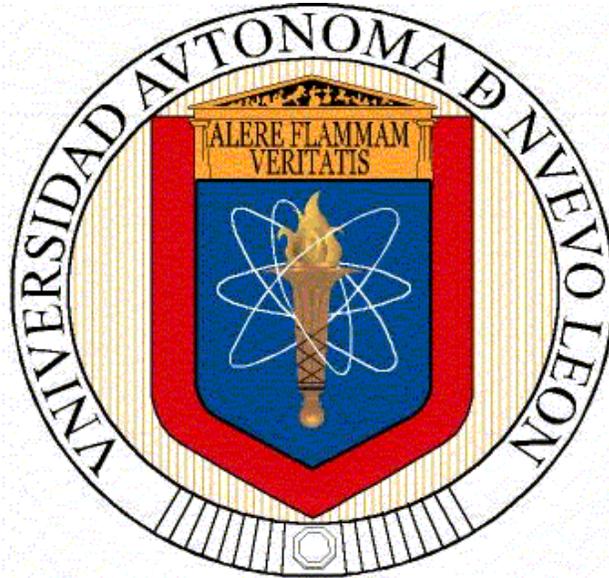


**UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA**



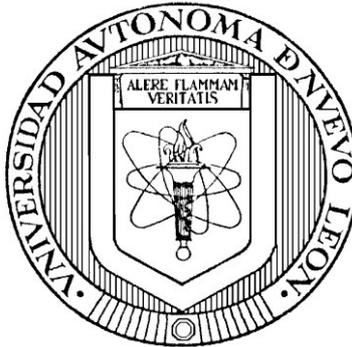
**“MÉTODO EXPERIMENTAL PARA LA DETERMINACIÓN DE LA
DIFUSIÓN DE CARBONO EN ACEROS DE BAJA ALEACIÓN EN
RANGOS INDUSTRIALES DE COMPOSICIÓN.”**

PRESENTA:
ADRIANA OSUNA ARRIETA

TESIS
EN OPCIÓN PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRÍA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA AUTOMOTRIZ

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN, AGOSTO, 2014

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN
FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



**“MÉTODO EXPERIMENTAL PARA LA DETERMINACIÓN DE LA
DIFUSIÓN DE CARBONO EN ACEROS DE BAJA ALEACIÓN EN
RANGOS INDUSTRIALES DE COMPOSICIÓN”**

TESIS

EN OPCIÓN PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA AUTOMOTRIZ

PRESENTA:

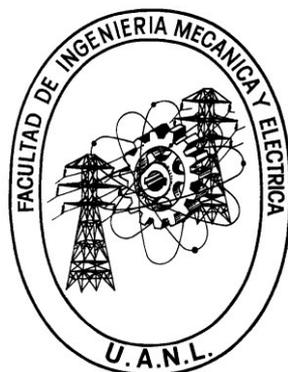
ADRIANA OSUNA ARRIETA

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN

AGOSTO, 2014

UNIVERSIDAD AUTÓNOMA DE NUEVO LEÓN

FACULTAD DE INGENIERÍA MECÁNICA Y ELÉCTRICA



**“MÉTODO EXPERIMENTAL PARA LA DETERMINACIÓN DE LA
DIFUSIÓN DE CARBONO EN ACEROS DE BAJA ALEACIÓN EN
RANGOS INDUSTRIALES DE COMPOSICIÓN”**

TESIS

EN OPCIÓN PARA OBTENER EL GRADO DE
MAESTRA EN CIENCIAS DE LA INGENIERÍA AUTOMOTRIZ

PRESENTA:

ADRIANA OSUNA ARRIETA

SAN NICOLÁS DE LOS GARZA, NUEVO LEÓN

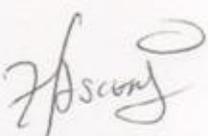
AGOSTO, 2014

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

Los miembros del Comité de Tesis recomendamos que la tesis "**Método experimental para la determinación de la difusión de carbono en aceros de baja aleación en rangos industriales de composición**" realizada por la alumna Adriana Osuna Arrieta con número de matrícula **1300482** sea aceptada para su defensa como opción al grado de Maestra en Ciencias de la Ingeniería Automotriz



Dr. Rafael Colás Ortiz.
Asesor



Dr. Oscar Jesús Zapata Hernández
Revisor

Dr. Omar García Rincón
Revisor

El comité de tesis
Vo. Bo.

Dr. Simón Martínez Martínez
Subdirector de estudios de posgrado

San Nicolás de los Garza, Nuevo León, Agosto de 2014.

AGRADECIMIENTOS

Al Cluster Automotriz de Nuevo León, por brindarme la oportunidad de continuar con mi superación profesional.

A Sistemas Automotrices de México, S.A. de C.V. por permitirme formar parte de su grandioso equipo, por ayudar a que mis estudios de Maestría se hicieran posibles, por el crecimiento profesional y personal obtenido durante mi estancia en dicha compañía y por su apoyo para el desarrollo experimental de ésta Tesis.

A mi asesor académico, Dr. Rafael Colás Ortiz, por su incondicional apoyo, por todo el tiempo que me ha dedicado, por su amistad, por su confianza, por su paciencia y todo el conocimiento que ha compartido conmigo de manera desinteresada, por apoyarme en todos mis proyectos personales y profesionales y por siempre ayudarme a lograr mis objetivos y alentarme a seguir adelante.

A mi asesor Industrial y Jefe departamental, Ing. Rodolfo Ruvalcaba Cuéllar por brindarme la oportunidad de pertenecer a su equipo de trabajo y por la confianza depositada en mí para el desarrollo de éste y otros proyectos.

Al Ing. Gabriel Sandoval Vázquez, al Ing. Mario Cabriales Espinosa, al cuerpo técnico del Laboratorio de Ingeniería de Materiales y al personal operativo de Tratamientos Térmicos de SISAMEX, por toda la ayuda que me han brindado para el desarrollo experimental de esta Tesis, por todos los conocimientos compartidos, por todas las recomendaciones hechas para lograr el éxito en los resultados obtenidos y por todo el tiempo que dedicaron a ayudarme.

A mis compañeros y amigos del Lab. de Ingeniería de Materiales, Gabriel Sandoval, Perla Contreras, Cinthya Segura, Héctor Torres, Víctor Calderón, Carlos Escamilla y a Don Guadalupe Valero por animarme todos los días, llenarme de energía y alegría, y alentarme a seguir adelante hasta en los momentos más difíciles que he tenido durante estos dos años.

Al Dr. Oscar Jesús Zapata Hernández, por su incondicional apoyo en el desarrollo de esta Tesis y su infinita paciencia.

A Alan González, Héctor Torres y Mario Bello, por su desinteresada ayuda, por guiarme y compartirme sus conocimientos y empujarme a siempre continuar.

Al Dr. Omar García y al Dr. Oscar Zapata, por todo el tiempo y dedicación brindados en la revisión de la presente Tesis.

A la Dra. Tania Paloma Berber Solano, por todo el apoyo profesional y personal que me ha brindado durante todo este tiempo, por confiar en mí, por permitirme formar parte de este programa y desarrollarme en la profesión que me apasiona.

A mis compañeros y amigos de generación Rocío Borrego, Héctor Torres, Fernando López, Marco Delgado, Carlos Mijares, Luis Miguel Contreras y Miguel Hernández, por todo su apoyo, por toda su ayuda, por su amistad y por todos los momentos que vivimos juntos durante todo este tiempo.

Al todo el personal de VIPS de Avenida Universidad por apoyarme con su energía, positivismo, servicio e invaluable atención durante toda la escritura de esta Tesis.

A Dios y a mi Papá, por guiar mi camino, cuidarme y ayudarme a que todo se diera de la manera en la que se ha dado para lograr cumplir mis sueños.

A Andreas Rantzsch y a mi amada Madre, por recordarme todos los días que para llegar al éxito se debe trabajar duro, por todos los días que me levantaron del suelo y me hicieron seguir adelante, por su cariño y apoyo total e incondicional, por los desvelos, los regaños y las alegrías que me han brindado.

A toda mi Familia, por siempre estar pendientes de mí, por alentarme en todos mis proyectos y apoyarme sin importar la distancia, en especial a mi Abuelita Licha, a mi Madre y a mi Tía Silvia que siempre piden por mi éxito y bienestar.

A todos, les agradezco infinitamente y de corazón todo lo que han hecho por mí.

DEDICATORIA

A mi Madre

Tabla de contenido

RESUMEN.....	10
INTRODUCCIÓN	11
OBJETIVO	13
HIPÓTESIS	13
CAPÍTULO 1. LOS ACEROS EN LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ.....	14
ACEROS.....	14
1.2 TORSIÓN Y ESFUERZOS CORTANTES EN COMPONENTES AUTOMOTRICES.....	21
1.3 RESISTENCIA A LA FATIGA.....	25
CAPÍTULO 2. TRATAMIÉNTO TÉRMICO	32
2.1 TRANSFORMACIONES DE FASES	32
2.2 EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN EL TRATAMIENTO TÉRMICO	40
2.3 ENDURECIMIENTO SUPERFICIAL.....	54
2.4 CARBURIZADO	61
2.5 ATMÓSFERA EN CARBURIZADO POR GAS.....	70
2.6 PARÁMETROS DE PROCESO A CONTROLAR.....	71
2.7 TEMPLE.....	81
2.8 REVENIDO	88
CAPÍTULO 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL Y MEDICIONES	91
3.1 PARÁMETROS DE PROCESO.....	91
3.2 DETERMINACIÓN DE COMPOSICIÓN QUÍMICA.....	93
3.3 MEDICIÓN DE MICRODUREZA	95
3.4 CARACTERIZACIÓN DE MICROESTRUCTURA	98
3.5 HERRAMIENTAS COMPUTACIONALES.....	98
CAPÍTULO 4. ANÁLISIS DE RESULTADOS	102
4.1 RESULTADOS OBTENIDOS.....	102
4.2 DEFORM.....	109
4.3 CONCLUSIONES.....	110
BIBLIOGRAFÍA.....	112
ÍNDICE DE FIGURAS	114
ÍNDICE DE TABLAS.....	118

ANEXO I. TABLAS DE RESULTADOS..... 119

RESUMEN

En el presente trabajo de investigación se estudió el efecto de la variación de los elementos aleantes de cierto grado específico de acero, en la capa carburizada obtenida posterior a procesos de carburizado, temple y revenido, buscando así demostrar cómo la variación de la composición química del acero entre coladas, aún y tratándose del mismo grado de acero, puede afectar notablemente en los resultados obtenidos en estos procesos, además de mostrar la afectación en los resultados de la profundidad de capa efectiva provocados por pequeñas variaciones del proceso de carburizado.

El acero utilizado es utilizado en la industria para la generación de engranes, transmisiones, etcétera, y el tratamiento térmico es indispensable para el aseguramiento del buen desempeño de los componentes fabricados con el mismo.

Sabiendo que es imposible fabricar componentes de la misma fuente de acero y con exactamente la misma composición química, se han realizado una serie de corridas experimentales. En primer lugar se buscó encontrar los parámetros necesarios para cumplir con la profundidad de capa carburizada requerida, posteriormente se realizaron dos corridas con un lote de acero en especial.

Se determinó la composición del acero utilizado así como su tamaño de grano austenítico; se procesaron en dos lotes diferentes, en cada lote se incluyeron dos probetas (fichas), de las cuales una ha sido utilizada para realizar la medición de gradiente de carbono y la segunda ha sido utilizada para la medición de gradientes de dureza y análisis de la microestructura presente.

Posteriormente, se han realizado corridas de simulación de proceso de carburizado con la herramienta computacional JMatPro®, tomando como base los parámetros iniciales de operación, así como los parámetros medidos durante el procedimiento experimental de carburizado. Las composiciones químicas utilizadas en la simulación son tanto la composición presente en el acero de las probetas, cómo variando ligeramente el contenido de los elementos aleantes del grado de acero estudiado.

Se ha realizado una comparación de los resultados obtenidos tanto en JMatPro® como experimentalmente bajo las mismas condiciones para verificar que el comportamiento arrojado por la herramienta computacional sea representativo de aquel obtenido de forma experimental.

Posteriormente se compararon los resultados obtenidos para así poder concluir acerca de la investigación realizada.

INTRODUCCIÓN

La industria automotriz en México ha demostrado un gran crecimiento durante los últimos años. En 2011 demostró una dramática recuperación, convirtiendo a México en el principal proveedor de autopartes de Estados Unidos, y el diez por ciento de los automóviles exportados en éste año, han tenido como destino final la Unión Europea.

A nivel global, México se encuentra posicionado como el octavo productor de vehículos ligeros, dejando atrás a la producción de Francia y España, y en América Latina, México se encuentra en segundo lugar, colocado por debajo de Brasil. Se estima de para 2015 la producción de vehículos ligeros alcanzará 3.7 millones de unidades, mientras que para 2016 la producción de vehículos pesados alcanzará 196.8 miles de unidades. [1]

Entre los componentes automotrices fabricados en México, en el área de vehículos pesados se tienen ensambles de ejes traseros y delanteros, ensambles de diferencial trasero y delantero, juegos corona piñón, flechas (de transmisión, de entrada, semieje para tractor y camión), vigas, muñones, yugos, cajas diferenciales, entre otros.

Una gran variedad de operaciones toman parte del proceso de fabricación de componentes automotrices, comenzando desde la fuente de acero, los procesos de forja y formado, estampado, prensado, soldadura, fresado, centrado, torneado, generado de dientes, rectificado y procesos especiales para modificar las propiedades químicas y mecánicas de los materiales involucrados.

La mayoría de las partes automotrices fabricadas en la actualidad están hechas a partir de aceros al carbono, aceros de baja aleación o aceros de alta aleación, y son tratadas térmicamente antes de entrar en servicio. [2]

En la presente Tesis se estudiarán los efectos de los elementos aleantes en rangos de composición química industriales presentes en un acero de baja aleación durante el proceso de carburizado y se hará uso de un método experimental para determinar la difusión del carbono en austenita de acuerdo a la composición química del acero antes mencionado. Esto se debe a que el fenómeno de difusión de carbono en austenita durante los diferentes procesos de tratamiento térmico es indispensable para el exitoso desarrollo de los mismos, logrando niveles de eficiencia que se traducen en ahorros monetarios, bajos costos y bajos niveles de desperdicio. [3]

El proceso de carburizado juega un papel fundamental en la industria automotriz; es un método excelente para enriquecer las propiedades de flechas, engranes, baleros y otras partes automotrices, las cuales se encuentran sometidas constantemente a esfuerzos de tensión y compresión. [4]

Los aceros con alto contenido de carbono, por ejemplo por encima de 0.80 %wC son muy duros, pero de igual manera son muy frágiles y es por eso que no pueden ser usados para la fabricación de partes sometidas a cargas dinámicas y esfuerzos de tensión durante su operación, tales como flechas, engranes, baleros, etc., además, los aceros con un contenido de carbono cercano al 1% resultan adicionalmente muy difíciles de maquinarse. Estas desventajas pueden ser solucionadas si se utilizan aceros con bajo contenido de carbono para el maquinado de partes, dejándolas en sus dimensiones finales o próximas a ellas para su posterior carburizado y temple. [5]

Durante el proceso de carburizado se absorbe y difunde carbono en aceros en contacto con un medio sólido, líquido o gaseoso enriquecido con carbono; dicho proceso ocurre a temperaturas a las que la austenita es estable.

Un componente sometido a éste proceso en su exterior contiene alto porcentaje de carbono y menor porcentaje del mismo en el núcleo. Cuando este material compuesto es templado y revenido, se produce una muy alta resistencia al desgaste y a cargas dinámicas cíclicas. [4]

Todos los procesos asociados con tratamientos térmicos son críticos para la fabricación de componentes de alta resistencia. Numerosos detalles técnicos y parámetros de procesos deben ser manejados y controlados cuidadosamente para evitar daño y desperdicio de material.

Los esfuerzos residuales resultantes de tratamientos térmicos pueden ocasionar distorsión, fracturas y re trabajos, además de que pueden provocar fallas catastróficas durante su servicio en campo. Debido a estas complicaciones, los procesos de tratamiento térmico son diseñados generalmente basados en la experiencia y a prueba y error.

Además de mejorar la calidad de los componentes automotrices, se pueden lograr grandes ahorros de energía gracias al uso de modelos de tratamiento térmico para diseño del mismo, lo cual reducirá dramáticamente los desperdicios y el re trabajo, además de reducir los procedimientos a prueba y error. Esto se logra a través del manejo eficiente de los procesos y el control mejorado de los hornos de carburizado basados en principios de ingeniería y metalurgia. [6]

OBJETIVO

OBJETIVO GENERAL

- Desarrollar un método experimental para la determinación de la difusión de carbono en acero de baja aleación en rangos industriales de composición química.

Objetivos Específicos

- Determinar los parámetros de operación en procesos de carburizado, según composición química real de un acero de baja aleación, sin uso de procedimientos a prueba y error.
- Aumentar la calidad de los productos terminados.
- Reducir el consumo de energía, reducir la generación de desperdicio y el re trabajo de material no conforme.

HIPÓTESIS

La distribución de carbono en un adecuado ciclo de carburización, seguido del temple y revenido de la pieza, permite tener piezas y partes resistentes tanto al desgaste, como a cargas cíclicas e intempestivas.

CAPÍTULO 1. LOS ACEROS EN LA INDUSTRIA AUTOMOTRIZ

ACEROS

Los aceros son aleaciones hierro- carbono con concentraciones apreciables de otros elementos aleantes. En la actualidad, existen miles de aceros con diferentes composiciones químicas. Las propiedades mecánicas dependen del contenido de carbono, el cual suele ser menos al 1%. Los aceros más comunes se clasifican según su contenido de carbono: bajo, medio y alto carbono. Además, en cada grupo existen subclases de acuerdo a los elementos de aleación. Los aceros al carbono sólo contienen concentraciones residuales de impurezas distintas al carbono. En los aceros aleados, los elementos de aleación se añaden intencionadamente en concentraciones específicas [7], lo cual tiene como objetivo la obtención de ciertas propiedades y características mecánicas específicas. Entre los elementos añadidos con mayor frecuencia se encuentran el carbono, manganeso, silicio, níquel, cromo, molibdeno, vanadio, niobio, cobre, aluminio, titanio, tungsteno y cobalto. [8]

Aceros bajos en carbono

La mayor parte de todo el acero fabricado es bajo en carbono. Este tipo de acero contiene menos del 0.25%C, no responde al tratamiento térmico para formar martensita y es endurecible por deformación. La microestructura consiste en ferrita y perlita. Como consecuencia, estos aceros son relativamente blandos y poco resistentes, pero con extraordinaria ductilidad y tenacidad, además son de fácil mecanizado, soldables y baratos. Se utilizan para soldar carrocerías de automóviles, vigas y láminas para construir tuberías, edificios, puentes y latas estañadas. Estos aceros suelen tener un límite elástico de 275 MPa, una resistencia a la tracción comprendida entre 415 y 550 MPa y una ductilidad del 25% EL.

Otro grupo de aceros bajo en carbono está constituido por los aceros de alta resistencia y baja aleación (HSLA), que contienen elementos de aleación como cobre, manganeso, niobio, titanio, vanadio, níquel y molibdeno en concentraciones combinadas de aproximadamente 10% en peso y poseen mucho mayor resistencia mecánica que los aceros bajos en carbono. Se aumenta la resistencia por tratamiento térmico y el límite elástico excede de 480 MPa; además son dúctiles, forjables y mecanizables. En el ambiente atmosférico, los aceros HSLA son más resistentes a la corrosión que los aceros al carbono, a los que suelen remplazar en muchas aplicaciones donde la resistencia

mecánica es crítica: puentes, torres, columnas de soporte de altos edificios y recipientes a presión.

Aceros medios en carbono

Los aceros medios en carbono contienen porcentajes en carbono comprendidos entre 0.25% y 0.6%. Estos aceros pueden ser tratados térmicamente mediante austenización, temple y revenido para mejorar sus propiedades mecánicas. Se suelen utilizar en la condición de revenido, con microestructura de martensita revenida. Se trata de aceros de baja templabilidad, sólo tratables en piezas de delgada sección y velocidades de temple muy rápidas. Las adiciones de cromo, níquel y molibdeno mejoran la capacidad de estas aleaciones para ser tratadas térmicamente, generando así gran variedad de combinaciones resistencia- ductilidad. Estos aceros tratados térmicamente son más resistentes que los aceros de bajo carbono, pero menos dúctiles y tenaces. Se utilizan para fabricar ruedas y raíles de trenes, engranajes, cigüeñales y otros componentes estructurales que necesitan alta resistencia mecánica, resistencia al desgaste y tenacidad.

Aceros altos en carbono

Los aceros altos en carbono normalmente contienen entre 0.6% y 1.4% C y son más duros, más resistentes y aún menos dúctiles que los otros aceros al carbono. Casi siempre se utilizan en la condición templada y revenida, en la cual son especialmente resistentes al desgaste y capaces de adquirir la forma de herramienta de corte. Las herramientas y las matrices se fabrican con aceros aleados altos en carbono que contienen, generalmente, cromo, vanadio, tungsteno y molibdeno. Estos elementos de aleación se combinan con el carbono para formar carburos muy duros y resistentes al desgaste, por ejemplo: Cr_2C_6 , V_4C_3 y WC. Estos aceros se utilizan como herramientas de corte y matrices para forjar materiales, así como cuchillos, navajas, hojas de sierra, muelles e hilos de alta resistencia.

Aceros inoxidables

Los aceros inoxidables son resistentes a la corrosión (herrumbre) en muchos ambientes, especialmente en la atmósfera. El cromo es el principal elemento de aleación, en una concentración mínima del 11%. La resistencia a la corrosión mejora con adiciones de níquel y molibdeno. Las adiciones de los elementos de aleación en concentraciones significativas producen dramáticas alteraciones en el diagrama de fases hierro- carburo de hierro.

Los aceros inoxidable se clasifican en función de la microestructura constituyente: martensítica, ferrítica y austenítica. La amplia gama de propiedades mecánicas combinadas con la excelente resistencia a la corrosión hacen que este tipo de acero sea muy versátil. [7]

Clasificación formal de los aceros

Existen un gran número de nombres de aceros alrededor del mundo. Muchas naciones tienen su propio sistema de clasificación y designación, lo cual puede generar confusión entre los mismos, así como la posible designación de un gran número de nombres a composiciones comparables de aceros. En esta Tesis se hará una breve descripción de los sistemas mayormente utilizados en el norte de la República Mexicana: AISI/SAE, ASTM, UNS y EN 10027.

Para motivos de comparación de aceros, se debe dejar en claro que no existen equivalencias entre aceros, puesto que no todos los aceros comparables contienen exactamente la misma composición química, las mismas propiedades físicas o mecánicas ni la misma aplicación, y mientras que a algunos usuarios estas pequeñas diferencias resultan de gran influencia, para otros no resulta significativa.

El Sistema del Instituto Americano de Hierro y Acero (American Iron and Steel Institute /AISI) y la Sociedad de Ingenieros Automotrices (Society of automotive Engineers /SAE).

Este sistema está basado únicamente en la composición química. En el código designado de cuatro o cinco dígitos, los últimos dos o tres dígitos representan el contenido de carbono (tres dígitos cuando el contenido de carbono es de 1% o mayor), y los primeros dos dígitos representan su clase de composición. De este modo, si se toma como ejemplo el acero AISI/SAE 1040, el "10" representa la clase de aceros al carbono con un contenido de carbono de 0.40%.

Tabla 1- Tipos e Identificación de elementos en norma SAE para aceros al carbono y aleados [10].

Descripción de aceros al carbono.	
10XX	no resulturizado, 1.00 manganeso máximo
11XX	resulturizado
12XX	refosforizado y resulturizado
15XX	no resulturizado, arriba de 1.00 manganeso máximo
Descripciones de aceros de aleación	
13XX	1.75 manganeso
40XX	0.20 ó 0.25 molibdeno ó 0.25 molibdeno y 0.042 azufre
41XX	0.50, 0.80, ó 0.95 cromo y 0.12, 0.20, ó 0.30 molibdeno
43XX	1.83 níquel, 0.50 a 0.80 cromo, y 0.25 molibdeno
46XX	0.85 ó 1.83 níquel y 0.20 ó 0.25 molibdeno
47XX	1.05 níquel, 0.45 cromo, 0.20 ó 0.35 molibdeno
48XX	3.50 níquel y 0.25 molibdeno
51XX	0.80, 0.88, 0.93, 0.95, ó 1.00 cromo
51XXX	1.03 cromo
52XXX	1.45 cromo
61XX	0.60 ó 0.95 cromo y 0.13 ó 0.15 vanadio mínimo
86XX	0.55 níquel, 0.50 cromo, y 0.20 molibdeno
87XX	0.55 níquel, 0.50 cromo, y 0.25 molibdeno
88XX	0.55 níquel, 0.50 cromo, y 0.35 molibdeno
92XX	2.00 silicio ó 1.40 silicio y 0.70 cromo
50BXX	0.28 ó 0.50 cromo
51BXX	0.80 cromo
81BXX	0.30 níquel, 0.45 cromo, y 0.12 molibdeno
94BXX	0.45 níquel, 0.40 cromo, y 0.12 molibdeno

Sociedad Americana de Pruebas y Materiales (American Society for Testing and Materials/ ASTM

La *Sociedad Americana de Pruebas y Materiales (American Society for Testing and Materials/ ASTM)* ha desarrollado otro sistema de clasificación de los aceros, el cual no está basado en su composición química, sino en su aplicación y los productos hechos a partir de éste, por ejemplo vías de tren, tuberías, intercambiadores de calor y tornillos. ASTM ha ideado un sistema de especificaciones que contiene composición, propiedades mecánicas, y otras características requeridas de aceros y hierros grises. El sistema ASTM abarca mucho más que materiales ferrosos e incluye otros materiales, tales como gomas, cemento, madera, tela, cobre, etcétera. La Sociedad Americana de Ingenieros Mecánicos (ASME) ha ideado un sistema similar, pero se encuentra limitado a materiales para la fabricación de calderas e intercambiadores de calor.

