

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



“TRATAMIENTO TÉRMICO DE ACEROS DE MEDIA ALEACIÓN”

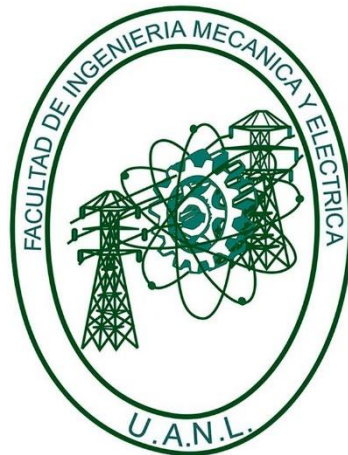
POR
CÉSAR ANTONIO SALAZAR GARCÍA

EN OPCIÓN AL GRADO DE MAestrÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA
CON ORIENTACIÓN EN MATERIALES

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN

FEBRERO 2021

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



“TRATAMIENTO TÉRMICO DE ACEROS DE MEDIA ALEACIÓN”

POR
CÉSAR ANTONIO SALAZAR GARCÍA

EN OPCIÓN AL GRADO DE MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA
CON ORIENTACIÓN EN MATERIALES

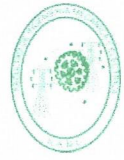
SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN

FEBRERO 2021



UANL

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN



FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA

Universidad Autónoma de Nuevo León
Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica
Subdirección de Estudios de Posgrado

Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la Tesis “Tratamiento térmico de aceros de media aleación”, realizada por el alumno César Antonio Salazar García, con número de matrícula 1593296, sea aceptada para su defensa como requisito para obtener el grado de Maestría en Ciencias de la Ingeniería con orientación en Materiales.

El Comité de Tesis

Dr. Rafael Colás Ortiz
Director

Dr. Juan José Ramírez Natera
Revisor

Dr. Francisco Aurelio Pérez González
Revisor

Vo. Bo.

Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de Estudios de Posgrado



104

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, febrero de 2021



AGRADECIMIENTOS

A mi familia por su apoyo incondicional, por siempre enseñarme que con dedicación y esfuerzo se pueden lograr las metas que nos propongamos, buscando en todo momento ser una persona de bien para la sociedad.

A mi novia por siempre apoyarme y alentarme a seguir adelante buscando mi superación personal y académica.

Agradezco también a mi asesor de tesis el Dr. Rafael Colás por haberme brindado la oportunidad de recurrir a su capacidad y conocimiento científico, así como también haberme brindado todo su apoyo en el desarrollo de la tesis.

Al M.C. Héctor Torres por apoyo, disposición y conocimientos brindados a lo largo de este proyecto.

Al Dr. Juan José Ramírez por su apoyo y constante retroalimentación buscando siempre la excelencia.

Al M.C. Luis Miguel Pérez y al M.C. Marco Antonio Delgado por su apoyo en la realización y planteamiento de la experimentación llevada a cabo en este proyecto.

A la empresa SISAMEX por abrirme las puertas de sus instalaciones para la realización de este proyecto.

Al Consejo Nacional de Ciencia y Tecnología por el apoyo económico brindado durante mis estudios, ya que gracias a ello fue posible llevar a cabo esta investigación.

A la Universidad Autónoma de Nuevo León y a la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica por haberme aceptado ser parte de ellas y por brindarme a unos maestros con excelentes conocimientos y generosidad al momento de transmitirlos.

DEDICATORIA

A mi madre por haberme formado y educado para llegar a ser la persona que soy hoy en día. Por siempre apoyarme y sacrificarse por mi para que yo pudiera ser una persona de bien para la sociedad. Por creer en mi cuando nadie más lo hacía. Porque estos pequeños triunfos son de nosotros dos...

Con todo mi amor y esfuerzo, te amo madre mía.

Contenido

RESUMEN.....	1
INTRODUCCIÓN	3
Objetivo general	7
Objetivos particulares	7
Justificación	7
Planteamiento.....	8
Hipótesis.....	8
Limitaciones.....	8
Distribución de la investigación	9
CAPÍTULO 1 ACERO AISI 4140.....	10
1.1 Metalurgia del acero AISI 4140.....	10
1.1.1 Aceros de medio carbono.....	10
1.1.2 Acero AISI 4140: características y diagrama CCT	11
1.2 Teoría general de los aceros	14
1.2.1 Diagrama de equilibrio hierro-carburo de hierro	14
1.2.2 Microestructuras del acero	17
CAPÍTULO 2 TRATAMIENTO TÉRMICO DEL ACERO	23
2.1 Introducción	23
2.2 Tratamientos térmicos con enfriamientos moderados o lentos.....	24
2.2.1 Normalizado	25
2.2.2 Recocido	27
2.2.3 Diferencias entre normalizado y recocido.....	29
2.3 Temple o templado	30
2.3.1 Calentamiento y temperatura de austenización	33
2.3.2 Medios de temple	34
2.3.3 Templabilidad	36
2.3.4 Esfuerzos residuales	40

2.3.4.1	Difracción de Rayos X	41
2.4	Revenido.....	42
2.5	Calentamiento por inducción electromagnética	44
2.5.1	Fundamentos	46
2.5.2	Componentes fundamentales de un equipo para templar por inducción	49
2.5.3	Consideraciones de diseño de bobinas inductoras	50
2.5.4	Concentradores de flujo magnético	53
2.5.5	Temple por inducción	55
2.5.5.1	Tiempo y temperatura en el calentamiento por inducción	56
2.5.5.2	Propiedades eléctricas y magnéticas de los aceros.....	58
2.5.5.3	Selección de la frecuencia.....	60
2.5.6	Revenido y otras aplicaciones del calentamiento por inducción....	61
2.6	Parámetro de Hollomon-Jaffe	62
2.6.1	Introducción	62
2.6.2	Cálculo del parámetro de Hollomon-Jaffe	63
CAPÍTULO 3 DESARROLLO EXPERIMENTAL		65
3.1	Introducción	65
3.1.1	Parámetros de Hollomon-Jaffe	66
3.1.2	Endurecimiento por inducción	67
3.2	Preparación de probetas.....	67
3.3	Tratamientos térmicos	69
3.3.1	Etapa 1	69
3.3.2	Etapa 2	70
3.4	Caracterización microestructural	73
3.5	Medición de esfuerzos residuales.....	75
3.6	Ensayos de dureza y microdureza.....	76
1.6.1	Ensayo de dureza	77
1.6.2	Ensayo de microdureza.....	78
CAPÍTULO 4 RESULTADOS.....		80
4.1	Composición química.....	80

4.2	Etapa 1	81
4.2.1	Tratamientos térmicos	81
4.2.2	Análisis metalográfico.....	82
4.2.3	Ensayo de microdureza.....	84
4.2.4	Parámetros de Hollomon-Jaffe.....	86
4.3	Etapa 2	88
4.3.1	Tratamiento térmico por inducción	88
4.3.2	Análisis metalográfico.....	88
4.3.2.1	Parte 1.....	88
4.3.2.2	Parte 2.....	90
4.3.3	Profundidad de temple	93
4.3.4	Ensayo de dureza y microdureza	93
4.3.4.1	Parte 1.....	94
4.3.4.2	Parte 2.....	95
4.3.5	Esfuerzos residuales	98
CAPÍTULO 5 ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS		99
5.1	Parámetros de Hollomon-Jaffe	99
5.2	Temple por inducción.....	101
CAPÍTULO 6 CONCLUSIONES		104
BIBLIOGRAFÍA.....		107
ÍNDICE DE FIGURAS.....		112
ÍNDICE DE TABLAS		118

RESUMEN

La industria automotriz en México es madura, dinámica y está en continuo crecimiento. Debido a esto existe una constante colaboración entre la academia y la industria para generar mayor conocimiento en los diferentes procesos de manufactura de los componentes automotrices. Estos procesos van desde la fundición del acero, forjados, mecanizados y tratamientos térmicos, entre otros. Todos estos procesos tienen como fin lograr que el componente cumpla con los requerimientos necesarios para que tenga un buen desempeño en campo.

La mayoría de los componentes son fabricados a partir de aceros aleados, aceros al carbono de baja y media aleación. La característica sobresaliente de los aceros, la cual los convierte en materiales de ingeniería más ampliamente usados es la habilidad de ajustar sus propiedades mecánicas en un amplio rango a través del uso de tratamientos térmicos controlados.

Un tratamiento térmico se puede definir como una combinación de operaciones de calentamiento y enfriamiento, en tiempos determinados con el fin de obtener las propiedades mecánicas deseadas y han sido utilizados desde tiempos muy antiguos (año 700 a.C. aprox.) ayudando a la humanidad a alcanzar su nivel de desarrollo como se le conoce hoy en día.

El conocimiento pleno de la relación que existe entre las variables involucradas en un tratamiento térmico (tiempo, temperatura, composición química y microestructura previa) y las propiedades mecánicas finales del material han sido objeto de estudio a lo largo de muchos años ya que teniendo un entendimiento pleno en estas relaciones es posible obtener un material con las propiedades mecánicas óptimas para su aplicación.

En el presente trabajo se estudió un acero AISI 4140, el cual es un acero de media aleación altamente usado en la manufactura de componentes automotrices debido a sus propiedades de alta templabilidad y su relativo bajo

costo. Para estudiar la relación que existe entre las variables involucradas en un tratamiento térmico y las propiedades mecánicas finales en este tipo de aceros se le trató térmicamente mediante temple y revenido en horno convencional y temple por inducción. En una primera etapa de experimentación se estudió el efecto de la temperatura y tiempo en procesos de temple y revenido llevados a cabo en horno mediante la obtención de parámetros de Hollomon-Jaffe para diferentes medios de temple (agua, aceite y solución de agua-polímero). En una segunda etapa de experimentación se estudió el efecto en las propiedades mecánicas de diferentes condiciones previas (normalizada, recocida, templada en agua, aceite y solución de agua-polímero) a un tratamiento de temple llevado a cabo por calentamiento por inducción.

Con la experimentación llevada a cabo en este estudio fue posible evaluar la relación entre los parámetros de tiempo-temperatura y microestructura previa del material con las propiedades mecánicas finales obtenidas en el acero AISI 4140 cuando se le trata térmicamente por tratamiento de temple y revenido en horno y temple por inducción los cuales son altamente utilizados en la actualidad para la manufactura de aceros con aplicaciones automotrices.

INTRODUCCIÓN

La industria en México es madura, dinámica y está en continuo crecimiento. Según la OICA (Organización Internacional de Constructores de Automóviles), del año 2009 al 2019 México ha incrementado su producción en un 47 y 321% de vehículos ligeros y pesados respectivamente, colocándolo en el lugar N°6 de los principales productores de vehículos automotor en el mundo solo por detrás de países como China, E.U.A., Japón, Alemania e India [1]. En términos de vehículos pesados, las ensambladoras (comúnmente llamadas OEM's) han alcanzado un importante nivel de desarrollo en el país, realizando actividades que van desde ensamblado, estampado y carrocería, produciendo un amplio rango de modelos para satisfacer la demanda doméstica y los mercados de exportación [2]. De esta manera, en el año 2017 la industria automotriz se colocó como una de las más importantes en México aportando 2.9% del PIB nacional y el 18.3% del sector manufacturero [3]. Todo esto ha sido posible gracias a la constante colaboración entre la academia y la industria para generar mayor conocimiento en los diferentes procesos de manufactura de los componentes automotrices.

Dentro de la gran variedad de componentes automotrices fabricados en México en el área de vehículos pesados se encuentra la manufactura de engranes, flechas de transmisión y los componentes que forman parte del ensamble de ejes traseros y delanteros (husillos, fundas, vigas y muñones). La gran gama de procesos que se ven involucrados en la manufactura de estos componentes abarca desde fundición, forja, mecanizados y tratamientos térmicos, entre otros.

La mayoría de estos componentes son fabricados a partir de aceros al carbono de baja y media aleación gracias al hecho de que pueden ser manufacturados en grandes cantidades en especificaciones muy precisas, a un costo relativamente bajo. También proporcionan un rango extenso de

propiedades mecánicas, desde niveles de resistencia moderada con excelente ductilidad y tenacidad hasta muy altas resistencias conservando una ductilidad adecuada. Debido a este rango amplio de propiedades que pueden tener son considerados un material de ingeniería ampliamente usado, tanto que hoy en día los hierros y aceros comprenden más del 80% en peso de las aleaciones de uso automotriz [4].

El amplio rango de propiedades que puede ser adquirido por un acero depende de diferentes factores propios o no del material, como la composición química de la aleación, el tipo de tratamiento térmico que se utiliza, geometría de la pieza a tratar y la microestructura previa al tratamiento térmico de la aleación. Aunque esta última no es tomada en cuenta en la mayoría de los casos al momento de diseñar un tratamiento térmico, ha demostrado tener un efecto importante en las propiedades mecánicas finales del componente en tratamientos térmicos como temple y revenido en horno convencional y temple por inducción [5-10].

Como se mencionó anteriormente, las propiedades mecánicas finales de un acero dependerán de diferentes factores, pero un mismo acero puede lograr un amplio rango de propiedades y lograr asemejar las propiedades de otra aleación con condiciones diferentes. Esto es posible gracias al uso de tratamientos térmicos con condiciones controladas, por lo que su manufactura y su proceso están continuamente investigados y aplicados.

Debido a su gran importancia, los tratamientos térmicos han sido estudiados desde tiempos muy antiguos. Aunque la fabricación de acero data del año 1,200 a.C. no fue hasta el año 700 a.C. que se comenzó a utilizar el temple, y hacia el año 500 se comenzó a utilizar el revenido dando paso al acero a convertirse en el material de ingeniería con amplias aplicaciones como se conoce hoy en día [11].

Existen una gran variedad de definiciones para tratamiento térmico, pero una de las más citadas lo define como una combinación de operaciones de calentamiento y enfriamiento, en tiempos determinados y aplicadas a un metal o

aleación en el estado sólido en una forma tal que producirá propiedades deseadas [12], donde se pueden incluir procesos de ablandamiento, endurecimiento y tratamientos superficiales. El ablandamiento incluye, por ejemplo, revenido, recocido, normalizado y esferoidización. El endurecimiento abarca procesos de templeado. Entre los tratamientos superficiales se encuentra la nitruración, cianuración y endurecimiento por inducción y a la flama. Todos estos procesos se basan en la aplicación de las transformaciones estructurales que experimenta el acero (transformaciones alotrópicas) y de los procesos de recristalización y de difusión.

Los tratamientos térmicos de los aceros se clasifican en cinco grupos principales:

- a) Recocido
- b) Normalizado
- c) Temple
- d) Revenido
- e) Tratamientos térmicos especiales

Gracias a esta gran variedad de tratamientos térmicos que son usados en los aceros es posible, como se mencionó en un principio, manipular las propiedades mecánicas del acero abarcando un amplio rango de ellas entre las que se pueden mencionar el aumento en la resistencia y dureza, incrementar la ductilidad, mejorar la facilidad de trabajo, liberar esfuerzos, modificar propiedades eléctricas y magnéticas de los materiales [13]. Además, el amplio uso de estos en la manufactura de componentes automotrices exige tener un conocimiento pleno de todos ellos ya que en la mayoría de los casos un solo componente es tratado térmicamente en varias ocasiones a lo largo de su proceso de fabricación para obtener las propiedades finales adecuadas para su aplicación.

Debido a la gran importancia de los tratamientos térmicos en la manufactura de componentes automotrices fabricados con aceros y sus

aleaciones es necesario conocer la relación entre cada una de las variables que tienen influencia en las propiedades mecánicas de un componente cuando se trata térmicamente. Esto ayudará a tener una idea más precisa de las propiedades mecánicas finales que tendrá un componente y de esta manera evitar retrabajos y tener propiedades mecánicas inadecuadas, lo que podría provocar rechazo de componentes costosos.

El presente estudio pretende estudiar la relación entre las variables presentes en los tratamientos térmicos de mayor uso en la industria automotriz actual y el efecto de éstas en las propiedades mecánicas finales. En una primera etapa se evaluará el efecto de la temperatura y tiempo en un proceso de temple y revenido llevados a cabo en horno convencional en un acero AISI 4140, obteniendo los parámetros de Hollomon-Jaffe o también llamados de revenido los cuales describirán esta relación y su efecto en la dureza final del acero. En una segunda etapa se evaluará el efecto de la microestructura previa a un proceso de temple por inducción, en la cual se evaluarán 5 condiciones iniciales diferentes del acero estudiado. En ambas etapas se evaluarán propiedades mecánicas de dureza, microdureza, microscopia óptica, así como esfuerzos residuales y profundidad de temple en la Etapa 2 (inducción). Estas pruebas se llevarán a cabo antes y después de cada uno de los estudios para saber de qué manera cambiaron las propiedades mecánicas en cada uno de ellos.

Este trabajo ayudará a conocer de manera más precisa el comportamiento del acero AISI 4140 cuando sea tratado térmicamente mediante los tratamientos de temple y revenido en horno y temple por inducción.

Objetivo general

Estudiar las variables involucradas en los tratamientos térmicos de temple y revenido en horno convencional y temple por inducción (tiempo, temperatura, composición química y microestructura previa) y su efecto en las propiedades mecánicas de un acero de media aleación.

Objetivos particulares

- Evaluar las propiedades mecánicas de un acero AISI 4140 con diferentes condiciones microestructurales iniciales.
- Determinar los parámetros de Hollomon-Jaffe para un acero AISI 4140 templado en diferentes condiciones de temple y revenido.
- Analizar el efecto de las diferentes condiciones iniciales del acero en las propiedades mecánicas finales en el tratamiento superficial de temple por inducción.

Justificación

El presente estudio forma parte de un proyecto en colaboración entre la empresa Sistemas Automotrices de México, S.A. de C.V., y la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Nuevo León que busca generar conocimiento en los tratamientos térmicos utilizados en la manufactura de componentes automotrices fabricados con aceros de media aleación. Así, será posible optimizar los procesos de manufactura de estos componentes obteniendo las propiedades mecánicas óptimas buscando en todo momento cumplir con los estándares de calidad marcados por la empresa.

Planteamiento

Se plantea realizar un estudio en un acero AISI 4140 utilizado en la fabricación de flechas de transmisión sometiendo probetas de este material a temple y revenido en horno y por inducción variando parámetros de tiempo-temperatura y microestructura previa respectivamente. Se pretenden evaluar las propiedades mecánicas antes y después de cada tratamiento térmico para conocer el efecto que tienen estas variables en las propiedades mecánicas finales del acero.

Hipótesis

Tener un conocimiento más amplio del efecto de las diferentes variables involucradas en los tratamientos térmicos permitirá manufacturar componentes automotrices con mejores propiedades mecánicas evitando procesos de retrabajo, propiedades mecánicas inadecuadas y rechazo de piezas.

Limitaciones

El tema de tratamientos térmicos de metales y aleaciones, y en particular de aceros, es un tema muy amplio. El presente estudio se limita al estudio de variables involucradas en tratamientos térmicos de temple y revenido en horno convencional y temple por inducción. Por un lado, los rangos de temperatura y tiempo de revenido para la obtención de los parámetros de Hollomon-Jaffe en horno convencional pueden ser muy amplios y variados ya que dependen de cada proceso, pero para este proyecto solo se utilizarán rangos de temperatura y tiempo limitados buscando optimizar las temperaturas y tiempos de revenido utilizadas actualmente. Además, el tratamiento de temple por inducción involucra gran número de variables que tienen influencia en las propiedades mecánicas finales del componente (geometría de la pieza y de la bobina, velocidad de escaneo, frecuencia, potencia, etc.), pero en este proyecto se tomarán como constantes para estudiar solamente el efecto de la microestructura previa.

Distribución de la investigación

El Capítulo 1 es una introducción al tema de aceros en general. La revisión de la literatura se enfoca en el estudio de aceros de media aleación, en específico el acero AISI 4140.

El Capítulo 2 trata de los diferentes tratamientos térmicos utilizados en los aceros. Se explica detalladamente cada uno de ellos, incluyendo el tratamiento de temple por inducción. En cada tratamiento se analiza cada una de las diferentes variables involucradas en ellos y su efecto con las propiedades mecánicas del acero. Además, se habla lo referente a los parámetros de Hollomon-Jaffe (o parámetros de revenido) para tratamientos de revenido en aceros. Se explica de manera breve su teoría, modo de aplicación y cálculo.

El Capítulo 3 es una descripción del desarrollo experimental utilizado para realizar el cálculo de los parámetros de Hollomon-Jaffe (o parámetros de revenido) del acero AISI 4140 en diferentes condiciones, así como para evaluar el efecto de la microestructura previa en proceso de temple por inducción aplicado a este acero.

El Capítulo 4 muestra los resultados del trabajo experimental del cálculo de los parámetros de Hollomon-Jaffe y del proceso de temple por inducción descritos en el Capítulo 3.

El Capítulo 5 incluye el análisis y discusión de los resultados obtenidos en este trabajo. Los resultados ilustran el efecto de tiempo y temperatura para describir el cambio en dureza del acero AISI 4140 durante el tiempo de revenido. Los resultados además muestran el efecto de la microestructura previa del acero AISI 4140 cuando es sometido a temple por inducción y el efecto que tiene este parámetro inicial en las propiedades mecánicas finales.

El Capítulo 6 incluye las conclusiones y comentarios finales de esta investigación.

CAPÍTULO 1

ACERO AISI 4140

1.1 Metalurgia del acero AISI 4140

1.1.1 Aceros de medio carbono

Los aceros pueden ser clasificados como aceros al carbono, aceros aleados, grado maquinaria, para herramientas, inoxidable y para aplicaciones especiales. En cuanto a su contenido de carbono, los aceros pueden ser clasificados como bajo, medio y alto carbono.

Los aceros de medio carbono tienen concentraciones de aproximadamente entre 0.25 y 0.60% en peso. Estas aleaciones pueden tratarse térmicamente mediante austenización, temple y luego revenido para mejorar sus propiedades mecánicas. Se utilizan con mayor frecuencia en condición de temple

y revenido con microestructura de martensita revenida. Los aceros sin alear tienen una baja templabilidad y pueden ser tratadas térmicamente efectivamente solo en secciones muy delgadas y con velocidades de enfriamiento muy altas. Estas aleaciones tratadas térmicamente son más resistentes que los aceros bajos en carbono, pero con un detrimento de ductilidad y tenacidad. Las adiciones de cromo (Cr), níquel (Ni) y molibdeno (Mo) mejoran la capacidad de estas aleaciones para ser tratadas térmicamente, dando lugar a una variedad de combinaciones de resistencia y ductilidad.

Las aplicaciones de este tipo de aceros incluyen ruedas y rieles ferroviarios, engranes, cigüeñales, flechas de transmisión y otras partes de máquinas y componentes estructurales de alta resistencia que requieren una combinación de alta resistencia mecánica, resistencia al desgaste y tenacidad [5,7,15].

1.1.2 Acero AISI 4140: características y diagrama CCT

Como se mencionó anteriormente, los aceros de medio carbono son tratados térmicamente para mejorar sus propiedades mecánicas, donde factores como el contenido de C y la adición de elementos aleantes como Cr y Mo logran una mejora considerable en la capacidad de respuesta al tratamiento térmico. El acero AISI-SAE 4140 cuenta con ambas características, lo que lo hace un material de ingeniería altamente utilizado debido a su respuesta a los tratamientos térmicos debido a su composición química. El acero AISI 4140 tiene una composición química nominal de 0.38 a 0.43% de C, 0.75 a 1.00% de Mn, 0.15 a 0.35% de Si, 0.80 a 1.10% de Cr, 0.15 a 0.25% de Mo, 0.035% máx. de P y 0.040% máx. de S (porcentajes en peso).

El acero 4140 es un acero aleado grado maquinaria. El contenido de cromo y molibdeno incrementa la resistencia a la tensión, templabilidad, tenacidad y resistencia al desgaste [14]. Este acero es uno de los materiales más

usados, siendo relativamente de bajo costo, considerando la alta templabilidad que ofrece. El AISI 4140 totalmente endurecido posee rangos de dureza de 54-59 HRC [16].

La Figura 1.1 muestra el diagrama de transformación en enfriamiento continuo (CCT, por sus siglas en inglés) del acero AISI 4140, el cual indica la transformación desde austenita a martensita, perlita o bainita dependiendo de la curva de enfriamiento que se logre en el temple. Este diagrama es importante debido a que una curva de enfriamiento puede ser superpuesta en él y predecir la respuesta que se tendrá con determinado tratamiento térmico.

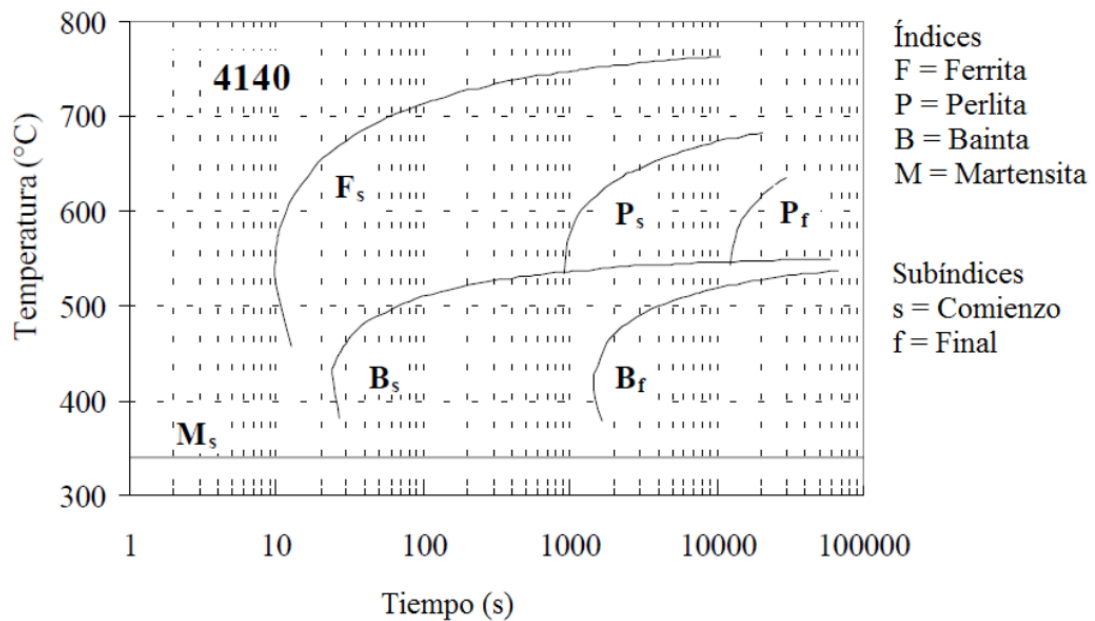


Figura 1.1 Diagrama CCT del acero AISI 4140 [17].

Algunas de las propiedades mecánicas del acero AISI 4140 normalizado y recocido se muestran en la Tabla 1.1.

Tabla 1.1 Propiedades mecánicas del 4140 normalizado y recocido [18].

AISI No.	Tratamiento térmico	Punto de cedencia (MPa)	Esfuerzo último (MPa)	Elongación (%)	Reducción de área (%)	Dureza (HB)	Resistencia al impacto (Kg*m)
4140	Normalizado	650	1020	17.7	46.8	302	2.3
	Recocido	420	650	25.7	56.9	197	5.5

Mientras que en las condiciones de normalizado y recocido se tienen microestructuras perlíticas-ferríticas (con perlita fina y gruesa respectivamente) las cuales son utilizadas principalmente en aplicaciones de materia prima para mejorar propiedades de mecanizado y temple, en la condición templada y revenida del acero se obtienen microestructuras tipo martensita revenida que, como se mencionó en el principio del Capítulo, son las que cuentan con un mayor rango de aplicaciones. En la Figura 1.2 se puede apreciar el comportamiento de la dureza del acero AISI 4140 al ser templado en aceite y revenido a diferentes temperaturas [16].

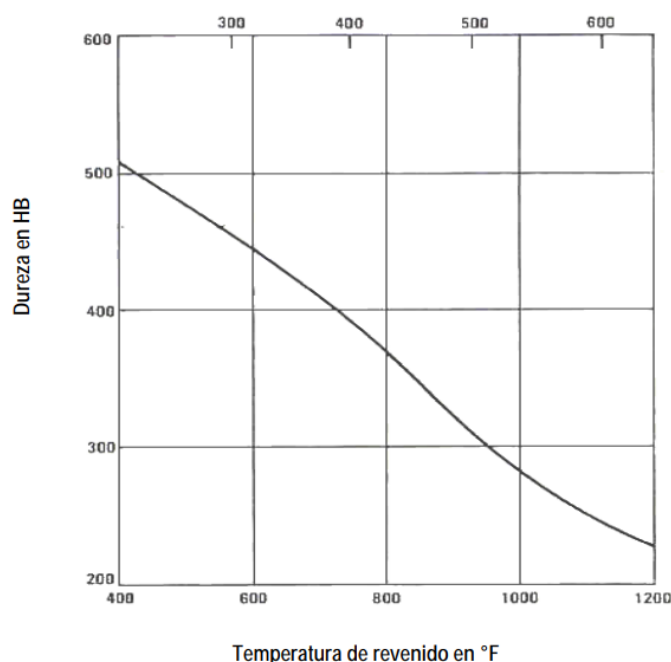


Figura 1.2 Efecto de la temperatura de revenido en la dureza de un acero AISI 4140.

En la Tabla 1.2 se pueden observar algunas de las propiedades mecánicas del acero templado y revenido a diferentes temperaturas.

Tabla 1.2 Propiedades mecánicas del 4140 templado y revenido [18].

AISI No.	Temperatura de revenido (°C)	Punto de cedencia (MPa)	Esfuerzo último (MPa)	Elongación (%)	Reducción de área (%)	Dureza (HB)
4140	200	1647	1771	8	38	510
	310	1434	1551	9	43	445
	420	1137	1247	13	49	370
	530	834	951	18	58	285
	650	655	758	22	63	230

Como se puede observar en la Tabla 1.2, el acero AISI 4140 en su condición de templado y revenido es un acero que tiene la capacidad de abarcar un gran rango de propiedades mecánicas al ser templado y revenido a diferentes temperaturas, lo que lo posiciona como un acero altamente utilizado en la industria actual para un gran número de aplicaciones.

1.2 Teoría general de los aceros

1.2.1 Diagrama de equilibrio hierro-carburo de hierro

Para poder comprender los principios básicos que intervienen en los tratamientos térmicos del hierro y acero se debe de comprender primero el diagrama Fe-Fe₃C (ver Figura 1.3). El hierro es un metal alotrópico, lo cual significa que puede existir en más de una estructura reticular, dependiendo de la temperatura. Esta temperatura está influida principalmente por los elementos de aleación, de los cuales el más importante es el carbono.

