1}$$

donde $\boldsymbol{x_1 = 0}$, por lo tanto:

$$\mathbf{T_1 = c} \qquad \text{Ec. D.2}$$

y como la pendiente en *x=0* es cero, la derivada de la Ec. D.1 es igual a cero:

$$\mathbf{\frac{\delta T}{\delta x} = 2ax + b = 0} \qquad \text{Ec. D.3}$$

donde *x=0*, por lo tanto:

$$\mathbf{\frac{\delta T}{\delta x} = b = 0} \qquad \text{Ec. D.4}$$

Sustituyendo los valores de las constantes *(b)* y *(c)* en la Ec. D.1 para el punto $(\boldsymbol{x_2, y_2})$ o $(\boldsymbol{x_2, T_2})$, tenemos que :

Ec. D.5

$$\mathbf{T_2 = ax_2{}^2 + T_1}$$

Entonces el valor de *(a)* es obtenido mediante:

$$\mathbf{a = \frac{T_2 - T_1}{x_2{}^2}} \qquad \text{Ec. D.6}$$

Donde x_2 es la posición radial de la temperatura T_2.

Determinando las constantes se puede determinar la temperatura en cualquier posición *r* $(\boldsymbol{x_r, y_r})$ mediante

Ec. D.7

$$\mathbf{T_r = y_r = ax_r{}^2 + c}$$

donde (*r*) es la distancia desde el centro geométrico hacia la superficie plana en una dirección normal a la superficie, entonces sustituyendo *a* se obtiene:

$$\mathbf{T_r = (T_2 - T_1)\left(\frac{x_r}{x_2}\right)^2 + T_1} \qquad \text{Ec. D.8}$$

D.3 Aplicación

Para validación del método se empleó el modelo matemático de Lozano [96] y se calculó la curva de la superficie de probetas rectangulares (Figura D.1) de acero inoxidable AISI 304. Las probetas fueron calentadas a 950°C y templadas en agua (inmersión) sin agitación. Se hizo uso de una tarjeta de adquisición de datos para obtener las curvas de enfriamiento y se prosiguió a efectuar los cálculos.

D.4 Resultados

Las Figura D.3a muestra las curvas de enfriamiento obtenidas en la probeta cuadrada con los termopares y se anexa la curva de enfriamiento calculada para la superficie de la probeta y la Figura D.3b muestra la velocidad de enfriamiento calculada para las curvas correspondientes.

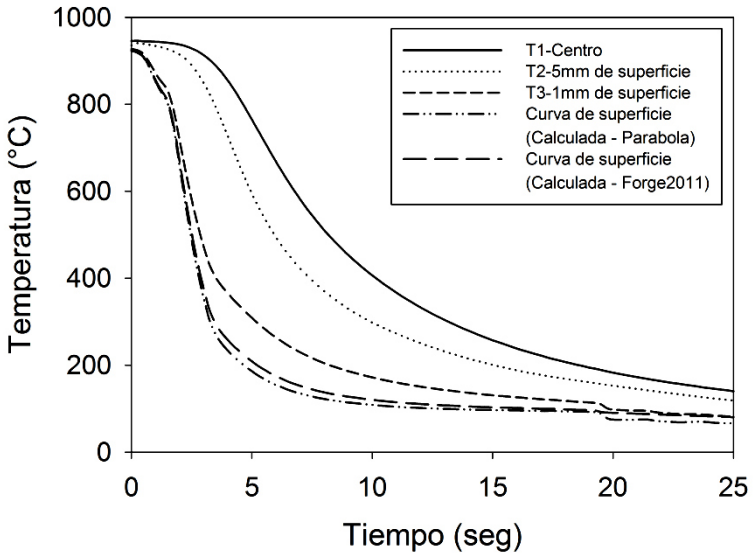


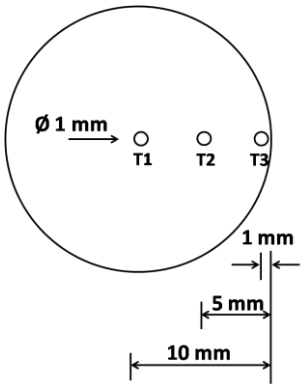
Figura D. 3 a) Curvas de enfriamiento obtenidas experimentalmente y calculadas de las probetas cuadradas. b) Razón de enfriamiento calculada para las curvas.