Sistema Unificado de Numeración (Unified numbering System)

Debido a la confusión de los diferentes sistemas, gran número de asociaciones técnicas y agencias gubernamentales estadounidenses idearon lo que se le conoce como Sistema Unificado de Numeración. Hay una designación UNS para cada composición de acero, y consiste en una letra seguida de cinco dígitos. El sistema incorpora completamente al sistema AISI/ SAE. Por ejemplo, la designación UNS para un acero AISI/SAE 1040 es G10400. La letra G representa la designación usada en AISI/ SAE para aceros al carbono y sus aleaciones. Otras aleaciones ferrosas tienen diferentes letras, como “F” para hierros grises, “D” para aceros con propiedades mecánicas especiales, “S” para aceros resistentes al calor y/ o a la corrosión, “T” para aceros de herramienta y “H” para aceros con templabilidad mejorada. [8]

Tabla 2- Designaciones UNS para metales ferrosos y aleaciones [10].

Descripción UNS para metales ferrosos	
DXXXXX	Aceros con propiedades mecánicas específicas
FXXXXX	Hierro fundido
GXXXXX	Aceros al carbono y de aleación con designación SAE y anteriormente AISI (excepto aceros de herramienta)
HXXXXX	Aceros tipo H según AISI
IXXXXX	Fundición de acero
KXXXXX	Aceros Misceláneos y aleaciones ferrosas
SXXXXX	Resistentes al calor y a la corrosión
TXXXXX	Aceros de herramienta
Descripción UNS para aceros de soldadura	
WXXXXX	

Sistema de Norma Europea para la designación de aceros

El Comité Europeo de Normalización CEN (Comité Européen de Normalisation) fue fundado en 1961 por los organismos normativos nacionales en la Comunidad Económica Europea y los países pertenecientes al Acuerdo Europeo de Libre Comercio (EFTA). CEN es un sistema de procesos formales para la creación de normas, repartido principalmente entre:

- 30 miembros nacionales y el representante experto que ellos asignen para cada país.

Estos miembros votan a favor e implementan las Normas Europeas (EN).

- 7 miembros asociados y 4 afiliados.

- El centro de administración CEN en Bruselas.

Trabaja cercanamente al Comité Europeo de Estandarización Electrotécnica (CENELEC), al Instituto Europeo de Normas de la Telecomunicación (ETSI), y a la Organización Internacional de Normalización (ISO).

Nombres de aceros según EN 10027.

Este estándar europeo (EN 10027-1:2005) ha sido preparado por el comité técnico ECISS/TC 7 "Conventional designation of steel", la secretaría perteneciente al UNI, y tiene como objetivo especificar las reglas para la designación de los aceros por medio de letras y números para expresar las aplicaciones y principales características, por ejemplo propiedades químicas, físicas o mecánicas, así como para brindar una identificación abreviada de los aceros.

Según a regulaciones internas del CEN/CENELEC, las organizaciones nacionales de estándares de los siguientes países deben implementar lo aquí descrito: Austria, Bélgica, República Checa, Estonia, Francia, Alemania, Finlandia, Grecia, Hungría, Islandia, Irlanda, Italia, Lituania, Luxemburgo, Polonia, Portugal, España, Suecia, Suiza, entre otros.

Para propósitos de designación, los nombres de los aceros se encuentran clasificados en dos categorías principales:

- Categoría 1: Aceros designados de acuerdo a su aplicación y propiedades mecánicas o físicas.
- Categoría 2: Aceros designados de acuerdo a su composición química.

Para los aceros especificados como fundiciones, los nombres deben ser precedidos por la letra G, mientras que los aceros producidos por pulvimetalurgia (compactado y sinterizado) deben ser predichos por las letras PM. Se pueden añadir símbolos adicionales a los principales antes mencionados.

Entre las designaciones de los aceros pertenecientes a la categoría uno, se encuentran los aceros estructurales, los aceros para resistir altas presiones, aceros para tuberías, aceros para ingeniería, aceros para el refuerzo de concreto, acero para pretensado de concreto, aceros para la fabricación de rieles o en forma de rieles, productos planos para formado en frío, productos planos de acero de alta resistencia para formado en frío, productos de hojalata (empaquetado) y aceros utilizados en electrónica.

Los aceros pertenecientes al grupo dos poseen designaciones sencillas o lo más sencillas posibles, y algunos símbolos o dígitos pueden ser omitidos mientras no exista riesgo de confusión con algún otro grado similar. Se dividen de la siguiente manera:

1. Aceros no aleados (a excepción de aceros de corte libre) con un promedio de contenido de manganeso menos al 1%.
2. Aceros no aleados con un promedio de contenido de manganeso mayor o igual a 1%, aceros no aleados de corte libre y aceros aleados (a excepción de aceros rápidos) donde el contenido en peso de todos los elementos aleantes es menos a 5%.
3. Aceros inoxidables y otros aceros de aleación (a excepción de aceros rápidos) en donde el contenido promedio en peso de al menos un elemento aleante es mayor o igual a 5%.
4. Aceros rápidos.

Ejemplo:

Aceros de baja aleación

Los aceros de baja aleación comprenden aquellos aceros cuyo contenido promedio de elementos de aleación no excede el 5% en peso.

Designación:

La primera parte del nombre del acero indica el contenido de carbono multiplicado por 100, seguido de los símbolos de los elementos aleantes en orden decreciente de proporciones en masa y al terminar en el mismo orden, separado por guiones, las fracciones de masa de los elementos de aleación, los cuales se multiplican por los siguientes factores para resultar en números más grandes:

×1000: B

×100: C, N, P, S, Ce

×10: Al, Cu, Mo, Ti, V, Be, Ta, Zr, Nb, Pb

×4: Cr, Co, Mn, Ni, Si, W

Por ejemplo: 30NiCrMo12-6 es un acero con 0.3% de Carbono (0.3= 30:100), 3% de Níquel (Ni: 3= 12:4), 1.5% de Cromo (Cr: 1.5= 6:4) y cantidades bajas no mencionadas de Molibdeno. [9]

1.2 TORSIÓN Y ESFUERZOS CORTANTES EN COMPONENTES AUTOMOTRICES

Los ejes sometidos a cargas de torsión son de las estructuras más utilizadas en la actualidad. Por ejemplo la barra de transmisión de la tracción trasera de un automóvil, la cual sirve principalmente para transmitir torsión. Estas barras son normalmente huecas y circulares en la sección transversal, transmitiendo potencia al mecanismo diferencial el cual esparce la rotación a las ruedas motrices [11].

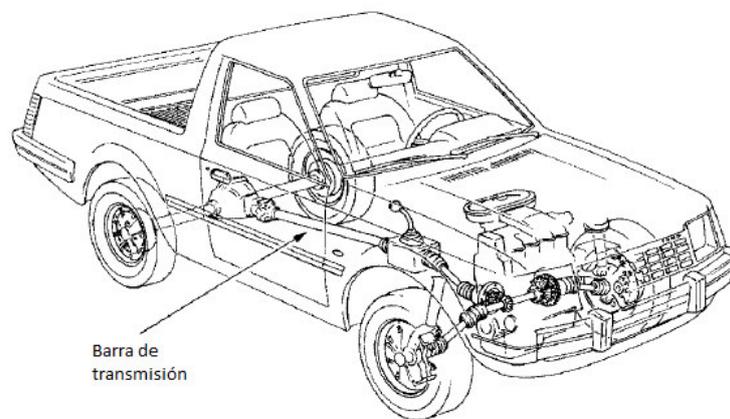


Figura 1. Barra de transmisión [11]

Fuerza y Momento interno.

Los elementos de estructuras o máquinas están sometidos a la acción de fuerzas y momentos externos. Estas fuerzas y momentos externos generan en las secciones internas de los cuerpos, fuerzas y momentos internos que cuando sobrepasan las fuerzas de atracción de las moléculas del material producen la separación o fractura de la pieza.

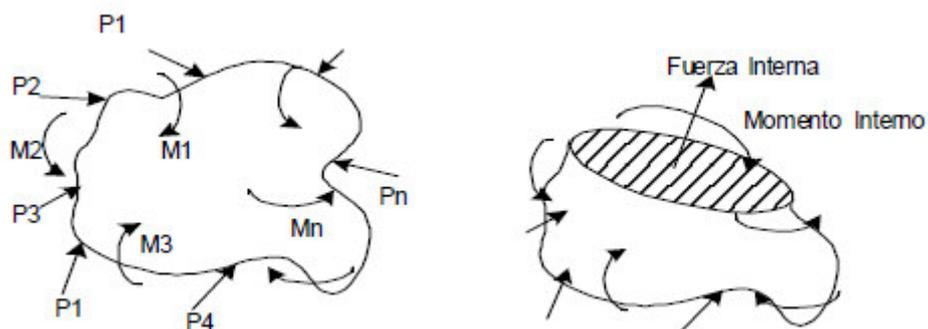


Figura 2. Fuerza y Momento internos [12]

La magnitud de la fuerza y momento internos dependen de la sección elegida, pero puede descomponerse en una dirección normal y en otra tangencial a la sección. Estas componentes definen los diferentes tipos de carga. Así la componente de la fuerza normal a la sección producirá cargas normales de tracción o compresión, la componente de la fuerza tangencial a la selección producirá cargas de corte o tangenciales, la componente del momento normal a la selección producirá carga de torsión y la componente del momento tangencial a la selección producirá cargas de flexión [12].

Esfuerzos cortantes (τ)

Aquellos esfuerzos o fuerzas que soportan cada unidad de área cuya dirección es tangencial a la sección transversal se conocen como esfuerzos cortantes. Los esfuerzos de corte no son positivos ni negativos.

En la Figura 3 se muestran dos piezas unidas por un perno que soportan la acción de dos fuerzas opuestas P y perpendiculares al eje del perno. En las secciones transversales al perno aparecen fuerzas internas tangenciales a ellas que se distribuyen generando solo esfuerzos cortantes.

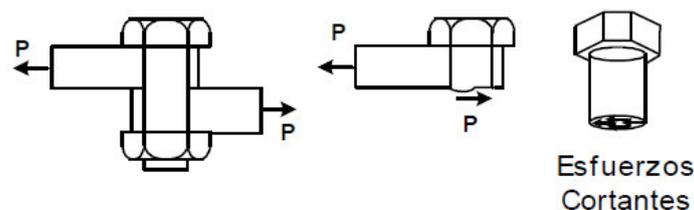


Figura 3. Esfuerzos cortantes [12]

Los esfuerzos normales y constantes aparecen por lo general simultáneamente y sus valores no son constantes en una sección sino que varían de un punto a otro [12].

Análogamente a la definición de esfuerzo normal como fuerza por unidad de área ó $\sigma=P/A$, se puede describir a los esfuerzos cortantes con la siguiente expresión:

$$\tau = \frac{P}{A} \quad (\text{Ecuación 1})$$

Esta expresión es idéntica a la expresión de esfuerzo normal, pero el símbolo τ nos recuerda que la carga es transversal, en lugar de extensional [11]. Los cuerpos sometidos a cargas de corte más que dilatarse (cambio de dimensiones) se distorsionan (cambio de forma).

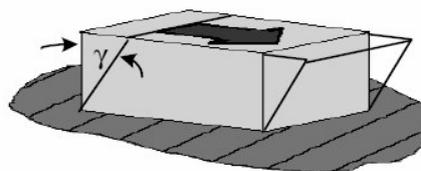


Figura 4. Distorsión provocada por cargas de corte [12]

La deformación se define como γ , ángulo de inclinación de las caras.

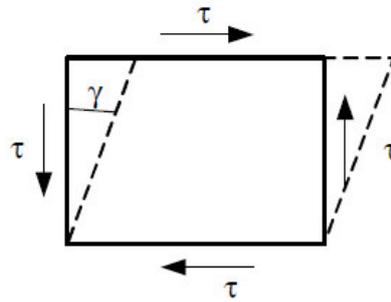


Figura 5. Deformación bajo efectos de corte [12]

Mientras los esfuerzos no sobrepasen el límite de fluencia, ellos son proporcionales a las deformaciones:

$$\tau = G\gamma \quad (\text{Ecuación 2})$$

Ecuación conocida como ley de Hooke, donde G recibe el nombre de elasticidad transversal [12].

TORSIÓN

Una pieza está sometida a cargas de torsión cuando sobre ellas están aplicados pares o momentos dirigidos a lo largo de su eje centroidal y perpendicularmente a la sección transversal (a-a).

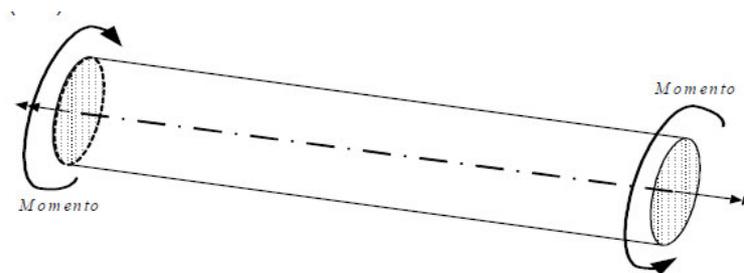


Figura 6. Ejemplo de torsión [12]

Ejemplos reales de elementos sometidos a este tipo de carga son los árboles y ejes de transferencia que por lo general tienen movimiento giratorio [12].

Bajo torsión, una barra es retorcida por un par de magnitud Pp (Figura 7). Los elementos de la superficie se convierten en hélices de ángulo d y un radio r a través de un ángulo θ en una longitud l , ambos d y θ son expresados en radianes.

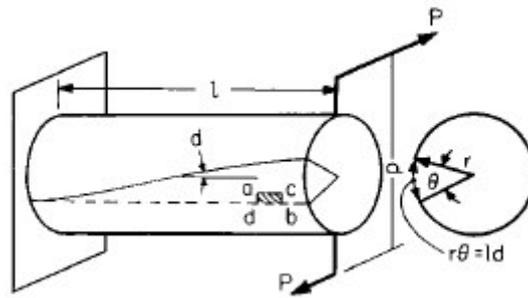


Figura 7. Barra sometida a torsión [13]

S_v = esfuerzo cortante unitario a una distancia r del centro; I_p = momento polar de inercia; G = modulo de elasticidad transversal

Se asume que las secciones transversales permanecen como superficies lisas. La tensión en la sección transversal es totalmente tangencial, y es cero en el centro de la sección. Note que $ld=r\theta$.

En el caso de una sección transversal circular, el esfuerzo S_v incrementa proporcionalmente a la distancia del elemento bajo tensión su centro.

El momento polar de inercia I_p para cualquier sección puede ser obtenido mediante la ecuación $I_p = I_1 + I_2$, donde I_1, I_2 son los momentos rectangulares de inercia de la sección sobre cualquiera de las dos líneas de los ángulos rectos entre ellas a través del centro de gravedad.

El momento de torsión externo M_t es equilibrado por el momento interno de resistencia.

Para fuerza:
$$M_t = S_v I_p / r \quad (\text{Ecuación 3})$$

Para rigidez:
$$M_t = a G I_p / l \quad (\text{Ecuación 4})$$

La resistencia torsional:
$$\frac{1}{2} P p a = \frac{S_v^2 I_p l}{2 r^2 G} = a^2 G I_p / (2 l) \quad (\text{Ecuación 5})$$

El estado de esfuerzo tomado de la superficie de una flecha (Figura 8), es esfuerzo cortante puro.

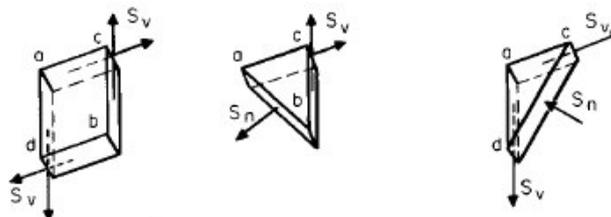


Figura 8. Esfuerzo cortante [13]

Las fallas bajo torsión en materiales frágiles son fallas de tensión en ángulos rectos de un elemento helicoidal en la superficie.

Torsión de secciones no circulares. Cuando una sección no es circular, el esfuerzo unitario no varía proporcionalmente a la distancia del centro. Las secciones transversales se deforman y el esfuerzo unitario mayor ocurre normalmente en un punto en el perímetro de la sección transversal más cercano al eje de torsión. Debido a esto, no hay esfuerzo en las esquinas de las secciones cuadradas y rectangulares. El análisis de secciones no circulares se vuelve complejo, y los métodos de solución para el diseño de problemas arrojan normalmente sólo aproximaciones [13].

1.3 RESISTENCIA A LA FATIGA

El término fatiga es normalmente comprendido como el deterioro gradual de un material el cual es sujeto a cargas cíclicas. En pruebas de fatiga, un espécimen es sujeto a esfuerzos periódicos de amplitud constante por medio de dispositivos mecánicos o magnéticos. Los esfuerzos aplicados pueden alternarse entre valores positivos y negativos de igual magnitud, o entre valores positivos y negativos de magnitudes diferentes. Las cargas más comunes alternan tensión y compresión en magnitudes iguales obtenidas mediante la rotación de un espécimen cilíndrico liso mientras se aplica una carga de flexión. Una serie de pruebas de fatiga son hechas a numerosos especímenes de diferentes materiales con diferentes rangos de esfuerzo. El esfuerzo soportado por los materiales es posteriormente graficado contra el número de ciclos aplicados. Si se eligen valores de esfuerzos cada vez más bajos, puede ser encontrado un valor al cual no se produzca falla, sin importar el número de ciclos aplicado. Este valor de esfuerzo se conoce como *límite de fatiga* [13].

Desde el punto de vista de las deformaciones locales, es la forma de fallo provocada por la acción repetida de deformaciones inelásticas alternadas altamente localizadas que provocan la creación en cada ciclo de una extensión superficial irreversible conducente a la creación de una grieta en una cierta zona del elemento estructural o la propagación de alguna grieta ya existente en el mismo. La mayor parte de los materiales metálicos muestran una propagación apreciable de grietas previa a la rotura en condiciones de carga cíclica [14].

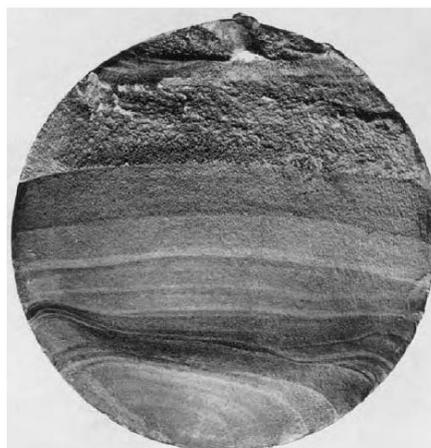


Figura 9. Rotura de un eje sometido a flexión con baja tensión nominal [14]

PROCESO GENERAL DE FATIGA

El proceso de fractura por fatiga consta de tres etapas distintas:

1. Periodo de nucleación e iniciación de la grieta en zonas en las que las concentraciones de tensión provocan deformaciones plásticas cíclicas, N_i (medido en número de ciclos). Se trata, por tanto, de una acumulación de daño plástico sobre ciertos accidentes micro estructurales, defecto de superficie o de volumen de la masa metálica, que origina la aparición de una grieta o fisura de frente o borde de propagación afilado.
2. Propagación inicial de la grieta a través de la zona plástica en que se originó, $(N_p)_p$.
3. Propagación de la grieta en la pieza, fuera de la zona de influencia de la concentración de tensiones originaria, en régimen macroscópicamente elástico, $(N_p)_e$, hasta el fallo final.

La vida total de una pieza sometida a fatiga viene dada por la suma de estas tres etapas [14]:

$$N_f = N_i + (N_p)_p + (N_p)_e \quad (\text{Ecuación 6})$$

Las grietas asociadas con la rotura por fatiga casi siempre se inician (o nuclean) sobre la superficie de un componente en algún punto en donde existen concentraciones de tensión. Los lugares de nucleación de la grieta incluyen las rayas superficiales, cantos vivos, ranuras de chaveta, roscas, mellas y otros similares.

Una vez que se ha nucleado una grieta, entonces se propaga muy lentamente y, en metales poli cristalinos, a lo largo de planos cristalográficos a tensión de cizalladura alta. Esta etapa puede constituir una fracción pequeña o grande de la vida de la fatiga, según el nivel de tensión y la naturaleza de la probeta. La superficie de fatiga que se forma en la etapa de propagación tiene aspecto plano y sin ningún detalle importante.

Eventualmente, empieza una segunda etapa de propagación, en la cual la velocidad de extensión de la grieta aumenta dramáticamente. Además, en este punto también ocurre un cambio en la dirección de propagación hasta alcanzar una dirección perpendicular a la tensión aplicada (Figura 10).

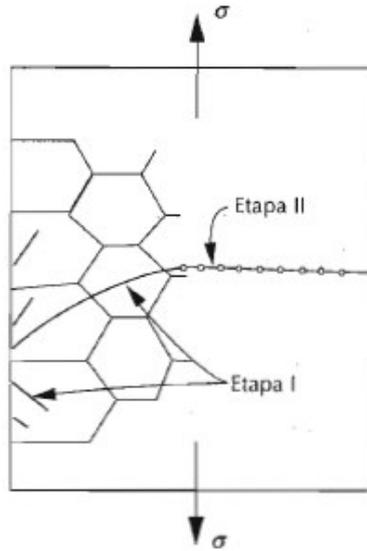


Figura 10. Representación esquemática mostrando las etapas I y II de propagación de la grieta en metales poli cristalinos. [18]

Durante esta etapa de propagación, el crecimiento de la grieta tiene lugar mediante un proceso repetitivo de enromamiento y agudizamiento de la punta de la grieta (Figura 11). Al comienzo del ciclo de tensión (carga cero), la punta de grieta tiene la forma de una doble entalla afilada (Figura 11.a). A medida que se aplica la tensión (Figura 11.b), la deformación se localiza en cada una de las puntas de la entalla a lo largo de planos de deslizamiento que están orientados a 45° con respecto al plano de la grieta. Al mismo tiempo que la grieta aumenta en anchura, el extremo avanza por continua formación por cizalladura, hasta que alcanza una configuración enromada (Figura 11.c). Durante la compresión, las direcciones de deformación de cizalladura en la punta de la grieta son invertidas (Figura 11.d) hasta que, en la culminación del ciclo, se tiene una entalla con dos puntas de grieta (Figura 11.e). De esta manera la punta de la grieta ha avanzado una distancia pequeña durante el transcurso de un ciclo completo. Este proceso se repite en cada ciclo subsiguiente hasta que eventualmente alcanza una dimensión crítica de la grieta, lo cual induce la etapa final de rotura y se produce la rotura catastrófica.

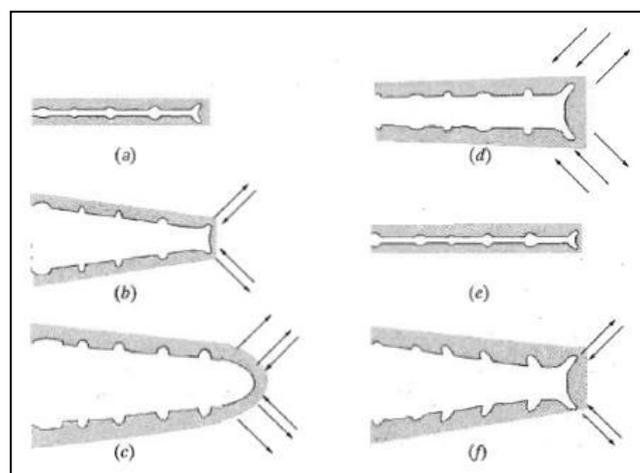


Figura 11. Mecanismo de propagación de la grieta de fatiga, etapa II [18]

La región de una superficie de fractura que se formó durante la etapa II de propagación puede caracterizarse por dos tipos de marcas denominadas *marcas de playa* y *estrías*. Ambos detalles indican la posición del extremo de la grieta en algún instante de tiempo y tienen el aspecto de crestas concéntricas que se expanden desde los puntos de iniciación de la(s) grieta(s) frecuentemente en forma circular o semicircular. Las marcas de playa, algunas veces también llamadas “marcas de concha de almeja” son dimensiones macroscópicas y pueden verse a simple vista. Estas marcas se encuentran en componentes que experimentan interrupciones en la propagación durante la etapa II, por ejemplo, una máquina que funciona únicamente durante las horas normales de trabajo. Cada banda de marca de playa representa un periodo de tiempo, en el cual ocurrió la propagación de la grieta.