El porcentaje de carbono en el hierro aumenta hacia el lado derecho del diagrama y termina en 6.7% de carbono. El diagrama finaliza ahí porque 6.7% de carbono en peso es el contenido de carbono que hay en el compuesto carburo

de hierro (Fe_3C) y no se obtendría ninguna otra información útil si se incluyera más carbono. La mayor parte del diagrama está comprendida por los hierros fundidos (también llamados fundiciones) que tiene un contenido mayor del 2% de carbono. Cuando se tiene contenidos menores del 2% de carbono se está obteniendo acero.

El área comprendida dentro de las líneas punteadas (ver Figura 1.3) es la porción de acero en el diagrama Fe- Fe_3C y es el área más importante para los tratamientos térmicos.

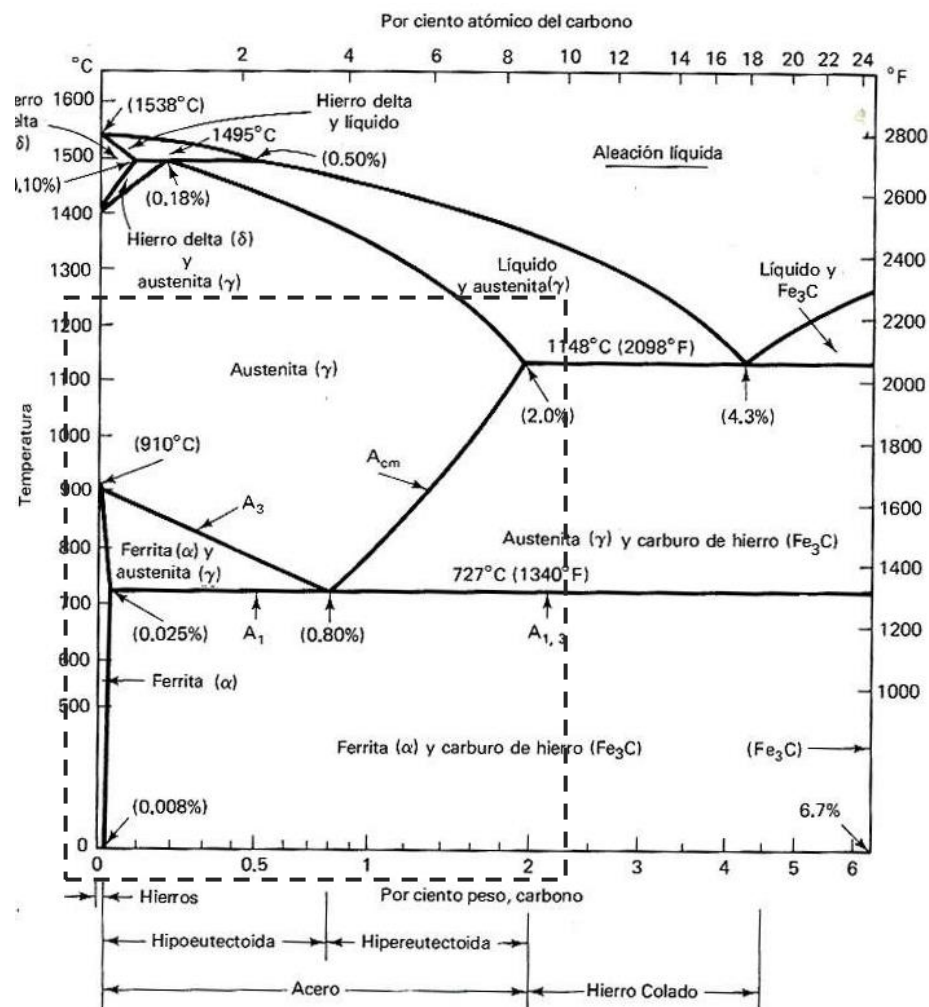


Figura 1.3 Diagrama de fases Fe- Fe_3C [19].

En la Figura 1.4 se pueden observar los cambios de fases que se presentan en la curva de enfriamiento del hierro puro, la cual puede ser ubicada en el extremo izquierdo de la Figura 1.3. El enfriamiento llevado a cabo en este

diagrama es a un ritmo muy lento por lo que se aceptan como temperaturas de equilibrio. Cuando el hierro primero solidifica a 1539°C , está en la forma bcc (cubica centrada en el cuerpo) o también llamada δ (delta). Continuando el enfriamiento, a 1400°C , ocurre un cambio de fase y los átomos se reacomodan por si mismos en la forma γ (gama), que es fcc (cubica centrada en la cara) y no magnética. Cuando la temperatura alcanza los 910°C , ocurre otro cambio de fase de hierro γ con forma fcc no magnético a hierro α (alfa) con forma bcc no magnético. Finalmente, a 780°C , el hierro α se hace magnético sin cambio en su estructura reticular [11].

Las transformaciones alotrópicas del hierro están acompañadas de un cambio súbito de volumen. Debido a esto, el hierro γ tiene a la misma temperatura que el hierro α una densidad mayor.

Durante las diferentes transformaciones que sufre el hierro, la mayoría de las propiedades físicas como densidad, coeficiente de dilatación térmica, capacidad de conducción eléctrica, etc., experimentan un cambio brusco. Sin embargo, el cambio más importante es el de la solubilidad de la mayoría de los elementos de aleación, principalmente del carbono, lo cual es considerado la base de la técnica de los tratamientos térmicos del acero [13].

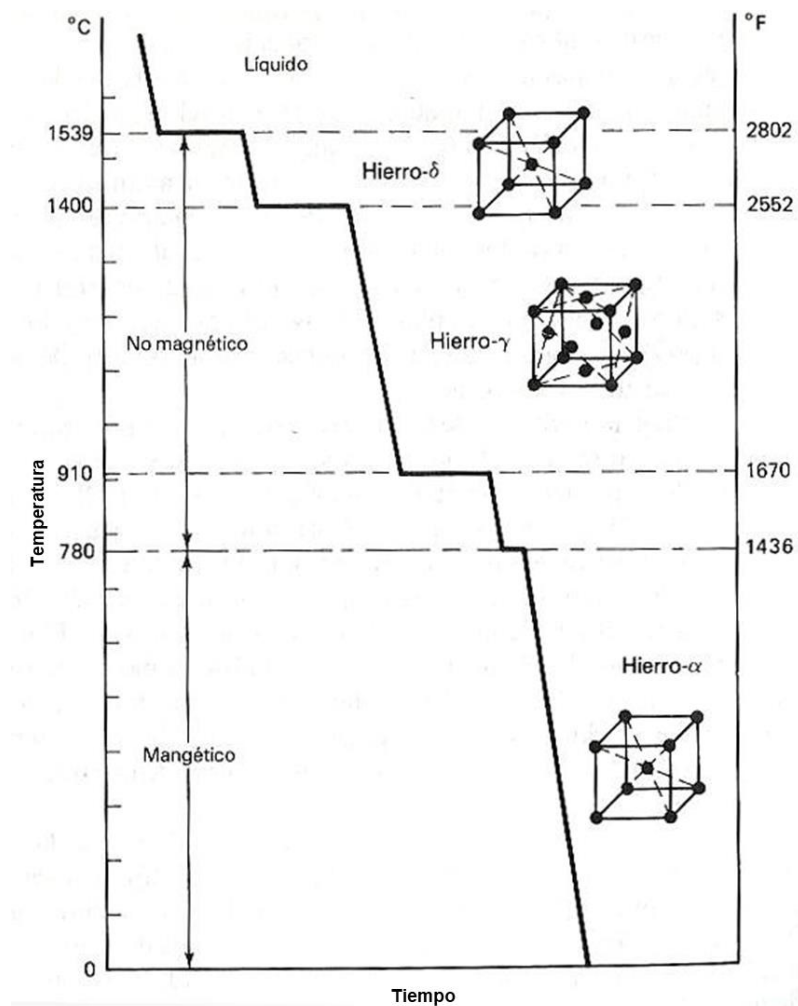


Figura 1.4 Diagrama de enfriamiento mostrando la alotropía del hierro puro [19].

1.2.2 Microestructuras del acero

Conociendo la información básica del diagrama Fe-Fe₃C es conveniente considerar las principales microestructuras que se encuentran presentes en los aceros, ya sea por enfriamiento lento en condiciones de equilibrio o por tratamiento térmico en condiciones fuera del equilibrio.

La microestructura que se desarrolla depende tanto del contenido de aleantes como del tratamiento térmico. Si el enfriamiento es muy lento se dan condiciones de equilibrio, pero si los enfriamientos son muy rápidos se producen procesos que cambian la microestructura y por lo tanto las propiedades

mecánicas. De este modo, tener un conocimiento pleno de las microestructuras ayudará a predecir las propiedades mecánicas de componente. Las diferentes fases presentes en los acero se explican a continuación.

Ferrita. Si se examina el diagrama Fe-Fe₃C (Figura 1.3), se verá que la estructura de la ferrita consiste prácticamente de hierro puro, la cual, a temperatura ambiente, es una solución sólida de tipo intersticial de carbono en hierro α , con una solubilidad límite de aproximadamente 0.008%. Disuelve como máximo 0.025% de carbono a la temperatura eutectoide de 727°C. Este constituyente puede contener, además de una pequeña cantidad de carbono en solución sólida, otros elementos ya sea como residuales del proceso de fabricación o añadidos intencionalmente como elementos de aleación. Por esta razón el termino ferrita se utiliza para incluir cualquier solución sólida basada sobre el hierro α , para distinguirlas de aquellas soluciones sólidas de hierro y o austenita. En la Figura 1.5 se observa la microestructura formada por ferrita α .



Figura 1.5 Micrografía de ferrita α (90X) [5].

Perlita. Es el producto de la reacción eutectoide ocurriendo bajo condiciones de equilibrio a una temperatura de 727°C y una composición de 0.77%C; los reactivos son la ferrita (0.025%C) y la cementita (6.69%C), y por otra parte la austenita con 0.77%C. La estructura perlítica consiste en laminillas

delgadas alternas de cementita y ferrita, denominándose este tipo de estructura como perlita laminar. En los aceros al carbono se presenta una estructura totalmente perlítica únicamente cuando la composición es la del punto eutectoide (0.77%C). En los aceros hipoeutectoides la estructura consiste en colonias de perlita rodeada de granos de ferrita (ver Figura 1.6). En los aceros hipereutectoides un enfriamiento desde la zona austenítica, provoca la formación de una cierta cantidad de cementita proeutectoide, antes que la perlita aparezca, quedando los límites de grano de la austenita como una red continua de cementita, mientras que en el interior de los granos se transformará completamente en perlita, cuando continua el enfriamiento por debajo de 727°C.

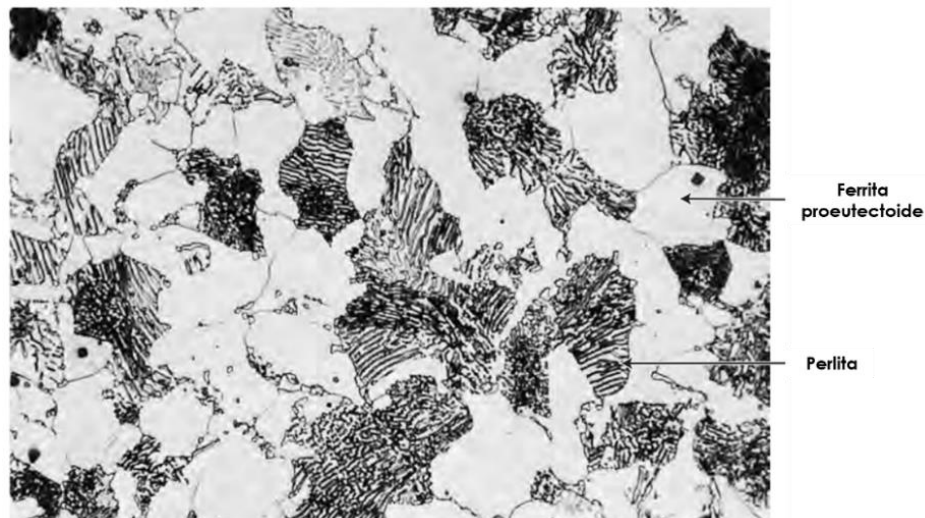


Figura 1.6 Micrografía de un acero 0.38%C con una microestructura constituida por perlita y ferrita proeutectoide (635X) [5].

Cementita. La cementita es un compuesto de hierro y carbono, duro y frágil, conteniendo 6.69%C correspondiendo esto a la composición en porcentaje en peso de Fe_3C , 3 átomos de Fe y uno de C. En los aceros al carbono hipoeutectoides y eutectoides la cementita se encuentra formando parte de las colonias de perlita, mientras que en los acero hipereutectoides se encuentra en dos formas, como una red continua en los límites de grano de la austenita previa con el interior formado por perlita (ver Figura 1.7). En cada caso la cementita está presente como un compuesto duro y resistente a la abrasión y como tal ejerce

profunda influencia sobre el desempeño de los aceros. En los aceros aleados complejos, la cementita juega un papel muy importante, no solo por ella misma, sino por la combinación con otros carburos formados con los elementos de aleación, para producir partículas extremadamente duras y resistentes a la abrasión.

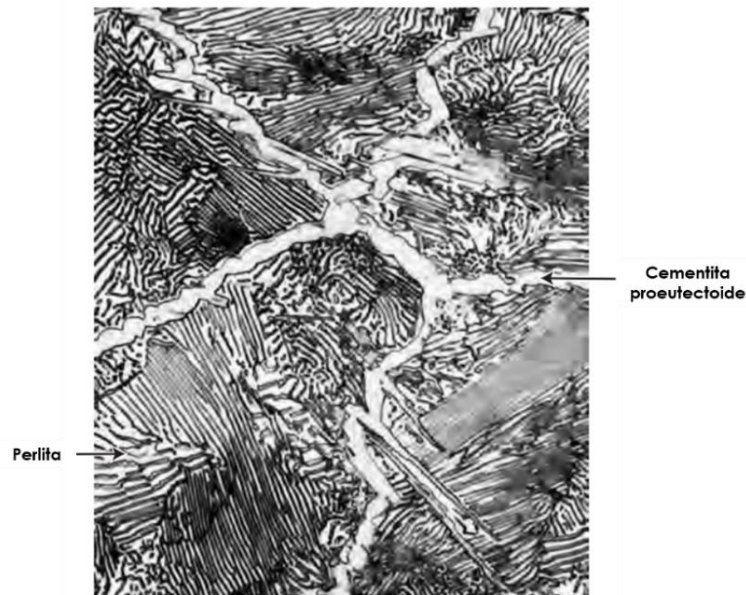


Figura 1.7 Microestructura de un acero con 1.4%C formado por cementita proeutectoide blanca reticulada alrededor de las colonias de perlita (1000X) [5].

Austenita. Es una solución sólida de carbono en hierro. Esta fase se extiende sobre una gran sección del diagrama Fe-Fe₃C, con la solubilidad del carbono aumentando con la temperatura a un máximo de 2.0% a 1148°C. Del mismo diagrama se puede observar que la austenita no existe a temperatura ambiente en aceros al carbono bajo condiciones de equilibrio. En ciertos aceros aleados, como en el caso de los aceros para herramientas, una pequeña porción de austenita puede retenerse en la estructura final, o en los aceros inoxidables austeníticos. En la Figura 1.8 se puede observar la microestructura de la austenita.

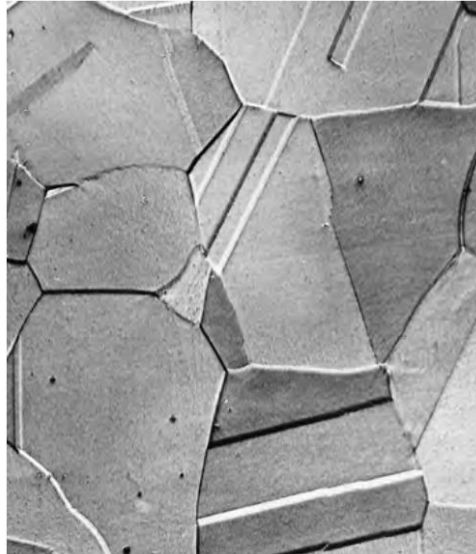


Figura 1.8 Micrografía de austenita (325X) [5].

Martensita. La martensita es indudablemente el constituyente metalográfico más importante en los aceros. Es un constituyente metaestable obtenido a partir de la transformación de la austenita a velocidades de enfriamiento por encima de la crítica. Es el más duro de los componentes de transformación de la austenita, dependiendo su dureza (y fragilidad) del porcentaje de carbono hasta 0.9%. La martensita al microscopio presenta una forma acicular. La martensita después del temple es frágil y sin ductilidad y por lo tanto es necesario un subsecuente tratamiento térmico (revenido) para mejorar las propiedades mecánicas. Los granos de martensita tienen una apariencia de láminas o agujas, como se observa en la Figura 1.9.



Figura 1.9 Micrografía de un acero con microestructura martensítica. Los granos en forma de aguja son el constituyente martensita y las regiones blancas son austenita retenida que no ha logrado transformarse durante el temple rápido (1220x) [5].

Bainita. Este producto de la descomposición de la austenita consiste en un agregado de ferrita y cementita. Esta estructura se forma en el rango de temperaturas entre los 540°C (1000°F) y la temperatura de inicio de formación de la martensita (M_s). Debido a que las estructuras de carburo y ferrita son cada vez más finas, la dureza de la bainita es mayor que la de la perlita, aumentando entre más fina sea la bainita.

Con estos conceptos es posible entender que la microestructura de un acero se deduce de una observación del diagrama de equilibrio y del conocimiento de la transformación de la austenita. Así, considerando un enfriamiento dentro del equilibrio, se determina que un acero hipoeutectoides se compone de ferrita y perlita, un acero eutectoide únicamente de perlita y un acero hipereutectoides de perlita y cementita.

CAPÍTULO 2

TRATAMIENTO TÉRMICO DEL ACERO

2.1 Introducción

Un tratamiento térmico se puede definir como una combinación de operaciones de calentamiento y enfriamiento, en tiempo determinados con el fin de obtener propiedades mecánicas deseadas y es un término genérico que incluye los procesos de reblandecimiento, endurecimiento y tratamiento de superficies. El reblandecimiento incluye, por ejemplo, liberar esfuerzos, recocido, normalizado y esferoidización. El endurecimiento abarca procesos como templado en martensita, templado en austenita y endurecimiento entre sí, y entre los procesos para tratamiento de superficie se encuentra el carburizado, la nitruración, cianuración y endurecimiento por inducción y a la flama [12].

Los tratamientos térmicos del acero se basan en la aplicación de las transformaciones estructurales que experimenta el acero (transformaciones alotrópicas) y de los procesos de recristalización y de difusión. La mayor parte de los procesos térmicos para aceros incluyen la transformación o descomposición de la austenita [13].

Un adecuado tratamiento o proceso térmico resulta muy efectivo para alterar las propiedades mecánicas de los aceros. En efecto, el uso de los tratamientos térmicos en las aleaciones comerciales constituye una excelente práctica común [5]. Estos procesos se efectúan para aumentar la resistencia y dureza, mejorar la ductilidad, mejorar la facilidad de trabajo, liberar esfuerzos, endurecer herramientas y modificar las propiedades eléctricas o magnéticas de los materiales.

Para lograr el cambio en las propiedades mecánicas de los componentes se deben de tomar en cuenta que cada uno de los tratamientos mencionados anteriormente incluyen ciclos de calentamiento y enfriamiento, así como el mantenimiento a la temperatura seleccionada los cuales dependerán del tamaño, forma y espesor de la pieza o piezas. El considerar los factores mencionados anteriormente permitirá realizar un tratamiento térmico de manera adecuada y obtener propiedades mecánicas óptimas y necesarias para la aplicación. A continuación, se analizan cada uno de los procesos arriba mencionados.

2.2 Tratamientos térmicos con enfriamientos moderados o lentos

Los dos principales tratamientos térmicos principales con enfriamientos moderados o lentos son:

a) **Normalizado**, cuyo objetivo es corregir los defectos de solidificación, de conformado, de tratamientos térmicos, etc.

b) **Recocidos**, para reducir dureza de los materiales, para mejorar la maquinabilidad, la conformabilidad, etc., obteniendo estructuras próximas al equilibrio.

Ambos tratamientos térmicos serán explicados detalladamente en los siguientes puntos.

2.2.1 Normalizado

El normalizado de los aceros puede considerarse desde los puntos de vista térmico y microestructural. En este caso se refiere a un ciclo de austenización seguido de enfriamiento en aire calmo o ligeramente agitado, con el objeto de regenerar la estructura y eliminar irregularidades resultantes de tratamientos térmicos o deformaciones previas; la pieza se calienta entre 40 y 60°C por encima del punto crítico superior A_{c3} para aceros hipoeutectoides y A_{cm} para aceros hipereutectoides (ver Figura 2.1). Un normalizado correcto requiere la completa y homogénea austenización antes del enfriamiento [20]. El nombre deriva de la microestructura normal que observó Sorby al examinar muestras de aceros laminadas caliente enfriadas al aire [40].

En términos de microestructura, se refiere a obtener una estructura completamente perlítica (laminar) en aceros 0.8%C, de perlita más ferrita proeutectoide en acero hipoeutectoides, y de ferrita más cementita en los hipereutectoides, y de ferrita más cementita en los hipereutectoides, fases que se forman en los bordes de grano austeníticos. Los aceros endurecibles al aire quedan excluidos de esta clasificación, debido a que en ellos no se forma la perlita típica del normalizado.

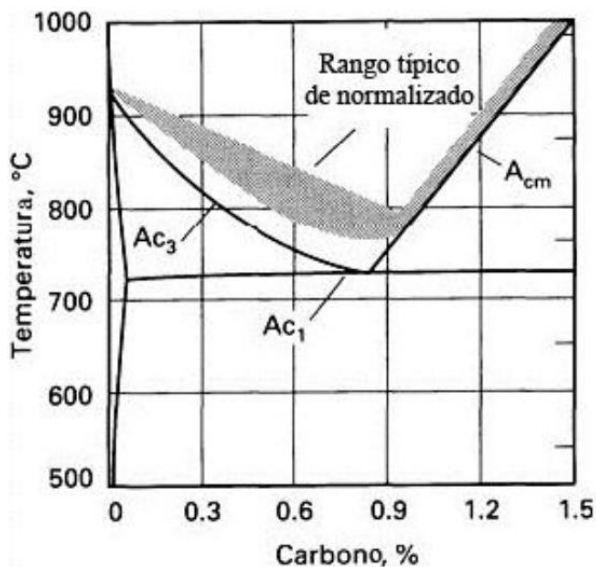


Figura 2.1 Región del diagrama Fe-C mostrando el rango típico de normalizado para aceros al carbono.

Una temperatura de normalización excesivamente alta es perjudicial, especialmente en aceros de uso general, ya que se deterioran la estructura y las propiedades mecánicas debido al engrosamiento del grano austenítico producido por el sobrecalentamiento. El tiempo a temperatura depende de las dimensiones de las piezas; con tiempos largos desaparecen algunas irregularidades, como las de deformación en frío o estructuras en bandas, pero se puede agrandar el grano obteniéndose estructuras gruesas.

La estructura final depende también de la velocidad de enfriamiento; en la mayoría de los aceros es importante controlarla hasta unos 600°C, pudiendo ser más lenta después de esta temperatura. Las velocidades normales para aceros al carbono y de baja aleación varían entre 2 y 60°C/seg.; los aceros de herramientas normalmente se dejan enfriar dentro del horno.

Las estructuras normales que se deben de obtener de un tratamiento de normalizado consisten en un tamaño de grano fino con estructura de perlita mediana a fina uniforme, con ferrita intergranular en el caso de los aceros hipoeutectoides, pudiendo aparecer dentro del grano cuando los aceros son de bajo contenido de carbono. En aceros hipereutectoides aparecerá cementita

principalmente en los límites de grano. Estas estructuras y propiedades son consideradas normales y características de su composición.

Las estructuras defectuosas mostraran una falta de uniformidad del grano motivado por el calentamiento demasiado corto que no permitió la transformación y difusión completa, o también por falta de temperatura. Engrosamiento de grano o grano dúplex por elevada temperatura de proceso. Las estructuras muy finas de transformación isotérmica de baja temperatura elevan la dureza del material cuando el enfriamiento es rápido.

El normalizado es utilizado para eliminar irregularidades estructurales y tensiones internas en piezas con solicitaciones fuertes, como elementos de máquinas, dispositivos y recipientes. Todas las modificaciones estructurales producidas por el tratamiento térmico y deformación en caliente o en frío, se eliminan por normalizado, así como la estructura de forja, las tensiones de maquinado y deformaciones por estirado en frío. También se aplica después de la soldadura de piezas complicadas, para afinar la estructura del cordón y la zona adyacente del material base (zona afectada por el calor) que pueden tener productos de temple. El normalizado tiene especial aplicación en los aceros moldeados ya que permite transformar la estructura dentrítica de colada en otra de grano fino.

2.2.2 Recocido

De manera general, el recocido consiste en calentar un material, mantenerlo a una temperatura determinada, y luego enfriarlo con una velocidad lenta, con el objetivo de reducir su dureza. En el caso de los aceros al carbono, del recocido total resulta una microestructura ferrita-perlita. En este caso se usa el rango de temperatura indicado en el diagrama Fe-C de la Figura 2.2. En general, la temperatura adecuada del recocido es 50°C por encima de A_3 para aceros hipoeutectoides y de A_1 para hipereutectoides [20].

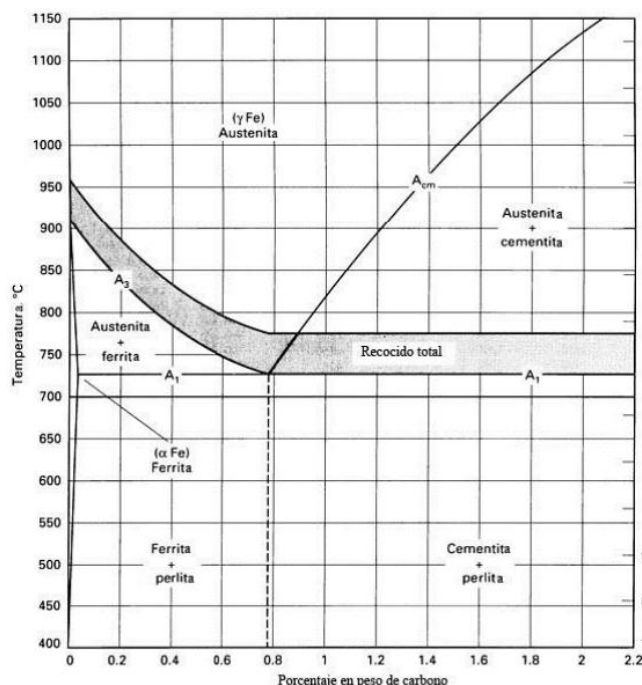


Figura 2.2 Región del diagrama Fe-C mostrando el rango típico de recocido total para aceros al carbono.

El objetivo de los recocidos es facilitar el trabajo en frío o la maquinabilidad, mejorar propiedades mecánicas o eléctricas, o promover la estabilidad dimensional. La elección de un tratamiento térmico de recocido que proporcione la adecuada combinación de tales propiedades con el mínimo costo a menudo significa un compromiso.

Los términos aplicados a cada recocido específico, suelen describir el método usado, el equipo o la condición del material luego del tratamiento. En la práctica existe una variedad casi infinita de ciclos térmicos para los diferentes objetivos del recocido, que se clasifican según la temperatura a la que se calienta el acero y del método de enfriamiento usado. La temperatura máxima puede ser inferior al punto crítico A₁ (recocido subcrítico), o superior a A₃ (recocido total). Como por encima de A₁ está presente algo de austenita, el modo de enfriamiento a través de la región de transformación es un factor crucial en el logro de la microestructura y propiedades deseadas. Pueden ser enfriamientos continuos lentos, o tratamientos isotérmicos a cierta temperatura por debajo de A₁ a la que

las transformaciones ocurran en tiempos razonables. En algunos casos, pueden usarse dos o más ciclos combinados. El éxito de cualquier recocido depende de la elección y control del ciclo térmico, basado en los principios metalúrgicos estudiados.

2.2.3 Diferencias entre normalizado y recocido

Como se mencionó en puntos anteriores, una de las principales diferencias entre el normalizado y recocido es el rango de temperaturas que se manejan para cada tratamiento, la rapidez de enfriamiento y por consiguiente, la microestructura resultante de cada tratamiento. En la Figura 2.3 se comparan los ciclos de temperatura-tiempo de normalizado y recocido total.

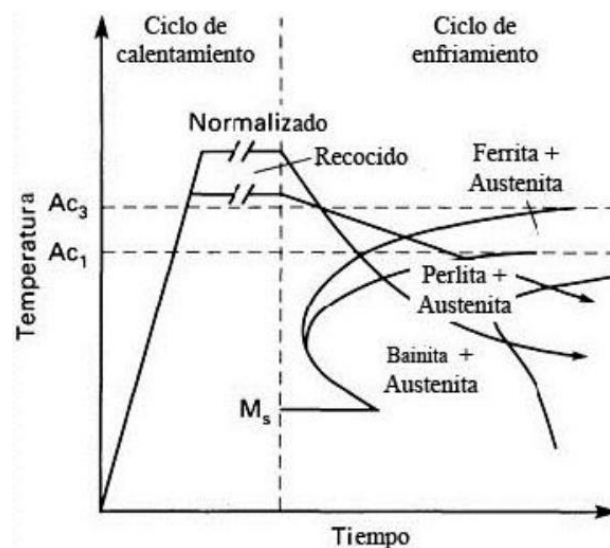


Figura 2.3 Comparación de los ciclos de temperatura-tiempo para normalizado y recocido total.

El enfriamiento más lento en el recocido resulta en temperaturas de transformación a ferrita y perlita más altas, y microestructuras más gruesas que el normalizado. Esta diferencia se muestra esquemáticamente en la Figura 2.4.