Se mostró buen ajuste y concordancia en los resultados arrojados por este método por lo que se opto por generar el cálculo de las curvas de enfriamiento de la superficie de todas las pruebas siguiendo esta metodología.

APÉNDICE E

Curvas de enfriamiento obtenidas en probetas cilíndricas.

Probetas cilíndricas como la mostrada en la Figura E.1 hechas de acero AISI 304 fueron usadas para obtener curvas de enfriamiento(Ver Figura E.2) en el equipo de temple. Se colocaron 3 termopares en la probeta uno en el centro geométrico (T1), a medio radio (T2) y a 1 mm de la superficie (T3).



E.1. Esquema de distribución de termopares en la probeta cilíndrica.

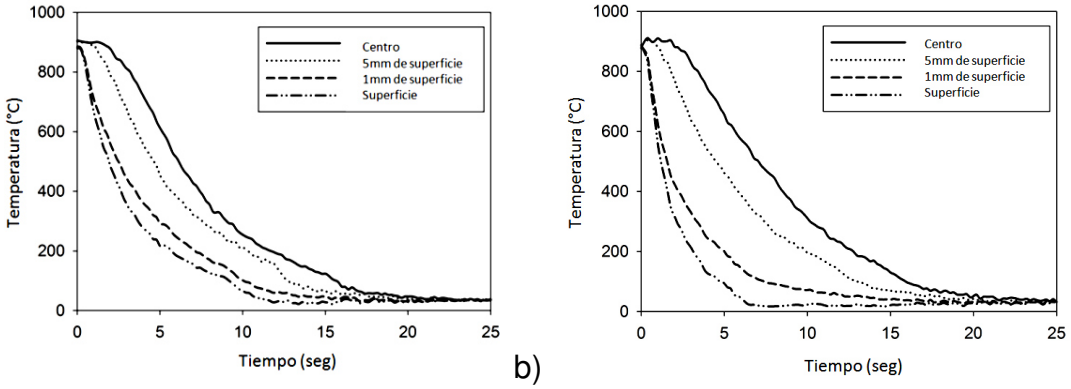
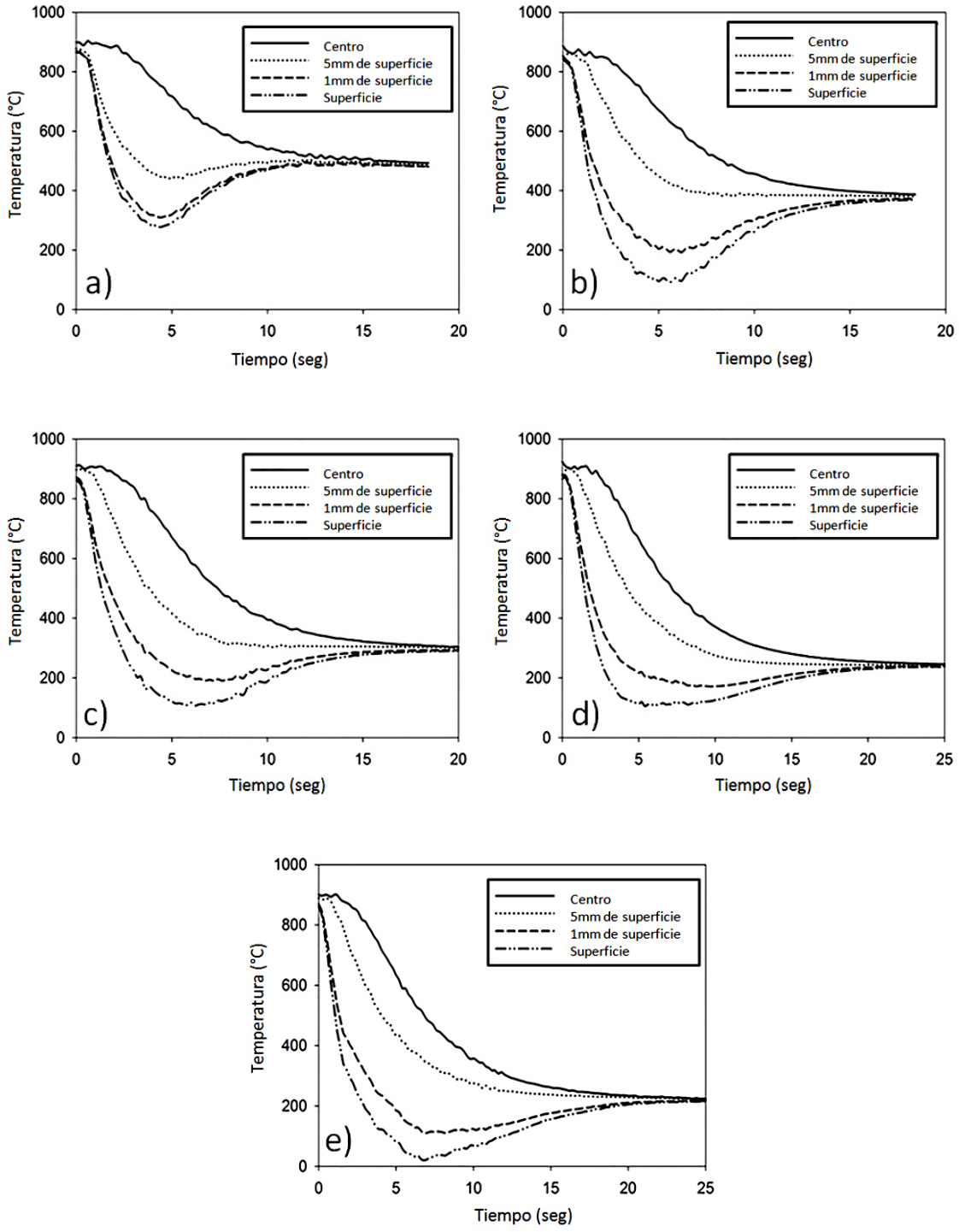