Las estrías de fatiga son de tamaño microscópico y se observan en el microscopio electrónico (ya sea TEM o SEM). La Figura 12 es una fractografía que muestra estos hechos. Se cree que cada estría representa la distancia de avance del frente de grieta durante un ciclo de carga. La anchura de la estría aumenta con el intervalo de la tensión. En este punto debería notarse que aunque tanto las estrías como las marcas de playa son aspectos de la superficie de fractura que tienen apariencia similar, son sin embargo diferentes, tanto en tamaño como en su origen. Puede haber miles de estrías dentro de una marca de playa.

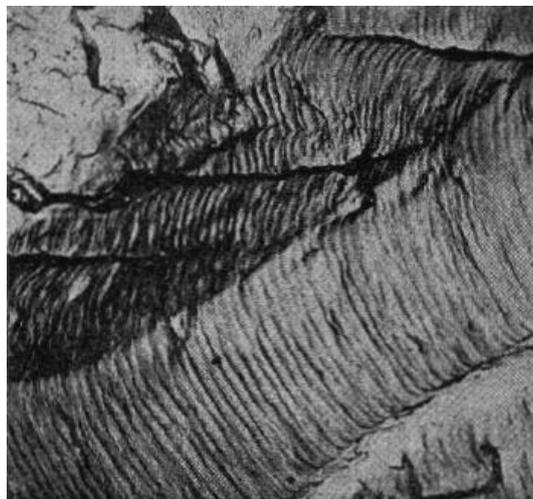


Figura 12. Fractografía electrónica de transmisión mostrando las estrías de fatiga en el aluminio [18].

A menudo, la causa de la rotura puede deducirse después de examinar las superficies de rotura. La presencia de marcas de playa o estrías sobre una superficie de fractura confirma que la causa de la rotura fue la fatiga. Sin embargo, la ausencia de ambos tipos de marcas no excluye que la causa de la rotura sea por fatiga.

Es importante mencionar que las marcas de playa o estría sólo aparecen en aquella región sobre la cual ocurre la rotura rápida. Al contrario, la rotura final puede ser dúctil o frágil: evidencia de la deformación plástica está presente en la rotura dúctil y ausente en el caso de la rotura frágil. [7]

FACTORES QUE INFLUYEN SOBRE LA RESISTENCIA A LA FATIGA

El comportamiento a fatiga de los materiales de Ingeniería es muy sensible a diversas variables. Algunas de éstas son el nivel de la tensión media, el diseño geométrico, Efectos superficiales, variables metalúrgicas, así como también el medio.

TENSIÓN MEDIA

La dependencia de la vida a fatiga de la amplitud de la tensión se representa en el diagrama S-N. Estos resultados se obtiene para un valor constante de σ_m , a menudo para este caso en que la carga de invierte completamente ($\sigma_m=0$). La tensión media, sin embargo, también afectará la vida a fatiga, y esta influencia se puede representar por un conjunto de curvas S-N, cada una medida bajo una σ_m diferente; esto se representa de forma esquemática en la Figura 13. Tal como se puede notar, aumentando la tensión media conduce a una disminución de la vida a fatiga.

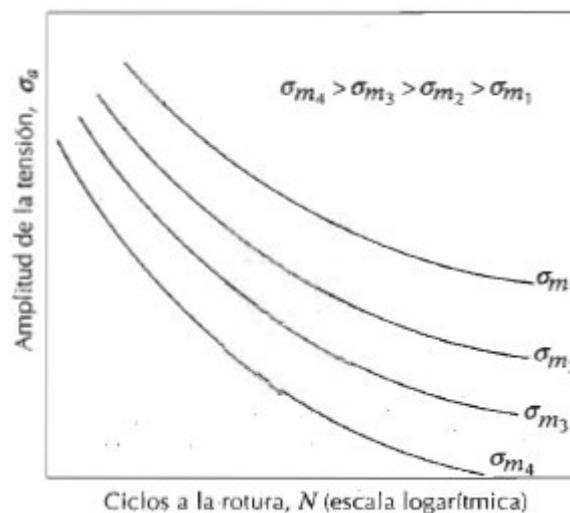


Figura 13. Influencia de la tensión media σ_m sobre la curva S-N del comportamiento a fatiga. [7]

EFFECTOS SUPERFICIALES

En muchas situaciones comunes en que se aplican cargas, la tensión máxima en un componente ocurre en la superficie. Por consiguiente, la mayoría de las grietas que producen fractura por fatiga se originan en la superficie, concretamente en concentradores de tensiones. Por tanto se ha observado que la vida a fatiga es especialmente sensible a las condiciones y configuración de la superficie del componente. Numerosos factores influyen en la resistencia a la fatiga, el control

adecuado de los cuales conducirá a un aumento de la resistencia a la fatiga. Entre estos factores se encuentran los criterios de diseño así como los tratamientos superficiales.

Factores de diseño. El diseño de un componente puede tener una influencia significativa en sus características de fatiga. Cualquier entalla o discontinuidad geométrica puede actuar como un concentrador de esfuerzos y como lugar donde se puede nuclear la grieta de fatiga; estos detalles de diseño incluyen acanaladuras, orificios, ranuras de chavetas, roscas y otros. Cuanto más aguda es la discontinuidad (o sea, cuanto menos es el radio de curvatura), más severa es la concentración de tensiones. La probabilidad de rotura por fatiga puede ser reducida evitando (cuando es posible) estas irregularidades estructurales, o sea, realizando modificaciones en el diseño, eliminando cambios bruscos en el contorno que conduzca a cantos vivos por ejemplo, exigiendo superficies redondeadas con radios de curvatura grandes allí donde haya un cambio en el diámetro de un eje rotatorio.

Tratamientos superficiales. Durante las operaciones de mecanizado, se producen inevitablemente pequeñas ralladuras y surcos en la superficie de la pieza por acción de la herramienta de corte. Estas marcas superficiales pueden limitar la vida a fatiga. Se ha observado que mejorando el acabado superficial aumenta significativamente la vida a fatiga.

Uno de métodos más efectivos de aumentar el rendimiento a fatiga es mediante esfuerzos residuales de compresión dentro de una capa delgada superficial. Por consiguiente, cualquier tensión externa de tracción es parcialmente contrarrestada y reducida en magnitud por el esfuerzo residual de compresión. El efecto neto es que la probabilidad de la nucleación de la grieta, y por tanto de rotura por fatiga se reduce.

Los esfuerzos residuales de compresión son comúnmente introducidos en los materiales dúctiles de forma mecánica mediante deformación plástica localizada dentro de una región externa superficial. Comercialmente esto se realiza mediante un proceso denominado granallado (shot peening).

Endurecimiento superficial. Es una técnica por la cual se aumenta tanto la dureza superficial como la vida a fatiga de los aceros aleados. Esto se lleva a cabo mediante los procesos de carburizado y nitrurado, en los cuales un componente es expuesto a una atmósfera rica en carbono o en nitrógeno a temperaturas elevadas. Una capa superficial rica en carbono o nitrógeno es introducida por difusión atómica a partir de la fase gaseosa. Esta capa es normalmente de 1 mm de profundidad y es más dura que el material del núcleo. La mejora en las propiedades de fatiga proviene del aumento de dureza dentro de la capa, así como de las tensiones residuales de compresión que se originan en el proceso de carburizado y nitrurado.

Influencia del medio. El medio puede afectar el comportamiento a la fatiga de los materiales. Los dos tipos de fatiga asistida por el medio son: fatiga térmica y fatiga por corrosión.

La *fatiga térmica* se induce normalmente a temperaturas elevadas debido a tensiones térmicas fluctuantes; no es necesario que estén presentes tensiones mecánicas de origen externo. La causa de estas tensiones térmicas es la restricción a la dilatación y contracción que normalmente ocurren en piezas estructurales sometidas a variaciones de temperatura. La magnitud de la tensión térmica resultante debido a un cambio de temperatura ΔT depende del coeficiente de dilatación térmica α_l y el módulo de elasticidad E .

$$\sigma = \alpha_l E \Delta T \quad (\text{Ecuación 7})$$

Obviamente, las tensiones térmicas no se producen si no existen restricciones mecánicas. Por tanto, una manera obvia de prevenir este tipo de fatiga es eliminar, o por lo menos reducir, la fuente de restricciones, permitiendo así que los cambios dimensionales producidos por la variación de la temperatura ocurran sin impedimentos, o bien eligiendo materiales con propiedades físicas apropiadas.

La rotura que ocurre por la acción simultánea de una tensión cíclica y el ataque químico se denomina *fatiga con corrosión*. Los medios corrosivos tienen una influencia negativa y reducen la vida a fatiga. Incluso el medio de la atmósfera normal afecta el comportamiento a fatiga de algunos materiales. Pequeñas picaduras pueden formarse como resultado de reacciones químicas entre el medio y el material, lo cual sirve como punto de concentración de tensiones, y por tanto como lugares de nucleación. Además, la velocidad de propagación aumenta como resultado de la presencia del medio corrosivo. La naturaleza de los ciclos de carga influirá en el comportamiento a fatiga; por ejemplo, la reducción de la frecuencia de la aplicación de la carga conduce a periodos largos de tiempo durante los cuales la grieta abierta está en contacto con el medio, y el resultante es una reducción de la vida a fatiga.

Existen varios métodos para prevenir la fatiga con corrosión. Por un lado, se pueden tomar medidas para reducir la velocidad de corrosión, por ejemplo aplicando a las superficies revestimientos protectores, seleccionando materiales más resistentes a la corrosión y reduciendo la corrosividad del medio [7].

CAPÍTULO 2. TRATAMIENTO TÉRMICO

El propósito general de tratamiento térmico es modificar la dureza del metal o producir una estructura o superficie que facilite el progreso de operaciones de manufactura subsecuentes o la propia función del producto [16].

Frecuentemente, las propiedades físicas y, en particular, el comportamiento mecánico de un material dependen de la microestructura. En las aleaciones metálicas, la microestructura se caracteriza por el número de fases y por la proporción y distribución de estas fases. La microestructura de una aleación depende del número de aleantes, de la concentración de cada uno de ellos y el tratamiento térmico de la aleación (por ejemplo, de la temperatura y del tiempo de calentamiento y de la velocidad de enfriamiento).

2.1 TRANSFORMACIONES DE FASES

La mayor parte de la información sobre el control de la microestructura o estructura de fases de una aleación particular se encuentra recopilada en el llamado *diagrama de fases, diagrama de equilibrio o diagrama constitucional*.

El entendimiento de los diagramas de fases de las aleaciones es de capital importancia porque existe una estrecha relación entre microestructura y propiedades mecánicas y porque el desarrollo de la microestructura de una aleación está relacionado con las características de su diagrama de fases. Por otro lado, los diagramas de fase aportan valiosa información sobre la fusión, el modelo, la cristalización y otros fenómenos.

A partir de las transformaciones de fases, de los cambios que ocurren entre fases al modificar la temperatura (generalmente en el sub enfriamiento), se originan la mayoría de las microestructuras, lo que implica la transformación de una fase a la otra o la aparición o la desaparición de una fase. La utilidad de los diagramas de equilibrio radica en la posibilidad de la predicción de la transformación y de la microestructura resultante, que puede estar o no en equilibrio.

Los diagramas de equilibrio de fases representan las relaciones entre la microestructura y la composición y las cantidades de fases en equilibrio. El término equilibrio de fases se traduce como una constante, a lo largo del tiempo, de las características del sistema. En muchos casos, especialmente en sistemas sólidos, ocurre que el estado de equilibrio nunca se alcanza completamente, ya que la velocidad para llegar al equilibrio es extremadamente lenta; este estado se denomina de no equilibrio o *metaestable*. Un estado o una microestructura metaestable pueden persistir indefinidamente experimentando solo imperceptibles cambios a lo largo del tiempo. Frecuentemente, las estructuras metaestables tiene un mayor interés práctico que las de equilibrio. Por ejemplo, algunos aceros y aleaciones de aluminio se endurecen desarrollando microestructuras metaestables durante tratamientos térmicos cuidadosamente planificados [7].

DIAGRAMA DE FASES HIERRO- CARBONO

El sistema de aleación binaria más importante es el hierro- carbono. Los aceros y las fundiciones, esto es, los materiales estructurales primarios en todas las culturas tecnológicamente avanzadas, son aleaciones principalmente hierro- carbono [7].

La base para el correcto entendimiento del tratamiento térmico de los aceros es el diagrama de fases Fe- C. La Figura 14 demuestra en realidad dos diagramas; el diagrama estable hierro- grafito y el diagrama metaestable hierro- carburo de hierro (Fe- Fe₃C). La condición estable toma normalmente mucho tiempo para desarrollarse, especialmente a temperaturas bajas y bajos contenidos de carbono, y es por eso que el diagrama metaestable resulta de mayor interés. El diagrama Fe-C muestra cuales fases son esperadas en el equilibrio (o equilibrio metaestable) para diferentes combinaciones de concentraciones de carbono y temperatura. La Tabla 3 muestra un resumen de fases metalúrgicas importantes y micro constituyentes. Se distingue al final de la gráfica con concentraciones bajas en carbono a la ferrita (hierro α), la cual puede disolver como máximo 0.028 % en peso de C a 727°C y austenita (hierro γ), la cual puede disolver 2.11 % en peso de C a 1148°C. En el extremo rico en carbono se encuentra cementita (Fe₃C). De menos interés, a excepción de los aceros altamente aleados, es la δ - ferrita, existente a las temperaturas más altas. Entre las áreas monofásicas se puede encontrar áreas con mezclas de dos fases, tales como ferrita y cementita, austenita y cementita, y ferrita y austenita. A las más altas temperaturas indicadas podemos encontrar presente la fase líquida, y debajo de ésta podemos encontrar áreas de dos fases; líquido y austenita, líquido y cementita, y líquido y δ - ferrita. En tratamiento térmico del acero, la fase líquida siempre es evitada. Algunos límites importantes en áreas monofásicas han recibido términos especiales que facilitan su discusión.

- A₁, temperatura eutectoide, la cual es la temperatura mínima de austenita.
- A₃, el límite de temperatura más baja en la región austenítica a contenidos bajos de carbono, eso es el límite $\gamma/\gamma+\alpha$
- A_{c_m}, el límite contraparte para altos contenidos de carbono, esto es, el límite $\gamma/\gamma+\text{Fe}_3\text{C}$

Algunas veces se incluyen las letras e, r ó c. Definiciones relevantes con términos asociados con transformaciones de fases de aceros se encuentran en la Tabla 4. El contenido de carbono en el cual la temperatura mínima de austenita es alcanzada es llamado contenido de carbono eutectoide (0.77 % en peso de C). La mezcla de fases ferrita- cementita de esta composición formada durante el enfriamiento cuenta con una apariencia característica y es llamada perlita, y puede ser tratada como una entidad micro estructural o un micro constituyente. Es el un agregado de ferrita y laminas de cementita alternadas que se convierte en partículas de cementita dispersas en una matriz de ferrita después de un largo tiempo de permanencia a una temperatura cercana a A₁. [4]

Tabla 3. Fases metalúrgicas y micro constituyentes importantes [4].

Fase (micro constituyente)	Estructura cristalina de la fase	Característica
Ferrita (hierro α)	bcc	Fase de temperaturas bajas relativamente suave; fase estable de equilibrio.
δ -ferrita (hierro δ)	bcc	Isomorfa con hierro α ; fase de temperatura alta; fase estable de equilibrio.
Austenita (hierro γ)	fcc	Fase de temperatura media- alta relativamente suave; fase estable de equilibrio.
Cementita (Fe_3C)	ortorrómbica compleja	Fase dura metaestable.
Grafito	hexagonal	Fase estable de equilibrio.
Perlita		Micro constituyente metaestable. Mezcla laminar de ferrita y cementita.
Martensita	bct (solución supersaturada de carbono en ferrita)	Fase dura metaestable. Morfología de listón cuando <0.6 % en peso de C; morfología en placas cuando >1.0 % en peso de C y una mezcla de ellas entre ambas.
Bainita		Micro constituyente metaestable duro. Mezcla no laminar de ferrita y cementita en una escala extremadamente fina; bainita superior formada a temperaturas altas posee una apariencia acicular. La dureza de la bainita incrementa cuando la temperatura de formación decrece.

Tabla 4. Definiciones de temperaturas de transformación para hierros y aceros [4].

Término	Definición
Temperatura de transformación	Temperatura a la cual un cambio de fase ocurre. El término es usado a veces para denotar el límite de temperatura en un rango de transformación.
A_{cm}	Para aceros hipereutectoides, es la temperatura a la cual la disolución de cementita en austenita es completa durante calentamiento.
A_{c1}	La temperatura a la cual la austenita comienza a formarse durante calentamiento, con la <i>c</i> proveniente de la palabra en francés <i>chauffant</i> .
A_{c3}	La temperatura a la cual la transformación de ferrita a austenita es completa durante calentamiento.
$A_{e_{cm}}, A_{e1}, A_{e3}$	Las temperaturas de cambio de fase en el equilibrio.
$A_{r_{cm}}$	En acero hipereutectoide, la temperatura a la cual la precipitación de cementita comienza durante el enfriamiento, con la <i>r</i> proveniente de la palabra en francés <i>refroidissant</i> .
A_{r1}	La temperatura a la cual la transformación de austenita a ferrita o a ferrita más cementita es completa durante enfriamiento.
A_{r3}	La temperatura a la cual la austenita comienza a transformarse a ferrita durante enfriamiento.

Ar_4	La temperatura a la cual delta ferrita transforma a austenita durante enfriamiento.
M_s (o Ar'')	La temperatura a la cual la transformación de austenita a martensita comienza durante enfriamiento.
M_f	La temperatura a la cual la formación de martensita es completa durante enfriamiento.

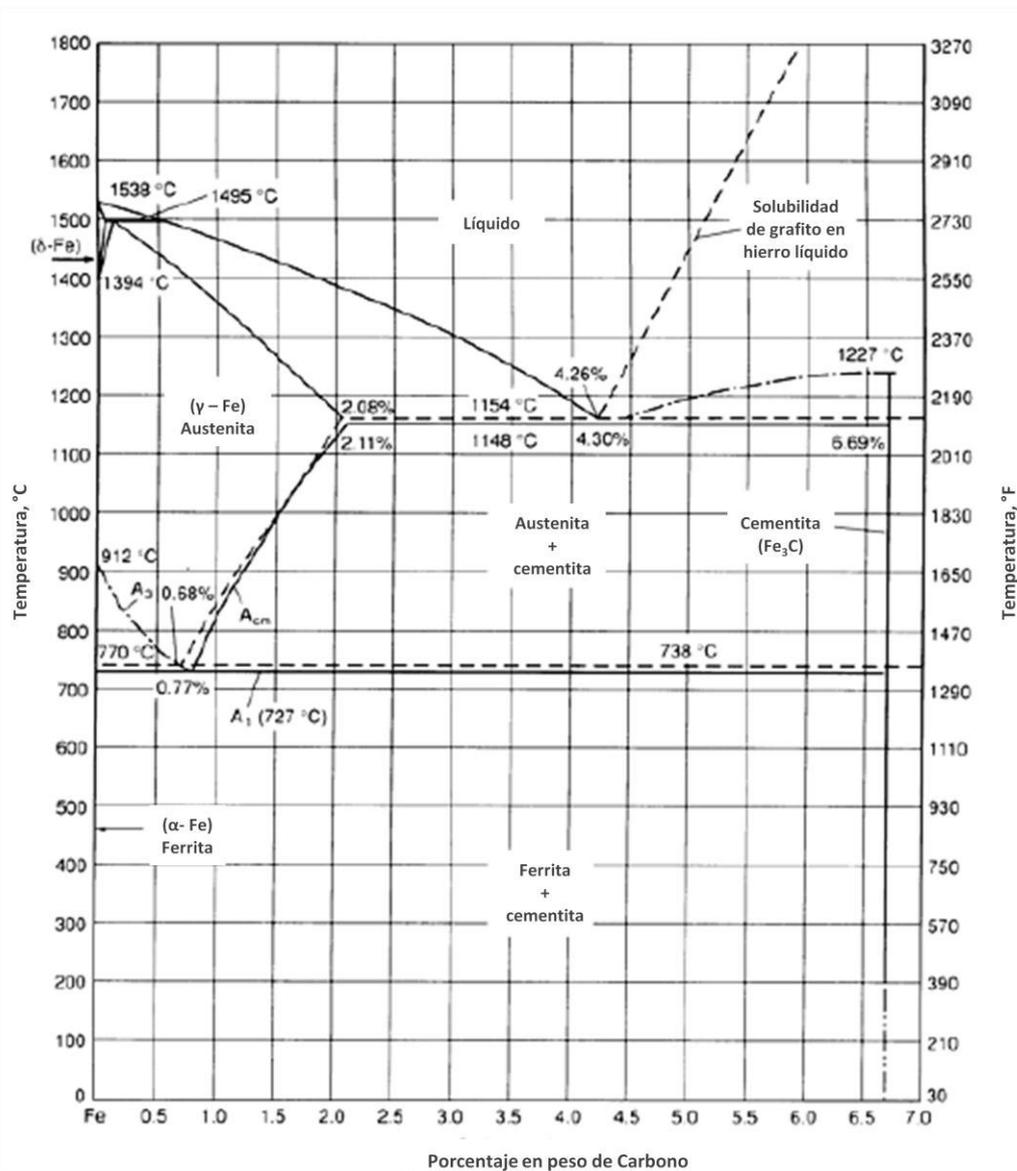


Figura 14. Diagrama de equilibrio Fe-C hasta arriba de 6.67% en peso de C. Las líneas sólidas indican el diagrama Fe-Fe₃C; las líneas punteadas indican el diagrama hierro- grafito. [4]

Se puede notar que la microestructura que se desarrolla depende tanto del contenido de carbono, como del tratamiento térmico.

Los cambios de fase que tienen lugar al pasar de la región γ al campo bifásico α y Fe₃C son relativamente complejos. Por ejemplo, al enfriar una composición eutéctica (0.77%

en peso de C) desde los 800°C de la región monofásica γ . Inicialmente, la aleación de composición 0.77% C tiene la microestructura austenítica. Al enfriar no ocurre ningún cambio hasta llegar a la temperatura eutectoide (727°C). Por debajo de esta temperatura la austenita de composición 0.77% C forma ferrita, con bajo contenido de carbono (0.022% C) y cementita con un contenido de 6.7% C. Este cambio de fase necesita la difusión del carbono porque las tres fases tienen distintas composiciones.

La microestructura del acero eutectoide enfriado lentamente a través de la temperatura eutectoide es análoga a la de una aleación de composición eutectoide; es decir, se forman capas o láminas alternas de las dos fases (α y Fe_3C) durante la transformación. En este caso, la relación de los espesores de las dos capas es de 8 a 1. La microestructura se denomina *perlita* porque tiene la apariencia de la madreperla al observar microscópicamente a pocos aumentos (Figura 15).

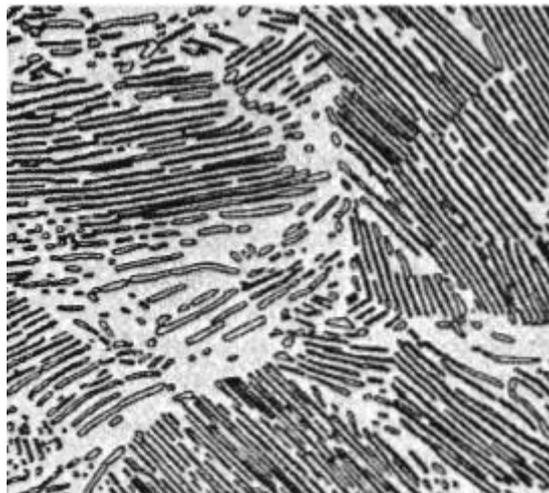


Figura 15. Microestructura perlítica de un acero eutectoide mostrando láminas alternas de ferrita (fase clara) y de cementita (láminas más delgadas y oscuras) [4].

La perlita aparece en regiones denominadas “colonias”. Dentro de cada colonia las capas están orientadas esencialmente en la misma dirección y esta dirección varía de una colonia a otra. Las capas delgadas clara son de ferrita y la cementita aparece como capas delgadas más oscuras.