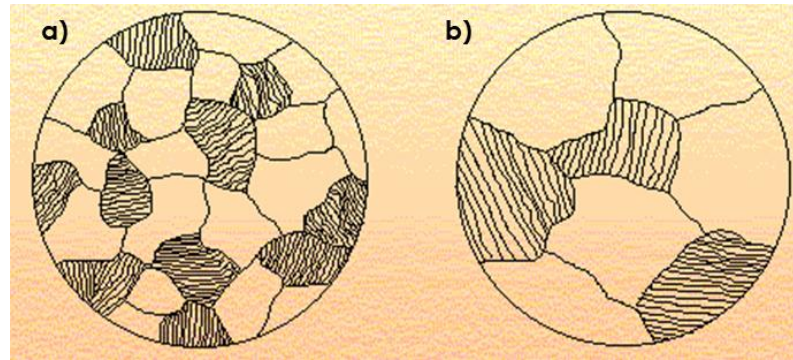


Figura 2.4 Esquema que muestra las microestructuras resultantes de tratamientos térmicos de a) Normalizado y b) Recocido [21].

El efecto neto es que el normalizado produce una estructura de perlita más fina y abundante que la obtenida por recocido, la cual resulta en un acero con mayor dureza y resistencia.

2.3 Temple o templado

Uno de los atributos del acero, lo cual es con toda certeza el de mayor significado para los tratamientos térmicos es su capacidad para endurecerse. Esto se logra gracias al temple, que es una operación que se realiza calentando a una temperatura por encima del punto de transformación Ac_3 o Ac_1 , enfriado con tal velocidad que se produzca un considerable aumento de la dureza, superficialmente o hasta el núcleo de la pieza, lo que se debe en general a la formación de martensita. En la Figura 2.5 se muestra la franja de temperatura utilizada para la austenización en el diagrama Fe-C.

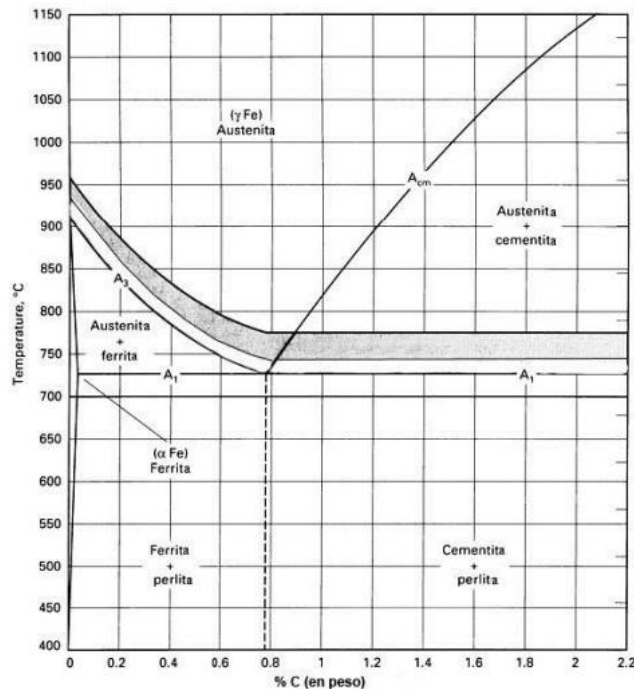


Figura 2.5 Temperaturas de austenización para el temple, indicadas en el diagrama Fe-Fe₃C.

La Figura 2.6 indica el curso de la temperatura en el temple y revenido ordinario. Después del calentamiento, se austeniza la estructura del acero a una temperatura superior a A_{c3} . En el enfriamiento rápido posterior se transforma la austenita en martensita buscando inhibir la formación de perlita y bainita. La formación de martensita está influida, además por la temperatura de temple, el tiempo de mantenimiento a ella y la forma de enfriamiento.

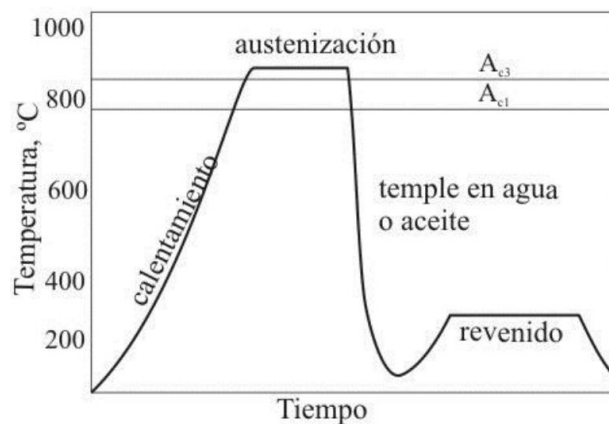


Figura 2.6 Curso de la temperatura en el temple y revenido ordinario.

La velocidad de enfriamiento depende del tipo de acero y en todos los casos, ha de ser superior a la velocidad crítica.

El temple ordinario se aplica a piezas que estarán en servicio sometidas a exigencias no muy grandes y a herramientas en las que se pretende alcanzar penetración en el temple. A pesar de su sencillez, no se aplica a piezas de formas complicadas y materiales sensibles a la distorsión o fisuración, como consecuencia de la brusquedad de enfriamiento. En la Figura 2.7 se observa el proceso de temple ordinario graficado sobre un diagrama T.T.T.

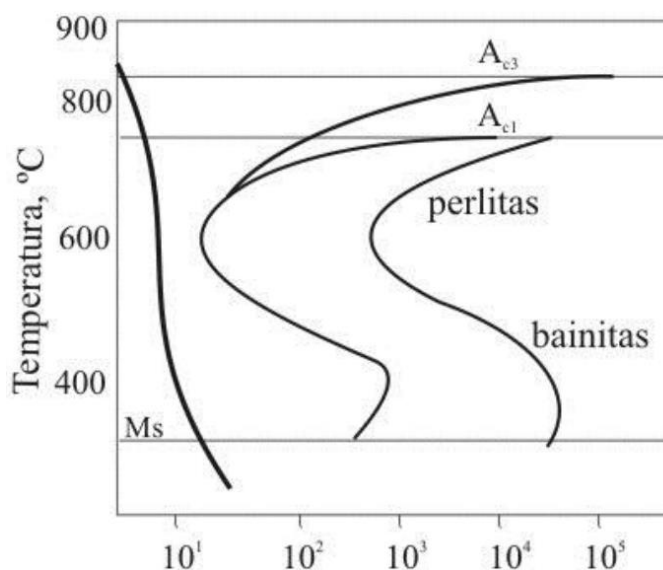


Figura 2.7 Aplicación del diagrama TTT al temple ordinario.

Normalmente cuando se habla de temple se habla de la capacidad de endurecimiento (hardenability). Este término se refiere a la profundidad de endurecimiento que se puede lograr bajo ciertas condiciones de enfriamiento bien establecidas, y no a la dureza máxima que se puede obtener en un acero dado. La máxima dureza depende del contenido de carbono, mientras que el endurecimiento depende de factores como: el carbono, los elementos de aleación y del tamaño de grano de la austenita.

2.3.1 Calentamiento y temperatura de austenización

El primer paso en el tratamiento térmico de temple, como en la mayoría de los tratamientos descritos anteriormente, es el calentamiento del material a una temperatura a la cual se forme la austenita; en general, el tiempo de calentamiento y la temperatura de austenización real deberá ser tal, que todos los carburos se disuelvan y de esta manera se le saque ventaja al hecho de tener al carbono en solución sólida intersticial dentro de la austenita, para poder tener el efecto de endurecimiento. El tiempo de calentamiento para la disolución de los constituyentes y austenizar completamente, depende del tamaño y forma de la pieza y de la estructura previa [23]. La condición previa que transforma más rápidamente en austenita es el temple y revenido, seguido del perlítico de normalización, las estructuras laminares vastas y por último la cementita globular.

Factores como temperatura o tiempo de exposición excesivos pueden propiciar un crecimiento de grano por lo que se debe de tener cuidado con ello.

Velocidades de calentamiento muy elevadas pueden crear esfuerzos muy altos, particularmente cuando están involucradas secciones de forma irregular, por lo que no es conveniente esto. Un tiempo de calentamiento de una hora por 25 milímetros (una hora por pulgada) de sección es lo que se emplea comúnmente, siendo esto una regla de seguridad, aunque en algunas ocasiones se opta por determinarla de forma experimental. La velocidad de calentamiento se determinará con base en los siguientes factores:

- Masa del material que se va a calentar.
- Velocidad a la que el material puede absorber el calor.
- La temperatura a la que se desea calentar.
- La temperatura y transferencia de calor características del medio de calentamiento.

Es importante tener presente que para todo tratamiento térmico la seguridad en la práctica se basa en un calentamiento relativamente lento y uniforme hasta la temperatura de austenización.

2.3.2 Medios de temple

Como se mencionó anteriormente, los factores que rigen el proceso de temple son la temperatura, el tiempo de calentamiento y velocidad de enfriamiento. La velocidad real de enfriamiento obtenida en el temple determina la estructura resultante del tratamiento térmico y los valores de dureza y resistencia alcanzados.

Al enfriar el material a una velocidad superior a la crítica del temple, la austenita se transforma en martensita. En cambio, si la velocidad es inferior no se logrará obtener una estructura totalmente martensítica.

En la velocidad real de enfriamiento influyen el medio de temple utilizado, su temperatura y el estado superficial, la forma y tamaño de las piezas a templar. De los aspectos mencionados, uno de los más importantes es el referido a los medios de temple.

Los medios de temple han evolucionado mucho en la medida que se desarrolla la ciencia y la técnica. Los tradicionales son el agua, el aceite, las sales y el aire. Sus capacidades de enfriamiento se muestran en la Tabla 2.1 en la que se toma como unidad la del agua a 20°C.

Tabla 2.1 Capacidad de enfriamiento relativa de algunos medios de temple [22].

Medio	Capacidad de Enfriamiento Relativa			
	20°C	60°C	99°C	
Agua	Tranquilo	1	0.44	0.07
	Circundante	1.01	0.46	0.08
Agua + 5% NaCl	Tranquilo	1.12	0.62	-
	Circundante	1.14	0.72	0.14
Agua + 10% NaCl	Circundante	1.23	-	-
	De transformador	0.17	Aumenta	-
Agua + 5% NaOH	Tranquilo	1.17	0.78	-
	Circundante	1.20	0.90	-
Agua + 10% NaOH	Circundante	1.40	-	-
Aceite	De maquina	0.21	Aumenta	-
	De algodón	0.30	Aumenta	-
Pb 335°C	Tranquilo	0.5	-	-
Aire	Tranquilo	0.03	-	-

En la Tabla 2.2 se pueden observar las principales características de los medios de temple convencionales.

Tabla 2.2 Características de los medios de temple convencionales.

Medio	Características
Agua	El temple en agua cuando la zona exterior de la pieza se ha transformado en martensita, en la zona interna no se ha iniciado todavía la transformación. El retraso es notable y así surgen tensiones internas fuertes con peligro de deformación o rotura. Generalmente es utilizado en aceros al carbono. Enfría con alta velocidad crítica de temple siendo inconveniente en la zona de transición martensítica.
Aceite	En el temple en aceite cuando en el exterior se completa la formación de martensita, en el interior se ha iniciado ya dicha transformación. El retraso es menor en el caso anterior y por lo tanto las tensiones internas también lo serán con menos peligro de deformaciones. Este medio tiene la ventaja de que es casi insensible al cambio de temperatura por lo que el temple se realiza del mismo modo a cualquier temperatura.
Sales	Durante el temple en sales la temperatura se disminuye uniformemente en la pieza con lo que la parte exterior como la interior pasan por el intervalo martensítico casi al mismo tiempo. De este modo las tensiones internas se reducen al mínimo.
Aire	Cuando el temple es en aire, la velocidad de enfriamiento es muy pequeña y la temperatura interior y exterior tienden a equilibrarse.

Para obtener los resultados esperados después del temple, es imprescindible que se emplee un medio de enfriamiento adecuado, además del agua, aceites, sales y metales fundidos, la tendencia mundial es la de emplear soluciones acuosas con diferentes compuestos orgánicos, soluciones de aceites

con diferentes aditivos y también emplear procedimientos de temple más eficaces mediante modificaciones a los métodos comúnmente empleados [22].

Para el temple en aceros es conviene utilizar el método de enfriamiento menos energético que sea capaz de comunicar al acero una velocidad de enfriamiento superior a la crítica. De esta forma se consigue una estructura totalmente martensítica, la máxima dureza de acuerdo con su composición y se evita en lo posible las grietas y deformaciones.

Las velocidades críticas de temple varían bastante de un acero a otro, por ejemplo, los aceros al carbono exigen las mayores velocidades de enfriamiento, las cuales son, aproximadamente, de 350°C/s para 0.5%C, 200°C/s para 0.8%C. En cambio, los aceros especiales tienen velocidades de temple menores, así, por ejemplo, la velocidad crítica para un acero para brocas de bajo contenido de tungsteno, es de 35°C/s, aproximadamente [13].

2.3.3 Templabilidad

Se puede definir la templabilidad como la capacidad de tiene un acero de endurecer a profundidad. Cuando un acero se temple, la velocidad de enfriamiento es máxima en la superficie y disminuye hacia el centro (ver Figura 2.8). La formación de martensita solo ocurre en la parte de la pieza donde se logró sobrepasar la velocidad crítica de enfriamiento. Para aceros no aleados la velocidad crítica es tan alta, que solo se obtiene una capa relativamente delgada, aun templando en agua. El transcurso de la velocidad de enfriamiento desde la superficie hacia el centro de la pieza está determinado por la relación entre masa y superficie y en función del diámetro de la pieza.

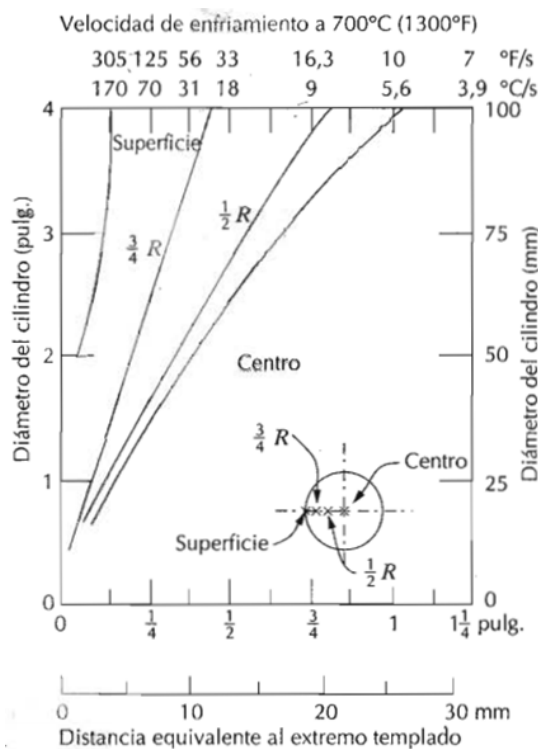


Figura 2.8 Velocidades de enfriamiento en función del diámetro de barras cilíndricas templadas con agitación suave en agua. Las posiciones corresponden a la superficie, tres cuartos de radio ($3/4R$), mitad de radio ($1/2R$) y centro.

Las velocidades de enfriamiento también se expresan como distancia Jominy equivalente [24], ya que estos datos a menudo se utilizan juntamente con las curvas de templabilidad. La utilidad de estos diagramas es predecir la dureza a través de la sección de una probeta. Por ejemplo, la Figura 2.9 compara la distribución radial de dureza para probetas cilíndricas de un acero aleado (4140) y de un acero al carbono (1040); ambas tienen un diámetro de 50 mm y se han templado en agua. Observando estos perfiles se evidencia la diferencia en templabilidad. Los diámetros de las probetas también influyen en la distribución de durezas. Este efecto se puede observar en la Figura 2.10, donde están representados los perfiles de durezas de cilindros de acero AISI 4140 de diámetros 50 y 100 mm templados en agua.

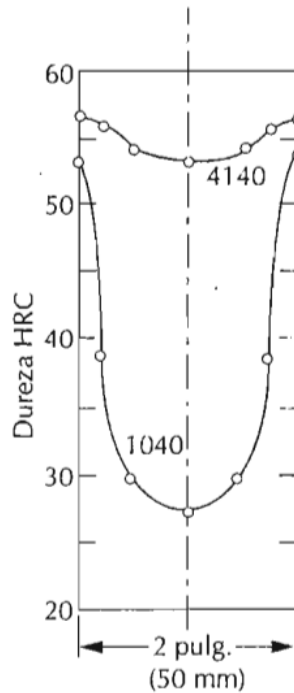


Figura 2.9 Perfiles de dureza radial para cilindros de 2 pulgadas (50 mm) de diámetro de muestras de acero de 1040 y 4140 templados en agua con agitación suave.

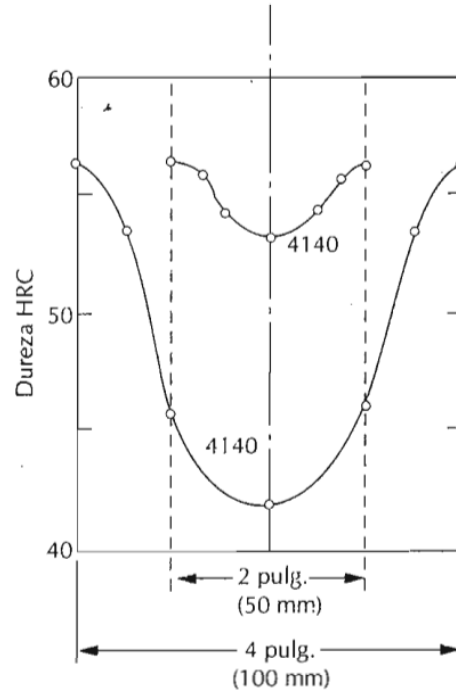


Figura 2.10 Perfiles de dureza radial de cilindros de acero 4140 de 2 y 4 pulgadas (50 y 100 mm) de diámetro templados en agua con agitación suave.

Aunque la templabilidad generalmente se expresa en términos de cambios de dureza, los cambios de microestructura, reflejados por aquellos valores de dureza, son importantes en las propiedades del acero.

En general, como se menciona en el Capítulo 1, la adición de elementos de aleación como cromo (Cr), níquel (Ni) y molibdeno (Mo) aumentan la templabilidad, retardando la transformación en las regiones de perlita y de bainita, y permitiendo de este modo que se forme martensita con velocidades de enfriamiento menores. En la Figura 2.11 se muestran las curvas de templabilidad de 5 aceros con 0.4% de carbono con diferentes contenidos de elementos de aleación, donde se puede observar que los aceros aleados con Ni, Cr y Mo tiene una mayor capacidad de respuesta al tratamiento térmico logrando mayor templabilidad [5,14].

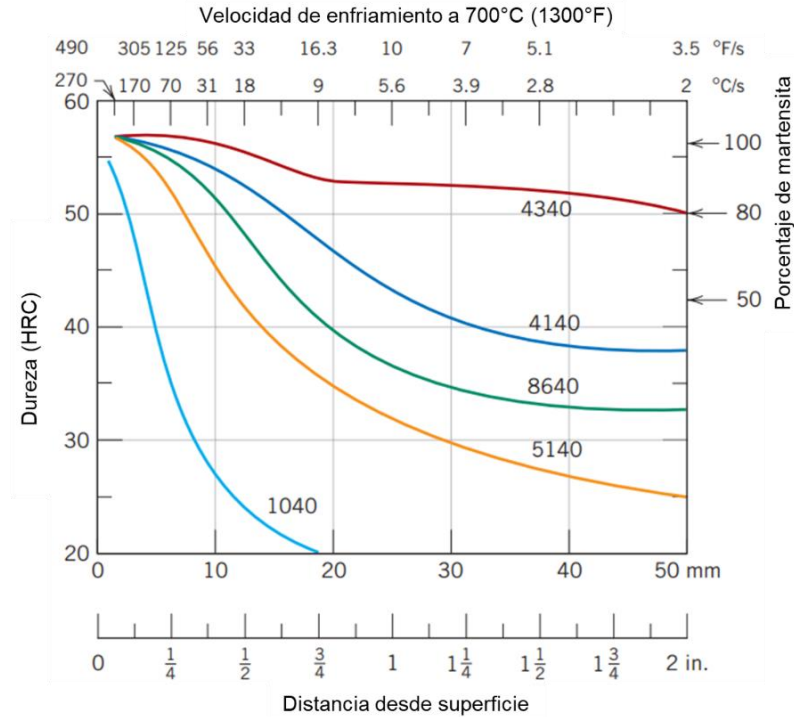


Figura 2.11 Curvas de templabilidad para 5 diferentes aleaciones de acero, cada una con 0.4% de carbono. Las composiciones aproximadas de las aleaciones (% en peso) son las siguientes: 4340-1.85 Ni, 0.80 Cr y 0.25% Mo; 4140-1.0 Cr y 0.20 Mo; 8640-0.55 Ni, 0.50 Cr y 0.20 Mo; 5140-0.85 Cr; y 1040 es un acero sin alea [5].

Las curvas de templabilidad también dependen del contenido de carbono. Este efecto es demostrado en la Figura 2.12 para una serie de aceros aleados en los que solo se varía la concentración de carbono. Así, la dureza y la distancia Jominy equivalente incrementa con la concentración de carbono.

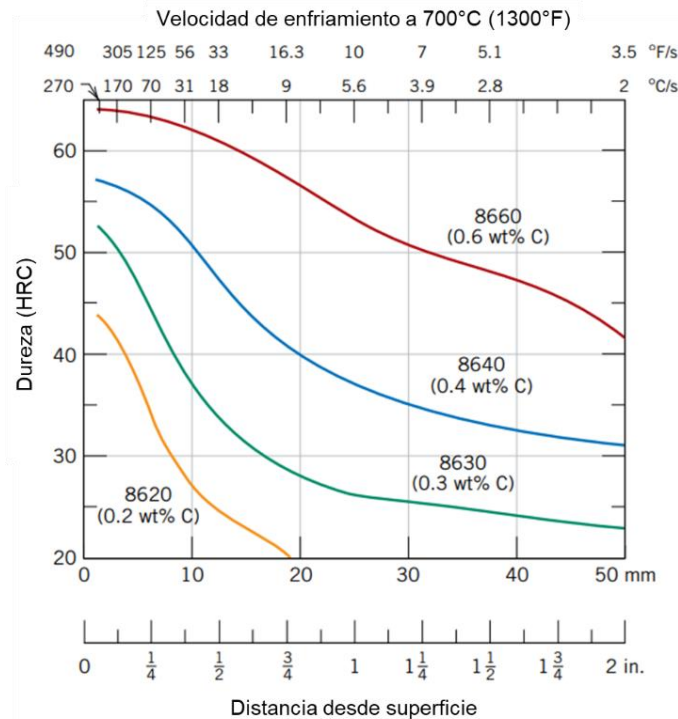


Figura 2.12 Curvas de templabilidad para cuatro aleaciones de la serie 8600 de contenido de carbono indicado [5].

2.3.4 Esfuerzos residuales

Los esfuerzos residuales son el resultado de la historia de los procesos mecánicos y térmicos a los cuales ha sido sometido el material, por consiguiente, hay que destacar que todos los procesos de manufactura introducen o modifican el estado de esfuerzos internos [47].

Cuando una pieza de acero es calentada y templada las transformaciones de fase y los gradientes de temperatura provocan esfuerzos residuales. A menudo se obtiene una superficie dura con esfuerzos de compresión. Los esfuerzos residuales pueden ser deseables o indeseables dependiendo de la pieza que este siendo tratada térmicamente. Los esfuerzos residuales de compresión en un acero pueden aumentar la vida útil a la fatiga y disminuir la probabilidad de falla bajo altas tensiones aplicadas. Sin embargo, los esfuerzos residuales producidos por el endurecimiento dependen de la geometría del

componente y pueden variar mucho en magnitud o incluso volverse de tensión bajo ciertas combinaciones de parámetros de endurecimiento y geometría, degradando la vida útil del componente [48]. Debido a esto es de suma importancia conocer los valores de esfuerzos residuales presentes en un componente. Aunque existen una gran cantidad de técnicas para su medición una de las más utilizadas es la técnica de difracción de rayos X.

2.3.4.1 Difracción de Rayos X

La técnica de difracción de rayos x se basa en la ley de Bragg, la cual se utiliza para conocer los parámetros de las redes cristalinas de los diferentes materiales, por esto esta técnica aprovecha que cuando un material se encuentra sometido a un esfuerzo, ya sea residual o aplicado, existe una deformación plástica, lo cual provoca cambios en las distancias interplanares de las redes cristalinas del material. Utilizando estos cambios de dimensiones en el espaciamiento interatómico se pueden calcular los esfuerzos. Los metales están compuestos por átomos que se encuentran agrupados de manera repetitiva formando matrices tridimensionales de átomos y de esta manera llegan a formar cristales o granos, los cuales se encuentran orientados en diferentes ángulos respecto a los demás granos y unidos forman un material solido poli-cristalino. Entonces cuando un material poli-cristalino está bajo un esfuerzo, ya sea aplicado o residual, deformaciones plásticas son producidas individualmente en las redes cristalinas de cada grano. Los valores de esfuerzos son obtenidos desde las deformaciones en los granos por conocimiento de las constantes elásticas del material y asumiendo que el esfuerzo es proporcional a la deformación, lo cual es una suposición aceptable para la mayoría de los metales y aleaciones de interés práctico [49].

2.4 Revenido

La martensita obtenida en el temple tiene elevada dureza, pero lamentablemente las tensiones alrededor de los átomos de carbono atrapados en la red cristalina del Fe producen fragilidad en las piezas templadas. Esto no solo puede anticipar la fractura en servicio, sino que las partes pueden fisurarse espontáneamente, simplemente estando almacenadas. Debido a esto el revenido tiene como finalidad liberar esfuerzos internos, mejorando la ductilidad y la tenacidad del acero, pero sin que su propósito sea reducir la dureza obtenida por el templado.

El proceso de revenido involucra principalmente la precipitación y coalescencia de varios carburos de Fe y otros elementos aleantes. A la temperatura de calentamiento, el Fe disuelve 50 veces más carbono que a temperatura ambiente. Durante el temple se alcanza en pocos segundos un tremendo potencial de sobresaturación de C en Fe α . Las formas estables (o al menos metaestables) del C son los cristales de carburos, pero justo después del temple se encuentra en una disposición al azar proveniente de la solución sólida de austenita. La falta de difusión fuerza a esta condición.

Sometido a temperatura, el C difunde adecuadamente para explicar el fenómeno de revenido como un crecimiento de partículas que, con suficiente temperatura, son fácilmente reconocibles. Una característica necesaria para incrementar el tamaño y disminuir el número de partículas dispersas es mantener la temperatura constante por un intervalo prolongado después de templar. Al incrementar la temperatura para un tiempo dado, la dureza de un acero al C se reduce de una manera definitiva, como se muestra en el gráfico dureza vs temperatura de revenido, para 1 hora, en un acero templado de 0.62%C (ver Figura 2.13).

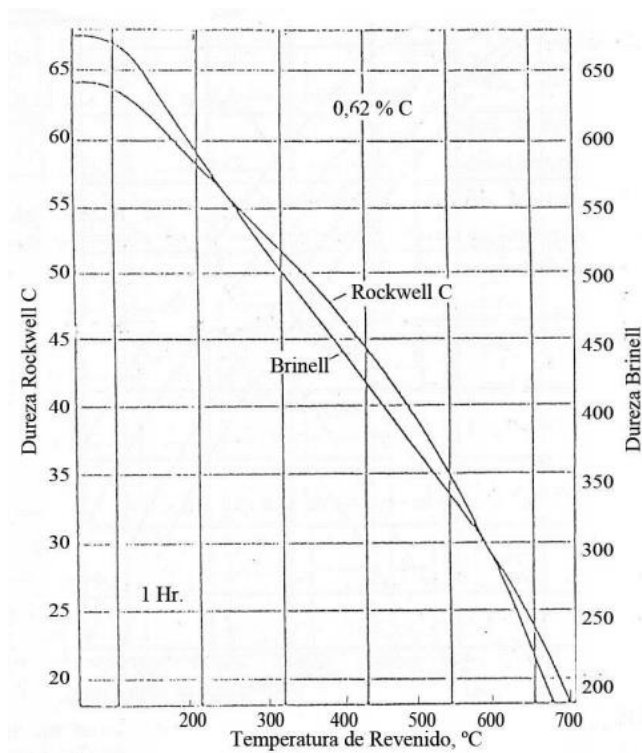


Figura 2.13 Efecto del revenido en la dureza de un acero de 0.62% C templado, realizado durante una hora a varias temperaturas.

El rango de temperaturas de 200 a 450°C representa una zona divisora entre aquellas aplicaciones que requieren dureza y aquellas que requieren tenacidad. Si la principal propiedad deseada es la dureza o resistencia al desgaste de la pieza se reviene a menos de 200°C, en estas condiciones los esfuerzos residuales se reducen notablemente cuando se alcanzan los 200°C. Por otra parte, si se desea que la principal propiedad sea la tenacidad la pieza se reviene por arriba de 450°C, temperaturas por arriba de ésta prácticamente logran que los esfuerzos internos o residuales desaparezcan casi en su totalidad.

En la Tabla 2.3 es posible observar los rangos de temperaturas de revenido y los efectos que tienen en los aceros.

Tabla 2.3 Efecto de los diferentes rangos de revenido en los aceros templados.

Rango de temperaturas	Efecto	Propiedades del acero
40 – 200°C	<ul style="list-style-type: none"> • La estructura adquiere tonalidad negra, conocida como martensita negra. • La martensita original comienza a perder su estructura cristalina tetragonal mediante la formación de un carburo de transición hexagonal compacto y martensita de bajo carbono. 	<ul style="list-style-type: none"> • El acero endurece ligeramente. • Alta resistencia. • Tenacidad y ductilidad bajas. • Gran parte de los esfuerzos internos se eliminan.
230 – 400°C	<ul style="list-style-type: none"> • El carburo épsilon cambia a cementita ortorrómbica (Fe₃C). • La martensita de bajo carbono se hace ferrita bcc. • Cualquier austenita retenida se transforma en bainita. 	<ul style="list-style-type: none"> • Resistencia mayor a 1,400 MPa. • La ductilidad aumenta ligeramente. • Tenacidad baja. • Durezas entre 40 y 60 HRC dependiendo de la temperatura de revenido.
400 – 650 °C	<ul style="list-style-type: none"> • Crecimiento de partículas de cementita. • Aumenta cantidad de ferrita. 	<ul style="list-style-type: none"> • Resistencia a la tensión entre 850-1,400 MPa. • Elongación 10-20% en 50 mm. • Durezas entre 20-40 HRC. • Aumento rápido en la tenacidad.
650 – 720°C	<ul style="list-style-type: none"> • Se producen partículas grandes de cementita globular. 	<ul style="list-style-type: none"> • Estructura muy suave y tenaz. • Durezas inferiores a 20 HRC.