Figura E.2 Curvas de enfriamiento obtenidas de enfriamiento en a) Sistema de Aspersión y b) Cámara de Alta Velocidad.



E.3. Curvas de enfriamiento obtenidas de temples interrumpidos en la CAV durante a)1 segundo, b)2 segundos, c)3 segundos, d)4 segundos y e)5 segundos.

APÉNDICE F

Curvas de enfriamiento obtenidas de temples interrumpidos.

En la sección 4.31 se muestran curvas de enfriamiento obtenidas en el equipo de temple en el SA y la CAV. A continuación se presentan curvas de enfriamiento obtenidas de tiempos de temple adicionales.

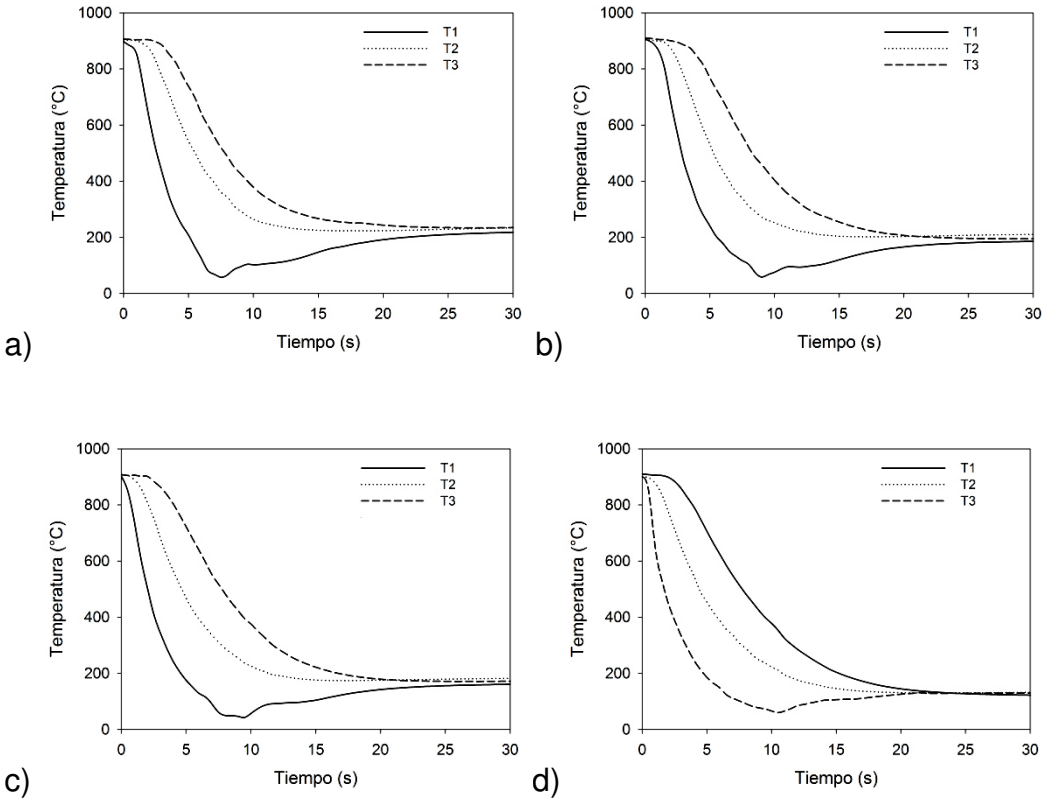