Aceros hipoeutectoides. Una aleación de composición C_0 a la izquierda del eutectoide, entre 0.022 y 0.77% C se denomina aleación hipoeutectoide (menos que la eutectoide). Hacia los 875°C la microestructura consta enteramente de granos en fase γ . Al descender la temperatura justo por debajo del punto eutectoide, la fase γ se transforma en perlita. La fase α existente prácticamente no cambia al cruzar la temperatura eutectoide: permanece como matriz continua alrededor de las colonias de perlita. De este modo, la ferrita presente en el acero procede del enfriamiento a través de la región $\alpha + \gamma$ y de la reacción eutectoide. La ferrita de la perlita se denominan *ferrita eutectoide* y la ferrita formada antes de la temperatura eutectoide se denomina *ferrita proeutectoide*. La Figura 16 reproduce una micrografía de un acero 0.38% en peso de carbono. Las regiones blancas corresponden a la ferrita proeutectoide. En la perlita, la distancia entre las capas α y Fe_3C varía de una colonia a otra. A veces la perlita parece

oscura porque la distancia entre las capas es indistinguible a los aumentos de la fotomicrografía. Cabe anotar la existencia de dos micro constituyentes en esta fotomicrografía: ferrita proeutectoide y perlita. Estos micro constituyentes aparecen en todos los aceros hipoeutectoides enfriados lentamente desde la temperatura eutectoide [7].

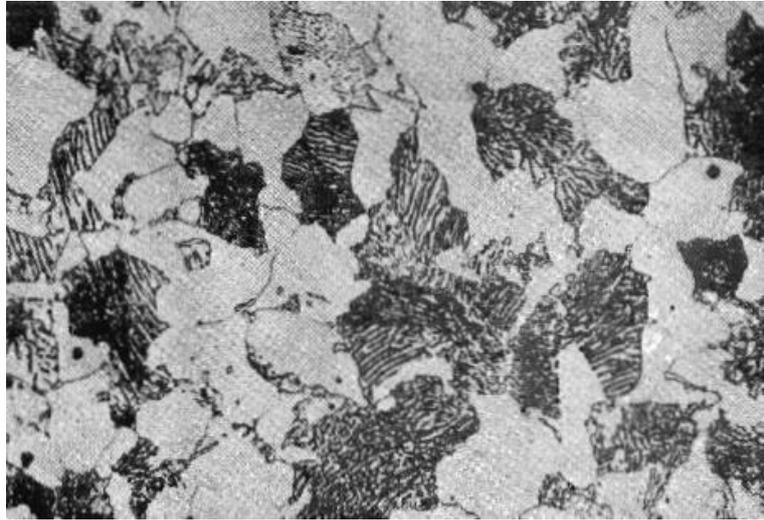


Figura 16. Fotomicrografía de un acero 0.38%C con una microestructura constituida por ferrita y perlita proeutectoide (Republic Steel Corporation). [7]

Aceros hipereutectoides. El enfriamiento desde el campo γ y de aceros al carbono, de composición comprendida entre 0.77 y 2.11% en peso de carbono origina transformaciones y microestructuras y microestructuras análogas. Para el acero de esta composición, al enfriarse a lo largo de fase $\gamma + \text{Fe}_3\text{C}$, la fase cementita va creciendo en los límites de los granos γ . Esta cementita se denomina cementita proeutectoide, porque se forma antes de la reacción eutectoide. La composición de la cementita permanece constante (6.7%C) al variar la temperatura. Sin embargo, la composición de la austenita se desplaza hasta antes del eutectoide. Al descender por debajo de la temperatura eutectoide, toda la austenita remanente de composición eutectoide se transforma en perlita. De este modo, la microestructura resultante consiste en perlita y cementita proeutectoide como micro constituyentes.

Obsérvese que en la fotomicrografía de un acero de 1.4%C (Figura 17) la cementita aparece con una tonalidad clara que tiene una apariencia parecida a la ferrita proeutectoide, a veces es difícil distinguir la microestructura de los aceros hipo o hipereutectoides. [7]



Figura 17. Microestructura de un acero con 1.4%C formado por cementita proeutectoide blanca reticulada alrededor de las colonias de perlita.x1000 [18]

Transformación martensítica. La transformación martensítica tiene lugar en el enfriamiento rápido de la fase de alta temperatura, proceso conocido como temple. Las características más importantes de la transformación martensítica en aceros al carbono son las siguientes:

1. La transformación martensítica se presenta debido a un enfriamiento rápido del acero desde una temperatura superior a A_1 , en agua por ejemplo. La concentración de carbono en martensita corresponde al mismo en austenita.
2. La transformación de austenita a martensita comienza desde la temperatura de comienzo de martensita M_s . Mientras que la temperatura de transformación a perlita disminuye con el incremento de la velocidad de enfriamiento, la temperatura de comienzo de martensita depende poco o nada de la de la velocidad de enfriamiento. La temperatura particular es determinada por el contenido de carbono, como se ilustra en la Figura 18.

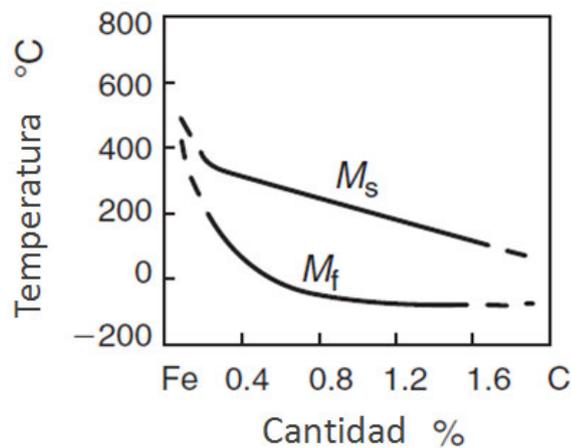


Figura 18. M_s y M_f graficadas contra contenido de carbono. [18]

3. La finalización del enfriamiento dentro del intervalo M_s - M_f suspende la formación de martensita. Esta característica distingue la transformación de martensita de la transformación de perlita. En este último caso, la transformación continúa hasta el final a una temperatura constante por debajo del punto A_1 , y el resultado final es la desaparición total de la austenita dando un tiempo de permanencia isotérmico suficiente. Con la transformación martensítica, permanece cierta cantidad de austenita retenida.
4. A diferencia de la transformación perlítica, la transformación martensítica no tiene periodo de incubación. Cierta cantidad de martensita es formada instantáneamente por debajo de la temperatura M_s .
5. En enfriamiento por debajo de M_s , la cantidad de martensita incrementa rápidamente debido a la formación de nuevos platos. Los platos formados inicialmente no crecen con el tiempo. Esta característica también es diferente a la perlita, ya que en la transformación perlítica las nuevas colonias nuclean en las viejas colonias.
6. Existe una relación entre la orientación de las placas de martensita y las de austenita, mientras que las placas de perlita tienen una orientación desordenada con respecto a la orientación de la austenita.

La temperatura M_s parece ser únicamente función de la composición química del acero y se han ideado diversas fórmulas para calcularla. Una de tales fórmulas (R.A. Grange y H.M. Stewart, *Metals Technology*, 1946) es [19]:

$$M_f(^{\circ}F) = 1000 - (650 \times \% C) - (70\% \times \% Mn) - (35 \times \% Ni) - (70 \times \% Cr) - (50 \times \% Mo) \quad (\text{Ecuación 8})$$

Transformación bainítica. La transformación bainítica se encuentra entre la perlítica y la martensítica. La cinética de esta transformación contiene características de ambas. Una mezcla de ferrita y carburo es formada como resultado de la transformación bainítica. La mezcla es llamada *bainita*. El mecanismo de transformación de la bainita involucra re arreglo de la red $\gamma \rightarrow \alpha$, re distribución de carbono y formación de carburos.

La cercanía de la transformación bainítica a sus contrapartes martensita y perlita puede ser explicada como sigue. El movimiento de difusión de átomos de hierro se encuentra casi completamente suprimido por la velocidad de transformación bainítica, además la transformación de austenita a ferrita es difícil debido a que la precipitación de perlita es suprimida. Sin embargo, la difusión de carbono sigue activa y causa precipitación de carburos [18].

2.2 EFECTO DE LOS ELEMENTOS ALEANTES EN EL TRATAMIENTO TÉRMICO

Un acero aleado puede definirse como aquel cuyas propiedades características se deben a algún elemento diferente al carbono. Aunque todos los aceros al carbono contienen moderadas cantidades de manganeso (hasta del 0.90 %) y silicio (hasta del 0.30%) no se consideran aleados, porque la función principal del manganeso y del silicio es actuar como desoxidantes. Ellos se combinan con el oxígeno y con el azufre, para reducir el efecto nocivo de dichos elementos.

Propósito de la aleación. Los elementos de aleación se añaden a los aceros para muchos propósitos, entre los cuales los más importantes son:

1. Aumentar la templabilidad;
2. Mejorar la resistencia a temperaturas comunes;
3. Mejorar las propiedades mecánicas tanto a altas como a bajas temperaturas;
4. Mejorar la tenacidad a cualquier dureza o resistencia mínima;
5. Aumentar la resistencia al desgaste;
6. Aumentar la resistencia a la corrosión, y
7. Mejorar las propiedades magnéticas.

Los aceros de aleación pueden clasificarse de acuerdo con la forma en que se distribuyan en los dos constituyentes principales de un acero recocido.

Grupo 1. Elementos que se disuelven en ferrita, y

Grupo 2. Elementos que se combinan con carbono para formar carburos simples o complejos.

Efectos de elementos de aleación en la ferrita. Desde el punto de vista técnico, probablemente hay alguna solubilidad de todos los elementos en la ferrita, pero ciertos elementos no se encuentran extensivamente en la fase carburo. De esta manera, el níquel, el aluminio, el silicio, el cobre y el cobalto se hallan ampliamente disueltos en ferrita. En ausencia de carbono, se encontrarán disueltas en ferrita grandes proporciones de elementos del grupo 2; por lo tanto la tendencia a formar carburos es obvia sólo cuando hay una gran cantidad de carbono.

Cualquier elemento disuelto en ferrita aumenta su dureza y su resistencia de acuerdo a los principios generales de endurecimiento por solución sólida. El orden de incremento de efectividad en hierro reforzado, basado en adiciones iguales por peso, parece ser como sigue: cromo, tungsteno, vanadio, molibdeno, níquel, manganeso y silicio. El efecto de endurecimiento de los elementos disueltos es realmente insignificante e ilustra cuán relativamente pequeña es la contribución del reforzamiento de la ferrita a la resistencia total del acero.

Efectos de los elementos de aleación en los carburos. Como todos los carburos encontrados en los aceros son duros y frágiles, su efecto en las propiedades tensiles a temperatura ambiente es análogo, sin importar la composición específica.

La presencia de elementos que forman carburos influye en la temperatura de endurecimiento y el tiempo necesarios para obtener un calentamiento total y uniforme. Los carburos son lentos de disolver y tienden a no disolverse en austenita. Esto hace que disminuyan los contenidos de carbono y aleación en austenita a una cantidad por debajo de la cual tiene el acero en general. Los carburos no disueltos también actúan para reducir el crecimiento de grano. Ambos efectos tienden a reducir la templeabilidad. Cuando están disueltos en austenita, los elementos formadores de carburo favorecen grandemente el endurecimiento profundo.

Aunque todos los carburos encontrados en el acero son compuestos duros y frágiles, los carburos de cromo y vanadio resultan excepcionales en dureza y resistencia al desgaste. La dureza y la resistencia al desgaste de los aceros aleados ricos en carburos las determinan en gran medida la cantidad, el tamaño y la distribución de estas partículas duras. A su vez, estos factores son controlados por la composición química, el método de manufactura y el tratamiento térmico.

INFLUENCIA DE LOS ELEMENTOS DE ALEACIÓN SOBRE EL DIAGRAMA HIERRO-CARBURO DE HIERRO.

Cuando un tercer elemento se añade al acero, el diagrama binario hierro-carburo de hierro no es ya una representación de condiciones de equilibrio [19]. La composición eutectoide y la posición de los límites de A_1 , A_3 y A_{cm} se modifican. En la Figura 19 se muestra la variación de A_1 y del contenido eutectoide de carbono con el incremento en cantidad de algunos elementos de aleación. Basta con mencionar que (1) todos los elementos de aleación importantes disminuyen el contenido de carbono eutectoide, (2) los elementos estabilizadores de austenita níquel y manganeso disminuyen A_1 y (3) los elementos estabilizadores de ferrita cromo, silicio, molibdeno y wolframio (tungsteno) incrementan A_1 [4]. El cambio de temperatura crítica producido por la presencia de elementos de aleación es importante en el tratamiento térmico de aceros aleados, ya que aumentará o disminuirá la temperatura crítica de endurecimiento al ser comparada con la correspondiente de un acero ordinario.

El punto eutectoide cambia de la posición que suele tener en el diagrama hierro-carburo de hierro. Todos los elementos de aleación tienden a reducir el contenido de carbono del eutectoide, pero sólo el níquel y el manganeso reducen la temperatura eutectoide (Figura 19). Aumentar las cantidades de níquel y manganeso puede disminuir la temperatura crítica lo suficiente para evitar la transformación de la austenita durante el enfriamiento lento; se conocen como elementos estabilizadores de la austenita. Por tanto, la austenita se retendrá a temperatura ambiente. Esta situación se presenta en los aceros austeníticos inoxidables.

Ciertos elementos de aleación, principalmente el molibdeno, el cromo, el silicio y el titanio, en cantidades mayores, tienden a contraer la región austenítica y a aumentar el campo en el cual se encuentra el hierro alfa (α) o delta (δ). Este cambio se muestra en la Figura 20, en la cual las líneas llenas representan la contracción del campo austenítico con el aumento de las cantidades del elemento de aleación. Las composiciones aleadas a la derecha de los “triángulos” serán grandemente austeníticas con crecientes cantidades de carburo, en tanto que en las de la izquierda de las áreas de austenita se encontrará austenita con más o menos ferrita (soluciones con hierro α o δ).

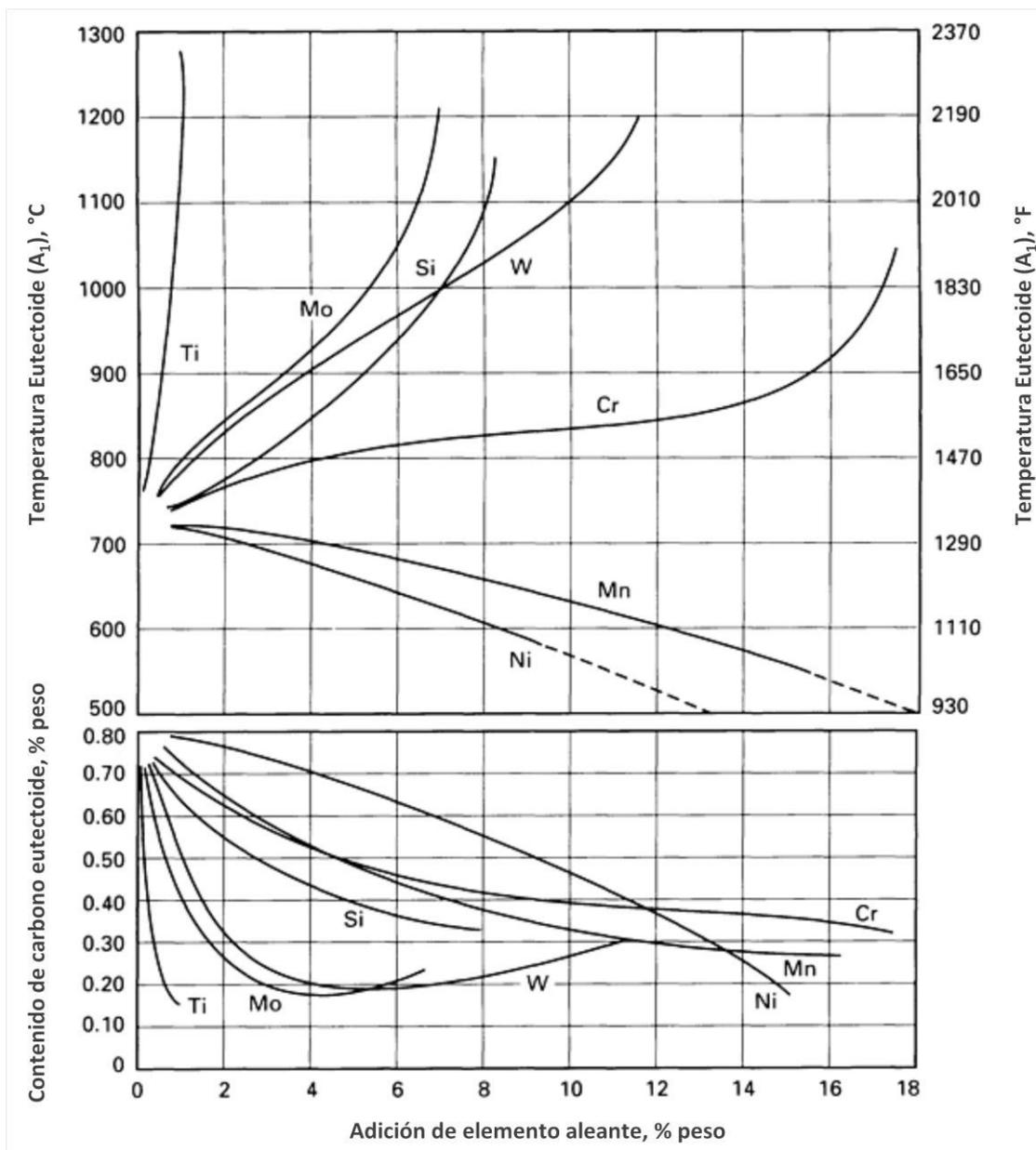


Figura 19. Influencia de la adición de elementos aleantes sobre en la temperatura eutectoide y el contenido de carbono eutectoide. [17]

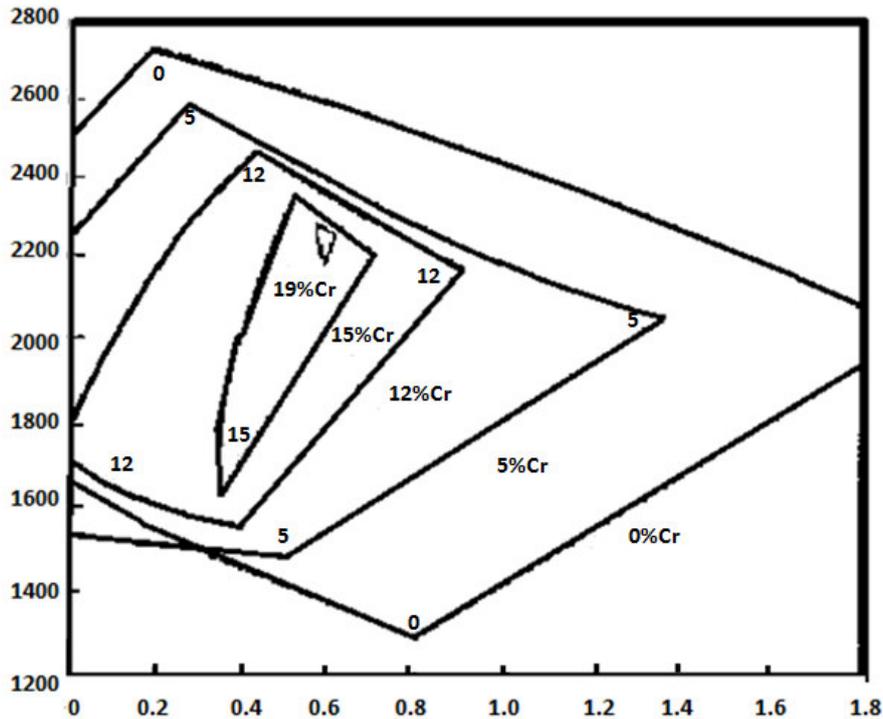


Figura 20. Intervalo de austenita en los aceros al Cromo. [19]

Efecto de los elementos de aleación en el proceso de revenido. Los aceros endurecidos se suavizan mediante recalentamiento. Conforme se incrementa la temperatura de revenido, la dureza decrece continuamente. El efecto general de los elementos de aleación es retardar la rapidez de suavizamiento, de manera que los elementos aleados requerirán una mayor temperatura de revenido para obtener una dureza dada. Los elementos que permanecen disueltos en ferrita, como el silicio, el níquel y en alguna extensión, el manganeso, tienen muy poco efecto sobre la dureza del metal revenido.

Sin embargo, los elementos que forman carburos, como el cromo, el tungsteno, el molibdeno y el vanadio, tienen un efecto notable sobre el retardo del suavizamiento. No sólo aumentan la temperatura de revenido, sino que cuando están presentes en altos porcentajes, las curvas de suavizamiento para estos aceros mostrarán un intervalo en el cual la dureza puede aumentar al incrementarse la temperatura de revenido. Este comportamiento, característico de los aceros aleados que contienen elementos de formación del carburo, se conoce como *endurecimiento secundario* y se debe a la precipitación retardada de los finos carburos aleados [19].

En la Tabla 5 se describe el efecto de elementos aleantes y su uso en el acero.

Tabla 5. Elementos esenciales e incidentales en acero [8].

Elemento	Función
Carbono (C)	Incrementa resistencia en solución sólida y dureza, así como templabilidad.
Manganeso (Mn)	Incrementa resistencia en solución sólida y dureza, así como templabilidad. Débil formador de carburos. Contrarresta fragilidad causada por sulfuros gracias la formación de sulfuro de manganeso. Altos niveles de manganeso resulta en acero austenítico con alta resistencia al desgaste y a la abrasión.
Fósforo (P)	Considerada como impureza en la mayoría de los aceros, se añade en aceros de bajo carbono para incrementar resistencia y dureza, mejora la maquinabilidad, promueve la fragilidad por revenido. A altos niveles, forma compuestos no deseados.
Azufre (S)	Considerado como impureza en el acero, es añadido para mejorar la maquinabilidad.
Silicio (Si)	Elemento esencial en casi todos los tipos de aceros. Incrementa resistencia en solución sólida y dureza, así como templabilidad. Desoxidante, puede formar inclusiones de dióxido de silicio, aumenta resistencia a corrosión; añadido a ciertos aceros para mejorar propiedades magnéticas y eléctricas; promueve grafitización en hierros.
Níquel (Ni)	Elemento de aleación esencial en algunos aceros. Añadido para incrementar resistencia en solución sólida y dureza, así como templabilidad. Aumenta tenacidad especialmente a bajas temperaturas.
Cromo (Cr)	Elemento de aleación esencial en algunos aceros de bajo contenido de carbono y en todos los aceros inoxidables. Añadido para incrementar de manera moderada la resistencia en solución sólida y dureza, así como la templabilidad. Incrementa la resistencia a la corrosión y a la oxidación a altas temperaturas. Formador de carburos; sus carburos incrementan la resistencia al desgaste y a la abrasión y ofrece resistencia a la tensión a altas temperaturas.
Molibdeno (Mo)	Elemento de aleación esencial en algunos aceros de bajo contenido de carbono y aceros de herramientas. Añadido para incrementar resistencia en solución sólida y dureza, así como templabilidad. Fuerte formador de carburos (más que el cromo). Mejora las propiedades a altas temperaturas, incluyendo resistencia a la deformación por fluencia. Contrarresta la fragilización por revenido, mejora la resistencia a la corrosión en aceros inoxidables.
Cobre (Cu)	Usualmente considerado impureza. Añadido a algunos aceros para aumentar la resistencia a la corrosión. Añadido a aceros especiales para incrementar la resistencia y dureza durante tratamientos térmicos.
Cobalto (Co)	Elemento de aleación esencial en algunos aceros. Añadido para incrementar resistencia y dureza. Aumenta la dureza en caliente. Débil formador de carburos. Elemento importante en algunos aceros de herramientas y aceros resistentes al calor. Disminuye la templabilidad.
Tungsteno (W)	Elemento de aleación esencial en algunos aceros. Añadido para aumentar resistencia en solución sólida y dureza, así como templabilidad. Fuerte formador de carburos, los cuales forman partículas duras resistentes a la abrasión en aceros de herramienta.
Vanadio (V)	Elemento importante en aceros microaleados. Añadido para aumentar la resistencia y dureza del acero por control de tamaño de grano (refinamiento de grano), así como para incrementar su templabilidad. Fuerte formador de nitruros; también forma carburos. Minimiza la pérdida de resistencia por revenido.
Niobio (Nb)	Elemento importante en aceros microaleados. Añadido para aumentar la resistencia y dureza del acero por control de tamaño de grano (refinamiento de grano), así como para incrementar su templabilidad. Fuerte formador de carburos; también forma nitruros.