2.5 Calentamiento por inducción electromagnética

La inducción electromagnética, o simplemente inducción, es un método de calentamiento de materiales eléctricamente conductores tales como metales. Se utiliza comúnmente en el proceso de calentamiento antes del trabajo del metal, y en el tratamiento térmico, soldadura y fundición (ver Tabla 2.4). El número de artículos industriales y de consumo que se someten a calentamiento por inducción durante alguna etapa de su producción es muy significativo y en rápida expansión.

Tabla 2.4 Aplicaciones del calentamiento por inducción [25].

Pre calentamiento previo a trabajado del metal	Tratamiento térmico	Soldadura	Fundición
Forjado Engranés Flechas Herramientas Artillería	Temple superficial, Revenido Engranés Flechas Válvulas Herramientas de maquinado Herramientas de mano	Soldadura de cordón Tubos para petróleo Productos de refrigeración Línea de tubería	Fundición de aceros Lingotes Tochos Fundiciones
Extrusión Vigas Flechas	Temple Completo, Revenido Vigas Resortes Cadenas		Fundición por inducción al vacío Lingotes Tochos Fundiciones de acero Superalaciones base níquel Aleaciones de Titanio
Forja o Encabezado Tornillos Tuercas	Recocido Bandas de Aluminio Bandas de acero		
Laminación Placa Lamina			

Entre todas las aplicaciones mencionadas anteriormente predomina el uso de tratamiento térmico y especialmente en el temple de superficies de acero y fundición.

Como su nombre implica, el calentamiento por inducción se basa en las corrientes eléctricas que son inducidas internamente en el material a calentar, es decir, la pieza de trabajo. Estas corrientes son llamadas corrientes de Eddy o parásitas y provocan el calentamiento. El componente encargado de inducir las corrientes eléctricas parásitas es la bobina de inducción, a la cual se le aplica un flujo de corriente a través de ella generando un campo magnético que corta a través de la pieza de trabajo. Es este el campo magnético alterno que induce las corrientes que calientan la pieza de trabajo [26]. Este fenómeno y los componentes de un sistema de inducción serán explicados con detalle más adelante.

Comparándolo con la utilización de hornos, el calentamiento por inducción ofrece ahorros de energía y mayores velocidades de trabajo que la producción de calor por sistemas convencionales de transmisión por convección, radiación,

etc. Estas mismas consideraciones se extienden al temple superficial por la acción de llamas producidas por la combustión de gases tales como acetileno, metano, etc.

Además de lo dicho existen otras ventajas de mucha importancia:

- Facilidad de automatización y control.
- Reducidos requerimientos de espacio.
- Limpieza en las condiciones de trabajo.
- Facilidad para integrarse en una línea de producción debido a la eliminación de calentamientos secundarios por radiación.

2.5.1 Fundamentos

El campo magnético variable a que se aludió anteriormente es producido por una corriente eléctrica alterna de intensidad y frecuencia adecuadas para el trabajo a efectuar, que recorre una bobina de forma especialmente adaptada a la zona de la pieza a calentar. Este campo magnético depende, además de la intensidad de corriente eléctrica que recorre la bobina y de su frecuencia, del número de vueltas que la integra.

Si una pieza se coloca dentro de la bobina de N vueltas por lo que circula una corriente alterna de intensidad J , capaz de producir un campo de intensidad de flujo Φ , se generará un fuerza electromotriz e que se puede expresar como:

$$e = -N \frac{d\Phi}{dt} \quad (1)$$

El sistema bobina inductor-pieza de trabajo funciona como un transformador en donde la bobina inductora es el primario, y el secundario una bobina de una sola espira en cortocircuito que es la pieza de trabajo.

Las corrientes inducidas en la pieza de trabajo generan su propio campo magnético de sentido contrario al generado por el inductor, siendo éste el motivo por el cual las corrientes inducidas se debilitan hacia el interior provocando el llamado efecto piel [26].

La disminución de la intensidad de la corriente inducida desde la periferia hacia el interior está expresada por una ley exponencial:

$$i_x = i_s \left(e^{-\frac{x}{d}} \right) \quad (2)$$

en donde i_x indica la intensidad de corriente a la distancia x de la superficie calentada; i_s indica la intensidad de corriente en la superficie calentada y d es la profundidad de penetración que determina la efectiva profundidad de las corrientes parásitas en su generación de calor. El valor d está dado por la siguiente expresión:

$$d = \sqrt{\frac{\rho}{\pi \cdot \mu_0 \cdot \mu_T \cdot f}} \quad (3)$$

en donde μ_0 es la permeabilidad magnética del vacío; μ_T es la permeabilidad magnética relativa de la pieza que se calienta (disminuye cuando aumenta la temperatura); f es la frecuencia del campo magnético actuante producido por la corriente que recorre la bobina inductora. En las Figuras 2.14 y 2.15 se muestra, respectivamente, la variación de i_x/i_s y de la energía específica generadora de calor (elevando al cuadrado la densidad de corriente), en función de la relación x/d .

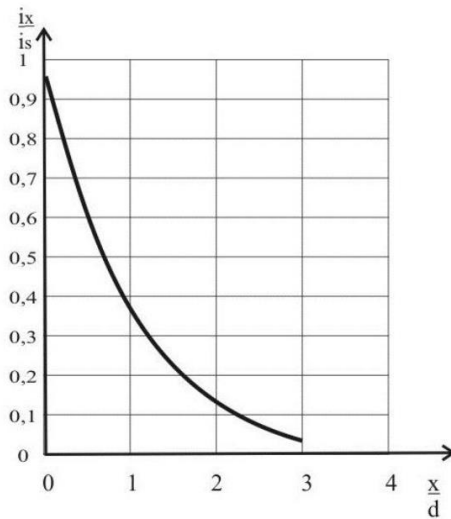


Figura 2.14 Variación de la corriente específica en la capa templada por inducción.

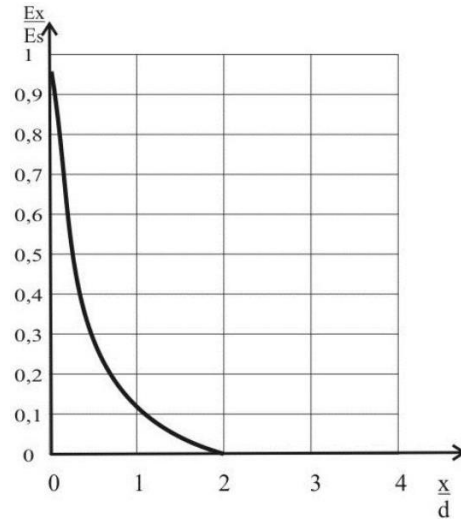


Figura 2.15 Variación de la energía específica en la capa templada por inducción.

De lo que se podrá deducir que, para idénticas condiciones de resistividad y permeabilidad relativa, la profundidad de penetración d_p depende fundamentalmente de la frecuencia alimentadora de la bobina inductora. Además de la influencia de la frecuencia en la definición d_p , cumple un rol importante la permeabilidad magnética relativa μ_r la cual depende de la temperatura a que se encuentra el material; en el acero desde valores elevados a temperatura ambiente, llega prácticamente a 1 a la temperatura de Curie (768°C), incrementándose fuertemente la penetración d_p . Esto puede producirse por valores elevados de la densidad de energía puesta en juego, que podría volver al acero magnéticamente saturado.

Para que el temple por inducción sea efectivo, es decir que el calentamiento de la zona a tratar llegue en profundidad hasta el espesor deseado, es necesario que el diámetro del redondo o el espesor de la placa a tratar tenga una relación de D/d o $A/d > 3$ siendo D el diámetro de la pieza y A el espesor de la placa (según los casos); si estas relaciones son menores se pierde eficiencia ya que empiezan a tener influencia las corrientes generadas, que son de signo opuesto, contrabalanceando las originadas en una cara (si se trata de una placa) o de un extremo del diámetro (si se trata de un redondo).

Las variables que afectan a la velocidad de calentamiento son las siguientes:

- a) Intensidad o fuerza del campo magnético generado por la corriente que recorre la bobina de trabajo con sus características fundamentales: intensidad y tensión. De los amper-vueltas de la bobina de trabajo surge la fuerza magnética en forma de líneas de fuerza (flujo magnético).
- b) Frecuencia de la corriente que recorre la bobina de trabajo; ya se vio su influencia en el valor de d ; a mayores frecuencias existe mayor acercamiento a las líneas de fuerza.
- c) Separación entre la pieza de trabajo y la bobina inductora.
- d) Características magnéticas y eléctricas del material a tratar: resistividad y permeabilidad magnética.

2.5.2 Componentes fundamentales de un equipo para templar por inducción

Los componentes principales de un sistema de calentamiento por inducción son: a) fuente de energía de determinada frecuencia y potencia de salida; b) capacitores, interruptores; c) sistema de enfriamiento para el templado propiamente dicho; d) bobina inductora de forma determinada de acuerdo con el trabajo a realizar, etc.

Normalmente el equipo debe de estar preparado para recibir energía eléctrica de frecuencia de la red (50 ó 60Hz) y transformarla a una frecuencia mucho mayor (en la mayoría de los casos) al igual que la tensión eléctrica de ingreso al lugar de trabajo. En muchos casos se utiliza frecuencia de red especialmente cuando se deben obtener capas templadas por inducción gruesas. En la Tabla 2.5 se muestran las principales fuentes de potencia utilizadas en sistemas de calentamiento por inducción.

Tabla 2.5 Principales fuentes de potencia y sus características.

Fuente	Frecuencia	Rango de potencia	Eficiencia
Frecuencia de línea	50Hz	100kW a 100MW	90/95%
Moto-Generador	500Hz a 10kHz	10 kW a 1MW	75/85%
Estado sólido	180Hz a 50Khz	1KW a 2 MW	75/95%
Equipos de tubos de vacío	50kHz a 10MHz	1kW a 500kW	50/75%

La elección de la fuente de energía depende primariamente de la frecuencia deseada, si bien hay solapamiento entre los distintos sistemas; por otra parte, la frecuencia deseada depende del tipo de trabajo a realizar: si se trata de templar la superficie, la capa podrá ser de menor o mayor profundidad; si se trata de calentar toda la masa para efectuar el tratamiento integral, habrá de estimarse el volumen total a tratar. En general el costo del equipo se incrementa con la frecuencia.

2.5.3 Consideraciones de diseño de bobinas inductoras

La forma de la bobina inductora tiene una importancia muy grande pues ella concentra el flujo de líneas de fuerza sobre la zona a calentar. En las Figuras 2.16, 2.17 y 2.18 se muestran diversos modelos de espiras.

Algunas de las condiciones necesarias para tener en cuenta en su diseño son las siguientes:

- a) Cuanto mayor acercamiento entre la zona a calentar y las espiras de la bobina, mayor concentración de líneas de fuerza del campo magnético, dando mayor intensidad a las corrientes parasitas, y, por ende, mayor temperatura por efecto Joule.
- b) La mayor concentración de líneas de fuerza se encuentra en el centro geométrico de la bobina en forma longitudinal.

- c) La mínima concentración de líneas de fuerza se encuentra en el centro geométrico de la bobina (en el centro de la circunferencia si es circular o en la intersección de las diagonales si es rectangular o cuadrada); la Figura 2.19 muestra la penetración de calentamiento producido en una barra redonda descentrada respecto a la bobina.
- d) Cuando la pieza de trabajo presente una forma irregular que no permita una separación uniforme entre esta y la bobina se aconseja, en medida de lo posible, hacer girar la pieza para obtener un calentamiento uniforme.
- e) Para calentamiento de baja frecuencia (grandes espesores o tratamientos del acero en toda la sección de éste), se usan bobinas de gran número de espiras que forman, con su auto-inducción y la del autotransformador utilizado, la impedancia total del sistema eléctrico.

En general, para ejes y/o tubos en donde se persigue capas de poca profundidad de calentamiento para temple superficial y especialmente para materiales ferromagnéticos, se aconsejan inductores de una sola espira, teniendo en cuenta que debe de guardarse una relación entre el diámetro interior de la bobina y el ancho de la espira; así, para un diámetro de 50 mm, el ancho de la espira debería de ser de 19 mm; en cambio si el diámetro es de 100mm, el ancho debería de ser de 25 mm.

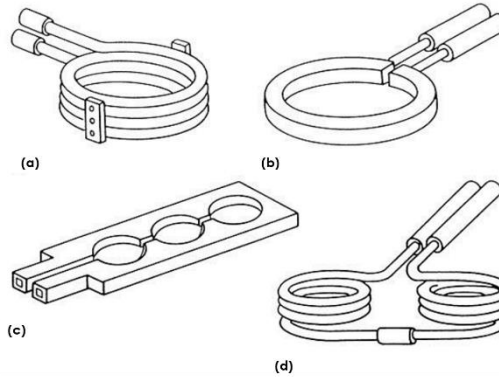


Figura 2.16 Configuraciones típicas de bobinas para inducción; a) espiras múltiples, una posición; b) mono espira, una posición; c) mono espira, posiciones múltiples; d) espiras múltiples, posiciones múltiples [25].

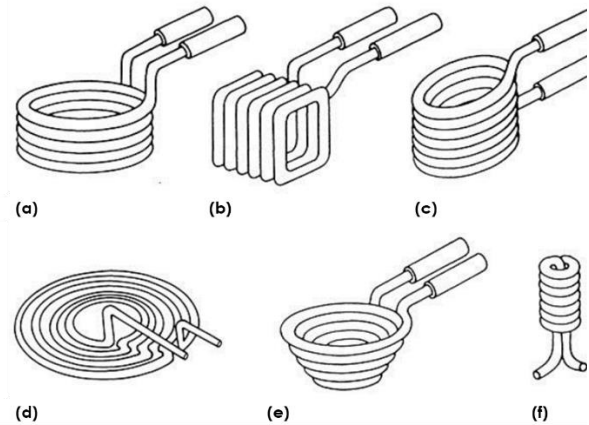


Figura 2.17 Diseño de bobinas de espiras múltiples de varias formas: a) redonda; b) rectangular; c) formada; d) panqueque; e) espira helicoidal; f) interna [25].

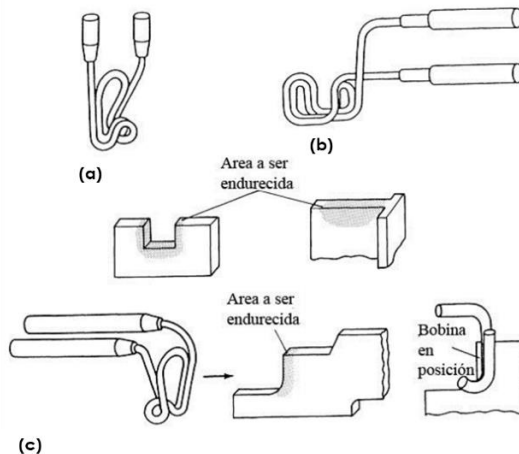


Figura 2.18 Bobinas para calentamiento localizado en diferentes piezas [25].

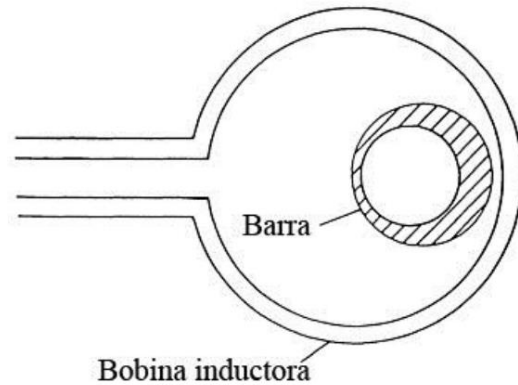


Figura 2.19 Penetración de calentamiento producido en una barra redonda descentrada respecto a la bobina [25].

Cuando se trata de calentamiento de capas grandes o calentamiento de la sección total de la pieza se suelen usar bobinas de varias espiras las que, para obtener uniformidad en el calentamiento, se modifican los diámetros en las zonas demasiadas cargadas de líneas de fuerza.

La distancia entre la bobina y el área de trabajo debe de ser la mínima posible para evitar que el flujo de líneas se disgregue fuera de la zona a trabajar. La frecuencia de la corriente inductora tiene gran influencia sobre el vacío entre la bobina y la zona de trabajo. En efecto, a mayores frecuencias las corrientes en la bobinas son más bajas y el acercamiento será en general mayor; con bajas y

medias frecuencias las corrientes de bobinas son mayores y la distancia entre bobina y zona de trabajo podrán ser mayores.

Para materiales magnéticos que deben ser calentados en toda la sección, donde se usan bobinas de varias espiras, las separaciones suelen ser entre 6.5 y 9.5 mm. En materiales no ferrosos con las mismas condiciones de calentamiento, es aceptable una variación de la separación entre 1.5 y 3 mm. Tratándose de calentamientos superficiales, se aconsejan acercamientos del orden de 1.5 a 2.5 mm, lo que dependerá de que la pieza se mueva con respecto a la bobina [27].

2.5.4 Concentradores de flujo magnético

Los materiales magnéticos presentan alta permeabilidad magnética. Debido a esta propiedad, estos materiales tienen la capacidad de concentrar las líneas de flujo en ellos cuando se les coloca en un campo de inducción. A diferencia de estos materiales, los materiales no magnéticos como el cobre, aluminio, etc., no presentan esta propiedad por lo que su permeabilidad magnética es equivalente a la del aire [26]. En el diseño de calentamiento por inducción, la permeabilidad relativa a la del aire es de importancia [28]. A la permeabilidad magnética relativa del aire se le asigna el valor de uno. Por el contrario, los materiales magnéticos tienen permeabilidades magnéticas relativas de aproximadamente 100 a 1000, dependiendo de la fuerza del campo magnético en el que se colocan. Por encima de la temperatura de Curie, sin embargo, pierden sus propiedades ferromagnéticas y su permeabilidad magnética relativa baja a la unidad.

Concentradores de flujo son materiales magnéticos que se utilizan para recoger el campo de flujo establecido durante el calentamiento por inducción y por lo tanto modifican el patrón de calentamiento resultante. El medio por el cual esto se logra se ilustra en la Figura 2.20. Aquí se puede observar que un

concentrador de flujo en forma de un núcleo de hierro permeable provoca una distorsión del campo de flujo que rodea la bobina de inducción. El material permeable presenta un camino más fácil para las líneas de flujo; por lo tanto, se concentran en el material permeable.

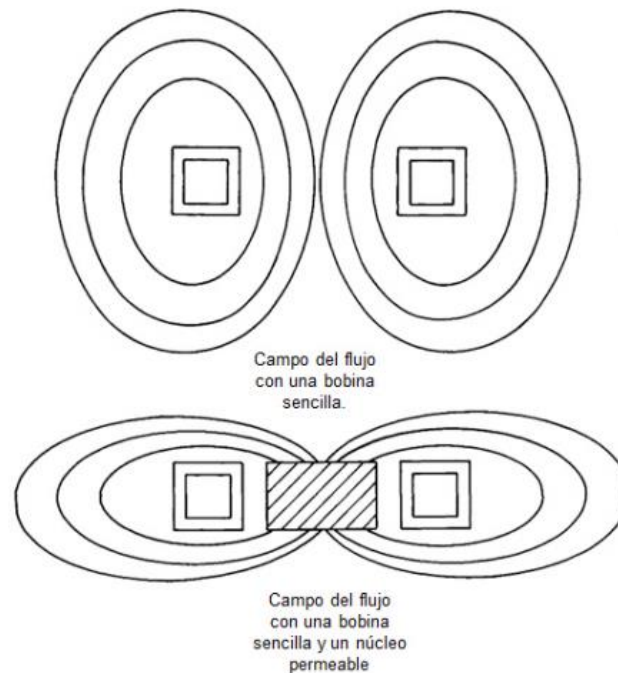


Figura 2.20 Efecto de la concentración de un núcleo permeable en un campo magnético [25].

Cuando una pieza de trabajo se coloca bajo el conductor, la corriente se redistribuye como se muestra en la Figura 2.21a. Debido al efecto de proximidad, una parte significativa de las corrientes fluirá del conductor a la pieza de trabajo. El resto de la corriente se concentra en los lados del conductor con una corriente inducida en un área general de la pieza de trabajo. Después de colocar un concentrador de flujo alrededor de este conductor, como se muestra en la Figura 2.21b, prácticamente la totalidad de la corriente del conductor se concentrará en la superficie orientada hacia la pieza de trabajo. Una corriente significativamente más grande se induce en la pieza de trabajo directamente al lado del conductor.

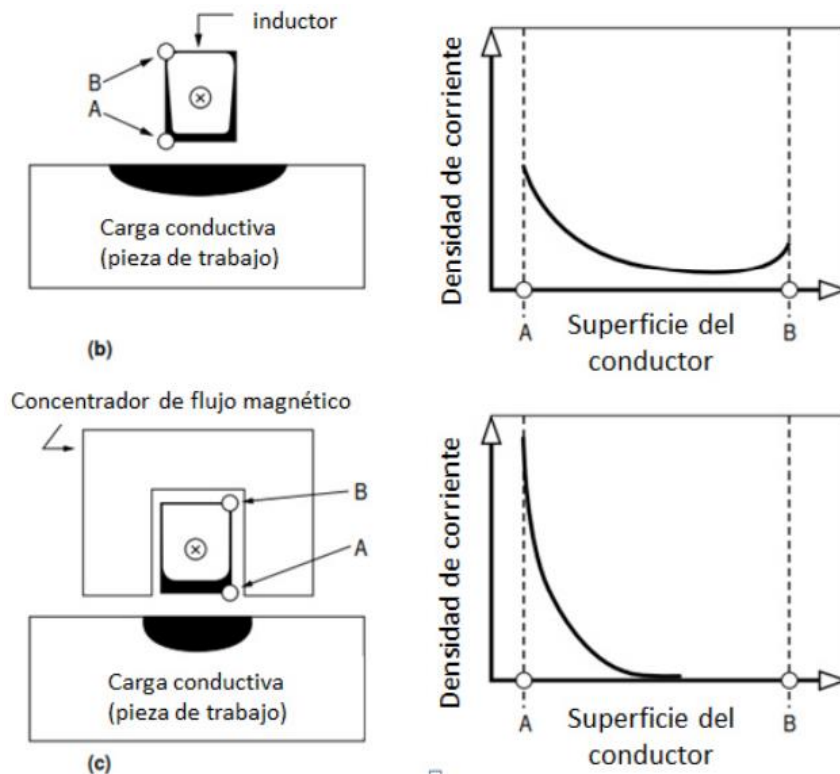


Figura 2.21 Distribución de corriente con el uso de concentradores de flujo magnético [28].

2.5.5 Temple por inducción

Existen diferencias entre el temple por inducción del acero y el que se realiza en hornos convencionales debido a los parámetros de tiempo, temperatura, las propiedades eléctricas y magnéticas de los aceros, la frecuencia de inducción y potencia eléctricas y la influencia de la estructura metalográfica previa al temple.

2.5.5.1 Tiempo y temperatura en el calentamiento por inducción

El tiempo en el que se logra la austenización completa en el acero, depende de la estructura previa de la pieza y de la velocidad de calentamiento. Para un acero eutectoide, el tiempo se reduce considerablemente ya que la temperatura de austenización es más baja (entre 740 y 760°C); pero si su estructura previa contiene cementita globular, el mismo se incrementa para lograr una total disolución de los glóbulos. En cambio, partiendo de una estructura templada y revenida, el tiempo se reduce notablemente.

En el gráfico de la Figura 2.22 se muestra la temperatura de austenización de un acero SAE 1042, en función de la velocidad de calentamiento y la estructura previa. Se puede apreciar que, para una velocidad de calentamiento de 500°C/s, la temperatura de austenización de la pieza templada y revenida es 850°C, si la pieza estuviera normalizada sería de 900°C y en caso de provenir de un recocido de 975°C. Es decir, para estructuras gruesas, corresponde un tiempo de calentamiento mayor. En la Tabla 2.6 se compara la temperatura de austenización para el calentamiento por inducción y en horno, de distintos aceros, a los efectos de un temple correcto.

Tabla 2.6 Temperatura de austenización para distintos aceros, calentados al horno y por inducción [27].

% de carbono	T. de calentamiento en horno, °C	T. de calentamiento por inducción, °C
0.30	845 – 870	900 – 925
0.35	830 – 855	900 – 910
0.40	830 – 855	870 – 900
0.45	800 – 845	870 – 900
0.50	800 – 845	870 – 880
0.60	800 – 845	845 – 870
Mayor de 0.60	790 – 820	815 – 845

Como se puede observar las temperaturas de calentamiento en inducción son mayores que en calentamiento por horno; la experiencia indicará si es

necesario un incremento mayor que lo que se expresa. Por otra parte, dado el tiempo breve del calentamiento por inducción, no hay crecimiento exagerado del grano.

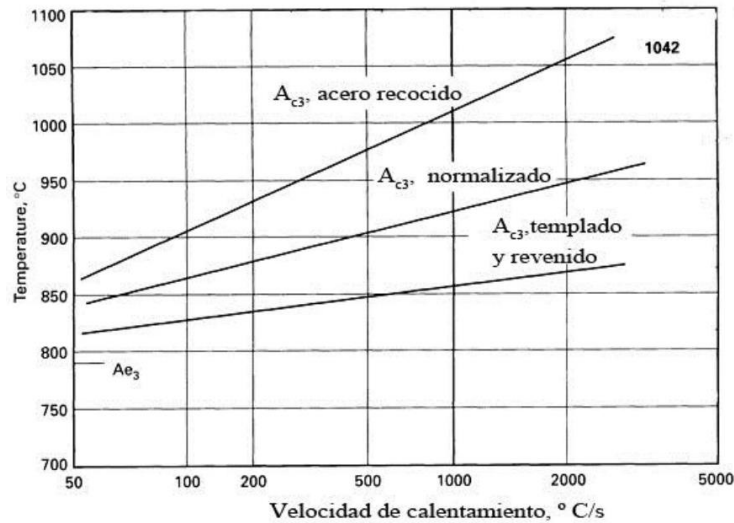


Figura 2.22 Efecto de la estructura previa y la velocidad de calentamiento sobre la temperatura A_{c3} de un acero SAE 1042 [27].

En el caso de aceros especiales, es decir aceros que contienen elementos como níquel, cromo, molibdeno, vanadio, etc., se hace necesario aumentar aún más las temperaturas de calentamiento a los efectos de disolver los carburos presentes en el corto tiempo del temple por inducción; para ellos tampoco hay peligro de crecimiento del grano habida cuenta de las propiedades que les comunican los elementos de aleación. En cualquier caso, es aconsejable conocer con precisión la composición del acero tratado pues los elementos residuales que puede contener el acero (de acuerdo con su forma de fabricación) puede indicar la conveniencia del incremento en la temperatura de calentamiento para el temple inductivo.

La dureza de la capa templada por inducción es mayor que la correspondiente a los tratamientos clásicos de temple en horno. Esto se debe a que la capa templada por inducción (que es martensítica), tiene un volumen específico mayor que las capas interiores (que serán perlíticas o bainíticas)

originando tensiones que se traducen en mayores durezas. Así mismo, la martensita se forma desde un grano más fino que en el calentamiento en horno dando en consecuencia mayor dureza. Otro factor para tener en cuenta para aceros hipoeutectoides, es que hay diferencias en el contenido de carbono en la austenita, lo que influye en la dureza, aumentándola. En la Figura 2.23 se pueden apreciar las diferencias de dureza entre el temple por inducción y el temple realizado en horno para aceros de distintos contenidos de carbono.

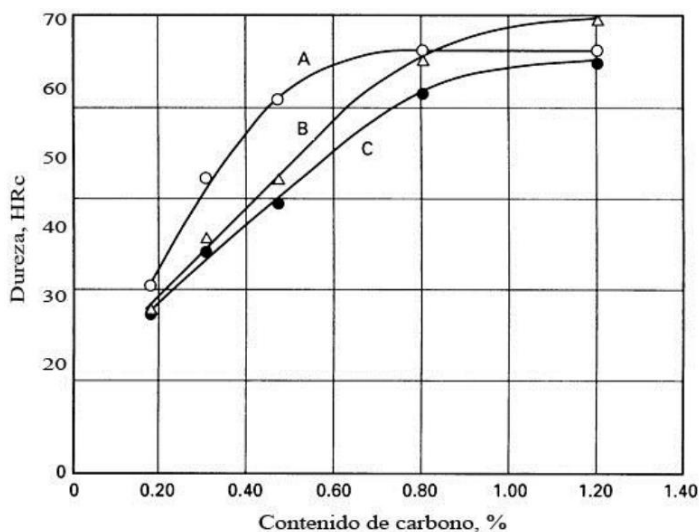


Figura 2.23 Efecto del contenido de carbono sobre la naturaleza de aceros al carbono. Curva A: endurecimiento por inducción. Curva B: calentando en horno y templado en agua. Curva C: calentado en horno, templado en agua y revenido. Los acero templados fueron tratados en N_2 líquido antes del revenido a $100^\circ C$ durante 2h [27].

Para obtener una dureza determinada, en el revenido del acero templado por inducción se requieren tiempos mayores.

2.5.5.2 Propiedades eléctricas y magnéticas de los aceros

Como se mencionó anteriormente, la medida d depende, para un determinado material, de la frecuencia de la corriente que circula por el inductor, ésta será más alta para temple superficiales y baja para tratamientos que incluyan la sección completa.

En cuanto a la resistividad, ésta varía con la temperatura de tal modo que para temperaturas cercanas a la ambiente es de aproximadamente entre $10 \cdot 10^{-6} \Omega \text{cm}$ (hierro electrolítico) y $20 \cdot 10^{-6} \Omega \text{cm}$ (acero de 1%C), hasta aproximadamente $110 \cdot 10^{-6} \Omega \text{cm}$ a $750\text{-}800^\circ\text{C}$. Para temperaturas mayores de 800°C , cercanas al punto de Curie, el crecimiento de la resistividad es de $5 \cdot 10^{-6} \Omega \text{cm}$ por cada 100°C de aumento de temperatura.

De igual manera que crece la resistividad decrece la permeabilidad magnética relativa hasta alcanzar la temperatura del punto de Curie. Debajo de ella, depende de la intensidad del campo magnético. De esto se desprende que, a medida que la permeabilidad descende, disminuyen las propiedades ferromagnéticas del acero. Es así que, como se puede apreciar en el gráfico de la Figura 2.24, a mayores temperaturas de calentamiento por inducción, se incrementa la necesidad de energía aplicada y, cuando se supera el punto de Curie, los incrementos de energía son mayores.