Figura F.1. Curvas de enfriamiento obtenidas de probetas cuadradas (20mm x 20mm) hechas de Acero Inoxidable AISI 304 durante temple en el Sistema de Aspersión (SA) durante a)7 segundos, b)8 segundos, c)9 segundos y d)10 segundos.

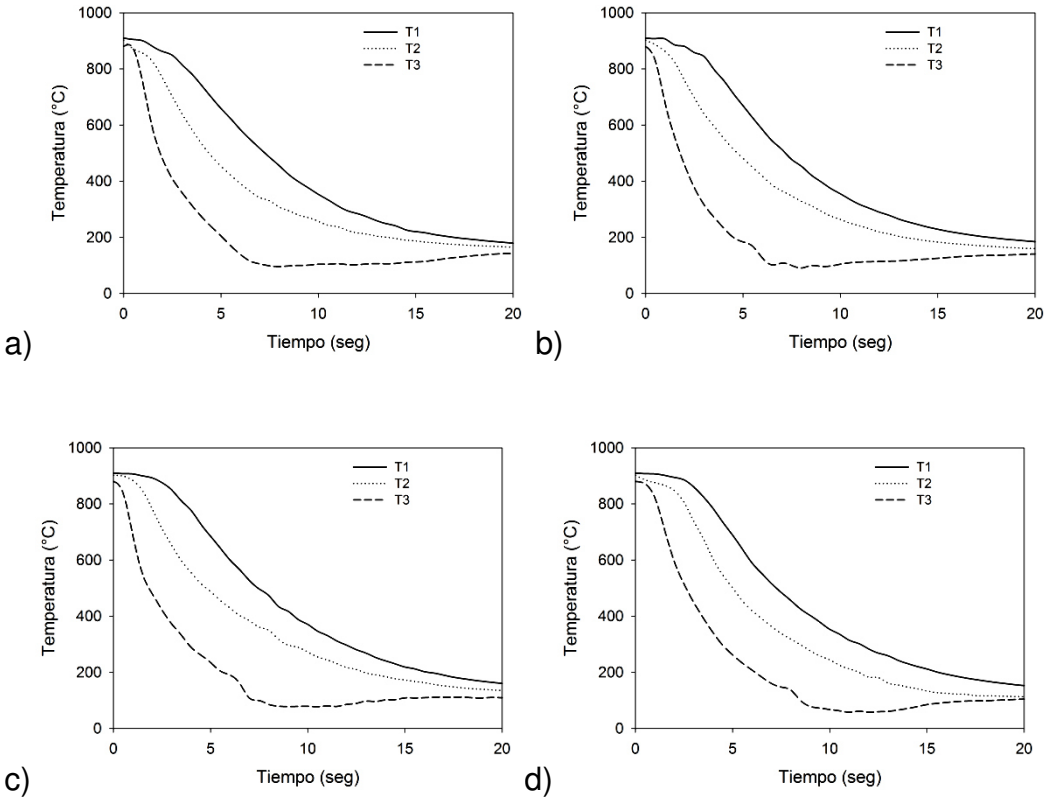


Figura F.2. Curvas de enfriamiento obtenidas de probetas cuadradas (20mm x 20mm) hechas de Acero Inoxidable AISI 304 en la Cámara de Alta Velocidad (CAV) durante temple durante a)7 segundos, b)8 segundos, c)9 segundos y d)10 segundos.

APÉNDICE G

Solución matemática de tensor de esfuerzos residuales

A continuación se presenta la comprobación de resultados de los esfuerzos principales presentados en la sección 4.4.1.1.