Elemento	Función
Aluminio (Al)	Elemento importante en aceros nitrurados y aceros de estampado. Añadido para incrementar la resistencia y dureza del acero por refinamiento de grano. Desoxidante común. Forma inclusiones de alúmina indeseables. Fuerte formador de nitruros. No forma carburos
Titanio (Ti)	Elemento importante en aceros microaleados. Añadido para aumentar la resistencia y dureza del acero por refinamiento de grano. Fuerte formador de carburos y nitruros. Fuerte desoxidante.
Boro (B)	Añadido a aceros para aumentar su templabilidad. Aumenta la característica de templabilidad de otros elementos de aleación.
Nitrógeno (N)	Añadido a ciertos aceros microaleados para aumentar la cantidad de nitruros requeridos por resistividad o control de tamaño de grano.
Plomo (Pb)	Insoluble en acero. Añadido especialmente para aumentar la maquinabilidad.
Bismuto (Bi)	Similar al plomo. Añadido para aumentar la maquinabilidad.
Estaño (Sn)	Impurezas en acero. Promueven la fragilidad por revenido.
Antimonio (Sb)	
Arsénico (As)	
Oxígeno (O)	Indeseable en acero. Se combina con otros elementos (manganeso, silicio, aluminio, titanio, etc.) para formar inclusiones de óxido que pueden degradar la tenacidad y resistencia a fatiga. Normalmente minimizado en acero por desoxidación con aluminio o silicio por desgasificación al vacío.
Hidrógeno (H)	Indeseable en acero. Si se encapsula, puede causar formación de grietas. Usualmente minimizado en acero líquido por desgasificación al vacío o enfriamiento lento después de la transformación austenita a ferrita.
Calcio (Ca)	Añadido al acero para control de forma de sulfuros. Desoxidante fuerte. Forma inclusiones de óxidos de calcio.
Circonio (Zr)	Añadido al acero para control de forma de sulfuros. Desoxidante fuerte. Forma óxido de circonio y es un fuerte formador de nitruros.
Cerio (Ce)	Añadido al acero para control de forma de sulfuros. Desoxidante fuerte.
Magnesio (Mg)	Añadido a fundición de hierro para nuclear nódulos de grafito en hierro nodular dúctil.

DIAGRAMAS DE TRANSFORMACIÓN

Los aspectos cinéticos de las transformaciones de fases son tan importantes como los diagramas de equilibrio para el tratamiento térmico de los aceros. La estructura metaestable martensita y el micro constituyente morfológicamente metaestable bainita, los cuales son de extrema importancia para las propiedades de los aceros, pueden formarse con enfriamiento rápido a temperatura ambiente, esto es, cuando la difusión de carbono y elementos aleantes es suprimida o limitada a una velocidad muy baja.

La transformación de una microestructura presente a temperatura ambiente como ferrita- perlita o martensita revenida a estructuras presentes a altas temperaturas como austenita o austenita- carburo también es importante para el tratamiento térmico.

Se puede describir convenientemente lo que ocurre durante la transformación con ayuda de diagramas de transformación. Cuatro diferentes tipos de dichos diagramas pueden ser distinguidos, los cuales son:

- Diagramas de transformación isotérmica describiendo la formación de austenita, los cuales se conocen como diagramas ITh
- Diagramas de transformación isotérmica (IT), también llamados diagramas de tiempo- temperatura- transformación (TTT), los cuales describen la descomposición de la austenita
- Diagramas de transformación por calentamiento continuo (CHT)
- Diagramas de transformación por enfriamiento continuo (CCT)

Diagramas de transformación isotérmica. Este tipo de diagrama muestra lo que sucede cuando un acero permanece a una temperatura constante por un periodo prolongado de tiempo. El desarrollo de la microestructura con el tiempo puede determinarse manteniendo pequeños especímenes en un baño de sal o de plomo y templándolos uno a la vez después de incrementar tiempos de permanencia y midiendo la cantidad de fases formadas en la microestructura con ayuda de un microscopio. Un método alternativo involucra utilizar un solo espécimen y un dilatómetro, el cual registra la elongación del espécimen como función del tiempo. La base para el método del dilatómetro es que los micro constituyentes atraviesan diferentes cambios de volumen (Tabla 6).

Tabla 6. Cambio de volumen debido a diferentes transformaciones [4].

Transformación	Cambio de volumen, %^(a)
Perlita esferoidal- austenita	$4.64-2.21 \times (\%C)$
Austenita- martensita	$4.64-0.53 \times (\%C)$
Austenita- bainita inferior	$4.64-1.43 \times (\%C)$
Austenita- bainita superior	$4.64-2.21 \times (\%C)$

(a) Los cambios lineales son aproximadamente un tercio del cambio de volumen.

Diagramas ITh (formación de austenita). Durante la transformación a austenita de una estructura original de ferrita- perlita o martensita revenida, el volumen (y por lo tanto la longitud) disminuye con la formación de la fase densa de austenita (Figura 21).

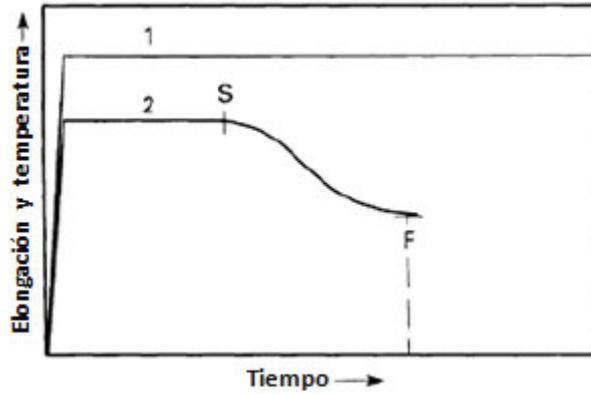


Figura 21. Proceso para determinar diagramas de calentamiento isotérmico. Línea 1: Temperatura contra tiempo. Línea 2: Elongación contra tiempo. S representa el comienzo y F el final de la transformación de la microestructura original a austenita. [4]

De las curvas de elongación pueden ser derivados los tiempos de comienzo y finalización de transformación austenítica. Posteriormente, estos tiempos son graficados en un diagrama de temperatura logarítmica (Figura 22). Las temperaturas A_{c1} y A_{c3} también son graficadas. Debajo de A_{c1} no es posible la formación de austenita, y entre A_{c1} y A_{c3} el producto final es una mezcla de austenita y ferrita. La microestructura original forma un papel importante. Una estructura fina distribuida como martensita revenida es transformada más rápidamente a austenita que, por ejemplo, una estructura ferrítica-perlítica. Esto ocurre particularmente en aceros con elementos aleantes formadores de carburos tales como cromo y molibdeno.

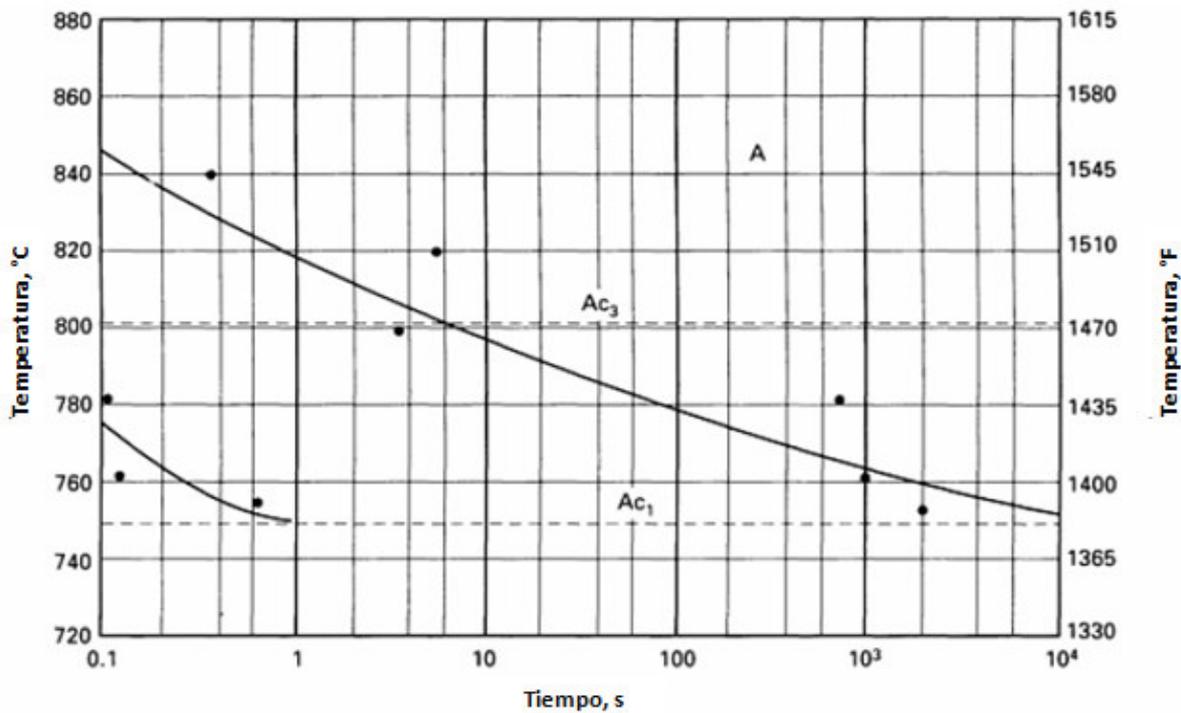


Figura 22. Diagrama de calentamiento isotérmico para acero AISI 4140. La velocidad de calentamiento para alcanzar la temperatura de permanencia es 1020°C/s. Entre A_{c3} y A_{c1} , la estructura final es una mezcla de austenita y ferrita. A, austenita [4].

Diagrama IT (descomposición isotérmica de la austenita). El procedimiento comienza a una temperatura alta, normalmente en el rango austenítico después de haber tenido un tiempo de permanencia suficiente para obtener austenita homogénea sin carburos no disueltos, seguida de enfriamiento rápido a una temperatura de permanencia deseada. En la Figura 23 se puede encontrar un ejemplo de diagrama IT. El enfriamiento comenzó a 850°C. Las temperaturas A_1 y A_3 son indicadas, así como también la dureza. Sobre A_3 no puede ocurrir transformación alguna. Entre A_1 y A_3 sólo se puede formar ferrita a partir de austenita. En la Figura 23 se muestran una serie de curvas de fracción isovolumen. Normalmente se reproducen sólo las curvas del 1% y 99% de transformación. Las curvas en forma de C son típicas curvas de transformación. Las curvas en C a altas temperaturas indican la transformación a perlita y curvas de transformación más bajas indican transformación a bainita. En medio se encuentra la llamada bahía austenítica, común para ciertos aceros de aleación con elementos aleantes formadores de carburos, como cromo y molibdeno.

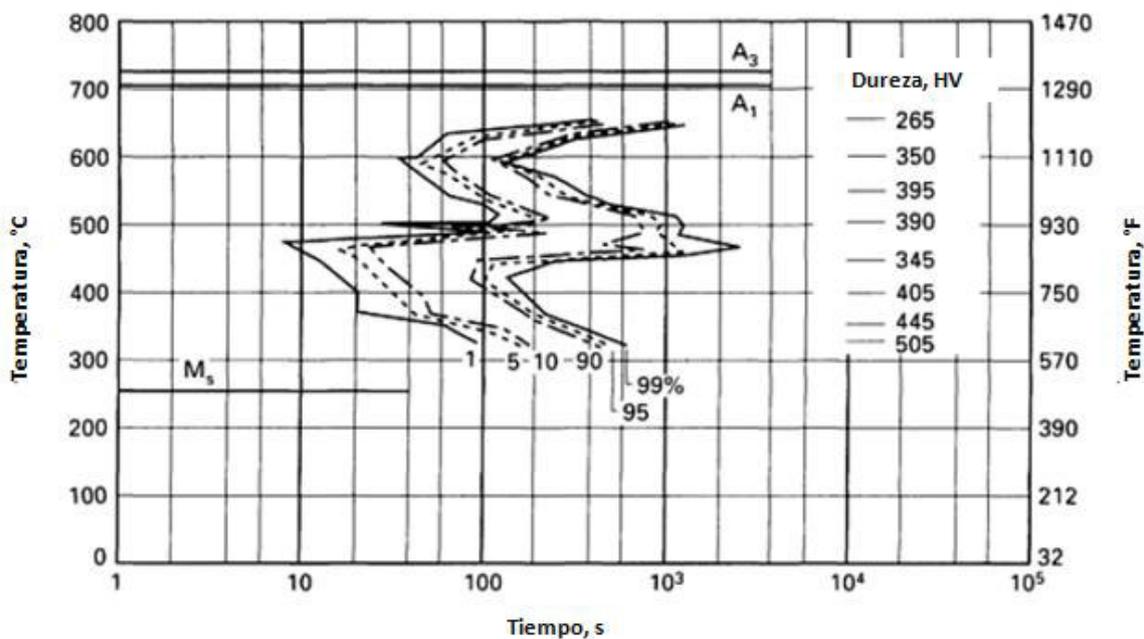


Figura 23. Diagrama de transformación isotérmica para un acero con 0.39% C, 0.86% Mn, 0.72% Cr, y 0.97% Ni. Las curvas superiores describen la transformación a perlita, las curvas inferiores a bainita, la ferrita no es visible. La columna a la derecha de la figura indica la dureza después de la transformación completa medida a temperatura ambiente. [4]

Si el tiempo de permanencia en el rango austenítico es demasiado corto las curvas en forma de C pueden ser desplazadas a tiempos más cortos, lo cual es el caso mostrado en la Figura 24, en la cual un diagrama obtenido después de 6 segundos a 950°C es comparado con un diagrama IT obtenido a 10 minutos a 860°C. El desplazamiento probablemente se debe a disolución incompleta de carburos o a un tamaño de grano pequeño posterior a un tiempo de austenizado corto.

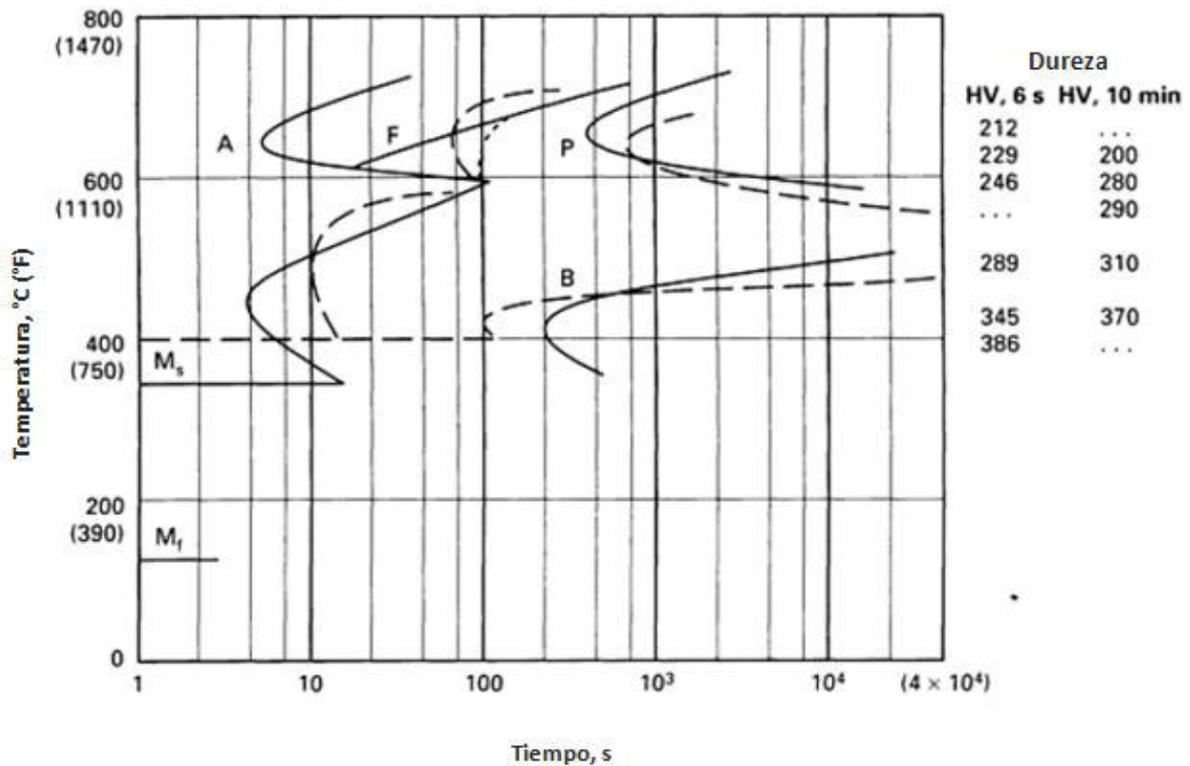


Figura 24. Comparación de diagramas IT de acero AISI 4140 después de 6 s de tiempo de austenizado a 950°C (líneas sólidas) y después de 10 min de tiempo de austenizado a 860°C (líneas punteadas). Los valores de dureza también son proporcionados para ambas condiciones. [4]

Diagramas CHT (transformación por calentamiento continuo). En situaciones prácticas de tratamiento térmico, no se requiere una temperatura constante, sino más bien un cambio de temperatura continuo durante el enfriamiento o el calentamiento.

Al igual que los diagramas IT, los diagramas CHT son útiles para la predicción del efecto del austenizado a corto tiempo que ocurre en procesos como temple por inducción o laser. Una pregunta común es qué tan alta debe ser la temperatura superficial máxima con el fin de alcanzar la austenización completa para cierta velocidad de calentamiento dada. Una temperatura muy elevada puede ocasionar crecimiento no deseado de grano, lo cual produce una microestructura martensítica más frágil.

Diagramas CCT (transformación por enfriamiento continuo). Tal y como para los diagramas de calentamiento, es importante establecer claramente de qué tipo de curva de enfriamiento ha surgido el diagrama de transformación. El uso de una velocidad constante de enfriamiento es muy común en pruebas experimentales. Sin embargo, este régimen raramente ocurre en práctica. También es posible encontrar curvas para las llamadas velocidades naturales de enfriamiento de acuerdo con la ley de enfriamiento de Newton. Estas curvas simulan el comportamiento en el interior de una pieza larga, por ejemplo la velocidad de enfriamiento en una barra Jominy a cierta distancia del

extremo templado. Las características de la velocidad de enfriamiento pueden ser muy complejas cerca de la superficie, tal y como serán descritas a continuación. En el extremo inferior de la Figura 25 se muestra un diagrama CCT (líneas completas) para un acero 4130. Las regiones de ferrita, bainita y perlita se encuentran indicadas, así como la temperatura M_s . Se puede notar que la temperatura M_s no es constante cuando la formación de martensita es precedida por formación de bainita, pero decrece típicamente con tiempos largos.

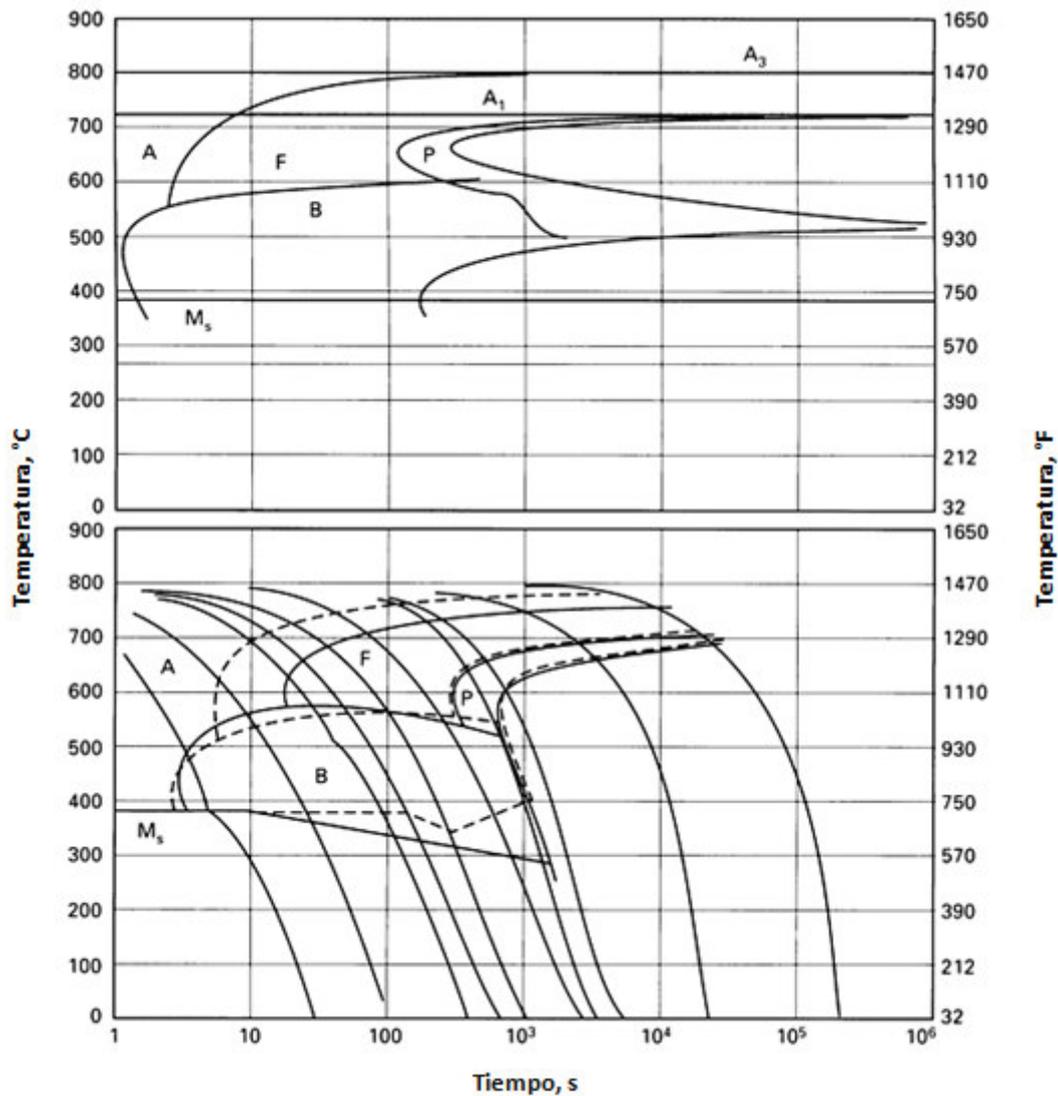


Figura 25. Diagramas de transformación isotérmica (parte superior) y CCT (parte inferior) para un acero AISI 4130 conteniendo 0.30% C, 0.64% Mn, 1.0% Cr, y 0.24% Mo. El diagrama IT ilustra la representación del cálculo de los datos alimentados. Los diagramas CCT pueden ser computarizados (líneas punteadas) y detectadas experimentalmente (líneas continuas). [4]

En la Figura 26 se puede observar el efecto de diferentes curvas de enfriamiento. Cada diagrama CCT contiene una familia de curvas representando la velocidad de enfriamiento a diferentes profundidades de un cilindro de 300 mm de diámetro. La velocidad de enfriamiento más lenta representa el centro del cilindro. Tal y como se muestra en la Figura 26, la velocidad de enfriamiento y el posicionamiento de las curvas CCT dependen del medio de enfriamiento (el agua produce la mayor velocidad de

enfriamiento, seguida por el aceite y el aire, respectivamente). Mientras más agresivo sea el medio de enfriamiento, mayores son los tiempos a los que las curvas con forma C son desplazadas. La temperatura M_s no se afecta.

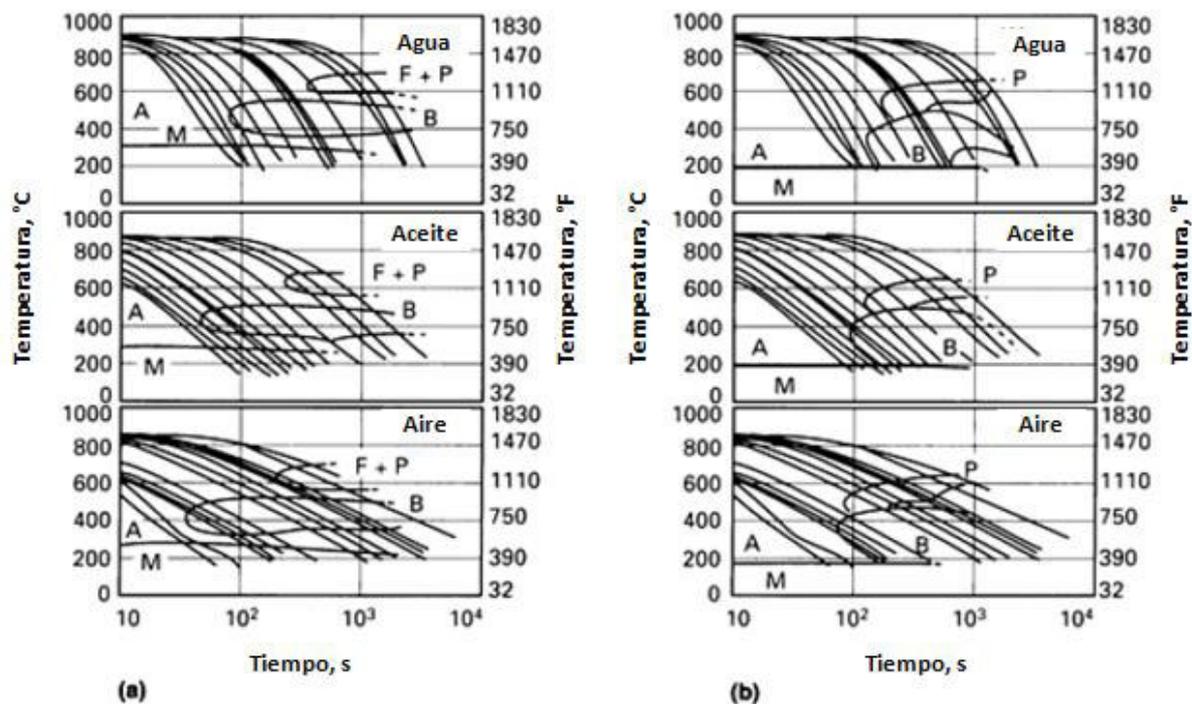


Figura 26. Ejemplos de diagramas CCT para aceros de baja aleación. (a) Diagramas CCT para un acero cromo-molibdeno usando curvas de enfriamiento simuladas para agua, aceite y aire. (b) Diagramas CCT calculados por computadora de un acero al níquel-cromo conteniendo 0.77% en peso de C basado en las curvas de enfriamiento para agua, aceite y aire [4].