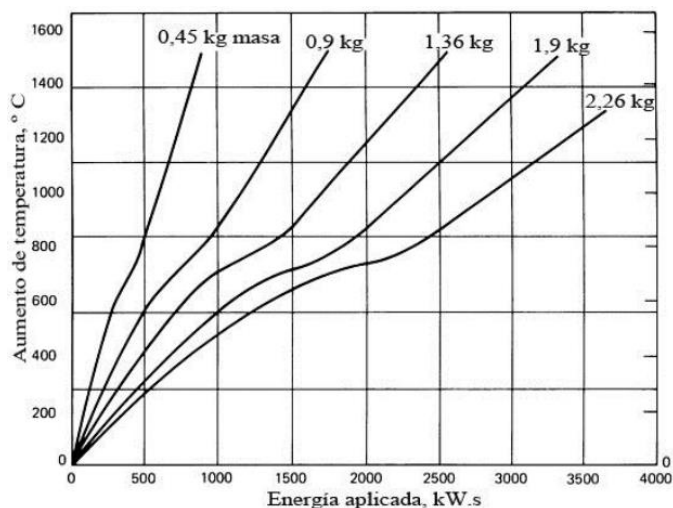


Figura 2.24 Aumento de temperatura en función de la energía aplicada para calentar por inducción un acero al carbono [27].

En este caso, en que se necesita alta temperatura para llegar a la austenización, el equipo debe tener circuitos especiales que permitan la variación de la impedancia y así compensar el cambio en las propiedades magnéticas del acero.

2.5.5.3 Selección de la frecuencia

La frecuencia está ligada íntimamente a la profundidad de la capa que se desea temprar; cuanto mayor sea ésta, menor podrá ser la frecuencia. En la Figura 2.25 se muestra la relación existente entre el espesor de la capa templada, el tiempo de calentamiento en segundos y la densidad de potencia superficial en MW/m^2 ; se puede apreciar que a profundidades de capa templada menores se necesitan mayores frecuencias para un determinado tiempo de calentamiento, y para un determinado espesor de capa tratada se necesitan menores densidades de potencia superficial.

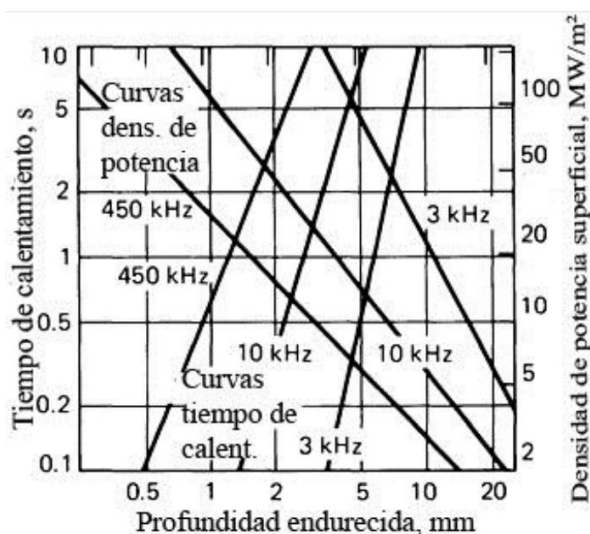


Figura 2.25 Interrelación entre el tiempo de calentamiento, densidad de potencia superficial y profundidad de capa endurecida, para generadores de distintas frecuencias [27].

En general, teniendo en cuenta la expresión de la Ecuación (3) acerca del calor del espesor d , puedes estimarse la frecuencia óptima del generador para el temple superficial del acero; la capa efectiva será alrededor de la mitad de la hallada al calcular la profundidad de penetración con una determinada frecuencia de corriente. En la Tabla 2.7 se pueden apreciar las densidades de potencia superficial para distintos espesores de capas calentadas por inducción, teniendo en cuenta tres estados de fuente de energía: bajo (d); óptimo (c) y alto (f).

Tabla 2.7 Profundidades de capa para distintas frecuencias y equipos disponibles [27].

Frecuencia, kHz	Profundidad de capa (a), mm	Densidad de potencia del equipo (b) (c)		
		Baja (d)	Óptima (e)	Alta (f)
500	0.381 – 1.143	1.08	1.55	1.86
	1.143 – 2.286	0.46	0.78	1.24
10	1.524 – 2.286	1.24	1.55	2.48
	2.286 – 3.048	0.78	1.55	2.33
	3.048 – 4.064	0.78	1.55	2.17
3	2.286 – 3.048	1.55	2.33	2.64
	3.048 – 4.064	0.78	2.17	2.48
	4.064 – 5.080	0.78	1.55	2.17
1	5.080 – 7.112	0.78	1.55	1.86
	7.112 – 8.890	0.78	1.55	1.86

(a) Para profundidades mayores, se utilizan potencias más bajas; (b) valores basados en las frecuencias adecuadas y eficiencia normal, válidos para métodos de calentamiento estáticos y progresivos, sin embargo, en algunos casos los métodos progresivos requieren potencias mayores; (c) máxima en el ciclo de calentamiento; (d) puede utilizarse cuando la capacidad del equipo es limitada; los valores pueden utilizarse para calcular las piezas más grandes; (e) para los mejores resultados metalúrgicos; (f) para grandes producciones, cuando la capacidad del generador está disponible.

2.5.6 Revenido y otras aplicaciones del calentamiento por inducción

Así como la dureza obtenida en el temple por inducción supera a la que se alcanza por calentamientos en horno como consecuencia, entre otras razones, de las tensiones desarrolladas en la capa templada con respecto a las estructuras metalográficas situadas debajo de ella, así mismo esas tensiones pueden llegar a producir algunas pequeñas deformaciones en la pieza tratada, por ejemplo, con ejes. Se hace entonces necesario revenir las piezas para aliviar las tensiones mencionadas; para ellos se debe calentar lo más inmediatamente posible a una temperatura no mayor de 260°C, temperatura que aliviará las mayores tensiones sin disminuir apreciablemente la dureza ni la resistencia mecánica, pero mejorar la resiliencia. Para lograrlo es frecuente utilizar el mismo inductor reduciendo la potencia aplicada y, en algunos casos, disminuyendo la frecuencia; y cuando se trata de ejes, modificando la velocidad de rotación de estos o el pasaje a través de la bobina. En ciertos casos se lleva la pieza tratada a un horno de revenido para asegurar los resultados.

De la misma forma como procede el calentamiento por inducción para temple superficial, así procede para los distintos tratamientos térmicos que se efectúan en hornos; es decir, se pueden realizar recocidos completos, subcríticos, revenidos, precalentamientos para efectuar soldaduras, revenidos de partes soldadas, etc. En general, los equipos disponen de fuentes de energía con frecuencias y potencias variables a fin de acomodar los metales a sus respectivas permeabilidades magnéticas y sus resistividades.

2.6 Parámetro de Hollomon-Jaffe

2.6.1 Introducción

Como se mencionó a lo largo de este Capítulo, el revenido es un tratamiento térmico a baja temperatura que se aplica a los aceros con estructura martensítica después de que son templados. El revenido incrementa la tenacidad del acero, pero reduce su dureza.

El parámetro de revenido, también conocido de Hollomon-Jaffe [29] o de Larson-Miller [30], combina el efecto del tiempo y temperatura para describir el cambio en dureza durante el revenido de aceros. La cinética de las reacciones en estado sólido, que controlan la disminución de dureza, depende principalmente de la difusión de carbono o nitrógeno en el acero. El parámetro Hollomon-Jaffe se ha utilizado para predecir propiedades mecánicas de aceros al carbono, de baja aleación de alta resistencia (HSLA por sus siglas en inglés) y de alta aleación, que han sido templados y revenidos. Estudios previos en este tipo de aceros han manejado rangos de temperatura desde 50-750°C y tiempos de revenido de 4 seg a 20,000 min, obteniendo excelentes similitudes entre los resultados teóricos y los reales [31-35].

El revenido de los aceros puede ser estudiado por observación metalográfica o por mediciones de dureza. Dado que la observación metalográfica consume mucho tiempo en comparación con la medida de dureza,

ésta es usada normalmente como una medida de la cantidad de revenido. Así, la dureza se utiliza como una propiedad mecánica generalizada para cuantificar los cambios microestructurales que se producen debido al revenido.

2.6.2 Cálculo del parámetro de Hollomon-Jaffe

El parámetro de Hollomon-Jaffe es usado para describir la relación entre la temperatura de revenido y el tiempo de mantenimiento requerido para proporcionar determinadas propiedades en el material. El parámetro de Hollomon-Jaffe está descrito por la siguiente ecuación:

$$H = T (C + \log t) \quad (4)$$

donde H es el parámetro de Hollomon-Jaffe, T es la temperatura (K), t es el tiempo de mantenimiento (h), y C es un coeficiente dependiente de las propiedades del material [35]. El valor de C para tiempo en horas ha sido reportado en la literatura como 20 [36], aunque puede ser determinado de manera experimental por la ecuación:

$$C = \frac{T_2 \log t_2 - T_1 \log t_1}{T_1 - T_2} \quad (5)$$

donde los productos $T_1 \log t_1$ y $T_2 \log t_2$ corresponden a dos modos de temperatura-tiempo que proporcionan las mismas propiedades en el material [37]. Conociendo el valor de C en el mismo valor del parámetro H , es posible predecir las propiedades mecánicas del acero en función de la retención térmica, es decir, para las condiciones de operación bajo varios regímenes de temperatura-tiempo.

En representaciones gráficas, el parámetro H , normalmente se multiplica por 10^{-3} , ya que este factor de escala lleva los valores numéricos a un rango más razonable. Los valores de H normalmente varían de aproximadamente 12,000 a 25,000 y el factor de escala reduce el rango a 12-25.

En la Figura 2.26 se muestra el comportamiento del parámetro H con respecto a la dureza de revenido de un estudio realizado a un acero AISI 6F3 usado en la manufactura de dados para forja en caliente, tibio y frío. Este estudio se realizó en un rango de temperaturas de 316-677°C a un rango de tiempo de 1-300hr [35].

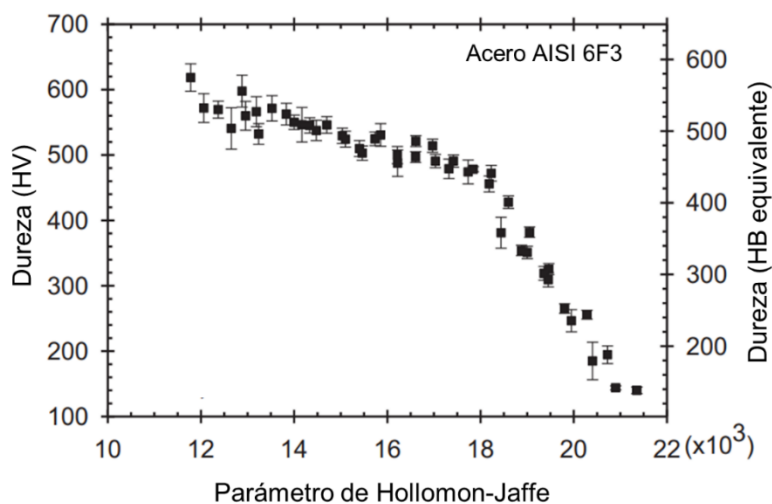


Figura 2.26 Dureza de revenido de un acero AISI 6F3 en función del parámetro de Hollomon-Jaffe [35].

El parámetro Hollomon-Jaffe también ha sido utilizado para caracterizar la respuesta de ablandamiento de los aceros que trabajan bajo condiciones de altas temperaturas, por ejemplo, dados para forja en caliente [41-46]. Esto se puede realizar utilizando la pendiente de la curva que se obtiene del parámetro H en el rango de temperaturas de trabajo [35].

CAPÍTULO 3

DESARROLLO EXPERIMENTAL

3.1 Introducción

La experimentación realizada durante esta investigación fue dividida en 2 etapas:

ETAPA 1: Obtención de parámetros de Hollomon-Jaffe para evaluar efecto temperatura-tiempo en procesos de temple y revenido en horno convencional.

ETAPA 2: Tratamiento térmico de temple por inducción electromagnética para evaluar el efecto de la microestructura previa en propiedades mecánicas finales.

Ambas etapas y la experimentación llevada a cabo en cada una de ellas se muestran en la Figura 3.1 y se explican de manera detallada en este Capítulo.

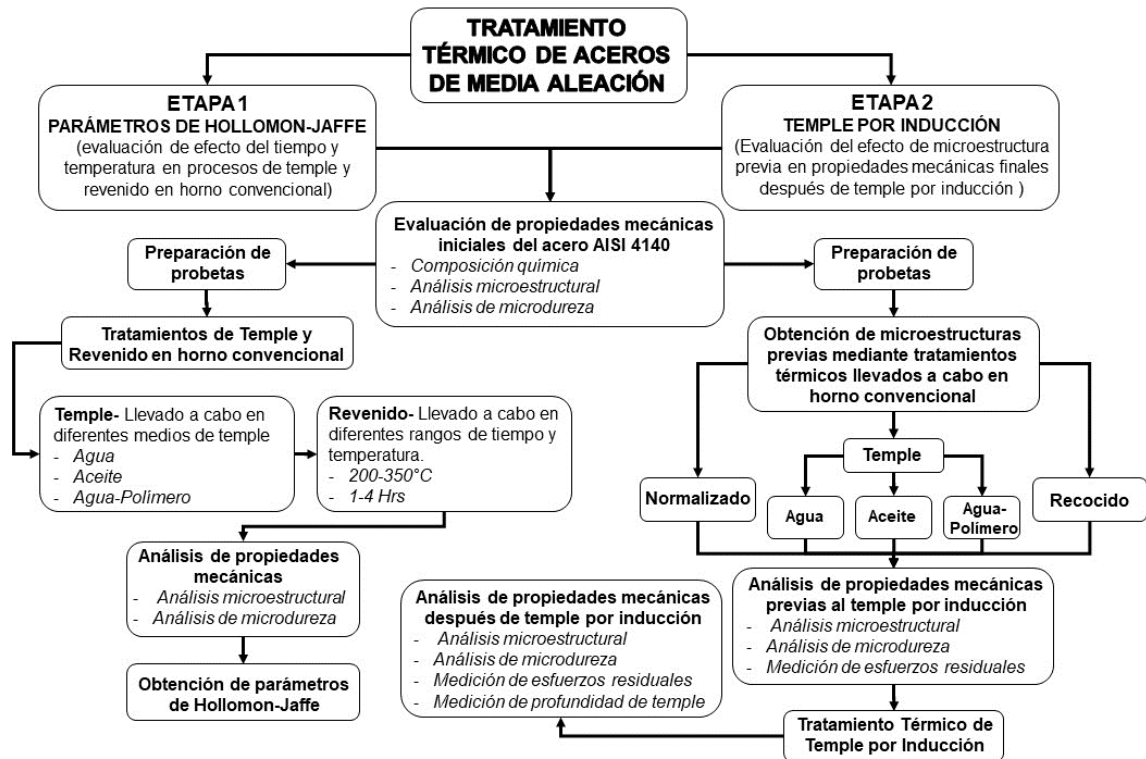


Figura 3.1 Procedimiento experimental Etapa 1 y Etapa 2.

3.1.1 Parámetros de Hollomon-Jaffe

Para la obtención de los parámetros de Hollomon-Jaffe se llevaron a cabo un serie de tratamientos térmicos de temple y revenido en horno convencional a un acero AISI 4140, variando tiempos y temperaturas de revenido, así como medios de temple los cuales se especifican en este Capítulo. La caracterización tanto microestructural como de propiedades mecánicas se realizó con la finalidad de determinar los parámetros de revenido del acero templado en varios medios de enfriamiento y su relación con las propiedades mecánicas finales.

3.1.2 Endurecimiento por inducción

Para evaluar el efecto de la microestructura previa en las propiedades mecánicas del acero AISI 4140 al someterse a un tratamiento de temple por inducción se sometieron diferentes microestructuras a este proceso. Dichas microestructuras fueron obtenidas mediante tratamientos térmicos llevados a cabo en horno las cuales se especifican en este Capítulo. La caracterización realizada antes y después del endurecimiento por inducción se hizo con la finalidad de evaluar el efecto que se tiene al someter dichas microestructuras previas al temple por inducción y su relación con las propiedades mecánicas finales obtenidas.

3.2 Preparación de probetas

EL desarrollo experimental de esta investigación se llevó a cabo en un acero AISI 4140, obtenido como materia prima en forma cilíndrica y después maquinado en torno, de acuerdo con los dibujos de las Figura 3.2 y 3.3 para la Etapa 1 y 2 respectivamente.

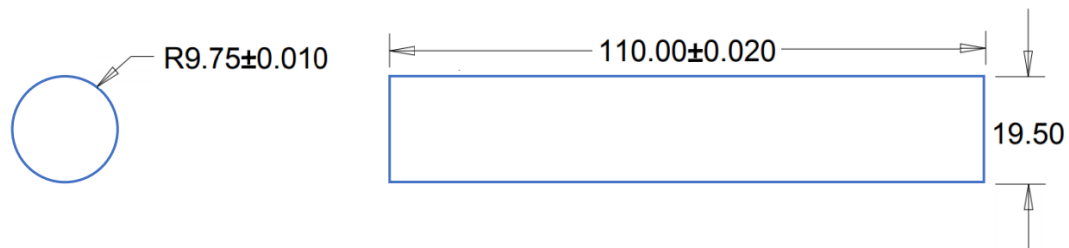


Figura 3.2 Especificaciones para probetas cilíndricas para obtención de parámetros de revenido, unidades en milímetros.

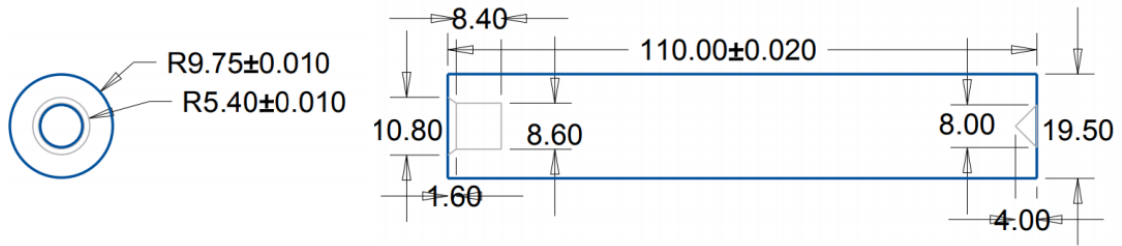


Figura 3.3 Especificaciones para probetas para evaluación de microestructura previa en tratamiento de endurecimiento por inducción, unidades en milímetros.

La determinación de la composición química del material fue llevada a cabo mediante la técnica de espectrometría de emisión por chispa en un equipo Spectro TXC03 (ver Figura 3.4).



Figura 3.4 Espectrómetro móvil de emisión por chispa. Modelo Spectro TXC03.

3.3 Tratamientos térmicos

3.3.1 Etapa 1

Para la obtención de los parámetros de revenido se llevaron a cabo un total de 36 tratamientos térmicos de temple y revenido, variando medio de temple, así como tiempo y temperatura de revenido. El tratamiento de temple se llevó a cabo calentando las probetas a 840°C durante 2 h y templando en aceite, agua y una solución de agua-polímero (Sintek Quench W) a 4% de concentración. El rango de temperaturas y tiempos que se definió para los tratamientos de revenido fue de 200, 250, 300 y 350°C, y 1, 2 y 4 h respectivamente. La matriz de tratamientos térmicos realizada se observa en la Tabla 3.1. Tales tratamientos se realizaron en un horno tipo mufla modelo FELISA FE-341 (ver Figura 3.5).

Tabla 3.1 Matriz de tratamientos térmicos para obtención de parámetros de Hollomon-Jaffe.

Temperatura austenización (°C)	Tiempo de austenización (h)	Medio de Temple	Temperatura de revenido (°C)	Tiempo de revenido (h)		
				1	2	4
840	2	Agua	200	x	x	x
		Agua	250	x	x	x
		Agua	300	x	x	x
		Agua	350	x	x	x
		Aceite	200	x	x	x
		Aceite	250	x	x	x
		Aceite	300	x	x	x
		Aceite	350	x	x	x
		Polímero	200	x	x	x
		Polímero	250	x	x	x
		Polímero	300	x	x	x
		Polímero	350	x	x	x



Figura 3.5 Horno en el que se llevaron a cabo los tratamientos térmicos. Modelo FELISA FE-341.

3.3.2 Etapa 2

Para la etapa 2 se obtuvieron 5 condiciones previas del acero AISI 4140. Estos tratamientos se enlistan en la Tabla 3.2 y fueron realizados en un horno tipo mufla (ver Figura 3.5). Todas las condiciones fueron austenizadas a 840°C durante 2 h y después enfriadas bajo diferentes tipos de enfriamiento para obtener diferentes microestructuras.

Tabla 3.2 Matriz de tratamientos térmicos para obtención de condiciones previas en el acero.

Temperatura de austenización (°C)	Tiempo de austenización (h)	Tipo de enfriamiento	Condición	Microestructura
840	2	Agua	Templada	Martensita
		Aceite		
		Polímero	Normalizada	Ferrita-perlita (fina)
		Al aire		
		En horno		

Para la realización de los tratamientos de temple por inducción se utilizó una maquina Eldec MIND-M 1000 (ver Figura 3.6), a una potencia de 25 KW y una frecuencia de 25 KHz utilizando la técnica de escaneo a una velocidad de calentamiento de 380 mm/min. Estos parámetros se eligieron buscando una capa efectiva de temple de 1.9 mm. La bobina utilizada para este tratamiento fue del tipo monoespira, la cual se puede observar en la Figura 3.7. En la Figura 3.8 se muestra la configuración utilizada para llevar a cabo el tratamiento de temple por inducción a las probetas. El medio de enfriamiento para el proceso de temple por inducción fue una mezcla de agua-polímero (Sintek Quench W) a 4% de concentración. La superficie templada de la probeta fue de 95 mm de largo como se observa en la Figura 3.9.



Figura 3.6 Maquina Eldec MIND-M 1000.

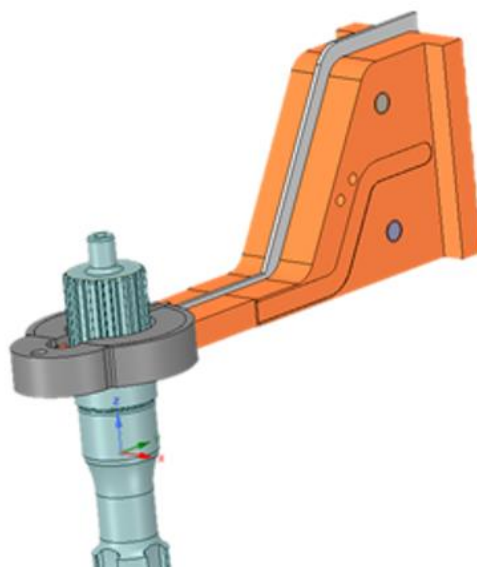


Figura 3.7 Bobina tipo monoespira para tratamientos de temple por inducción.

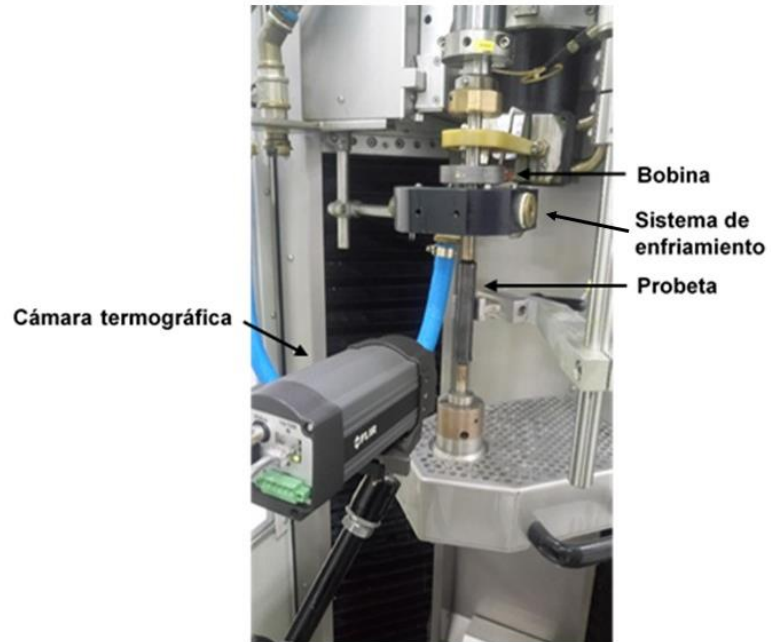


Figura 3.8 Montaje de probeta y cámara termográfica en maquina Eldec para tratamiento térmico de temple por inducción.

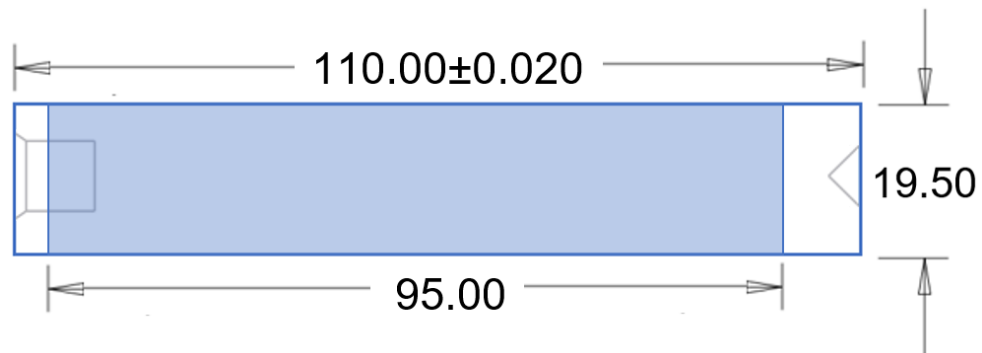


Figura 3.9 Superficie templada por inducción. Unidades en milímetros.

Para la medición de temperatura superficial durante el tratamiento de temple por inducción se utilizó una cámara termográfica modelo FLIR A310 que se puede observar en la Figura 3.10.



Figura 3.10 Cámara termográfica FLIR A310.

3.4 Caracterización microestructural

La preparación metalográfica se realizó conforme a la norma ASTM E-3 [38] en cuanto a corte, montaje, desbaste y pulido final para cada una de las muestras de ambas etapas de este estudio (ver Tabla 3.1 y 3.2). El pulido final se realizó en paño de pulido empleando alúmina en polvo (Al_2O_3), obteniendo superficies adecuadas para su análisis metalográfico de los cortes transversales y longitudinales realizados a las muestras. Las muestras fueron atacadas con nital al 4% de acuerdo con la norma E-407 [39], esto para revelar los bordes de grano de la microestructura presente.

El análisis metalográfico de la Etapa 1 se llevó a cabo solamente de manera transversal para conocer el comportamiento de la dureza radial presente en la muestra después de cada uno de los tratamientos de temple y revenido. En la Etapa 2 el análisis metalográfico se llevó a cabo en dos partes, la primera analizando de manera transversal las probetas para conocer la microestructura previa sometida a inducción, mientras que en la segunda parte se analizaron de manera longitudinal las probetas para poder observar la microestructura y el patrón de temple presente en las probetas sometidas a temple por inducción.

El proceso de caracterización microestructural se realizó mediante el uso de un microscopio óptico modelo ZEISS AXIO VERT.A1 el cual se muestra en la Figura 3.11.

Para el análisis y medición de capa efectiva de temple las muestras fueron atacadas con ácido nítrico (HNO_3) al 25% y después analizadas mediante el uso de un estereomicroscopio modelo ZEISS STEREO DISCOVERY.V8, que se muestra en la Figura 3.12.



Figura 3.11 Microscopio óptico modelo ZEISS AXIO VERT.A1.



Figura 3.12 Estereomicroscopio modelo ZEISS STEREO DISCOVERY.V8.

3.5 Medición de esfuerzos residuales

Para llevar a cabo la medición de esfuerzos residuales en las probetas se hizo uso de un difractómetro de rayos X, marca STRESSTECH modelo XSTRESS 3000 (ver Figura 3.13) equipado con un tubo de cromo. El software XTRONIC incluido en el equipo fue usado para evaluar los esfuerzos residuales de las muestras templadas por inducción de la Etapa 2.



Figura 3.13 Difractómetro de rayos x tipo XSTRESS 3000.

Como se mencionó en un principio, cuando se somete un acero a un tratamiento de temple se crean esfuerzos internos en el material los cuales pueden causar microgrietas si no se les da un tratamiento de revenido inmediatamente después de templar. En el tratamiento de temple por inducción estos esfuerzos residuales son muy importantes ya que al momento de templar una pieza se crea una transición de dureza y esfuerzos internos desde el material templado al material base y si la caída de esfuerzos es muy pronunciada puede ocasionar problemas futuros en el material por lo que se busca que dicha transición sea lo menos pronunciada posible.

Para la medición del espaciado interplanar entre los planos {211} de martensita se hizo uso del difractómetro de rayos X modelo XSTRESS 3000 (ver Figura 3.13).

La medición se realizó de manera longitudinal a lo largo de la probeta, tomando un total de 11 mediciones con una separación de 2.5 y 12.5 mm como se muestra en la Figura 3.14. Estas mediciones ayudarán a conocer los valores de esfuerzos residuales presentes en el acero, si como el comportamiento de la transición entre la superficie templada y el material base de cada una de las microestructuras previas sometidas a endurecimiento por inducción.

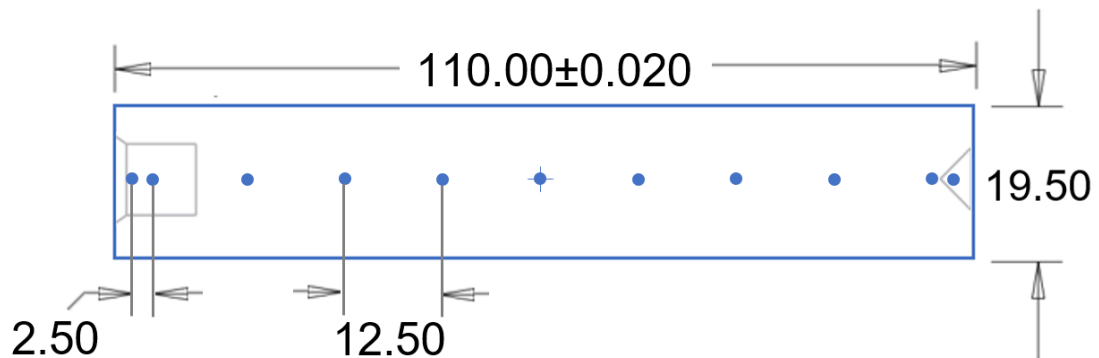


Figura 3.14 Dibujo esquemático de la distribución de mediciones de esfuerzos residuales en probetas templadas por inducción. Unidades en milímetros.