Teniendo el tensor de esfuerzos obtenido por Rayos-X de laboratorio para la muestra CAV-3-CR. Se determinaron los esfuerzos principales aplicando el teorema de eigenvalores. Siendo el tensor de esfuerzos, la matriz A:

$$A=\begin{bmatrix} -601.1 & -45.5 & 20.1 \\ -45.5 & -551.0 & -9.3 \\ 20.1 & -9.3 & 0.0 \end{bmatrix}$$

Para determinar los eigenvalores, donde *λ* representa a *σ:*

$$A-\lambda I=\begin{bmatrix} -601.1 & -45.5 & 20.1 \\ -45.5 & -551.0 & -9.3 \\ 20.1 & -9.3 & 0.0 \end{bmatrix}-\begin{bmatrix} \lambda & 0 & 0 \\ 0 & \lambda & 0 \\ 0 & 0 & \lambda \end{bmatrix}$$

$$A-\lambda I=\begin{bmatrix} -601.1-\lambda & -45.5 & 20.1 \\ -45.5 & -551.0-\lambda & -9.3 \\ 20.1 & -9.3 & 0.0-\lambda \end{bmatrix}$$

Resolviendo por determinantes para obtener un sistema de 3 ecuaciones:

$$\det(A-\lambda I)=\det\begin{bmatrix}-601.1-\lambda & -45.5 & 20.1\\ -45.5 & -551.0-\lambda & -9.3\\ 20.1 & -9.3 & 0.0-\lambda\end{bmatrix}\leftarrow Fila1$$

Ecuación 1:

$$(-601.1-\lambda)\begin{vmatrix}-551.0-\lambda & -9.3\\ -9.3 & 0-\lambda\end{vmatrix}$$

$$=(-601.1-\lambda)[(551.0\lambda+\lambda^2)-86.49]$$

$$=-\lambda^3-1152.1\lambda^2-331120\lambda+51989.1$$

Ecuación 2

$$(45.5)\begin{vmatrix}-45.5 & -9.3\\ 20.1 & 0-\lambda\end{vmatrix}$$

$$=(45.5)[(45.5\lambda+186.93]$$

$$=2070.25\lambda+8505.32$$

Ecuación 3

$$(20.1)\begin{vmatrix}-45.5 & -551.0-\lambda\\ 20.1 & -9.3\end{vmatrix}$$

$$=(20.1)[423.15+11075.1+20.1\lambda]$$

$$=231115+404.01\lambda$$

Ecuación general:

$$\det(A-\lambda I) = Ec1 + Ec2 + Ec3$$

$$\det(A-\lambda I) = -\lambda^3 - 1152\lambda^2 - 328646\lambda + 291609$$

Resolviendo la ecuación de 3er. grado:

$$\lambda_1 = -628$$

$$\lambda_2 = -525$$

$$\lambda_3 = 0.884$$

Por lo que $\sigma_1 \approx$ - 628 MPa y $\sigma_2 \approx$ - 525 MPa.

RESUMEN AUTOBIOGRÁFICO

Gabriela Margarita Martínez Cázares

Nació en Monterrey, Nuevo León el 17 de febrero de 1987. Cursó sus estudios de Licenciatura en Instituto Tecnológico de Saltillo (ITS) y obtuvo el Grado de Ingeniero Mecánico en febrero del 2009. En agosto de ese mismo año ingresó a la división de estudios de posgrado de la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica (FIME) de la Universidad Autónoma de Nuevo León (UANL). Obtuvo el grado de Maestro en Ciencias de la Ingeniería Mecánica con Especialidad en Materiales en Julio del 2011, donde efectuó una investigación de oxidación a alta temperatura de aceros al silicio y silicio-cobre.

En Agosto 2011, inició su proyecto doctoral de investigación en tratamientos térmicos aplicados a aceros del sector automotriz. Desarrollo un sistema de temple para aceros, el cual logró aplicar con éxito a diversos materiales.

Ha trabajado en proyectos del sector siderúrgico y automotriz en procesos como laminación en caliente de aceros planos, tratamientos térmicos de muelles-resortes y tratamientos térmicos de aceros aleados con termosimulador.

Tiene experiencia en el área de procesos de manufactura, máquinas herramientas, oxidación a alta temperatura, metalurgia e investigación de materiales.