Es importante tomar en cuenta que los diagramas de transformación no pueden ser utilizados para predecir la respuesta a historial térmico que es muy diferente a aquellos utilizados para construir los diagramas. Por ejemplo, como primer paso, realizar un enfriamiento rápido a una temperatura ligeramente arriba de M_s y posteriormente recalentar a una temperatura más alta, lo cual dará una transformación más rápida a la mostrada en el diagrama IT, debido a que el proceso de nucleación presenta una gran aceleración durante el temple interrumpido. Es también muy importante recordar que los diagramas de transformación son sensibles al contenido de aleación exacto entre el rango permisible de composición y otros factores metalúrgicos como son el tamaño de grano austenítico.

Varios intentos por facilitar el uso de los diagramas CCT se han hecho, incluyendo el efecto de las dimensiones de la pieza y el medio de enfriamiento sobre la microestructura y dureza obtenida. Dos de esas aproximaciones han sido descritas por Atkins [20] y Thelning [21]. Curvas de enfriamiento experimentales han sido desarrolladas por Atkins para barras redondas con diferentes diámetros a radios fraccionales (R) de 0.5 y 0.8 del centro durante su enfriamiento con agua, aceite y aire. Las curvas de enfriamiento fueron utilizadas en conjunto con mediciones de

dilatómetro para obtener las temperaturas de transformación y las microestructuras resultantes, así como las durezas. La Figura 27 muestra un diagrama de esta naturaleza. Del diagrama, se puede correlacionar que un espécimen de 2 mm de diámetro enfriado en aire, corresponde a una barra de menos de 4 mm de diámetro enfriada en aceite, o a una barra de 50 mm de diámetro templada en agua. En la parte superior del diagrama se encuentra el tipo y cantidad de microestructura obtenida. En la parte inferior se muestra la dureza después de temple y revenido a diferentes temperaturas.

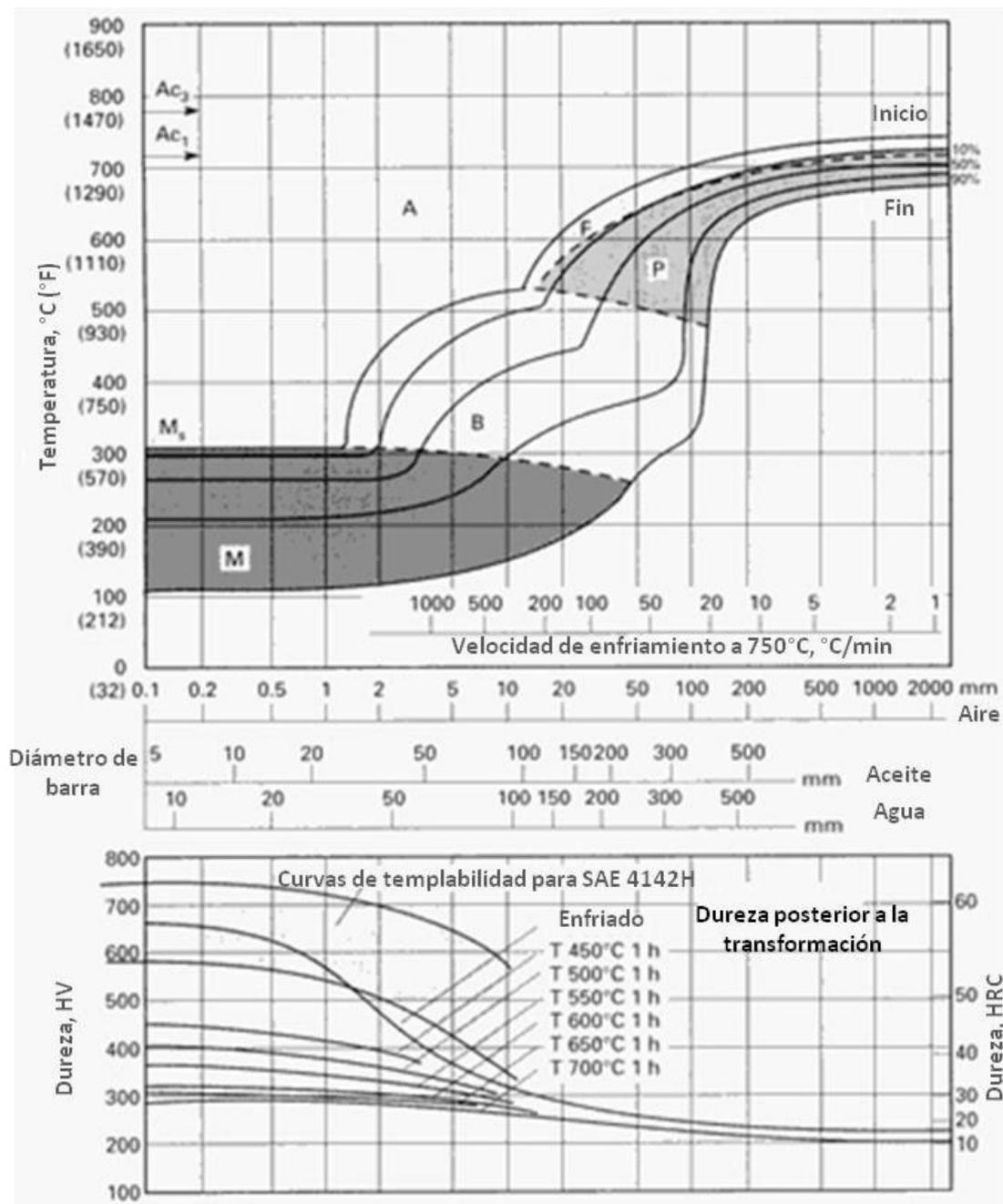


Figura 27. Diagrama CCT para acero 1.25 Cr- 0.20 Mo (SAE/AISI 4140- 4142) el cual fue austenizado a 860°C. Las líneas verticales en el diagrama superior muestran la velocidad de enfriamiento en el centro de las barras con diferentes diámetros templadas en diferentes medios. La parte inferior de la figura muestra la dureza obtenida después del temple y revenido (T) a varias temperaturas [20].

Thelning ha utilizado las curvas de enfriamiento antes mencionadas para derivar curvas arrojadas por un dilatómetro, lo cual ha arrojado como resultados diagramas como se muestra en la Figura 28. De estos diagramas pueden ser determinados los constituyentes estructurales y los valores de dureza que existen a 0.8 R y al centro de barras de varias dimensiones después de su enfriamiento con agua, aceite o aire.

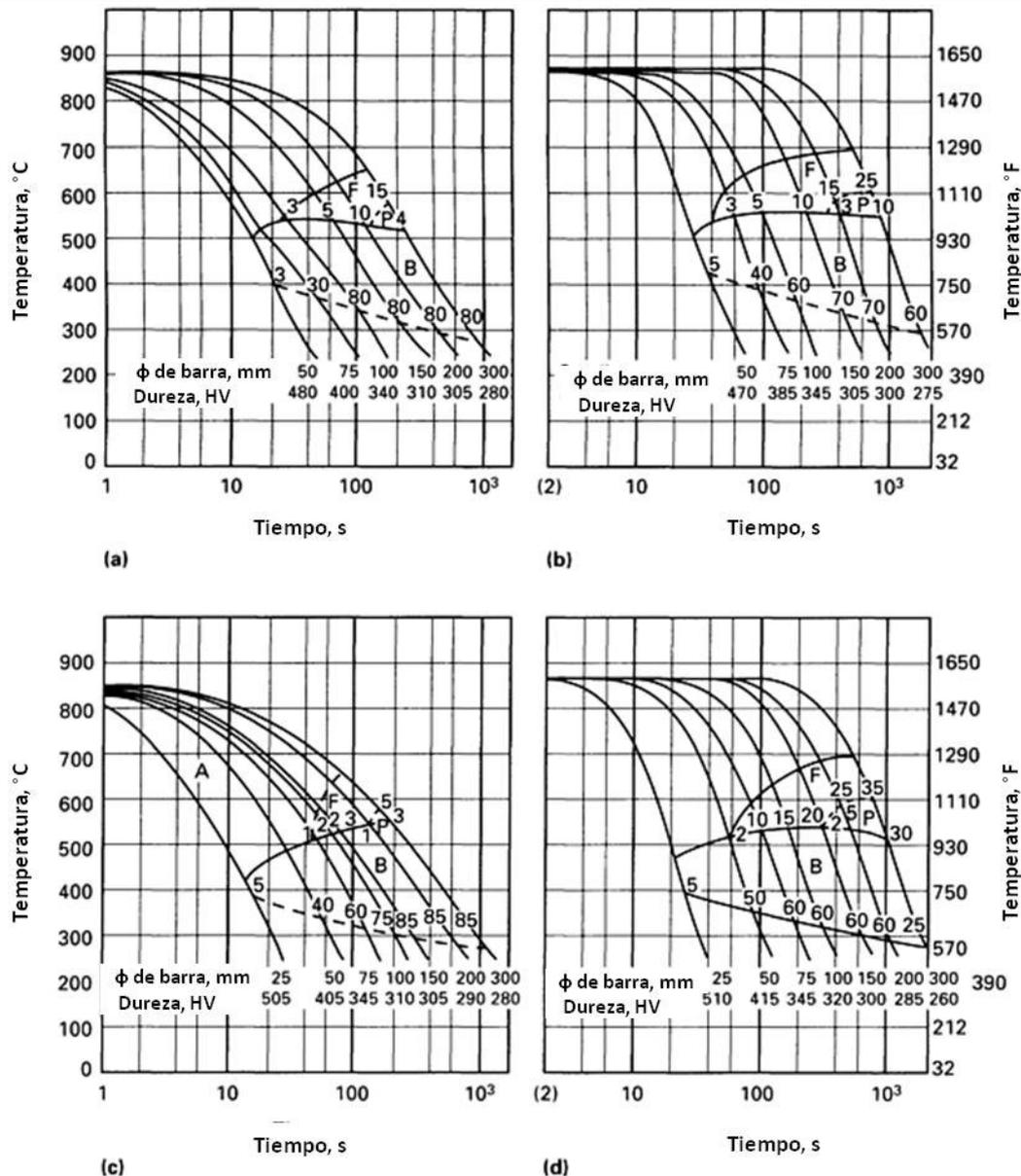


Figura 28. Diagramas CCT para acero AISI 4130. (a) Temple en agua, espécimen a 0.8R; (b) temple en agua, centro del espécimen. (c) temple en aceite, espécimen a 0.8R; (d) temple en aceite, centro del espécimen. [21]

Relación entre diagramas IT, CCT y curvas Jominy. La curvas Jominy y los diagramas CCT se encuentran fuertemente relacionadas, tal y como se aprecia en la Figura 29 para un acero eutectoide. Aquí, las curvas del diagrama CCT han sido derivadas del diagrama de transformación isotérmica (IT). Existen programas computacionales semi empíricos de elemento finito, los cuales pretenden predecir el curso completo en la transformación de enfriamiento continuo, incluido el desarrollo de esfuerzos residuales y dilatación. De

esta manera se puede demostrar la compleja interacción entre la física térmica, deformación, termodinámica y cinética de transformación de fases, la cual relaciona la tensión a temperatura ambiente y distribución de durezas con la geometría, tratamientos térmicos y composición química del componente. [4]

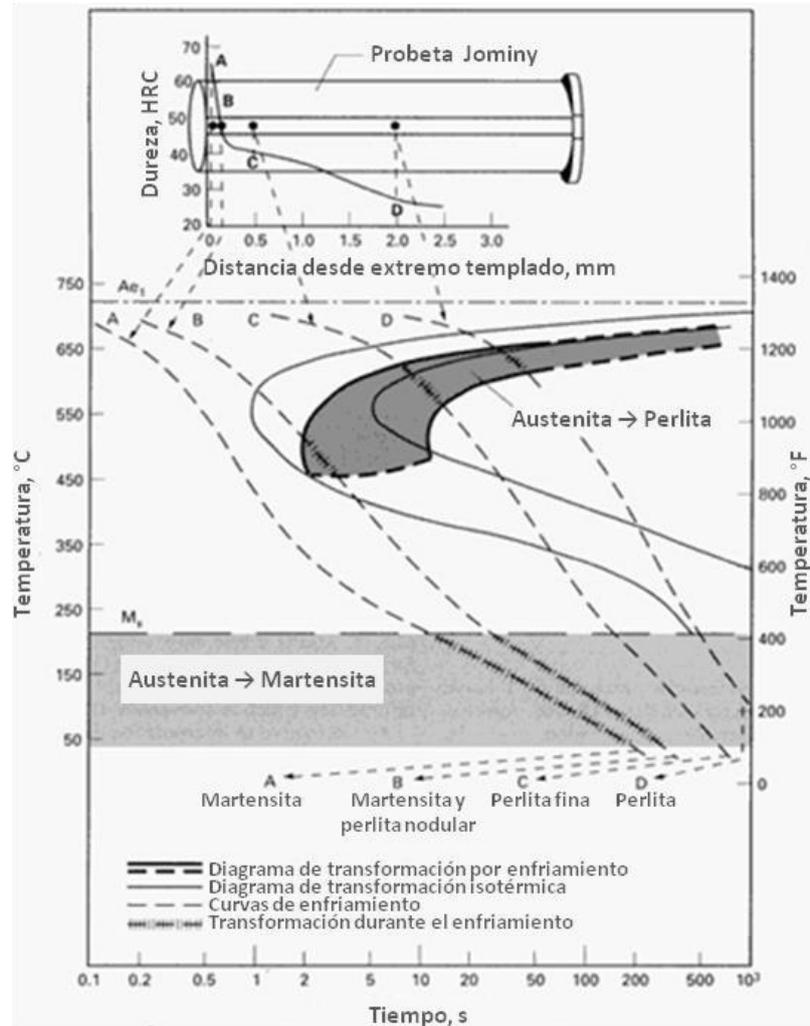


Figura 29. Relación entre diagramas CCT (líneas gruesas) y de transformación isotérmica (IT, líneas delgadas) para un acero eutectoide. Cuatro velocidades de enfriamiento de diferentes posiciones en una probeta Jominy se encuentran superpuestas en el diagrama. [4]

2.3 ENDURECIMIENTO SUPERFICIAL

El endurecimiento superficial, es un procedimiento que incluye una gran variedad de técnicas (Figura 30), utilizadas para mejorar la resistencia al desgaste de partes sin afectar su núcleo suave y tenaz. Esta combinación de superficie dura y resistencia a la fractura por impacto es útil en partes tales como engranes, los cuales deben tener una superficie muy dura para resistir desgaste, así como un interior tenaz para resistir el

impacto que ocurre durante su operación. Además, el endurecimiento superficial tiene una ventaja sobre el endurecimiento total debido a que aceros de medio y bajo carbono pueden ser endurecidos sin los problemas de distorsión y agrietamiento en piezas grandes que normalmente resultan en el temple total de componentes con secciones gruesas.

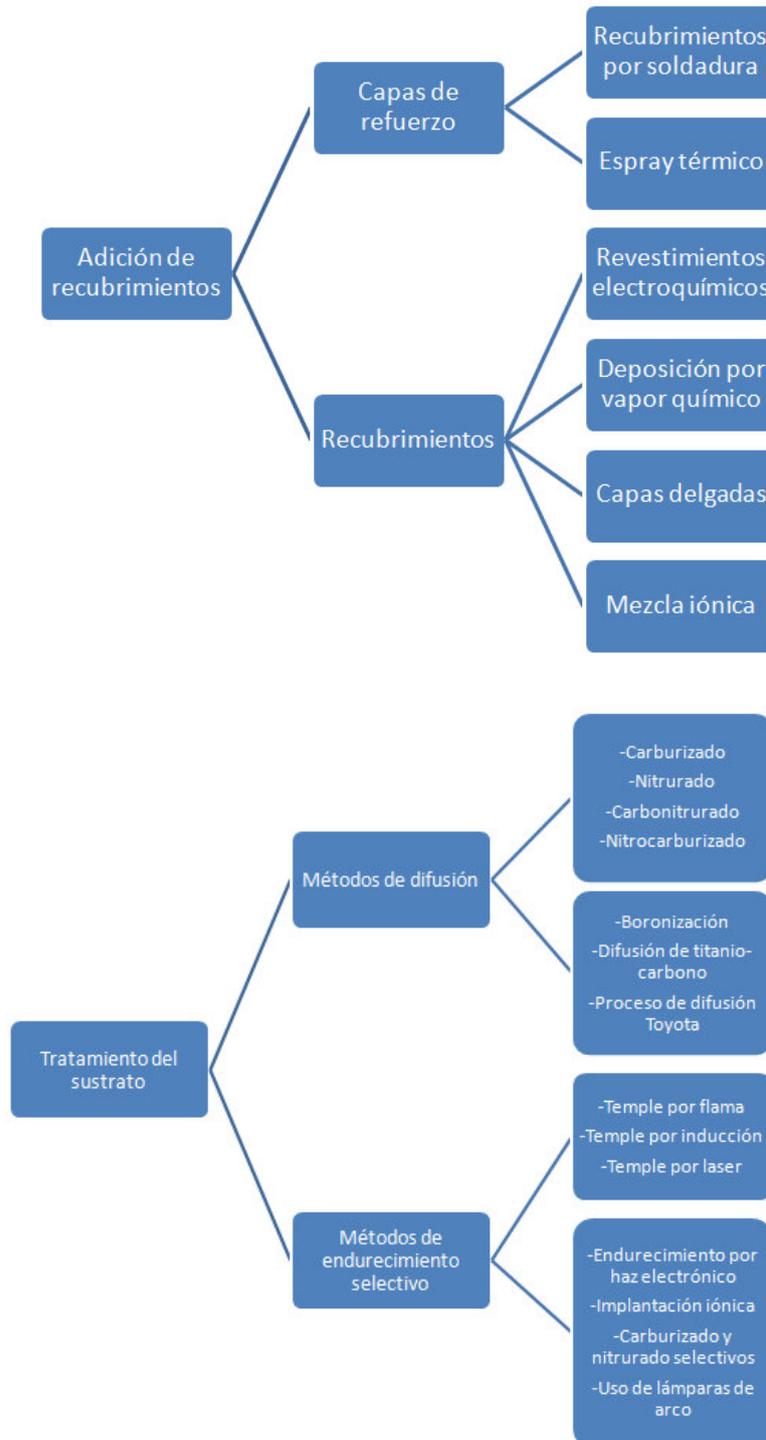


Figura 30. Métodos en ingeniería para el endurecimiento superficial de aceros. [4]

La gran variedad de métodos de endurecimiento superficial se pueden agrupar en dos diferentes tipos:

- Métodos que involucran una adición intencional de recubrimiento superficial.
- Métodos que involucran modificación superficial y por debajo de ella, sin incremento en sus dimensiones.

El primer grupo de métodos de endurecimiento superficial incluye el uso de revestimientos finos, revestimientos soldados y recubrimientos, los cuales pueden ser menos rentables si los niveles de producción incrementan, sobre todo si se desea endurecer la superficie en su totalidad. Su desempeño en pruebas de fatiga también puede ser un factor limitante, dependiendo de la fuerza de enlace entre el sustrato y el recubrimiento. Los revestimientos soldados cuentan con enlaces fuertes, pero los aceros primarios con superficies endurecidas utilizados en aplicaciones con desgaste bajo cargas de fatiga incluyen aceros con profundas capas endurecidas y aceros sometidos a procesos de temple por inducción o llama. Sin embargo, los recubrimientos pueden ser efectivos en algunas aplicaciones, por ejemplo, los recubrimientos de TiN y Al₂O₃ son efectivos no solo por su dureza, sino también porque debido a su inercia química se reduce la probabilidad de soldadura de rebaba en la herramienta.

Los métodos de difusión (segundo grupo) modifican la composición química de la superficie por adición de elementos tales como carbono, nitrógeno o boro. Estos métodos permiten el endurecimiento efectivo de la superficie de un componente y es generalmente utilizado cuando un gran número de partes necesitan ser endurecidas. En contraste, el endurecimiento selectivo permite realizar endurecimiento localizado en una o más partes del componente. El endurecimiento selectivo generalmente involucra endurecimiento por transformación (de calentamiento a temple), pero algunos métodos selectivos de endurecimiento (nitrurado selectivo, implantación iónica, entre otros) están basados únicamente en modificación composicional.

MÉTODOS DE DIFUSIÓN EN PROCESOS DE ENDURECIMIENTO SUPERFICIAL.

Tal y como se ha mencionado anteriormente, el endurecimiento superficial por difusión involucra la modificación de la composición química de la superficie. El proceso básico utilizado es el termoquímico, debido a que es necesario aumentar la temperatura en los componentes para mejorar la difusión de los elementos enriquecedores en la superficie y sub superficie de los mismos. La profundidad de difusión exhibe una dependencia tiempo- temperatura, la cual se puede expresar con la siguiente ecuación:

$$Case\ Depth \propto K\sqrt{tiempo}$$

(Ecuación 9)

Donde el coeficiente de difusión, K, depende de la temperatura, la composición química del acero y el gradiente de concentración de un elemento de endurecimiento. En términos de temperatura, éste parámetro incrementa exponencialmente como una función absoluta de la temperatura.

Los métodos de endurecimiento por difusión incluyen varios elementos químicos de endurecimiento (tales como carbono, nitrógeno y boro) y de método de proceso utilizado para manipular y transportar los elementos de enriquecimiento a la superficie de los componentes a endurecer. Los métodos de proceso de exposición involucran la manipulación de los elementos enriquecedores en formas tanto de gas como de iones. Estas variaciones del proceso producen diferencias en profundidades de capa y dureza (Tabla 7). Los factores que tienen mayor influencia en los procesos de endurecimiento por difusión incluyen el tipo de acero (Figura 31), la dureza superficial deseada (Figura 32) y la profundidad de capa (Figura 33).

Tabla 7. Características típicas de procesos de difusión. [4]

Proceso	Naturaleza	Temperatura de proceso °C (°F)	Profundidad de capa típica	Dureza superficial HRC	Metales base típicos	Características de proceso
Carburizado						
Por empaquetado	Difusión de carbono	815-1090 (1500-2000)	125 µm- 1.5 mm (5-60 mils)	50-63(a)	Aceros de baja aleación	Bajo costo de equipos, profundidad de capa difícil de controlar con precisión.
Gas	Difusión de carbono	815-980 (1500- 1800)	75 µm- 1.5 mm (3-60 mils)	50-63(a)	Aceros de baja aleación	Buen control de profundidad de capa, adecuado para operación continua, buen control de gas requerido, puede ser peligroso.
Líquido	Difusión de carbono y nitrógeno posible	815-980 (1500- 1800)	50 µm- 1.5 mm (2-60 mils)	50-65(a)	Aceros de baja aleación	Mayor rapidez que procesos de empaquetado o gas, puede representar un problema de disposición de sales, los baños de sales requieren mantenimiento constante.
Vacío	Difusión de carbono	815-1090 (1500-2000)	75 µm- 1.5 mm (3-60 mils)	50-63(a)	Aceros de baja aleación	Excelente control de proceso, partes brillantes, mayor rapidez a carburizado por gas, altos costos de equipo.
Nitrurado						
Gas	Difusión de nitrógeno, compuestos de nitrógeno	480-590 (900- 1100)	125 µm- 0.75 mm (5-30 mils)	50-70	Aceros de aleación, aceros nitrurados, aceros inoxidable	Superficies más duras de aceros nitrurados, temple no requerido, baja distorsión, proceso lento, usualmente utilizados por lote.