3.6 Ensayos de dureza y microdureza.

Para medir la dureza del acero AISI 4140 en diferentes condiciones se hizo uso de ensayos de dureza y microdureza. Las características de cada ensayo se muestran a continuación.

1.6.1 Ensayo de dureza

Para el ensayo de dureza se utilizó un durómetro LECO tipo Rockwell Serie LR (ver Figura 3.15) con escala HRC y una carga de 150 Kg. Se llevaron a cabo perfiles de dureza superficial (de manera longitudinal) a las probetas de la Etapa 2 después de ser tratadas térmicamente mediante temple por inducción electromagnética. El perfil de dureza realizado a las probetas es el que se muestra en la Figura 3.16.



Figura 3.15 Durómetro LECO tipo Rockwell serie LR.

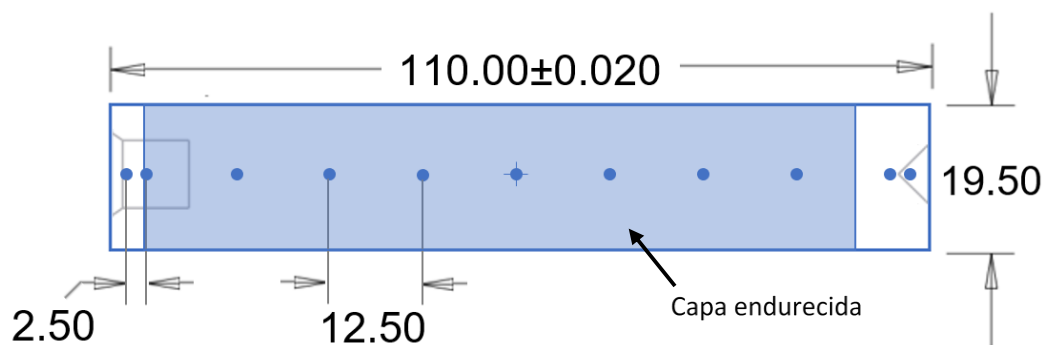


Figura 3.16 Perfil de dureza superficial para probetas después del tratamiento de temple por inducción.

1.6.2 Ensayo de microdureza

Para el ensayo de microdureza se utilizó un microdurómetro EMCO-TEST DuraScan 70 (ver Figura 3.17) realizando perfiles de microdureza Vickers (de manera transversal) con carga de 1 Kg.

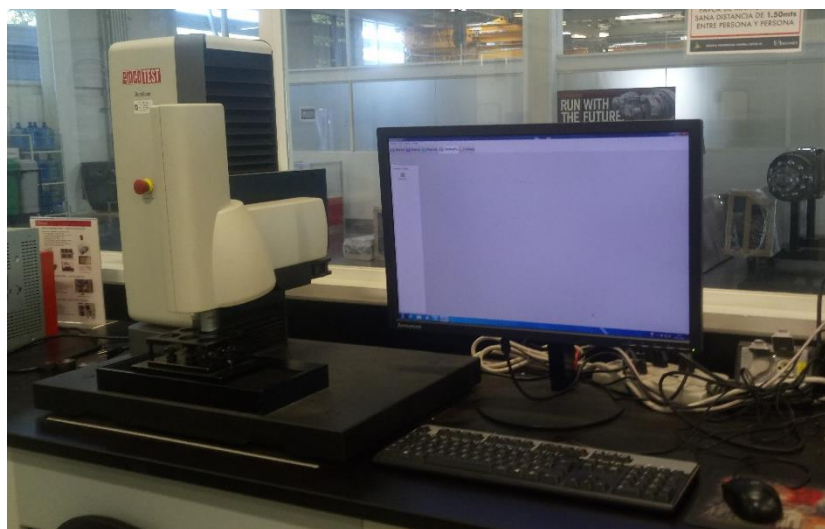


Figura 3.17 Microdurómetro EMCO-TEST DuraScan 70.

Para observar la respuesta en dureza del material a los diferentes tratamientos térmicos realizados, a las muestras templadas y revenidas de la Etapa 1, así como a las microestructuras previas (templadas, normalizada y recocida) de la Etapa 2 se les realizó un perfil de microdureza mostrado en la Figura 3.18. A las muestras templadas por inducción de la Etapa 2 se les realizó un perfil de microdurezas diferente (ver Figura 3.19) para poder observar la caída de dureza entre la capa templada y el material base. Los ensayos de microdureza en ambas etapas se llevaron a cabo de acuerdo con la norma E18-03 [50].

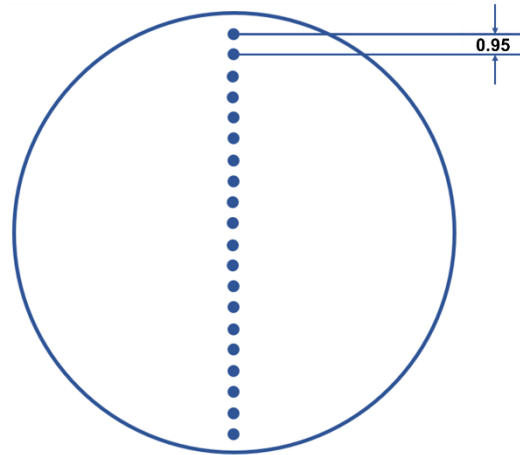


Figura 3.18 Patrón de huellas de microdureza tomadas al material después de tratamientos térmicos. Unidades en milímetros.

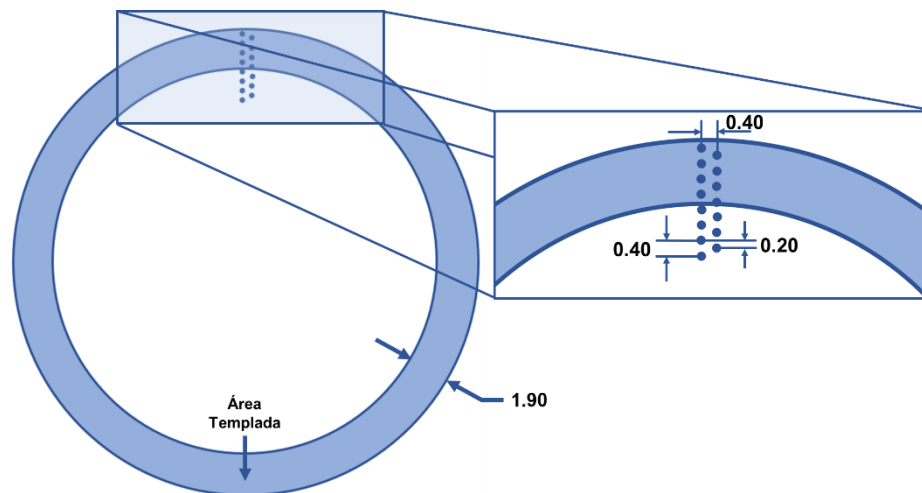


Figura 3.19 Patrón de huellas de microdureza realizadas a probetas después de temple por inducción. Unidades en milímetros.

CAPÍTULO 4

RESULTADOS

En este Capítulo se presentan los resultados obtenidos en el desarrollo experimental descrito en el Capítulo 3. Como se mencionó con anterioridad, los resultados escritos en este capítulo serán divididos en 2 partes correspondientes a la Etapa 1 y Etapa 2 de la experimentación realizada (ver Figura 3.1).

4.1 Composición química

Del análisis de composición química realizado a las muestras del acero AISI 4140 se obtuvieron los resultados mostrados en la Tabla 4.1. Además de

estos resultados, se agrega a la tabla la composición química nominal proporcionada por el proveedor.

Tabla 4.1 Composición química del acero AISI 4140 obtenida y nominal.

Elemento	C	Si	Mn	S	P	Cr	Mo	
Composición Química	Obtenida	0.38	0.26	0.88	0.019	0.014	0.92	0.15
	Nominal	0.40	0.25	0.87	0.040 Máx.	0.035 Máx.	0.95	0.20

La composición química obtenida mediante la técnica de espectrometría de emisión por chispa muestra que el acero se encuentra dentro de las especificaciones brindadas por el fabricante. Así mismo se puede observar que los elementos C, Cr y Mo están en proporciones análogas a las nominales, lo cual es muy importante ya que estos elementos son los principales en brindarle la propiedad de alta templabilidad al acero.

4.2 Etapa 1

4.2.1 Tratamientos térmicos

Los tratamientos térmicos realizados para esta etapa son los especificados en la Tabla 3.1. Se llevaron a cabo los tratamientos térmicos de temple en agua, aceite y solución de agua-polímero, calentando las muestras a 840°C durante 2 horas y después se templaron en los medios de temple antes mencionados. La temperatura fue monitoreada en todo momento con ayuda de un termopar para evitar tener cambios en la temperatura de austenización durante el tratamiento. La temperatura obtenida en estas mediciones fue de $840 \pm 2^\circ\text{C}$ lo cual está dentro de lo permitido para esta prueba. La geometría de las muestras es la mostrada en la Figura 3.2.

4.2.2 Análisis metalográfico

El análisis metalográfico se llevó a cabo seccionando de manera transversal las muestras. Las muestras fueron preparadas y atacadas de acuerdo con las normas ASTM E-3 y E-407 respectivamente para su debido análisis. Se analizaron metalográficamente las muestras templadas sin revenir y las muestras templadas y revenidas con las diferentes temperaturas y tiempos de revenido propuestos. Las micrografías fueron tomadas en la superficie y en el centro de la muestra a una magnificación de 200X. En la Figura 4.1 se observan las micrografías obtenidas de los tratamientos de temple en agua, aceite y agua-polímero.

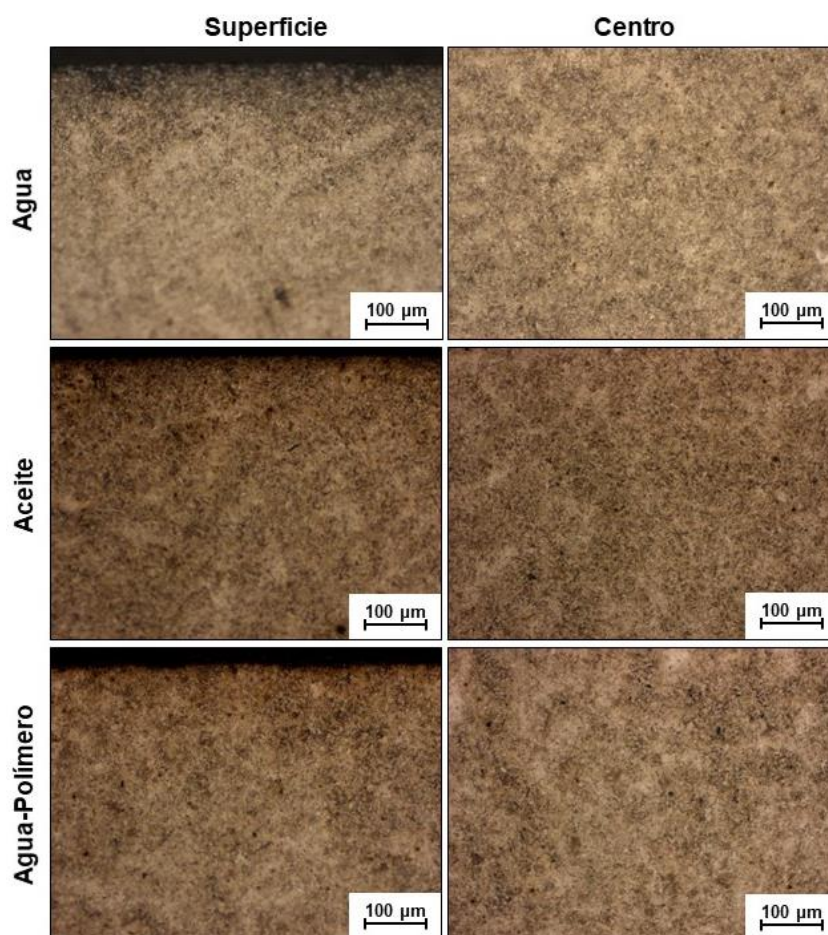


Figura 4.1 Micrografías de tratamientos de temple en agua, aceite y polímero tomadas a 200X en superficie y centro de las muestras. Microestructura revelada mediante ataque químico de nital al 4%.

En la Figura 4.2 se observan las micrografías de las muestras templadas en agua y revenidas a 200 y 350°C durante 1 y 4 horas respectivamente.

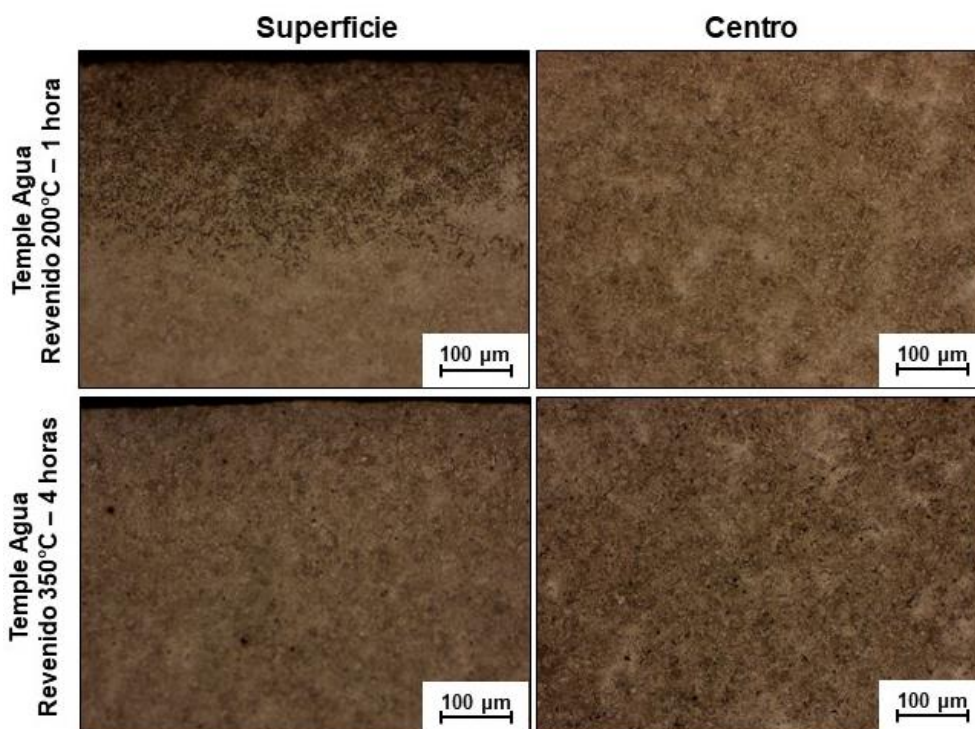


Figura 4.2 Micrografías de muestras templadas en agua y revenidas a 200 y 350°C durante 1 y 4 horas respectivamente. Imágenes tomadas a 200X en superficie y centro de las muestras. Microestructura revelada mediante ataque químico de nital al 4%.

En la Figura 4.1 se pueden observar una microestructura martensítica en las muestras (superficie y centro) debido al tratamiento de temple al que fueron sometidas. Después de ser templadas, las muestras fueron sometidas a diferentes condiciones de revenido donde se aplicó una variación de tiempo y temperatura obteniendo microestructura de martensita revenida con diferentes durezas (ver Figura 4.2). Esta diferencia de durezas se debe a la difusión del carbono presente en la matriz martensítica y a la subsecuente formación de partículas de cementita de diferentes tamaños, donde las variables de tiempo y temperatura de revenido determinan el tamaño de dichas partículas.

4.2.3 Ensayo de microdureza

Después de analizar metalográficamente las muestras, se les realizó un perfil de microdureza de acuerdo con la Figura 3.18. Los valores de microdureza Vickers (HV) obtenidos fueron convertidos a dureza Rockwell C (HRC) para su debido análisis de acuerdo con la norma ASTM E-140 [51]. Los valores de dureza HRC fueron graficados para observar el comportamiento en dureza del material. En la Figura 4.3 se observan los perfiles de dureza obtenidos de las muestras templadas sin tratamientos de revenido.

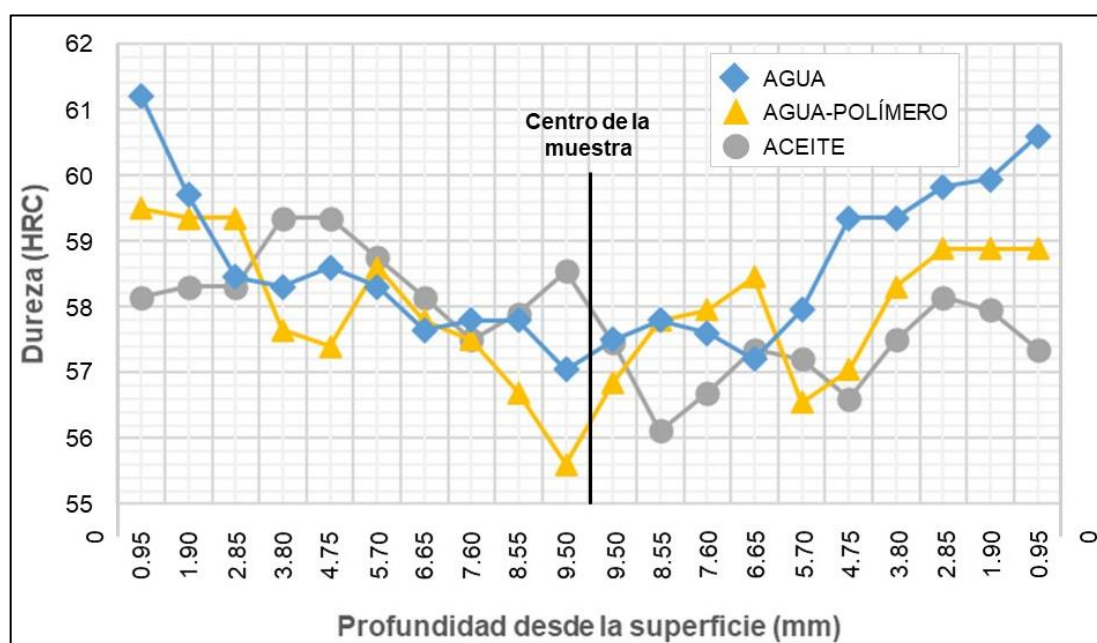


Figura 4.3 Perfil de durezas obtenido de las muestras templadas en agua, agua-polímero y aceite.

Las durezas obtenidas de las muestras templadas y revenidas (ver Tabla 3.1) fueron analizadas y promediadas. En las Figuras 4.4, 4.5 y 4.6 se muestran las gráficas con las durezas obtenidas de los tratamientos térmicos de revenido en las muestras templadas en agua, aceite y agua-polímero respectivamente.

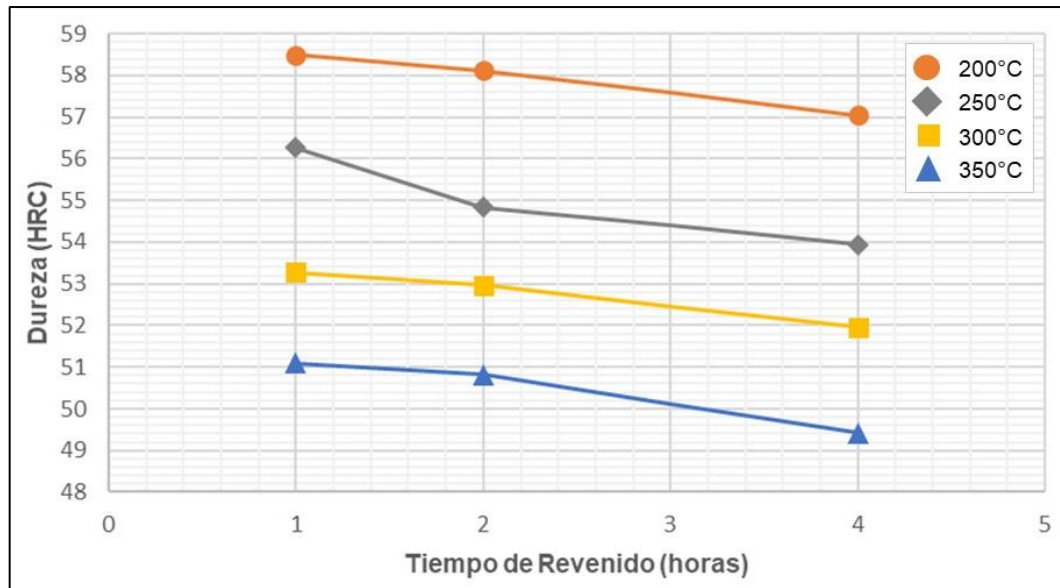


Figura 4.4 Durezas obtenidas de las muestras templadas en Agua y revenidas a 200, 250, 300 y 350°C durante 1, 2 y 4 horas.

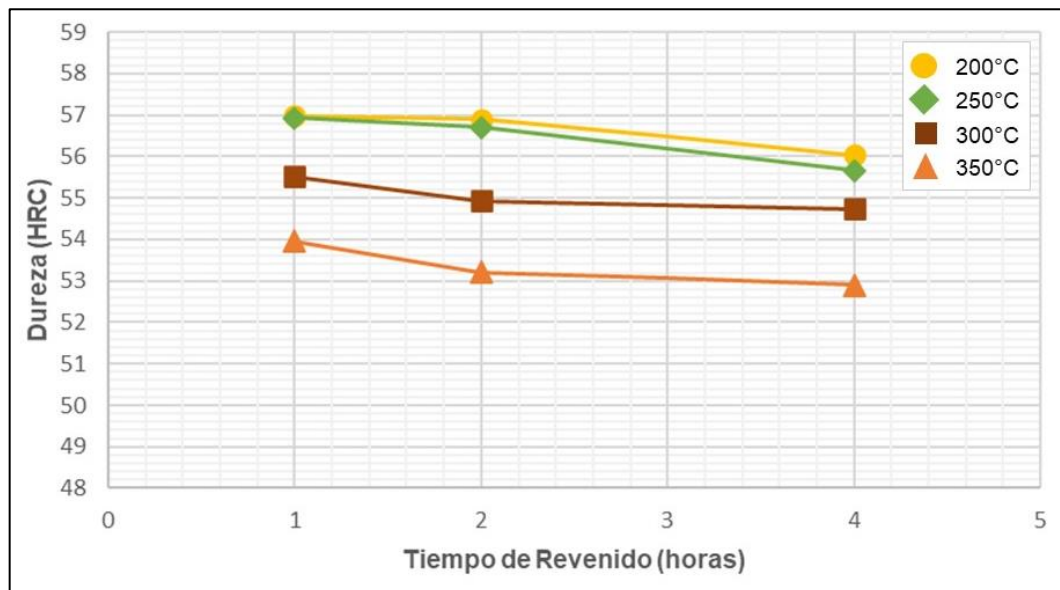


Figura 4.5 Durezas obtenidas de las muestras templadas en Aceite y revenidas a 200, 250, 300 y 350°C durante 1, 2 y 4 horas.

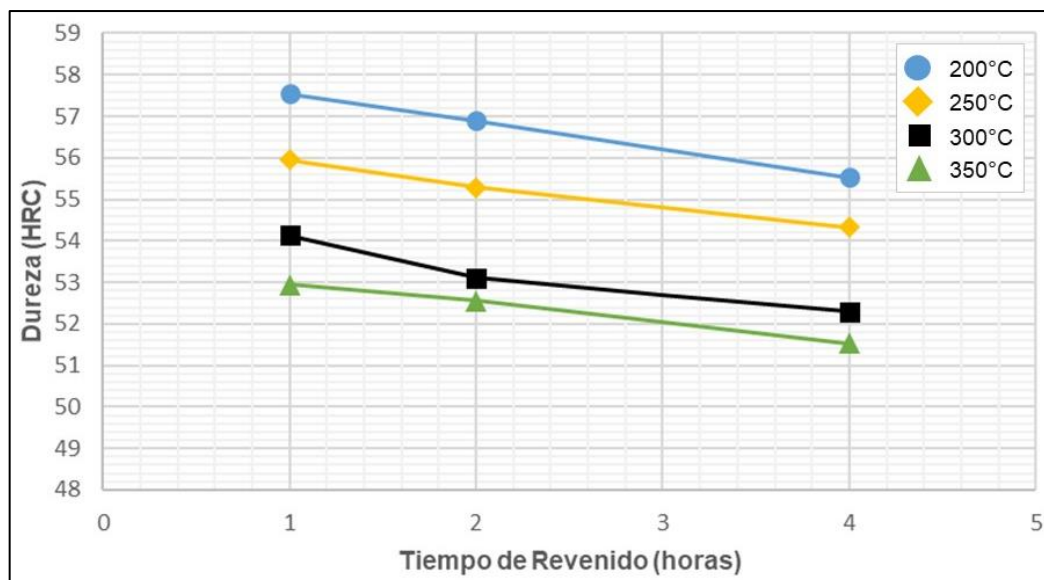


Figura 4.6 Durezas obtenidas de las muestras templadas en Agua-Polímero y revenidas a 200, 250, 300 y 350°C durante 1, 2 y 4 horas.

4.2.4 Parámetros de Hollomon-Jaffe

Los parámetros de Hollomon-Jaffe fueron calculados de acuerdo con la Ecuación (4) descrita en el Capítulo 2 y que se muestra a continuación:

$$H = T (C + \log t) \quad (4)$$

donde H es el parámetro de Hollomon-Jaffe, T es la temperatura en grados Kelvin, C es una Constante con valor de 20 (valor reportado en la literatura para este tipo de aceros) [36] y t es el tiempo de mantenimiento del tratamiento de revenido en horas. Los valores de dureza necesarios para este estudio fueron los obtenidos de los tratamientos de revenido (ver Figuras 4.4, 4.5 y 4.6). En la Tabla 4.2 se muestran los parámetros H calculados para cada condición de revenido estudiada.

Tabla 4.2 Durezas de revenido y cálculo de parámetro de Hollomon-Jaffe para medios de temple y condiciones de revenido estudiadas. Valor de H multiplicado por 10^{-3} .

Temperatura		Medio de Temple	Tiempo de revenido (h)					
Grados Celsius (°C)	Grados Kelvin (K)		1		2		4	
			HRC	H	HRC	H	HRC	H
200	473	Agua	58.50	9.46	58.11	9.61	57.04	9.75
250	523	Agua	56.26	10.46	54.83	10.62	53.94	10.78
300	573	Agua	53.27	11.46	52.97	11.64	51.96	11.81
350	623	Agua	51.10	12.46	50.82	12.65	49.43	12.84
200	473	Aceite	56.99	9.46	56.90	9.61	56.04	9.75
250	523	Aceite	56.93	10.46	56.70	10.62	55.67	10.78
300	573	Aceite	55.51	11.46	54.93	11.64	54.74	11.81
350	623	Aceite	53.95	12.46	53.21	12.65	52.90	12.84
200	473	Agua-Polímero	57.54	9.46	56.90	9.61	55.52	9.75
250	523	Agua-Polímero	55.96	10.46	55.29	10.62	54.33	10.78
300	573	Agua-Polímero	54.13	11.46	53.11	11.64	52.29	11.81
350	623	Agua-Polímero	52.94	12.46	52.55	12.65	51.54	12.84

En la Figura 4.7 se observa gráficamente la dureza de revenido en función del parámetro de Hollomon-Jaffe obtenido en cada una de las condiciones de temple y de revenido analizadas en este estudio.

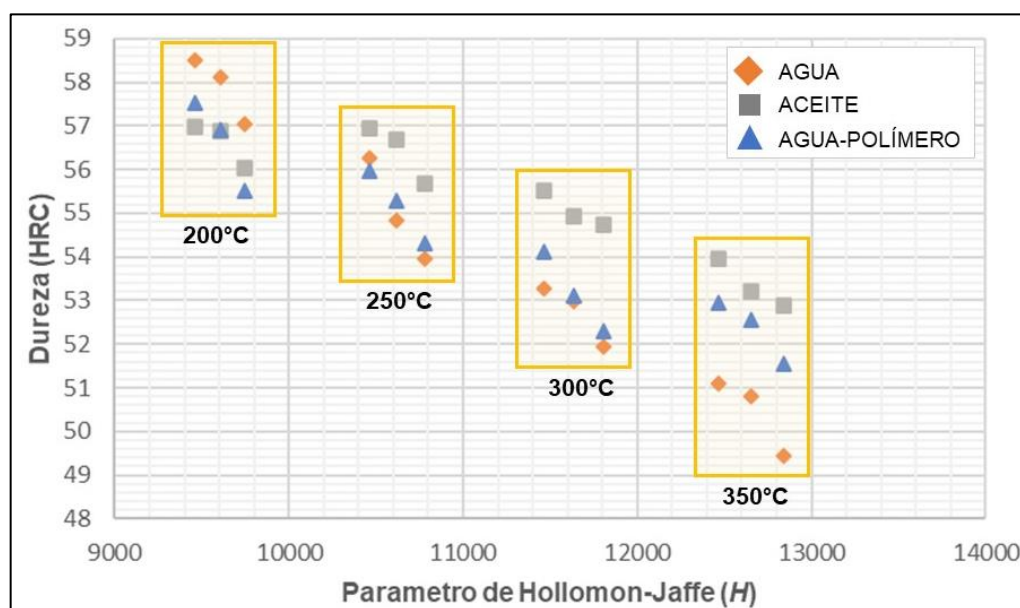


Figura 4.7 Dureza de revenido en función del parámetro de Hollomon-Jaffe.

4.3 Etapa 2

4.3.1 Tratamiento térmico por inducción

En esta etapa fueron sometidas 5 condiciones previas diferentes del acero AISI 4140 al tratamiento de temple por inducción. Las 5 condiciones previas son explicadas en el Capítulo 3 (ver Tabla 3.2). El tratamiento de temple por inducción se llevó a cabo mediante la técnica de escaneo. La temperatura superficial medida durante el tratamiento térmico se encontró entre los 880-895°C que es la adecuada para este tipo de proceso en este tipo de aceros (ver Tabla 2.6). En la Figura 3.3 se observa la geometría de las probetas para este estudio.