Proceso	Naturaleza	Temperatura de proceso °C (°F)	Profundidad de capa típica	Dureza superficial HRC	Metales base típicos	Características de proceso
Sal	Difusión de nitrógeno, compuestos de nitrógeno	510-565 (950- 1050)	2.5 µm- 0.75 mm (0.1- 30 mils)	50-70	Aplicable para mayoría de metales ferrosos incluyendo hierros fundido	Usualmente utilizado para capas delgadas y duras <25 µm (1 mil), sin capas blancas, mayormente en procesos patentados.
Ion	Difusión de nitrógeno, compuestos de nitrógeno	340-565 (650- 1050)	75 µm- 0.75 mm (3-30 mils)	50-70	Aceros aleados, nitrurados, aceros inoxidable	Mayor rapidez que en nitrurado por gas, sin capa blanca, alto costo de equipo, control de capa cerrado.
Carbonitrurado						
Gas	Difusión de carbono y nitrógeno	760-870 (1400- 1600)	75 µm- 0.75 mm (3-30 mils)	50-65(a)	Aceros de baja aleación, aceros inoxidable	Temperaturas de proceso menores a carburizado (menos distorsión), dureza superficial ligeramente mayor a obtenida por carburizado, control de gas crítico.
Líquido (cianurado)	Difusión de carbono y nitrógeno	760-870 (1400- 1600)	2.5-125 µm (0.1- 5 mils)	50-65(a)	Aceros de bajo carbono	Recomendado para la obtención de capas delgadas en componentes no críticos, proceso por lotes, problemas por disposición de sales.
Nitrocarburizado ferrítico	Difusión de carbono y nitrógeno	565-675 (1050- 1250)	2.5-25 µm (0.1- 1 mil)	40-60(a)	Aceros de bajo carbono	Genera poca distorsión para profundidades de capa bajas en aceros de bajo contenido de carbono, la mayoría de estos procesos están protegidos.
Otros						
Aluminizado (empaquetado)	Difusión de aluminio	870-980 (1600- 1800)	25 µm-1 mm (1-40 mils)	<20	Aceros de bajo carbono	Recubrimiento utilizado para aumentar la resistencia a la corrosión a temperaturas elevadas.
Difusión de silicio por deposición de vapor químico.	Difusión de silicio	925-1040 (1700- 1900)	25 µm-1 mm (1-40 mils)	30-50	Aceros de bajo carbono	Utilizada para aumentar la resistencia a la corrosión y al desgaste, el control de la atmósfera es crítico.
Cromado por deposición de vapor químico	Difusión de cromo	980-1090 (1800- 2000)	25-50 µm (1-2 mils)	Aceros de bajo carbono, <30; aceros de alto carbono, 50-60	Aceros con bajo y alto contenido de carbono	Cromar aceros con bajo contenido de carbono produce acero inoxidable de bajo costo, los aceros con alto contenido de carbono desarrollan una superficie con alta resistencia a la corrosión.

Proceso	Naturaleza	Temperatura de proceso °C (°F)	Profundidad de capa típica	Dureza superficial HRC	Metales base típicos	Características de proceso
Carburo de titanio	Difusión de carbono y titanio	900-1010 (1650- 1850)	2.5-12.5 μm (0.1- 0.5 mil)	>70(a)	Aceros aleados, aceros de herramienta	Produce una ligera capa superficial de carburo de titanio TiC resistente al desgaste, la temperatura alta puede ocasionar distorsión.
Boronizado	Difusión de boro	400-1150 (750- 2100)	12.5-50 μm (0.5- 2 mils)	40->70	Aceros aleados, aceros de herramienta aceros al alto cobalto y alto níquel	Produce una capa de compuesto duro, regularmente aplicada sobre aceros de herramienta, la temperatura alta puede causar distorsión.

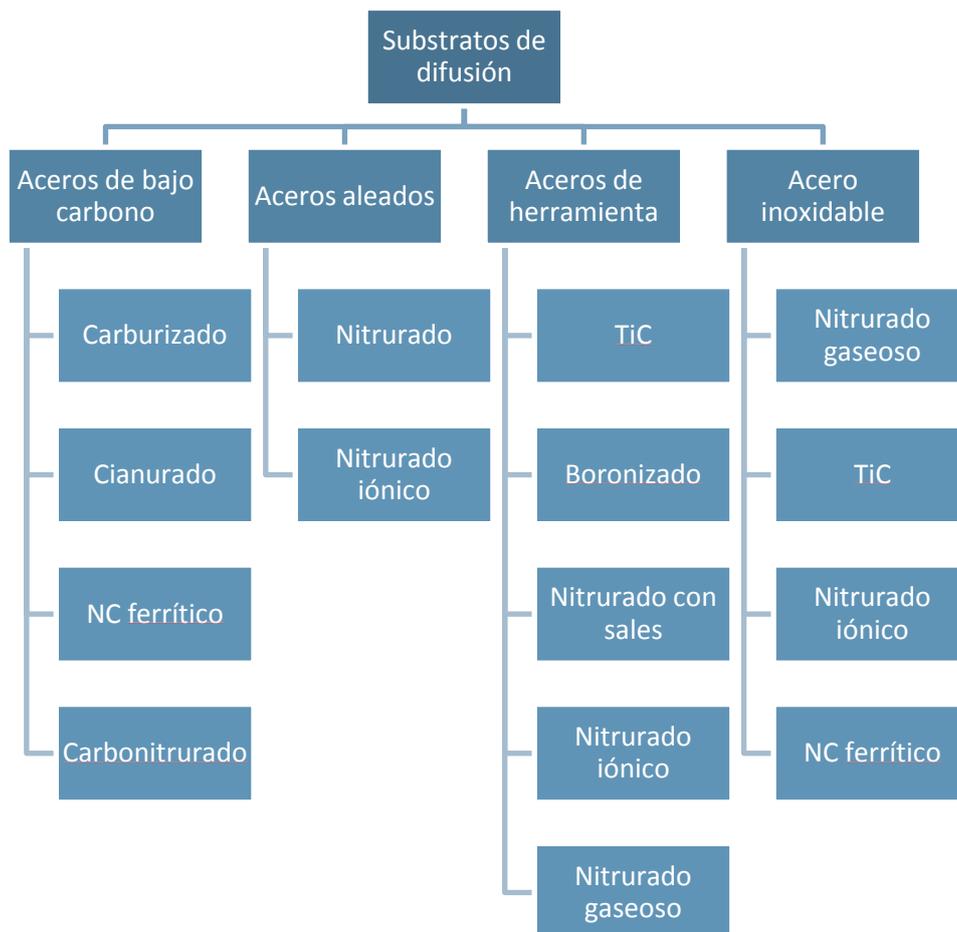


Figura 31. Tipos de aceros utilizados en varios procesos de difusión. [4]

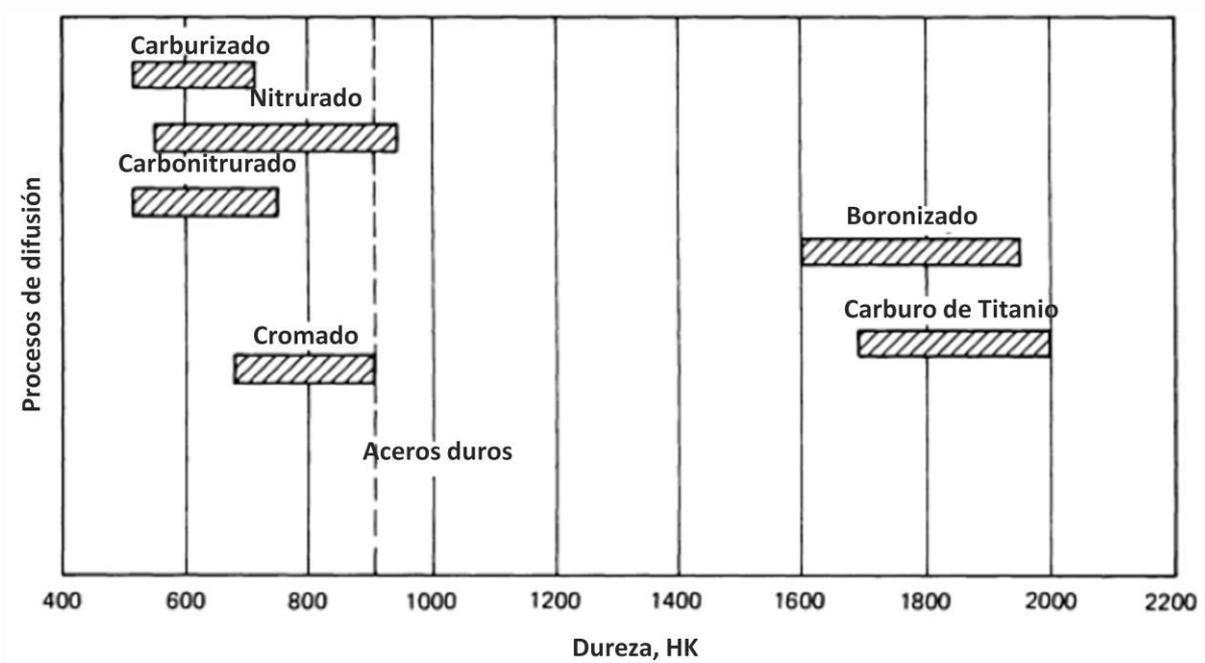


Figura 32. Durezas obtenibles con diferentes procesos de difusión. [4]

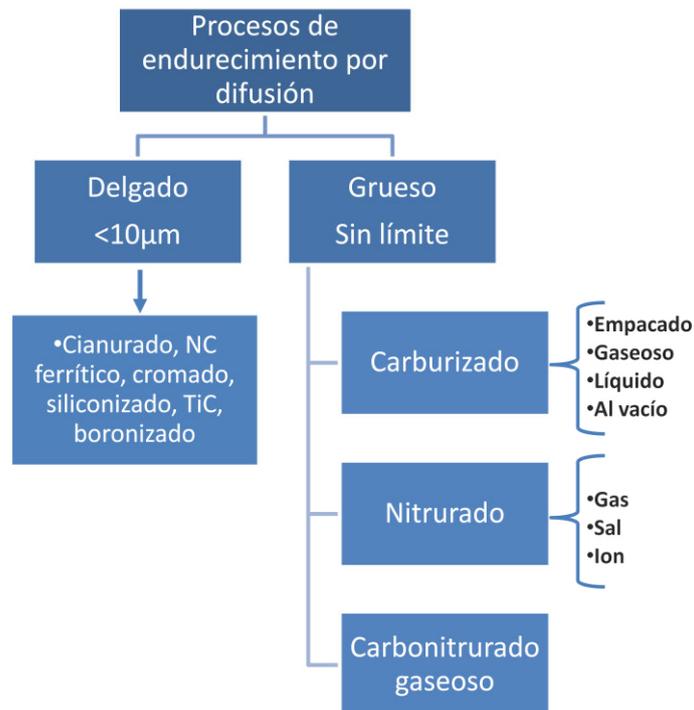


Figura 33. Caracterización de los procesos de difusión por su capa efectiva típica. [4]

Es importante distinguir entre la capa total de carburizado y la capa efectiva de carburizado. La capa efectiva es típicamente alrededor de dos tercios o tres cuartos de la capa total. La capa efectiva requerida debe ser especificada, para que se puedan procesar las partes adecuadamente.

2.4 CARBURIZADO

Se le llama carburizado al proceso mediante el cual se adiciona carbono a la superficie de componentes fabricados a partir de aceros con bajo contenido de carbono, a temperaturas a la cual la austenita es una estructura cristalina estable (generalmente entre 850 y 950 °C). El endurecimiento es alcanzado cuando la capa superficial rica en carbono es templada para formar martensita, con la finalidad de obtener una capa superficial martensítica rica en carbono con excelente resistencia a la fatiga y al desgaste sobrepuesta a un núcleo tenaz con bajo contenido de carbono. El carburizado gaseoso es, entre todos los métodos de difusión, el mayormente utilizado, seguido por el nitrurado gaseoso y el carbonitrurado.

La dureza superficial de aceros carburizados es principalmente una función del contenido de carbono. Cuando el contenido del carbono en el acero excede alrededor de 50%, el carbono adicional no tiene un efecto tan marcado en la dureza pero mejora la templabilidad (el contenido de carbono en exceso de 0.5% puede no ser disuelto, lo cual requerirá temperaturas lo suficientemente altas para asegurar una solución sólida carbono- austenita efectiva).

La profundidad de capa del carburizado es una función del tiempo de carburizado y el carbono disponible en la superficie (potencial de carbono). Cuando se someten componentes a tiempos prolongados de carburizado para alcanzar una profundidad de capa alta, un alto potencial de carbono produce un alto contenido de carbono superficial, lo cual puede resultar en un alto contenido de austenita retenida o carburos libres. Ambos elementos micro estructurales tienen efectos negativos en la distribución de los esfuerzos residuales en componentes endurecidos. Consecuentemente, un alto potencial de carbono puede ser requerido en procesos de carburizado de corto tiempo, pero no para carburizados prolongados. La selección del potencial de carbono también depende de la respuesta al carburizado del acero en especial

CARBURIZADO DE COMPONENTES PARA ENDURECIMIENTO SUPERFICIAL.

Para estos procesos, normalmente se manejan aceros con un contenido de carbono de aproximadamente 0.2%, con el potencial de carbono controlado para obtener una capa carburizada de aproximadamente 0.8% a 1% de contenido de carbono. Sin embargo, el carbono superficial está normalmente limitado a un máximo de 0.9% debido a que alto contenido de carbono puede resultar en austenita retenida y martensita frágil, debido a la formación de carburos pro eutectoides en los límites de grano.

La mayoría de los aceros que se someten a procesos de carburizados son desoxidados por la adición de aluminio, que mantiene tamaño de grano fino a temperaturas alrededor de los 1040°C (1900 °F). Aceros con tamaño de grano grueso pueden ser carburizados si un temple interrumpido produce refinamiento de grano. El temple interrumpido normalmente consiste en un temple directo y un posterior temple a temperaturas menores. Sin embargo, en la mayoría de los casos, el carbonitrurado de aceros con tamaños gruesos de grano es más apropiado debido a sus bajas temperaturas y cortos tiempos de ciclo.

Muchos aceros de aleación utilizados en procesos de endurecimiento superficial están especificados en base a su templabilidad. Aunque las mismas consideraciones aplican en la selección de aceros no carburizables, existen algunas peculiaridades en aceros para carburizado.

En primer lugar, en los aceros utilizados en procesos de endurecimiento superficial, la templabilidad tanto de la superficie como del núcleo deben ser consideradas. Debido a la diferencia en el contenido de carbono, la templabilidad del núcleo y de la superficie son diferentes, y su diferencia es mucho mayor para algunos aceros que para otros. Además, ambas regiones tienen diferentes funciones durante su desempeño. Hasta la introducción de los aceros de templabilidad media como la serie 86XX, con o sin boro, se tuvo poca necesidad para estar preocupados por la templabilidad debido a que el contenido de aleación de los aceros en combinación con un alto contenido de carbono siempre proporcionó templabilidad adecuada. Esto sigue siendo generalmente correcto cuando los aceros son templados directamente posterior al carburizado, de tal manera que el carbono y los elementos de aleación se encuentren en una solución sólida en austenita. Sin embargo, en componentes que son recalentados para ser endurecidos y en secciones grandes, tanto la templabilidad superficial como la del núcleo deben ser cuidadosamente evaluadas.

La templabilidad reportada de los aceros al ser vendidos es la del núcleo. Debido a que estos aceros con bajo contenido de carbono son endurecidos superficialmente y por su amplia variación de tamaños de sección en componentes endurecidos superficialmente, la templabilidad del acero debe ser relacionada a algunas secciones críticas de la pieza, por ejemplo, el paso o la raíz del diente de un engrane. Esto se logra fabricando la pieza con un acero de templabilidad conocida, tratándola térmicamente y posteriormente, por medio de equivalencia de durezas, relacionando la templabilidad en las secciones críticas con las durezas del espécimen utilizado para la medición de la templabilidad.

Finalmente, la relación entre el gradiente térmico y el gradiente de carbono (templabilidad) durante el temple de una pieza carburizada puede presentar una diferencia medible en la profundidad de capa tomando en cuenta la medición de sus durezas. Esto significa que el incremento de la templabilidad base puede producir una mayor proporción de martensita para un grado de carbono dado, produciendo un incremento medible en la profundidad de capa. Por lo tanto, un perfil de carbono menos profundo y un menor tiempo de carburizado pueden ser utilizados para obtener el resultado deseado en el acero debidamente seleccionado.

MÉTODOS DE CARBURIZADO

Mientras que los principios básicos del carburizado no han presentado cambios desde que se ha empleado por primera vez, los métodos utilizados para introducir el carbono en el acero ha sido un tema de constante evolución. En su aplicación más antigua, las piezas simplemente eran depositadas en un contenedor y cubiertas con una delgada capa de polvo de carbón (carburizado por empaquetado). Aunque el carbono se difundía de manera eficiente, este proceso era extremadamente lento, y mientras que la demanda de producción aumentaba, un nuevo proceso utilizando atmósferas gaseosas fue desarrollado. En el carburizado por gas, las partes se encuentran rodeadas por una atmósfera rica en carbono, la cual puede ser continuamente reabastecido para de esta forma, mantener un alto potencial de carbono. Mientras la velocidad de carburizado se incrementa substancialmente en la atmósfera gaseosa,

el método requiere del uso de una atmósfera multicomponente cuya composición debe ser controlada muy de cerca para evitar efectos perjudiciales, por ejemplo oxidación intergranular o superficial. Adicionalmente, es necesario contar con un equipo para generar la atmósfera y controlar su composición. A pesar de su complejidad, el proceso de carburizado con gas se ha convertido en el método más ampliamente utilizado y efectivo en el carburizado de componentes en grandes cantidades.

En un esfuerzo para simplificar la atmósfera utilizada, se ha desarrollado un proceso muy viable e importante, el cual consta de bajas presiones y atmósferas carburizantes en un medio libre de oxígeno (carburizado al vacío). Aunque el recinto del horno en algunos aspectos se vuelve más complicado, la atmósfera se simplifica enormemente. Una atmósfera compuesta normalmente por un hidrocarburo gaseoso, por ejemplo gas metano puede ser utilizada. Además, debido a que las piezas son calentadas en una atmósfera libre de oxígeno, la temperatura de carburizado puede ser incrementada de manera significativa sin el riesgo de oxidación intergranular o superficial. El operar bajo la temperatura máxima permitida no solo incrementa la solubilidad del carbono en austenita, sino también su velocidad de difusión, provocando así que el tiempo requerido para llegar a la profundidad de capa deseada sea reducido.

Aunque el carburizado al vacío supera alguna de las complejidades del carburizado en gas, conlleva a un problema serio que debe ser tratado. Debido a que el carburizado al vacío es llevado a cabo a muy bajas presiones de operación y la tasa de flujo de gas carburizante es muy baja, el potencial de carbono del gas en cambios de sección profundos y agujeros ciegos es consumido rápidamente. Al menos que este gas sea continuamente recargado, muy probablemente se presentará una gran desuniformidad en la profundidad de capa sobre la superficie. Si en un esfuerzo para superar este problema la presión de gas incrementa significativamente, otro problema surge: la formación de carbono libre y la deposición de hollín. Debido a esto, para obtener capas con relativa uniformidad en piezas de geometría compleja, la presión de gas debe incrementarse periódicamente para recargar el potencial de carbono gastado en las áreas complejas, y posteriormente debe disminuirse a la presión de operación. Existe claramente un balance en los procesos de carburizado al vacío: las condiciones de proceso deben ser ajustadas para obtener el mejor arreglo entre uniformidad de capa, riesgo de generación de hollín y velocidad de carburizado.

Resumiendo, los métodos de carburizado incluyen:

- Carburización con gas
- Carburización al vacío
- Carburización en plasma
- Carburización por baño de sal
- Carburización por empaquetado

En estos métodos, la difusión de carbono se lleva a cabo por medio del uso de gas (gas atmosférico, plasma, al vacío), líquidos (baño de sal) o compuestos sólidos (por empaquetado). Todos estos métodos tienen limitaciones y ventajas, pero los procesos de carburizado por gas son los mayormente utilizados para producción a gran escala, debido a que puede ser controlado e implica un manejo especial mínimo.

El carburizado al vacío y en plasma son utilizados en distintas aplicaciones debido a sus procesos con atmósferas libres de oxígeno. Los procesos de carburizado con baño de sal y por empaque se siguen implementando ocasionalmente, pero tienen poca importancia industrial en la actualidad.

CARACTERÍSTICAS DEL PROCESO DE CARBURIZADO

Las características de los procesos antes mencionados se pueden agrupar en dos grupos generales:

- Métodos convencionales, en los cuales el carbono difunde por medio de atmósferas gaseosas, baños de sal o por empaque con carbón.
- Métodos con plasma, los cuales invaden iones positivos de carbono en la superficie de un componente de acero.

La principal diferencia entre los métodos convencionales y los de plasma es la reducción del tiempo de carburizado alcanzado durante los métodos de plasma. La obtención de la saturación en la superficie resulta en una mayor cinética de difusión. Además, los procesos de carburizado con plasma producen profundidades de capa muy uniformes aún en componentes con superficies muy irregulares.

El carburizado en los métodos convencionales se lleva a cabo por medio de una fase gaseosa de monóxido de carbono; sin embargo, todo método involucra diferentes reacciones y cinética superficial, produciendo así diferentes profundidades de capa. De manera general, en los métodos convencionales el monóxido de carbono se descompone en la superficie del acero:



El carbono liberado es fácilmente disuelto en la fase austenítica y se difunde en el acero. En algunos tipos de proceso (carburizado por gas o empaque), el dióxido de carbono producido puede reaccionar con el carbono atmosférico o con el carbón de empaque para producir nuevo monóxido de carbono por medio de la reacción inversa de la (Ecuación 10). Debido a que la reacción puede llevarse a cabo en ambos sentidos, una relación de equilibrio existe entre los constituyentes (Figura 34). Si la temperatura incrementa a presión constante, mayor cantidad de monóxido de carbono será producido. Sucesivamente, los porcentajes de monóxido de carbono y dióxido de carbono en el equilibrio influyen la concentración de carbono en el acero (Figura 35). Los procesos de carburizado se llevan normalmente a cabo a rangos de temperatura de entre 850 a 950°C, pero en ocasiones se pueden utilizar temperaturas más altas para reducir el tiempo del proceso o para llegar a mayores profundidades de capa.

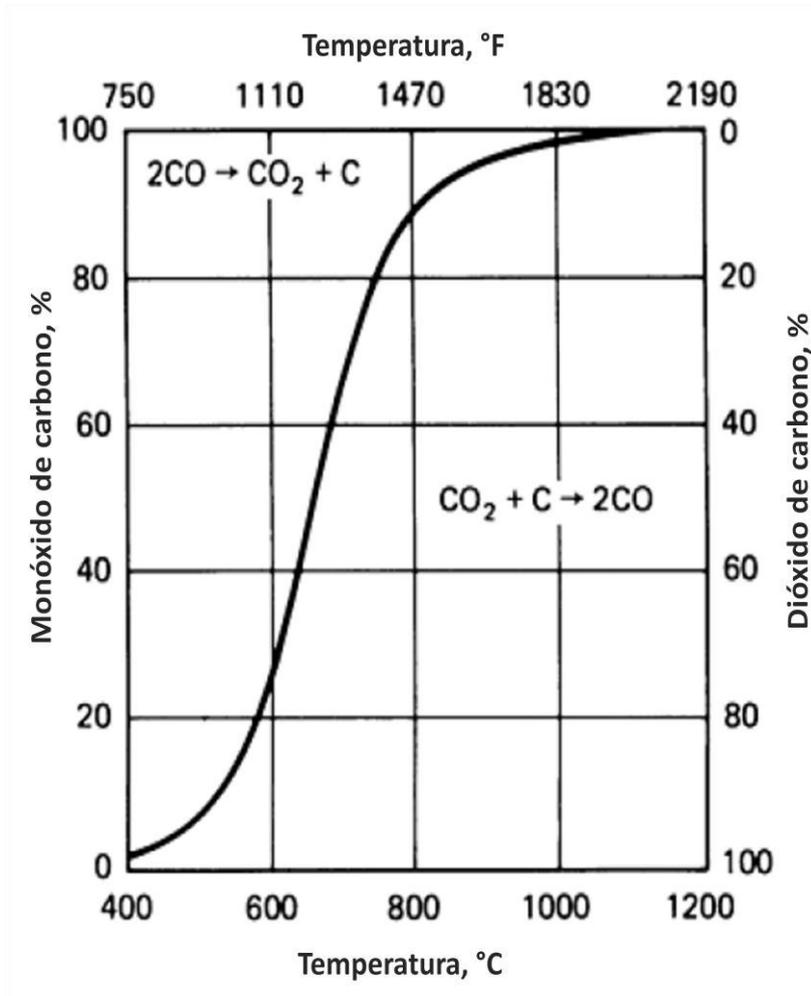


Figura 34. Diagrama de equilibrio para la reacción de la ecuación 10 a 1 atm. [4]

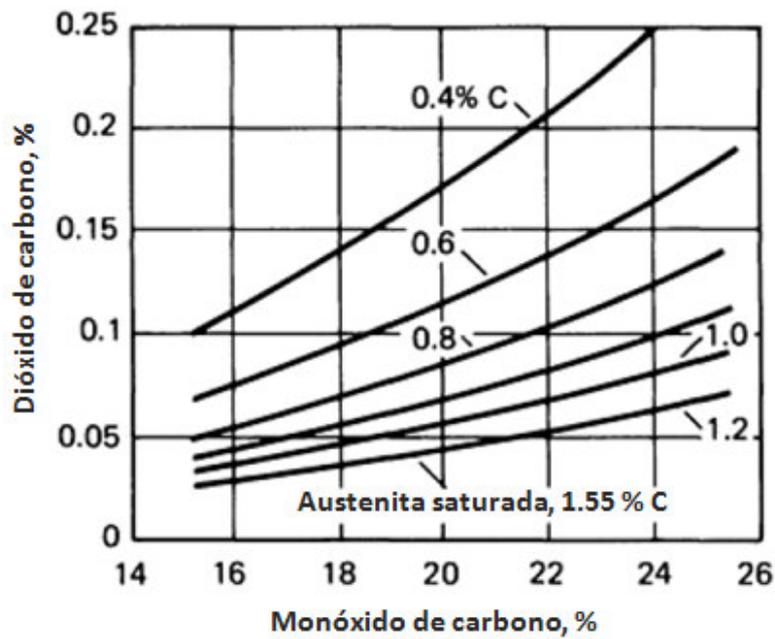


Figura 35. Porcentajes de equilibrio de CO y CO₂ requeridos para mantener varias concentraciones de carbono a 975°C en aceros al carbono y de baja aleación. K=89.67. [4]

Algoritmos cuantitativos para la estimación de la profundidad de capa de carburizado normalmente se enfocan en la relación proporcional de la (Ecuación 9) para carburizado por gas. Sin embargo, considerar sólo la cinética de la difusión de carbono brinda una imagen incompleta del proceso del carburizado. Un modelo comprensivo de carburizado debe incluir algoritmos que describan:

- La difusión de carbono
- Cinética de las reacciones en la superficie
- Cinética de la reacción entre el gas endotérmico y el gas de enriquecimiento
- Las purgas de gas (proceso en lotes)
- El sistema de control de la atmósfera [4].