4.3.2 Análisis metalográfico

Como se mencionó en el Capítulo 3, el análisis metalográfico de esta Etapa fue dividido en dos partes, la primera analizando las muestras de manera transversal para conocer la microestructura previa sometida a inducción, mientras que en la segunda fueron analizadas de manera longitudinal para observar la microestructura y el patrón de temple después del tratamiento de temple por inducción. Los resultados de ambas partes se explican a continuación.

4.3.2.1 Parte 1

Como se mencionó anteriormente, el análisis metalográfico de las condiciones previas del acero AISI 4140 se llevó a cabo seccionando las probetas de manera transversal. Las micrografías fueron tomadas en la superficie y en el centro de la muestra a una magnificación de 200X. En la Figura 4.8 se muestran las micrografías de las 5 condiciones previas del acero (normalizada, recocida, temple en agua, aceite y agua-polímero).

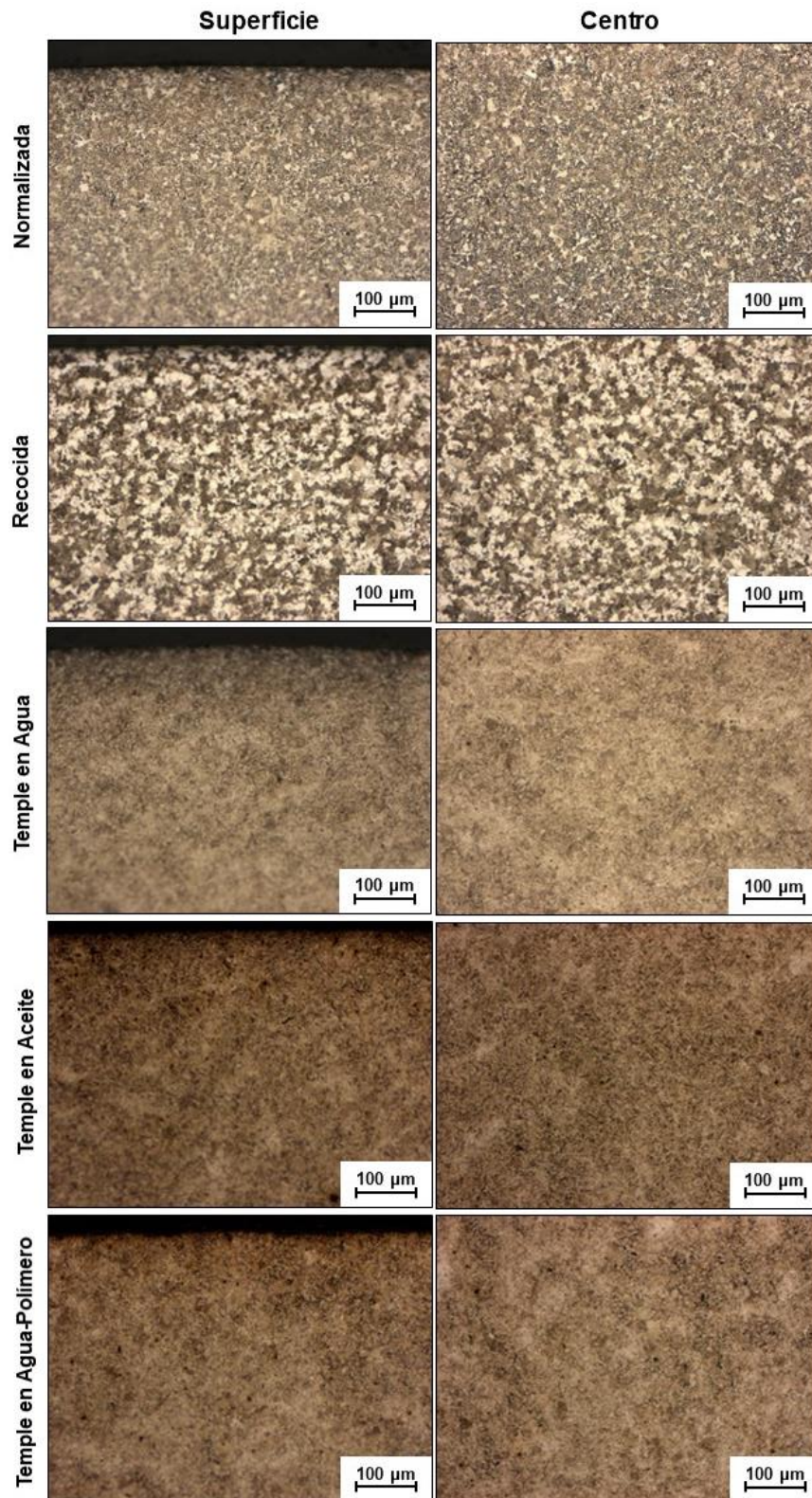


Figura 4.8 Micrografías tomadas a 200X en superficie y centro de las muestras de las condiciones previas del Acero AISI 4140. Microestructura revelada mediante ataque químico de nital al 4%.

En la Figura 4.8 es posible observar las diferentes condiciones iniciales del acero. En las condiciones normalizada y recocida se tiene una estructura de ferrita-perlita con tamaño de grano fino y grueso respectivamente debido a las condiciones de enfriamiento a las que se sometieron las probetas. En las condiciones de temple en agua, aceite y agua-polímero se tiene una estructura martensítica debido al enfriamiento brusco que se llevó a cabo durante el tratamiento térmico de temple.

4.3.2.2 Parte 2

Después de llevar a cabo el tratamiento de temple por inducción en las probetas con las diferentes condiciones previas se llevó a cabo un corte longitudinal en ellas para poder analizar la microestructura presente y la capa efectiva después del tratamiento de temple superficial. En la Figura 4.9 se muestra la probeta seccionada de manera longitudinal y se puede apreciar el patrón de temple (fase martensita).

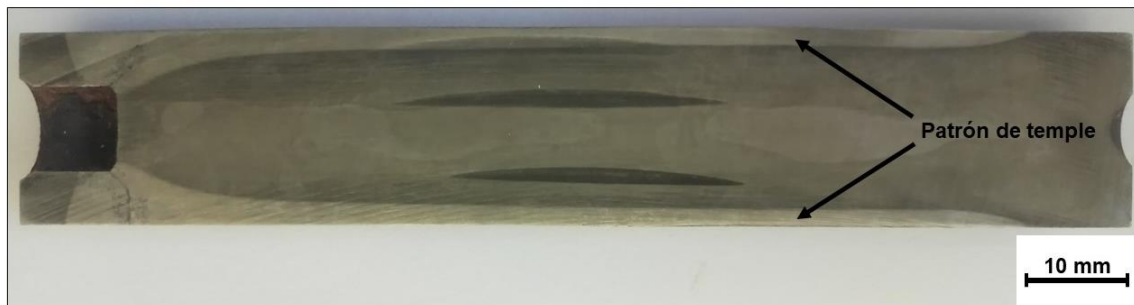


Figura 4.9 Probeta sometida a temple por inducción seccionada de manera longitudinal. Probeta con microestructura previa de temple en Agua-Polímero. Patrón de temple revelado mediante ataque químico con ácido nítrico (HNO_3) al 25%.

Después de cortar la probeta de manera longitudinal se seccionó para obtener dos áreas necesarias para analizar el patrón de temple y la caída en dureza. Una muestra se obtuvo en el centro de la probeta (zona 1) para analizar el patrón de temple y otra muestra se obtuvo a 15 mm del extremo derecho de la

probeta (zona 2) para analizar la caída de dureza en la transición de la capa endurecida y el material base. En la figura 4.10 se muestran las zonas que fueron seccionadas para su debido análisis.

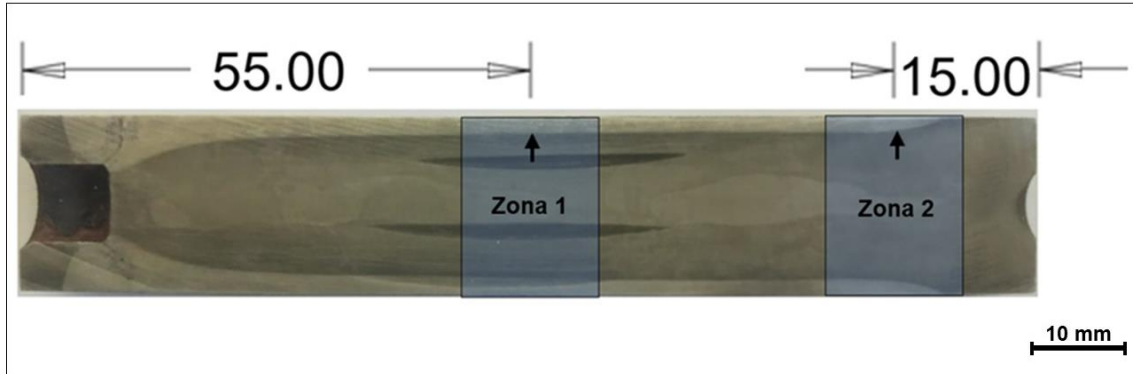


Figura 4.10 Ubicación de las zonas estudiadas en las probetas sometidas a temple por inducción. Probeta con microestructura previa de temple en Agua-Polímero. Patrón de temple revelado mediante ataque químico con ácido nítrico (HNO₃) al 25%.

En la Figura 4.11 se muestran las micrografías correspondientes a la zona 1 y 2 de las 5 condiciones iniciales sometidas a temple por inducción. Las micrografías fueron tomadas a una magnificación de 50X para poder observar la capa endurecida, la transición y el material base de las muestras endurecidas de manera superficial.

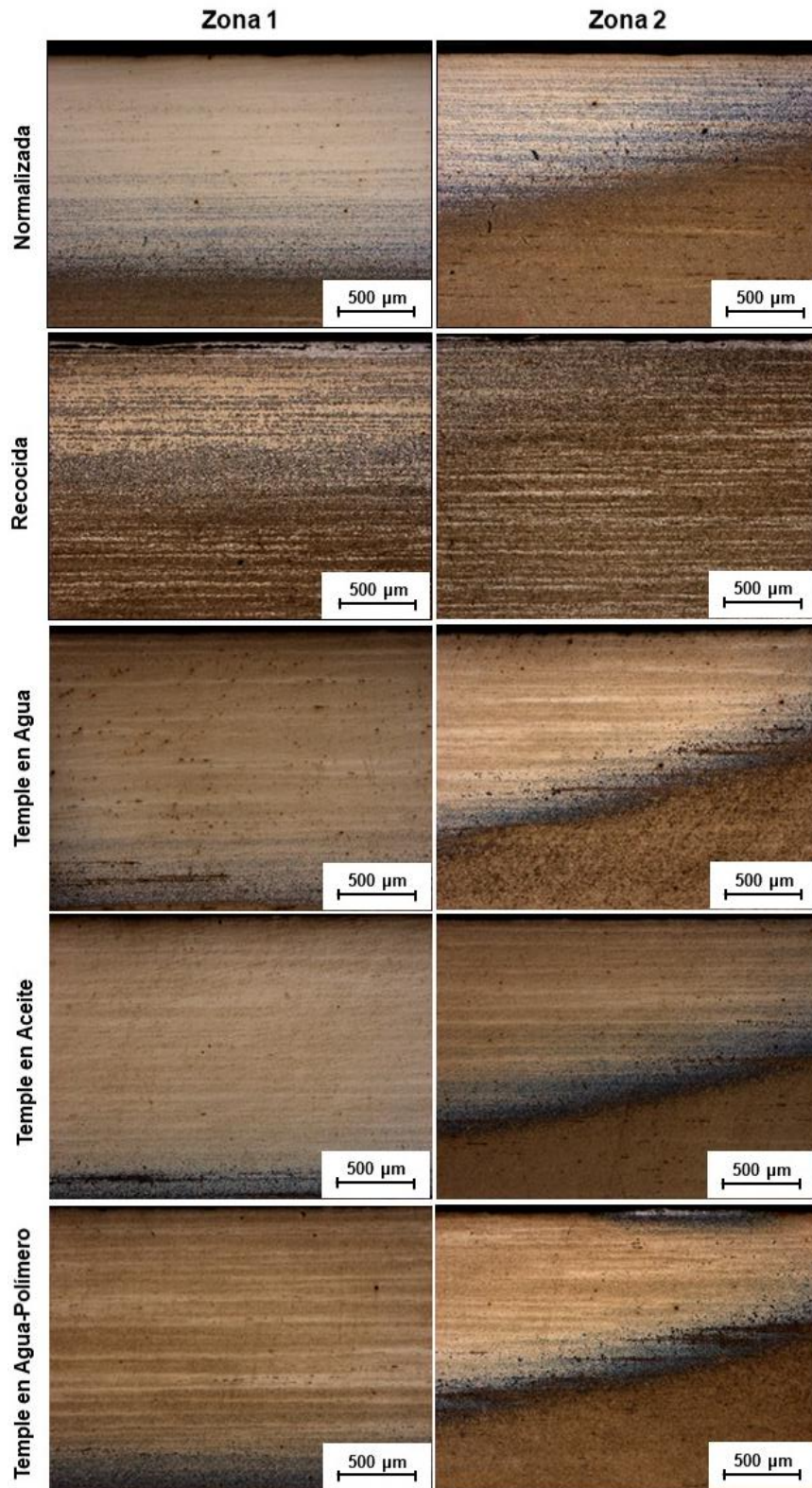


Figura 4.11 Micrografías tomadas a 50X en la zona 1 y 2 de las 5 condiciones iniciales diferentes sometidas a temple por inducción. Microestructura revelada mediante ataque químico de nital al 4%.

4.3.3 Profundidad de temple

La medición de profundidad de temple fue llevada a cabo en la Zona 1 de las probetas sometidas a temple por inducción (ver Figura 4.10). En la Figura 4.12 se muestran de manera gráfica los valores de profundidad medidos en cada condición

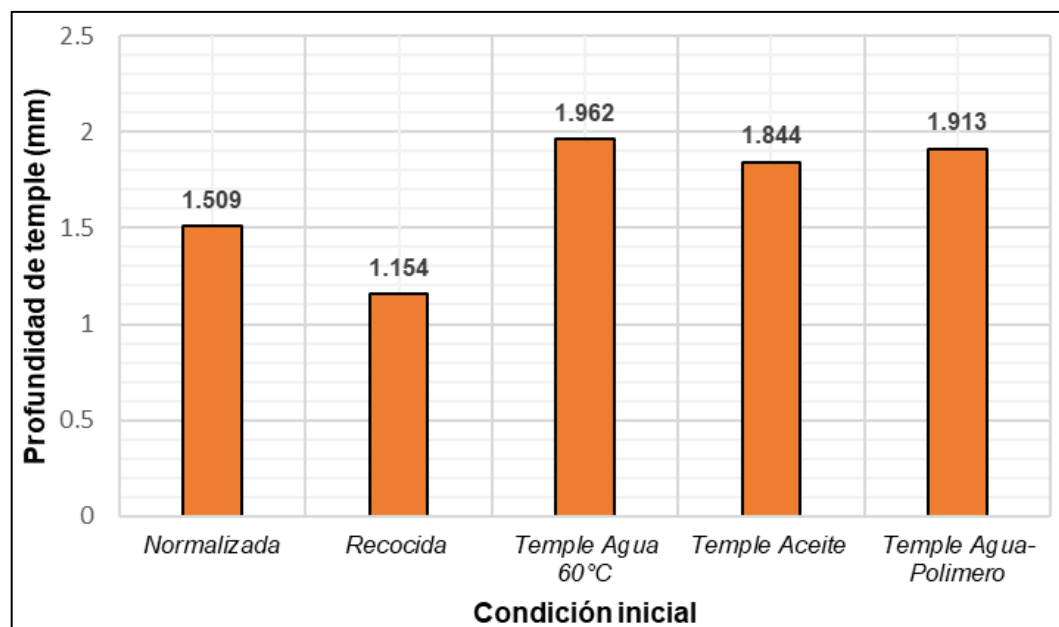


Figura 4.12 Grafica de los valores de profundidad de temple obtenidos de la medición realizada a las 5 condiciones previas estudiadas.

4.3.4 Ensayo de dureza y microdureza

En esta Etapa el ensayo de microdureza y dureza se dividió en dos partes. La primera parte se basó en el estudio de las microdurezas presentes en las probetas de manera transversal de las 5 condiciones previas antes de ser tratadas térmicamente, mientras que en la segunda parte se enfocó en el estudio de las microdurezas presentes de manera longitudinal en la capa templada y las durezas superficiales medidas de manera longitudinal a lo largo de la probeta después del tratamiento de temple por inducción. Las microdurezas Vickers (HV)

obtenidas en los estudios de microdureza fueron convertidas durezas Rockwell C (HRC) para su análisis [51]. Ambas partes se explican a continuación.

4.3.4.1 Parte 1

Como se explicó anteriormente, la primer parte del estudio de microdurezas se enfocó en analizar las condiciones previas del material antes de ser tratado mediante temple por inducción. Para llevar a cabo este análisis se obtuvieron muestras de las 5 condiciones previas estudiadas y se seccionaron de manera transversal. Los perfiles de microdureza realizados fueron de acuerdo con el perfil mostrado en la Figura 3.18. Los resultados de este estudio se muestran de manera gráfica en la Figura 4.13.

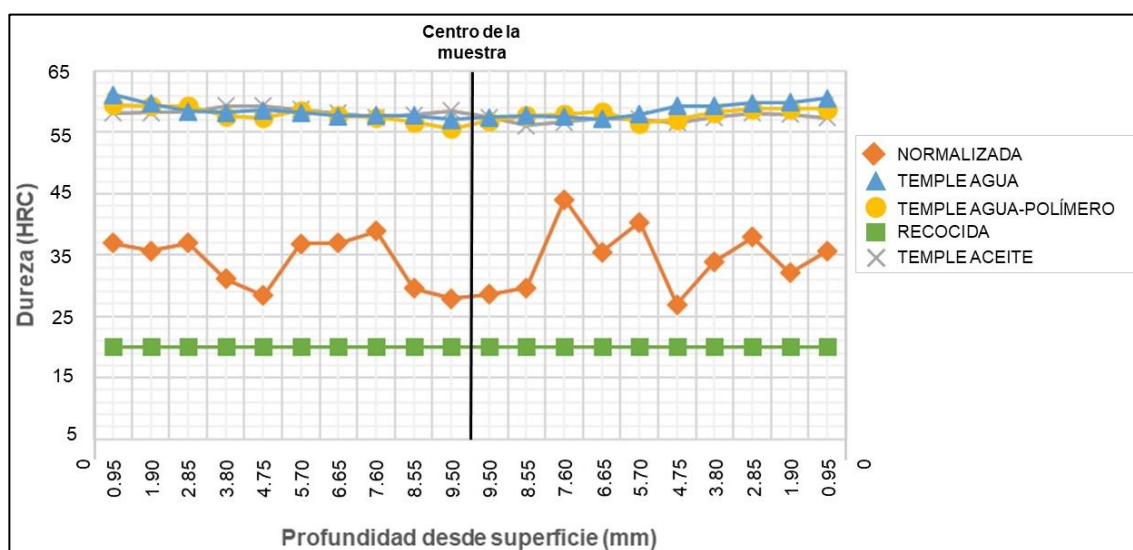


Figura 4.13 Perfil de durezas obtenido de las condiciones previas del Acero AISI 4140 antes de ser endurecido superficialmente.

Los rangos de microdureza obtenidos son característicos de las microestructuras presentes en las condiciones iniciales estudiadas. Las condiciones templadas en agua, aceite y agua-polímero muestran durezas entre los 55-61 HRC que son valores de dureza característicos de la fase martensita

presente en ellos. La condición normalizada muestra durezas entre los 27-44 HRC debido a la microestructura fina de ferrita-perlita presente en ella. Y, por último, la condición recocida muestra valores de dureza por debajo de los 20 HRC (<238 HV) por lo que los valores graficados en todas las mediciones fueron de 20 HRC por ser el equivalente inmediato en este tipo de dureza. La dureza presente en estas condiciones es debido a la microestructura gruesa de ferrita-perlita presente en la muestra.

4.3.4.2 Parte 2

La segunda parte del estudio de durezas y microdurezas se enfocó en el estudio de la dureza superficial longitudinal de las 5 probetas sometidas a temple por inducción y del estudio del perfil de microdureza de las zonas 1 y 2 (ver Figura 4.10) para conocer el comportamiento en la caída de dureza entre la capa endurecida y el material base de las 5 condiciones previas estudiadas.

La distribución de las mediciones de dureza superficial fue realizada de acuerdo con la Figura 3.16. En la Figura 4.14 se observan los valores de dureza superficial medida en las 5 condiciones diferentes del acero AISI 4140 estudiadas después de ser tratadas mediante temple por inducción, así mismo se puede apreciar la caída de dureza en ambos extremos de la probeta debido a la deficiencia de calentamiento en estas áreas durante el temple por inducción.

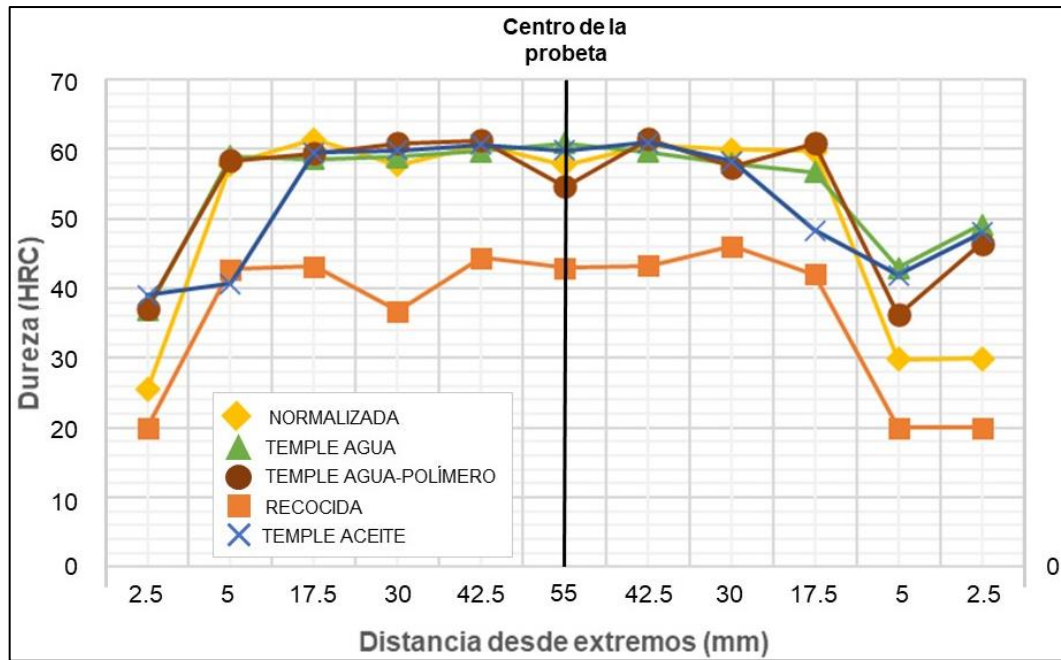


Figura 4.14 Perfil de durezas superficiales de las 5 condiciones previas sometidas a temple por inducción.

La medición de microdurezas en las zonas 1 y 2 (centro y transición) se llevó a cabo realizando perfiles de microdureza de acuerdo con la Figura 3.19. Los resultados de ensayo de microdureza en las zonas 1 y 2 se muestran en las Figuras 4.15 y 4.16 respectivamente.

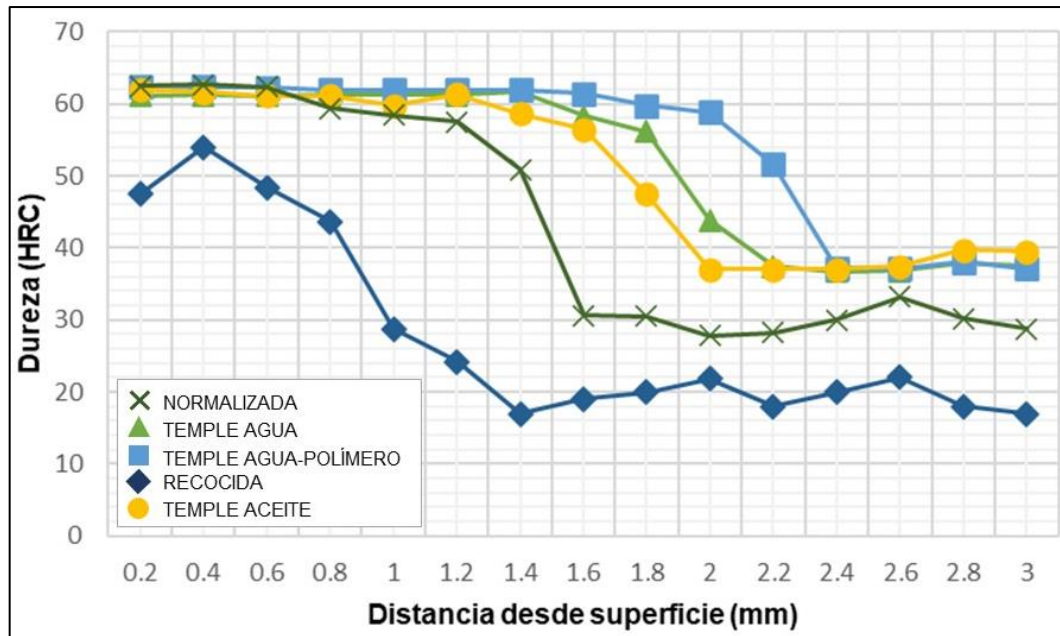


Figura 4.15 Perfiles de dureza presentes en el centro de las probetas endurecidas por inducción (Zona 1).

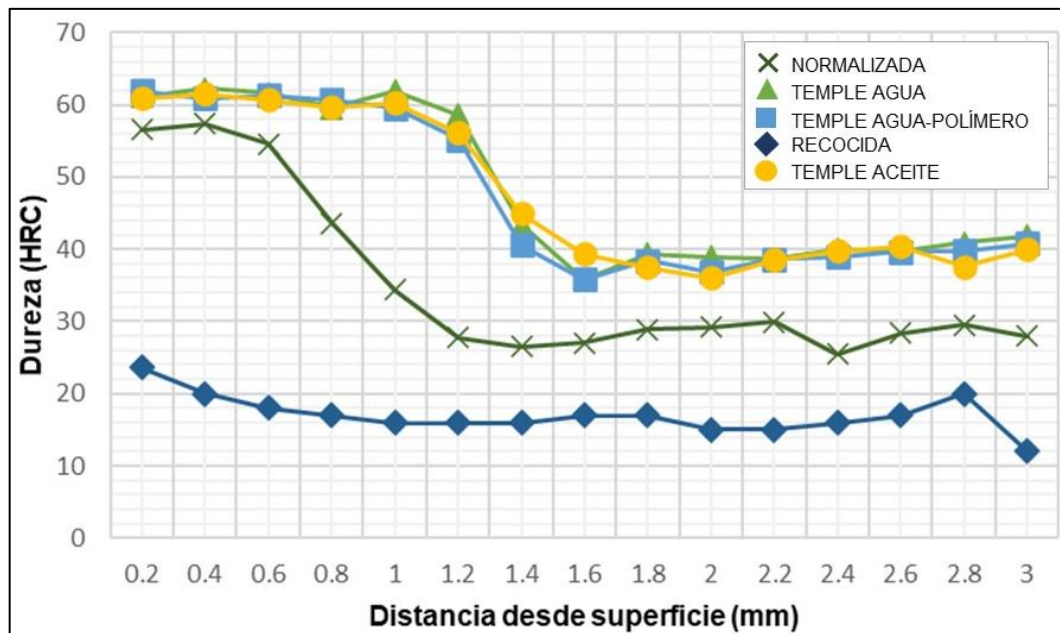


Figura 4.16 Perfiles de durezas presentes en la transición entre capa endurecida y material base de las probetas endurecidas por inducción (Zona 2).

4.3.5 Esfuerzos residuales

El estudio de esfuerzos residuales se llevó a cabo en las 5 condiciones previas templadas por inducción con el fin de analizar el comportamiento de los esfuerzos residuales presentes en la probeta después de ser templada superficialmente. El perfil de mediciones es el especificado en la Figura 3.14. Los resultados de las mediciones realizadas se muestran en la Figura 4.17.

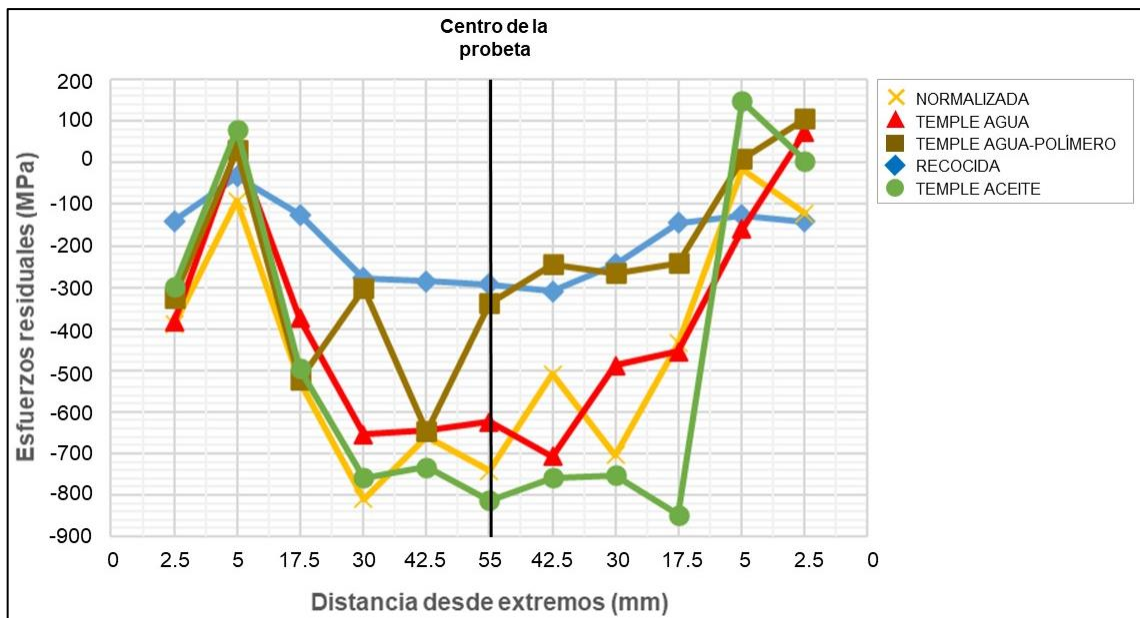


Figura 4.17 Perfiles de esfuerzos residuales presentes en las 5 condiciones previas estudiadas después de temple por inducción.

CAPÍTULO 5

ANÁLISIS Y DISCUSIÓN DE RESULTADOS

5.1 Parámetros de Hollomon-Jaffe

Las micrografías obtenidas del análisis metalográfico de las 3 muestras templadas en agua, aceite y agua-polímero sin tratamientos de revenido mostraron una microestructura martensítica tanto en la superficie como en el centro de la probeta. Las muestras que fueron sometidas a temple y revenido mostraron una estructura de martensita revenida debido a la temperatura a la que fueron sometidas durante revenido lo que permitió la difusión del carbono en la estructura de material.

Las durezas obtenidas en las muestras templadas sin revenir mostraron una correlación entre la agresividad del medio de temple y las durezas medidas de manera radial en las probetas. Los valores de dureza más elevados fueron

obtenidos en las muestras templadas en agua, seguidos por las templadas en agua-polímero y por último las enfriadas en aceite. Sin embargo, las muestras templadas en aceite mostraron una mayor permanencia de dureza a lo largo del perfil de microdurezas obtenido, esto debido a que el aceite es un medio de temple con menor capacidad de enfriamiento que el agua y el agua-polímero, lo que permite templar el acero de una manera menos agresiva obteniendo así durezas más homogéneas a lo largo de todo el perfil.

El análisis de las microdurezas de las muestras templadas en los diferentes medios y revenidas a diferentes tiempos y temperaturas de revenido mostro una menor caída de dureza en las muestras templadas en aceite logrando un mejor control en las durezas obtenidas después del revenido. En cambio, las muestras que fueron templadas en agua, aunque tuvieron una mayor dureza inicial previa al revenido, tuvieron una mayor caída en dureza (ver Figuras 4.4-4.6). Esto nos establece una relación directa entre la capacidad de enfriamiento el medio de temple utilizado y el comportamiento del acero al ser revenido, ya que, entre más agresivo sea el medio de temple utilizado menor será el control de durezas que se tendrá en el acero debido a la menor uniformidad del carbono en la matriz martensítica.

Los parámetros de Hollomon-Jaffe obtenidos en este estudio mostraron el efecto del tiempo y temperatura para describir el cambio de dureza de las 3 condiciones diferentes estudiadas. La Figura 4.7 muestra que para un mismo parámetro de revenido el acero AISI 4140 templado en aceite presenta una menor caída de dureza a diferencia los templados en agua y agua-polímero. De igual manera, es posible observar que las muestras templadas en aceite muestran una mayor necesidad de temperatura o tiempo de revenido para producir las mismas propiedades que en las probetas templadas en los otros medios de temple estudiados.

La obtención de estos parámetros de Hollomon-Jaffe ayudarán a optimizar los tiempos de proceso en cuanto a tratamientos de temple y revenido llevados a cabo en horno convencional en este tipo de aceros, además servirán para

conocer el efecto del medio de temple y su repercusión en las propiedades mecánicas finales del acero.

5.2 Temple por inducción

Las micrografías obtenidas de las 5 condiciones del acero AISI 4140 estudiadas (normalizada, recocida, templada en agua, agua-polímero y aceite) mostraron las microestructuras previas que fueron sometidas al tratamiento de temple por inducción. Dichas microestructuras fueron ferrita-perlita fina en la muestra normalizada, ferrita-perlita gruesa en la muestra recocida y martensita en las muestras templadas en agua, agua-polímero y aceite.

El tratamiento de temple por inducción fue diseñado para obtener una capa endurecida de 1.9 mm en las muestras estudiadas. La temperatura superficial de las muestras estudiadas fue monitoreada durante el proceso de temple por inducción para evitar tener falta o exceso de temperatura en las muestras templadas. Dicha temperatura se encontró entre los 880-895°C la cual es la óptima para llevar a cabo el temple por inducción en este tipo de aceros.

El análisis metalográfico llevado a cabo en las 5 condiciones estudiadas después de ser endurecidas por inducción en el centro de la probeta y el extremo (transición) mostro la microestructura de la capa endurecida, la transición y el material base. Las 5 condiciones previas presentaron martensita en la capa endurecida debido al calentamiento por inducción y al enfriamiento rápido. La penetración del temple fue diferente en las condiciones previas con estructura martensítica que en las muestras con estructura de ferrita-perlita. La muestra recocida mostro bandeamiento en su microestructura lo que indica una falta en el tiempo de austenización o la necesidad de una temperatura de austenización más elevada para completar los procesos de difusión y lograr una matriz homogénea de austenita durante el tratamiento de temple superficial.

La medición de profundidad de temple mostró que las microestructuras previas de martensita provenientes de los tratamientos de temple en agua, aceite y agua-polímero presentan una mayor profundidad de capa endurecida, esto debido a que las microestructuras martensíticas requieren, a diferencia de las microestructuras de ferrita-perlita, un tiempo de austenización más corto y/o menores temperaturas de austenización para lograr los procesos de difusión durante el calentamiento del acero, logrando así una mejor respuesta al temple por inducción. A diferencia de la microestructura previa de martensita, la microestructura de ferrita-perlita fina proveniente del tratamiento térmico de normalizado presenta una menor profundidad de temple, pero con una transición entre capa endurecida y material base similar a las provenientes de tratamientos de temple. Por último, la microestructura previa de ferrita-perlita gruesa proveniente del tratamiento de recocido mostró una capa endurecida apenas visible con una penetración de temple muy por debajo de las otras condiciones previas estudiadas. Las condiciones normalizada y recocida alcanzaron solamente el 79.1 y 60.5% de penetración con respecto a las condiciones iniciales templadas (fase martensita), siendo la condición recocida la que alcanzó una menor penetración de temple. Los valores de la profundidad de capa medida se muestran en la Figura 4.12.

El perfil de durezas realizado de manera longitudinal a las muestras endurecidas superficialmente muestra una mayor superficie endurecida en las muestras templadas previamente. La muestra normalizada muestra una superficie endurecida similar a las muestras templadas, aunque con una menor profundidad de capa endurecida. Por último, la muestra recocida mostró una superficie endurecida menor con respecto a las otras condiciones estudiadas (ver Figura 4.14).

El perfil de microdurezas realizado en las Zonas 1 y 2 (centro y transición de la probeta) muestra una mayor penetración de dureza en las muestras con microestructura previa de martensita (material templado). En la muestra con microestructura previa de ferrita-perlita fina se muestra una menor penetración

de dureza con respecto a las muestras templadas previamente, pero con una caída de dureza similar. La muestra con microestructura previa de ferrita-perlita gruesa muestra una muy baja penetración de dureza en ambas zonas estudiadas, además de tener una caída de dureza más pronunciada que las otras condiciones mencionadas anteriormente (ver Figuras 4.15 y 4.16).

La medición de esfuerzos residuales llevada a cabo mediante la técnica de difracción de rayos x a las 5 condiciones previas sometidas a temple por inducción mostró un mayor nivel de esfuerzos compresivos (por debajo de -750 MPa) a lo largo de la superficie templada en la muestra templada previamente con aceite, asimismo se encontró una mayor homogeneidad de estos esfuerzos a lo largo de esta muestra pero con una transición entre esfuerzos compresivos y de tensión más pronunciada que en las otras muestras. La muestra normalizada y templada en agua mostraron esfuerzos compresivos por debajo de los -500 MPa a lo largo de la capa endurecida con transiciones entre capa endurecida y material base menos pronunciados que en la muestra templada con aceite. Las mediciones realizadas en la muestra templada en agua-polímero resultaron en esfuerzos compresivos por debajo de los -300 MPa, pero con poca homogeneidad a lo largo de la capa templada. La muestra recocida previamente mostro valores de esfuerzos de compresión no menores a los -300 MPa lo que lo hace muy poco confiable para ser sometido a fatiga y desgaste en campo.

CAPÍTULO 6

CONCLUSIONES

En este trabajo se presentó un desarrollo experimental para estudiar las variables involucradas en los tratamientos térmicos de temple y revenido en horno y temple por inducción y su efecto en las propiedades mecánicas finales. Las conclusiones de esta investigación son:

- La obtención de los parámetros de Hollomon-Jaffe permitió combinar el efecto de tiempo y temperatura para describir el cambio en dureza en diferentes condiciones iniciales del acero AISI 4140 (templado en agua, aceite y solución de agua-polímero) durante el tratamiento de revenido.
- Este estudio mostró que las muestras templadas en aceite tienen una menor caída de dureza al ser sometidas al tratamiento de revenido. Esto la vuelve la condición más favorable para tener un mejor desempeño en cuanto a trabajo en condiciones de alta fricción o trabajo a altas

temperaturas debido que presentará un menor ablandamiento al ser expuesto a estas condiciones de trabajo durante su uso.

- Se observó que las muestras templadas en agua y agua-polímero tienen una mejor respuesta al revenido obteniendo valores de dureza más bajos a diferencia de las muestras templadas en aceite que necesitan una mayor temperatura o tiempo de permanencia durante el revenido para obtener las mismas durezas que en las otras dos condiciones estudiadas.
- El estudio del efecto de la microestructura previa en el proceso de temple por inducción mostro que las microestructuras previas de martensita y ferrita-perlita fina provenientes de los tratamientos de temple (agua, aceite y solución de agua-polímero) y normalizado son favorables para tener una mayor penetración y permanencia de capa endurecida, mientras que la microestructura de ferrita-perlita gruesa obtenida del tratamiento de recocido no muestra buenas propiedades al ser sometida al temple por inducción.
- La microestructura previa de ferrita-perlita fina (normalizada) muestra una menor capa efectiva y permanencia de dureza en comparación con las muestras templadas previamente, en cambio, presenta buenas propiedades en cuanto a esfuerzos residuales lo que la hace una microestructura con propiedades adecuadas para ser utilizada en aplicaciones donde se someta a endurecimiento por inducción.
- La condición previa con microestructura previa de ferrita-perlita gruesa (recocida) no muestra buena respuesta al tratamiento térmico por inducción debido a la presencia de una matriz de austenita no homogénea durante el calentamiento por inducción a falta de tiempo de austenización o una temperatura de austenización más elevada lo que afecta los procesos de difusión.
- Las microestructuras previas de martensita y ferrita-perlita fina mostraron buena respuesta en cuanto a la generación de esfuerzos residuales

compresivos y dureza lo cual las hace favorables para la fabricación de componentes que serán sometidos a desgaste y fatiga después de ser endurecidos mediante temple por inducción.

BIBLIOGRAFÍA

- [1] International Organization of Motor Vehicle Manufacturers. www.oica.net/production-statistics/. Consultada en junio del 2020.
- [2] Asociación Mexicana de la Industria Automotriz (AMIA) (2014). www.amia.com.mx/boletin/dlg20182024.pdf. Consultada en junio del 2020.
- [3] Instituto Nacional de Geografía y Estadística (INEGI) (2017). www.inegi.org.mx/. Consultada en junio del 2020.
- [4] Ashby, M.F., Jones, D.R.H. Engineering Materials I. An Introduction to Properties Applications and Design, 1st ed. Barcelona: Reverté, 2008, p.402.
- [5] Callister, W.D. Materials Science and Engineering: an Introduction, 7th ed. New York: John Wiley & Sond Inc, 2007.
- [6] Rudnev, V., 2008. Induction hardening of gears and critical components. Gear Technology Sep/Oct, 58-63.
- [7] Kristoffersen, H., Vomacka, P., 2001. Influence of process parameters for induction hardening on residual stresses. Material and Design 22, 637-644.
- [8] Kohli, A., Singh, H., 2011. Optimization of processing parameters in induction hardening using response surface methodology. Sadana 36, 141-152.
- [9] Clarke, K.D., Tyne, V., Vigil, C.J., Hackenberg, R.E., 2010. Induction hardening 5150 steel: Effects of initial microstructure and heating rate. Journal of Materials Engineering and Performance 20, 161-168.
- [10] Canale, L., Brooks, C., Watkins, T., Rudnev, V., 2002. The effect of prior microstructure on the hardness and residual stress distribution in induction hardened steels. SAE Technical Paper Series 1, 1-8.
- [11] Pérez, J.A. Tratamientos térmicos de los aceros. Tesis de Maestría, Universidad Autónoma de Nuevo León, México, 1996.

- [12] Heat Treating, Vol 4, Metals Handbook, 9th ed., American Society for Metals, 1991.
- [13] Díaz, F., Reyes, A. Aceros, Estructuras y Tratamientos Térmicos. Facultad de Estudios Superiores Cuautitlán, Universidad Nacional Autónoma de México, México, 2012.
- [14] Ayday, A., Durman, M., 2014. Effect of different surface-heat-treatment methods on the surface properties of AISI 4140 steel. *Materials and Technology* 48, 787-790.
- [15] Meysami, A., Ghasemzadeh, R., Seyedein, S., Aboutalebi, M., 2010. An investigation on the microstructure and mechanical properties of direct-quenched and tempered AISI 4140 steel. *Materials and Design* 31, 1570-1575.
- [16] http://www.acerosfortuna.com.mx/hojas_tecnicas/aceros_de_baja_aleacion/4140.pdf. Consultada en junio del 2020.
- [17] Miodownik, A., Saunders, N., Li, X., Schillé, J., 2001. Computer Modelling of Materials Properties. *Materials Design Approaches and Experiences*, 185-197.
- [18] J. C. Chaves. The Effect of Surface Condition and High Temperature Oxidation on Quenching Performance of 4140 Steels in Mineral Oil, in *Manufacturing Engineering*. PhD thesis, Worcester Polytechnic Institute, 2001.
- [19] Arano, D. Conservación de cañones de fundición de hierro del periodo colonial que forman parte del patrimonio cultural de la ciudad de San Francisco de Campeche. Tesis de maestría, Instituto Nacional de Antropología e Historia, México, 2009.
- [20] Tratamientos con enfriamientos moderados y lentos. Facultad Regional del Rosario, Universidad Tecnológica Nacional, Argentina, 2020.
- [21] https://www.upv.es/materiales/Fcm/Fcm07/pfcm7_5_6.html. Consultada en junio del 2020.

- [22] Caballero, N., Figueroa, G., 1999. Medios de enfriamiento para temple. *Ingeniería Mecánica* 2, 63-66.
- [23] Temple y revenido. Facultad Regional del Rosario, Universidad tecnológica Nacional, Argentina, 2020.
- [24] ASTM A255-10(2018), Standard Test Methods for Determining Hardenability of Steel, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2018, www.astm.org.
- [25] Zinn, S., Semiatin, S. Elements of induction heating: Design, Control, and applications, 1st ed. Metals Park, Ohio: ASM International, 1988, pp. 123-232.
- [26] Torres, H. Simulación del proceso de temple por inducción para un acero estructural utilizado en componentes automotrices de alto riesgo. Tesis de Maestría, Universidad Autónoma de Nuevo León, México, 2015.
- [27] Temple por inducción. Facultad Regional del Rosario, Universidad Tecnológica Nacional, Argentina, 2020.
- [28] Rudnev, V., 2008. An objective assessment of magnetic flux concentrator. *Heat Treating Process* 4.
- [29] Hollomon, J.H., Jaffe, L.D., 1945. Time–temperature relations in tempering steel. *Transactions of AIME* 162, 223–249.
- [30] Larson, F.R., Miller, J., 1952. A time–temperature relationship for rupture and creep stresses. *Transactions of ASME* 74, 765–775.
- [31] Murphy, S., Woodhead, J.H., 1972. An onvestigation of the validity of certain tempering parameters. *Metallurgical Transactions* 3, 727-735.
- [32] Janjusevic, Z., Gulisija, A., Mihailovic, M., Pataric, A., 2009. The investigation of applicability of the Hollomon–Jaffe equation on tempering the HSLA steel. *Chemical Industry and Chemical Engineering Quarterly* 15, 131–136.
- [33] Gomes, C., Kaiser, A.-L., Bas, J.-P., Aissaoui, A., Piette, M., 2010. Predicting the mechanical properties of a quenched and tempered steel thanks to a tempering parameter. *Revue de Métallurgie* 107, 293–302.

- [34]** Kamp, A., Celotto, S., Hanlon, D.N., 2012. Effects of tempering on mechanical properties of high strength dual-phase steels. *Materials Science and Engineering A* 538, 35-41.
- [35]** Virtanen, E., Van Tyne, C.J., Levy, B.S., Brada, G., 2013. The tempering parameter for evaluating softening of hot and warm forging die steels. *Journal of Materials Processing Technology* 213, 1364-1369.
- [36]** Roberts, G., Grobe, A., Moersch, C., 1947. The tempering of high alloy tool steels. *Transactions of ASM* 39, 521–548.
- [37]** Adaskin, A., Butrim, V., Kremnev, L., Kubatkin, V., Saponov, I., 2015. Determination of the Hollomon parameter for a chromium-base refractory alloy with the aim of predicting its properties. *Metals Science and Heat Treatment* 57, 610-613.
- [38]** American Society for Testing and Materials Designation E3-01, "Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens", 2001.
- [39]** American Society for Testing and Materials Designation E407-99, "Standard Practice for Microetching Metals and Alloys", 1999.
- [40]** Croft, W.J. *Under the Microscope: A brief History of Microscopy*, 5th ed. Singapore: World Scientific Publishing Company, 2006.
- [41]** Kang, J.H., Park, I.W., Jae, J.S., Kang, S.S., 1998. A study of die wear model of warm and hot forgings. In: *Proceeding of 4th Asia-Pacific Symposium on Advances in Engineering Plasticity and its Applications (AEPA98)*, 477–483.
- [42]** Kang, J.H., Park, I.W., Jae, J.S., Kang, S.S., 1999a. A study of a die wear model considering thermal softening: (I) construction of the wear model. *Journal of Materials Processing Technology* 96, 53–58.
- [43]** Kang, J.H., Park, I.W., Jae, J.S., Kang, S.S., 1999b. A study of a die wear model considering thermal softening (II): application of the suggested wear model. *Journal of Materials Processing Technology* 94, 183–188.

- [44] Kim, D.H., Lee, H.C., Kim, B.M., Kim, K.H., 2005. Estimation of die service life against plastic deformation and wear during hot forging process. *Journal of Materials Processing Technology* 166, 372–380.
- [45] Choi, C., Groseclose, A., Altan, T., 2012. Estimation of plastic deformation and abrasive wear in warm forging dies. *Journal of Materials Processing Technology* 212, 1742–1752.
- [46] Zhao, J., Yi, J.M., Luo, S.M., 2011. Study on the rules and effects of wear on die service life in steel synchronizer gear ring forging process. *Advanced Materials Research* 291–294, 668–671.
- [47] Aguilar, O. Estudio del efecto de esfuerzos residuales en el fenómeno de recuperación elástica, por método de hole-drilling para el proceso de nivelado de placa de acero HSLA grado 050. Tesis de Maestría, Universidad Autónoma de Nuevo León, México, 2013.
- [48] Hornbach, D., Prevéy, P., Mason, P. X-Ray diffraction characterization of the residual stress and hardness distributions in induction hardened gears. *Lambda Technologies*, 1-9, 1995.
- [49] C.Ruud. Measurement of Residual Stress. Pennsylvania State University: Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel, 2002.
- [50] ASTM E18-03, Standard Test Methods for Rockwell Hardness and Rockwell Superficial Hardness of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2003, www.astm.org.
- [51] ASTM E140-12B(2019)e1, Standard Hardness Conversion Tables for Metals Relationship Among Brinell Hardness, Vickers Hardness, Rockwell Hardness, Superficial Hardness, Knoop Hardness, Scleroscope Hardness, and Leeb Hardness, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2019, www.astm.org.

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 1.1 Diagrama CCT del acero AISI 4140 [17].....	12
Figura 1.2 Efecto de la temperatura de revenido en la dureza de un acero AISI 4140.....	13
Figura 1.3 Diagrama de fases Fe-Fe ₃ C [19].	15
Figura 1.4 Diagrama de enfriamiento mostrando la alotropía del hierro puro [19].	17
Figura 1.5 Micrografía de ferrita α (90X) [5].	18
Figura 1.6 Micrografía de un acero 0.38%C con una microestructura constituida por perlita y ferrita proeutectoide (635X) [5].....	19
Figura 1.7 Microestructura de un acero con 1.4%C formado por cementita proeutectoide blanca reticulada alrededor de las colonias de perlita (1000X) [5].	20
Figura 1.8 Micrografía de austenita (325X) [5].....	21
Figura 1.9 Micrografía de un acero con microestructura martensítica. Los granos en forma de aguja son el constituyente martensita y las regiones blancas son austenita retenida que no ha logrado transformarse durante el temple rápido (1220x) [5].....	22
Figura 2.1 Región del diagrama Fe-C mostrando el rango típico de normalizado para aceros al carbono.	26
Figura 2.2 Región del diagrama Fe-C mostrando el rango típico de recocido total para aceros al carbono.....	28
Figura 2.3 Comparación de los ciclos de temperatura-tiempo para normalizado y recocido total.....	29
Figura 2.4 Esquema que muestra las microestructuras resultantes de tratamientos térmicos de a) Normalizado y b) Recocido [21].....	30

Figura 2.5 Temperaturas de austenización para el temple, indicadas en el diagrama Fe-Fe ₃ C.....	31
Figura 2.6 Curso de la temperatura en el temple y revenido ordinario.	31
Figura 2.7 Aplicación del diagrama TTT al temple ordinario.	32
Figura 2.8 Velocidades de enfriamiento en función del diámetro de barras cilíndricas templadas con agitación suave en agua. Las posiciones corresponden a la superficie, tres cuartos de radio (3/4R), mitad de radio (1/2R) y centro.	37
Figura 2.9 Perfiles de dureza radial para cilindros de 2 pulgadas (50 mm) de diámetro de muestras de acero de 1040 y 4140 templados en agua con agitación suave.	38
Figura 2.10 Perfiles de dureza radial de cilindros de acero 4140 de 2 y 4 pulgadas (50 y 100 mm) de diámetro templados en agua con agitación suave.	38
Figura 2.11 Curvas de templabilidad para 5 diferentes aleaciones de acero, cada una con 0.4% de carbono. Las composiciones aproximadas de las aleaciones (% en peso) son las siguientes: 4340-1.85 Ni, 0.80 Cr y 0.25% Mo; 4140-1.0 Cr y 0.20 Mo; 8640-0.55 Ni, 0.50 Cr y 0.20 Mo; 5140-0.85 Cr; y 1040 es un acero sin alear [5].	39
Figura 2.12 Curvas de templabilidad para cuatro aleaciones de la serie 8600 de contenido de carbono indicado [5].	40
Figura 2.13 Efecto del revenido en la dureza de un acero de 0.62%C templado, realizado durante una hora a varias temperaturas.	43
Figura 2.14 Variación de la corriente específica en la capa templada por inducción.	48
Figura 2.15 Variación de la energía específica en la capa templada por inducción.	48
Figura 2.16 Configuraciones típicas de bobinas para inducción; a) espiras múltiples, una posición; b) mono espira, una posición; c) mono espira, posiciones múltiples; d) espiras múltiples, posiciones múltiples [25].	52

Figura 2.17 Diseño de bobinas de espiras múltiples de varias formas: a) redonda; b) rectangular; c) formada; d) panqueque; e) espira helicoidal; f) interna [25].	52
Figura 2.18 Bobinas para calentamiento localizado en diferentes piezas [25].	52
Figura 2.19 Penetración de calentamiento producido en una barra redonda descentrada respecto a la bobina [25].	52
Figura 2.20 Efecto de la concentración de un núcleo permeable en un campo magnético [25].	54
Figura 2.21 Distribución de corriente con el uso de concentradores de flujo magnético [28].	55
Figura 2.22 Efecto de la estructura previa y la velocidad de calentamiento sobre la temperatura A_{c3} de un acero SAE 1042 [27].	57
Figura 2.23 Efecto del contenido de carbono sobre la naturaleza de aceros al carbono. Curva A: endurecimiento por inducción. Curva B: calentando en horno y templado en agua. Curva C: calentado en horno, templado en agua y revenido. Los aceros templados fueron tratados en N_2 líquido antes del revenido a $100^\circ C$ durante 2h [27].	58
Figura 2.24 Aumento de temperatura en función de la energía aplicada para calentar por inducción un acero al carbono [27].	59
Figura 2.25 Interrelación entre el tiempo de calentamiento, densidad de potencia superficial y profundidad de capa endurecida, para generadores de distintas frecuencias [27].	60
Figura 2.26 Dureza de revenido de un acero AISI 6F3 en función del parámetro de Hollomon-Jaffe [35].	64
Figura 3.1 Procedimiento experimental Etapa 1 y Etapa 2.	66
Figura 3.2 Especificaciones para probetas cilíndricas para obtención de parámetros de revenido, unidades en milímetros.	67
Figura 3.3 Especificaciones para probetas para evaluación de microestructura previa en tratamiento de endurecimiento por inducción, unidades en milímetros.	68

Figura 3.4 Espectrómetro móvil de emisión por chispa. Modelo Spectro TXC03.	68
Figura 3.5 Horno en el que se llevaron a cabo los tratamientos térmicos. Modelo FELISA FE-341.....	70
Figura 3.6 Maquina Eldec MIND-M 1000.....	71
Figura 3.7 Bobina tipo monoespira para tratamientos de temple por inducción.	71
Figura 3.8 Montaje de probeta y cámara termográfica en maquina Eldec para tratamiento térmico de temple por inducción.	72
Figura 3.9 Superficie templada por inducción. Unidades en milímetros.	72
Figura 3.10 Cámara termográfica FLIR A310.	73
Figura 3.11 Microscopio óptico modelo ZEISS AXIO VERT.A1.....	74
Figura 3.12 Estereomicroscopio modelo ZEISS STEREO DISCOVERY.V8.	74
Figura 3.13 Difractómetro de rayos x tipo XSTRESS 3000.	75
Figura 3.14 Dibujo esquemático de la distribución de mediciones de esfuerzos residuales en probetas templadas por inducción. Unidades en milímetros.	76
Figura 3.15 Durómetro LECO tipo Rockwell serie LR.....	77
Figura 3.16 Perfil de dureza superficial para probetas después del tratamiento de temple por inducción.....	77
Figura 3.17 Microdurómetro EMCO-TEST DuraScan 70.....	78
Figura 3.18 Patrón de huellas de microdureza tomadas al material después de tratamientos térmicos. Unidades en milímetros.	79
Figura 3.19 Patrón de huellas de microdureza realizadas a probetas después de temple por inducción. Unidades en milímetros.	79

Figura 4.1 Micrografías de tratamientos de temple en agua, aceite y polímero tomadas a 200X en superficie y centro de las muestras. Microestructura revelada mediante ataque químico de nital al 4%.....	82
Figura 4.2 Micrografías de muestras templadas en agua y revenidas a 200 y 350°C durante 1 y 4 horas respectivamente. Imágenes tomadas a 200X en superficie y centro de las muestras. Microestructura revelada mediante ataque químico de nital al 4%.....	83
Figura 4.3 Perfil de durezas obtenido de las muestras templadas en agua, agua-polímero y aceite.....	84
Figura 4.4 Durezas obtenidas de las muestras templadas en Agua y revenidas a 200, 250, 300 y 350°C durante 1, 2 y 4 horas.	85
Figura 4.5 Durezas obtenidas de las muestras templadas en Aceite y revenidas a 200, 250, 300 y 350°C durante 1, 2 y 4 horas.	85
Figura 4.6 Durezas obtenidas de las muestras templadas en Agua-Polímero y revenidas a 200, 250, 300 y 350°C durante 1, 2 y 4 horas.	86
Figura 4.7 Dureza de revenido en función del parámetro de Hollomon-Jaffe... ..	87
Figura 4.8 Micrografías tomadas a 200X en superficie y centro de las muestras de las condiciones previas del Acero AISI 4140. Microestructura revelada mediante ataque químico de nital al 4%.	89
Figura 4.9 Probeta sometida a temple por inducción seccionada de manera longitudinal. Probeta con microestructura previa de temple en Agua-Polímero. Patrón de temple revelado mediante ataque químico con ácido nítrico (HNO ₃) al 25%.....	90
Figura 4.10 Ubicación de las zonas estudiadas en las probetas sometidas a temple por inducción. Probeta con microestructura previa de temple en Agua-Polímero. Patrón de temple revelado mediante ataque químico con ácido nítrico (HNO ₃) al 25%.....	91
Figura 4.11 Micrografías tomadas a 50X en la zona 1 y 2 de las 5 condiciones iniciales diferentes sometidas a temple por inducción. Microestructura revelada mediante ataque químico de nital al 4%.	92

Figura 4.12 Grafica de los valores de profundidad de temple obtenidos de la medición realizada a las 5 condiciones previas estudiadas.....	93
Figura 4.13 Perfil de durezas obtenido de las condiciones previas del Acero AISI 4140 antes de ser endurecido superficialmente.....	94
Figura 4.14 Perfil de durezas superficiales de las 5 condiciones previas sometidas a temple por inducción.....	96
Figura 4.15 Perfiles de dureza presentes en el centro de las probetas endurecidas por inducción (Zona 1).....	97
Figura 4.16 Perfiles de durezas presentes en la transición entre capa endurecida y material base de las probetas endurecidas por inducción (Zona 2).	97

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla 1.1 Propiedades mecánicas del 4140 normalizado y recocido [18].	13
Tabla 1.2 Propiedades mecánicas del 4140 templado y revenido [18].	14
Tabla 2.1 Capacidad de enfriamiento relativa de algunos medios de temple [22].	35
Tabla 2.2 Características de los medios de temple convencionales.	35
Tabla 2.3 Efecto de los diferentes rangos de revenido en los aceros templados.	44
Tabla 2.4 Aplicaciones del calentamiento por inducción [25].	45
Tabla 2.5 Principales fuentes de potencia y sus características.	50
Tabla 2.6 Temperatura de austenización para distintos acero, calentados al horno y por inducción [27].	56
Tabla 2.7 Profundidades de capa para distintas frecuencias y equipos disponibles [27].	61
Tabla 3.1 Matriz de tratamientos térmicos para obtención de parámetros de Hollomon-Jaffe.	69
Tabla 3.2 Matriz de tratamientos térmicos para obtención de condiciones previas en el acero.	70
Tabla 4.1 Composición química del acero AISI 4140 obtenida y nominal.	81
Tabla 4.2 Durezas de revenido y cálculo de parámetro de Hollomon-Jaffe para medios de temple y condiciones de revenido estudiadas. Valor de H multiplicado por 10^{-3}	87