CARBURIZADO GASEOSO DE ACERO

La absorción de material de una atmósfera gaseosa ocurre en varias etapas:

Procesos en la atmósfera gaseosa: Formación de moléculas de gas transportables y transferencia de estas moléculas a través de la fase gaseosa a la superficie del metal con subsecuente adsorción física de las moléculas de gas.

Procesos en la interfaz: Disociación de las moléculas de gas y quimisorción de los átomos de gas, penetración de los átomos a través de la superficie del metal con transición de los átomos del estado de quimisorción al estado de soluto intersticial en la solución sólida.

Difusión de los átomos desde la superficie hacia el núcleo del material [18].

En el carburizado gaseoso, el cual es la variante más importante en la industria, la fuente de carbono durante el proceso es una atmósfera rica en carbono producida a partir de hidrocarburos (metano, propano y butano), o de hidrocarburos líquidos en fase vapor.

Fuentes de carbono

Los componentes de acero con bajo contenido de carbono sometidos a atmósferas ricas en carbono se derivan de una gran cantidad de fuentes que carburizan a una temperatura de 850°C o mayores. En la forma más primitiva de este proceso, la fuente de carbono es tan rica en este elemento, que el límite de solubilidad de carbono en austenita es alcanzado en la superficie del acero y algunos carburos pueden formarse en la superficie. Además de lo anterior, dichas atmósferas depositarán hollín en las superficies del horno, incluyendo a los componentes tratados. Mientras que este tipo de carburizado aún es utilizada en algunos lugares del mundo en los cuales los recursos son limitados, el objetivo de los procesos de manufactura moderna es controlar el contenido de carbono en las atmósferas para que:

- La concentración final de carbono en la superficie de las partes se encuentre dentro del límite de solubilidad en austenita
- Se minimice el hollín en la atmósfera del horno

Las atmósferas de carburizado controladas son producidas mezclando un gas acarreador con un gas enriquecedor, el cual sirve como una fuente de carbono. El gas acarreador normalmente utilizado, gas endotérmico, no es precisamente un diluyente, pero juega un rol importante en la aceleración de la reacción de carburización en la superficie de las piezas. La cantidad del gas

enriquecedor requerido en el proceso depende en primera instancia en la demanda de carbono, lo cual es la velocidad a la cual el carbono es absorbido por la carga.

El gas endotérmico en una mezcla de monóxido de carbono, hidrógeno y nitrógeno (con pequeñas cantidades de dióxido de carbono, vapor de agua y metano) producida por la reacción de un gas hidrocarburo tal como gas natural (principalmente metano), propano o butano, con aire. El endogas regularmente es producido en un generador bajo una proporción de alimentación de aire- hidrocarburo que produce una proporción atómica aire- metano de aproximadamente 1.05 en el endogas. Para el endogas producido a partir de metano puro, la proporción aire- metano es aproximadamente 2.5; para el producido de propano puro, la proporción es 7.5. Estas proporciones cambiarán dependiendo de la composición de los gases de alimentación y el contenido de vapor de agua en el ambiente. El propano utilizado para la generación de atmósfera, debe contener menos del 5% de propileno y menos del 2.5% de butano o hidrocarburos más pesados.

Equipo de carburizado

Los hornos de carburizado gaseoso varían ampliamente en constitución física, pero pueden ser divididos en dos categorías: hornos para proceso en lote y continuo. En el horno por lote la carga es procesada como un lote único. Los hornos continuos son de gran utilidad en procesos con altos volúmenes de producción de partes similares con un requerimiento de profundidad de capa de menos de 2 mm (0.08 pulgadas).

Hornos para carburizado por lotes. Los hornos de proceso por lotes más comunes son los hornos de cuba y los hornos horizontales por lote. Los hornos de cuba cuentan normalmente con un espacio con la cubierta o tapa localizada exactamente por encima del nivel del piso y son normalmente cargados y descargados con ayuda de una puente- grúa. Los hornos cuba son utilizados frecuentemente para piezas grandes que requieran de procesamiento largo. Si las piezas necesitan ser templadas después del carburizado, la carga debe ser movida por aire antes del proceso de temple, lo cual genera piezas con cascarilla negra, y dependiendo de la función de la pieza, se debe eliminar con un proceso de granallado.

Los hornos horizontales por lotes son frecuentemente usados para proceso de carburizado y temple directo. Muchos de estos hornos son llamados hornos de temple sellado o de temple integral; esto significa que las piezas son descargadas del horno al vestíbulo que cubre un tanque de temple. Debido a que la atmósfera del horno también circula en el vestíbulo, las piezas pueden estar protegidas de la oxidación antes del temple. Los hornos de temple por lotes tienen la capacidad para procesar diferentes tipos de cargas con un amplio campo de requerimiento de profundidad de capa.

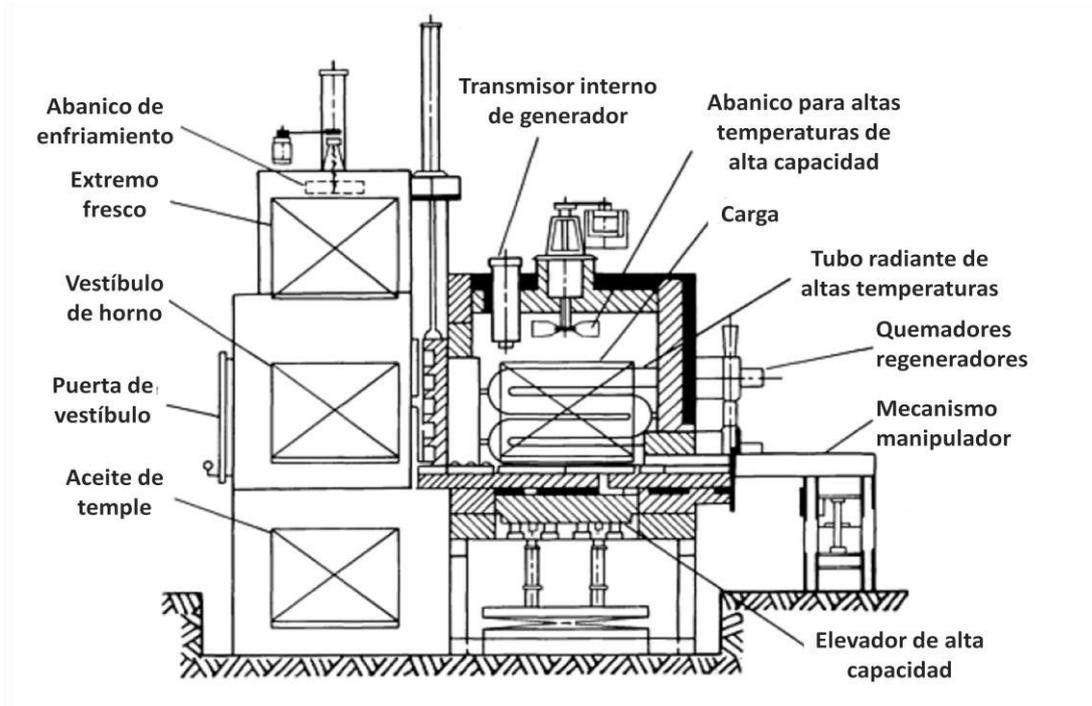


Figura 36. Horno de carburizado y temple integrado. [4]

CINETICA DEL CARBURIZADO

En el proceso de carburizado, un gas acarreador con una composición química lo más estable posible es enriquecida con un agente carburizante para establecer y mantener por medio de adiciones constantes del mismo, el potencial de carbono deseado, el cual debe exceder el contenido de carbono del acero a ser carburizado. En esta condición fuera del equilibrio, la actividad del carbono en la atmósfera carburizante $a_{c(gas)}$ es más alta que la actividad del carbono en el acero $a_{c(acero)}$. La diferencia entre las actividades conduce a la deseada transferencia de carbono al acero, el flujo m (número de átomos M que penetran el área F por unidad de tiempo) es proporcional a la diferencia de actividades.

$$m = \frac{M}{F} dt = -\beta(a_{c(gas)} - a_{c(acero)}) \quad (\text{Ecuación 11})$$

$$\frac{\partial c}{\partial t} = -D \frac{\partial c}{\partial x} \quad (\text{Ecuación 12})$$

El coeficiente de transferencia de carbono β es particularmente dependiente de la composición de la atmósfera carburizante y de la temperatura de carburizado.

Combinando la primera ley de Fick de difusión (Ecuación 12) y la (Ecuación 11), una fórmula que expresa el efecto del tiempo en la profundidad de capa enriquecida de carbono puede ser derivada.

$$x = At = \frac{0.79\sqrt{Dt}}{0.24 + \frac{c_{At} - c_0}{c_p - c_0}} - 0.7 \frac{D}{\beta} \quad (\text{Ecuación 13})$$

Donde en contenido limitante de carbono C_{At} determina la profundidad At de la difusión de carbono. Para un contenido limitante de carbono de 0.3% la profundidad $At_{0.3\%C}$ puede ser evaluado como:

$$At_{0.3\%C} = k\sqrt{t} - \frac{D}{\beta} \quad [\text{mm}] \quad (\text{Ecuación 14})$$

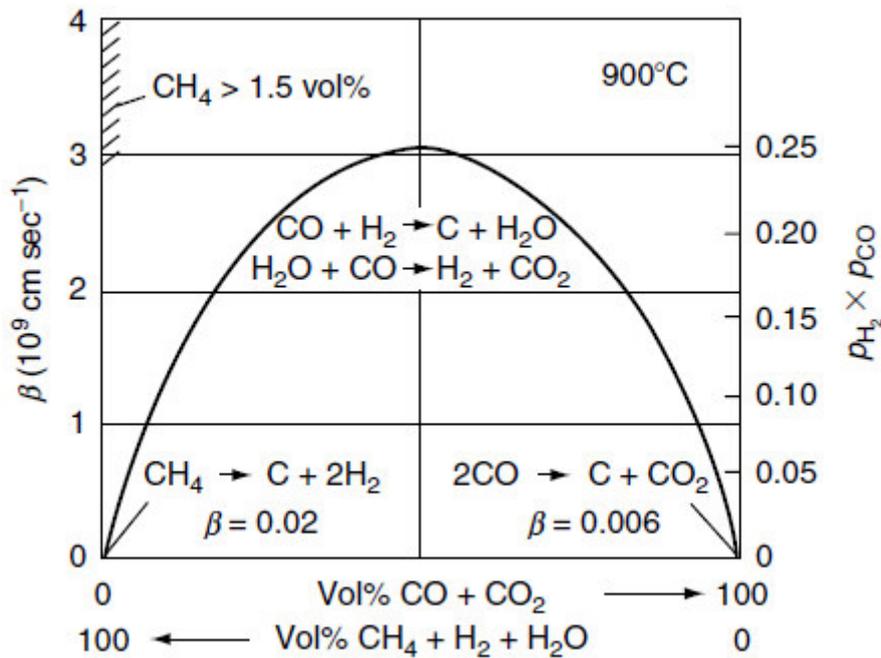


Figura 37. Coeficiente de transferencia de carbono β versus composición de gas. [18]

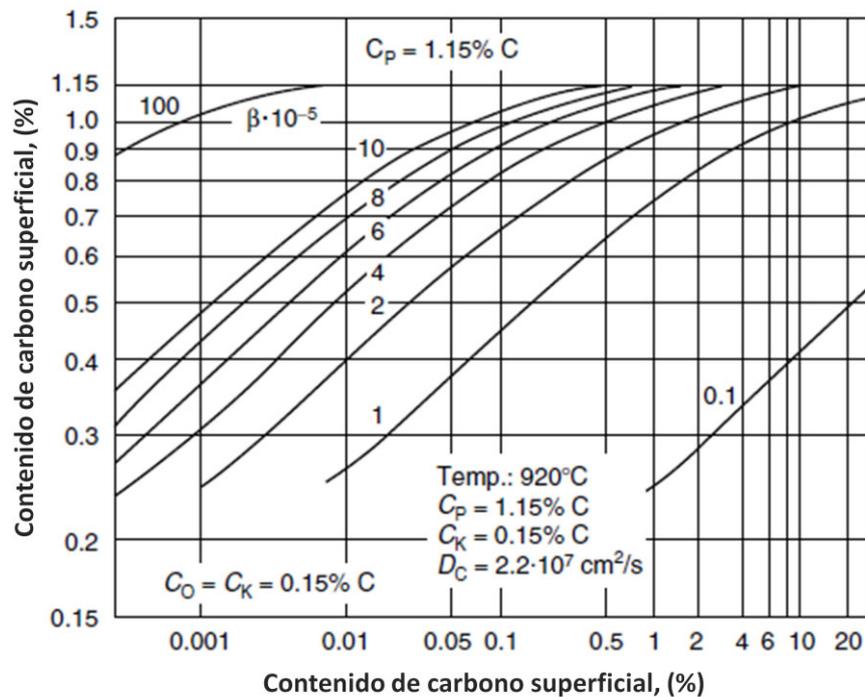
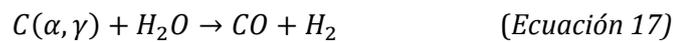


Figura 38. Efecto del coeficiente de transición de carbono en el tiempo de carburizado. [18]

Donde el valor proporcional k depende de la temperatura, potencial de carbono, y el coeficiente de velocidad de reacción en la superficie. La regla \sqrt{t} establece que para duplicar la profundidad de capa es necesario elevar el tiempo de carburizado al cuádruple, es válido para $k=0.5$ y con una precisión suficiente para profundidades de carburizado de 1 mm o mayores. El significado formal de la compensación D/β es que el punto de intersección entre el diagrama de carbono y el potencial de carbono se desplaza de la superficie a la atmósfera de gas.

Reacciones efectivas de decarburización son mostradas a continuación.



Donde las moléculas de la atmósfera gaseosa reaccionan con el carbono para formar nuevas moléculas en la superficie del acero, que a su vez son emitidas a la atmósfera gaseosa [18].

2.5 ATMÓSFERA EN CARBURIZADO POR GAS

Algunos principios básicos de operación aplican en todos los hornos de atmósferas controladas, sin importar su diseño. En primera instancia, con el objetivo de controlar la uniformidad del carburizado, los hornos deben ser equipados con abanicos interiores para que la atmósfera circule correctamente por toda la carga. Además, la carga debe contar individualmente con suficiente espacio para permitir a la atmósfera penetrar la carga. Piezas críticas, como engranes, normalmente son colocados en dispositivos para controlar no solo el espacio, sino también su orientación al entrar al medio de temple. A veces el peso de los herrajes y dispositivos en hornos continuos es dos o tres veces el peso de la carga a procesar.

En segundo lugar, el horno debe operar a una presión positiva para que, en caso de tener pequeñas fugas en el mismo, no entre aire por ellas. Presiones de 12 a 37 Pa son usualmente las recomendadas para hornos de carburizado. La presión del horno puede ser controlada ajustando el tamaño de orificio en las líneas de ventilación de la atmósfera y la velocidad de flujo del gas acarreador.

Debido a que el gas caliente dentro del horno contiene baja densidad, la presión diferencial (presión del horno menos presión atmosférica, medidas a la misma altura) tendrá su valor mínimo en el punto más bajo del horno. La presión mínima necesaria en el horno (a cualquier altura) para mantener la diferencia positiva de presiones (P_{min}) puede ser calculada con:

$$P_{min} = H(D_A - D_F) \quad (\text{Ecuación 18})$$

Donde H es la altura interna de la cámara del horno, D_A es la densidad del aire del ambiente afuera del horno, D_F es la densidad de la atmósfera dentro del horno. Debido a que $D_A \gg D_F$, un valor mínimo adecuado para la presión del horno es pascales es:

$$P_{min} = H(0.117)$$

(Ecuación 19)

Donde H se expresa en centímetros y se asume que el aire del ambiente se encuentra a 1 kPa (1 atm) de presión y que la temperatura es 20°C. Aunque la presión del horno es normalmente positiva, puede entrar aire a él a través de pequeñas aberturas si hay fluctuaciones locales de la presión ambiental. Un gran abanico de enfriamiento en el horno puede levantar la presión local a máximo 25 Pa.

En tercer lugar, la velocidad a la cual la atmósfera del horno responde a cambios en su composición de gas depende del tiempo medio de residencia de la atmósfera de gases en el horno. El tiempo medio de residencia (t_{res}) es aproximadamente:

$$t_{res} = \frac{(V \cdot T_A)}{F \cdot T_F}$$

(Ecuación 20)

Donde V es el volumen del horno; F es la velocidad del gas acarreador medida a T_A , la temperatura absoluta del medio ambiente, y T_F es la temperatura absoluta del horno. Los tiempos de permanencia en hornos de carburizado varían de 2 a 15 minutos. Si la composición del gas en el interior es cambiada, toma aproximadamente tres veces el tiempo de permanencia para que el 95% del efecto del cambio sea apreciado en el horno. Es por eso que en los hornos de carburizado por lote en los cuales la composición de la atmósfera debe ser cambiada durante el curso del ciclo del proceso, usualmente son operados con tiempos de permanencia más cortos que los hornos continuos. A menudo es considerada una ventaja el operar a velocidades de flujo de gas acarreador altas para acelerar la purga de aire que entra en el horno cuando las piezas son cargadas. Sin embargo, el mismo resultado puede ser obtenido de manera más económica utilizando un sistema de control automático para regular el flujo del gas enriquecido con hidrocarburo.

2.6 PARÁMETROS DE PROCESO A CONTROLAR

La operación exitosa del proceso de carburizado por gas depende del control de tres variables principales:

- Temperatura
- Tiempo
- Composición de la atmósfera

Otras variables que afectan la cantidad de carbono transferidas a las piezas incluyen los grados de la circulación de la atmósfera y la composición química del material base.

Temperatura. La velocidad máxima a la cual el carbono puede ser añadido al acero está limitada por la velocidad de difusión del carbono en la austenita. La difusión de carbono aumenta mayormente con el incremento de la temperatura; la tasa de carbono añadido a 925°C es 40% más grande que a 870 °C.

La temperatura utilizada normalmente en los procesos de carburizado es 925 °C. Esta temperatura permite una velocidad de carburizado sin deterioro excesivo rápido del equipo del horno, particularmente de los herrajes y dispositivos. La temperatura de carburizado es a veces elevada a 955°C o a 980°C para disminuir el tiempo de carburizado en componentes que requieren capas profundas. De manera contraria, la obtención de capas delgadas se lleva a cabo con procesos a bajas temperaturas debido a que la profundidad de capa puede ser controlada de manera más eficiente con la velocidad de carburizado obtenida a temperaturas menores.

Para resultados consistentes en el proceso de carburizado, la temperatura debe ser uniforme en toda la carga. Persistirán gradientes de temperatura a través de la carga por un periodo considerable de tiempo mientras la carga es calentada a la temperatura de carburizado. Debido a que las piezas localizadas en la parte exterior de la carga llegan a la temperatura del horno en menor tiempo, empezaran a carburizarse antes que las piezas localizadas en el centro de la carga. La consecuencia a lo anterior es la variabilidad de la profundidad de capa de pieza a pieza y en diferentes zonas de la misma pieza. Además, puede ser depositado hollín en partes frías expuestas a la atmósfera de carburizado. Por estas razones y para obtener mejores resultados, la carga debe ser calentada a temperatura de carburizado en un horno de atmósfera neutra. En hornos por lote, la carga puede ser calentada en endogas hasta llegar a la temperatura del horno; posteriormente, el carburizado puede comenzar con la adición del gas enriquecedor. Muchos hornos continuos de nueva tecnología están siendo construidos con cámaras separadas de pre calentamiento para asegurar que la carga se encuentra a una temperatura uniforme antes de entrar a la zona de carburizado.

Un detalle a mencionar es el problema de formación de carburos en superficie cuando el carburizado inicia en aceros con ferrita.

Para hornos de carburizado por lotes, el termopar utilizado para el control de la temperatura es normalmente posicionado para que alcance la temperatura programada antes que la carga. En hornos continuos, los cuales no tienen manera de separar las zonas, el termopar en la primer zona debe ser ubicado cerca del final de la misma para evitar sobrecalentamiento de la carga. El termopar de control es normalmente posicionado cerca del centro de la zona de carburizado. Si la última zona se encuentra a una temperatura menor a la de carburizado, el termopar de control es normalmente ubicado cerca de la zona de descarga, sin embargo es importante tomar en cuenta la ubicación de los tubos radiantes de cada horno individualmente.

Tiempo. El efecto del tiempo y la temperatura en la profundidad de capa carburizada se muestra en la Figura 39. Cuando el contenido de carbono superficial es controlado para que sea menor al de saturación, las profundidades de capa serán menores a las que resultarían normalmente. La Figura 40 muestra como el tiempo de carburizado decrece incrementando la temperatura del proceso para una profundidad de capa de 1.5 mm. Además del tiempo a la temperatura de carburizado, podría requerirse tiempo adicional (horas) para procesar cargas grandes o de gran cantidad de piezas pequeñas, las cuales necesitarán llegar a la temperatura de carburizado. Para templar las piezas directamente después del proceso de carburizado en el mismo horno, el ciclo puede ser alargado con el fin de lograr la disminución de la temperatura desde la temperatura de carburizado hasta aproximadamente 843°C antes de llevarse a cabo el temple.

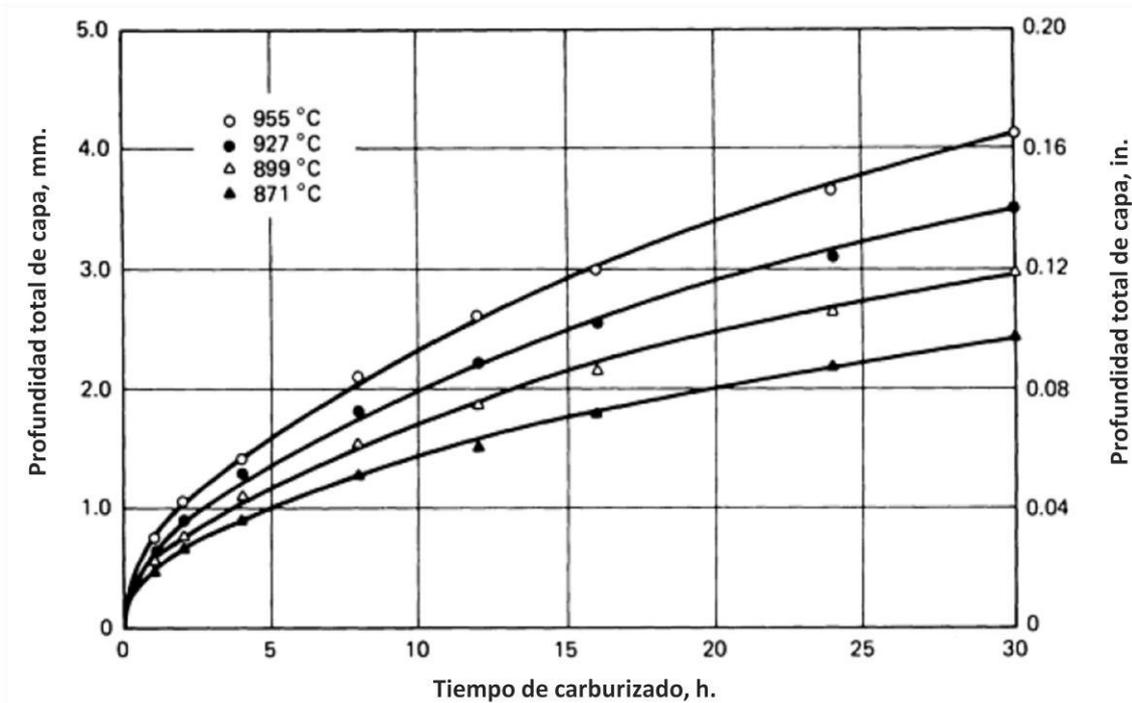


Figura 39. Profundidad de capa total contra tiempo a cuatro diferentes temperaturas. [4]

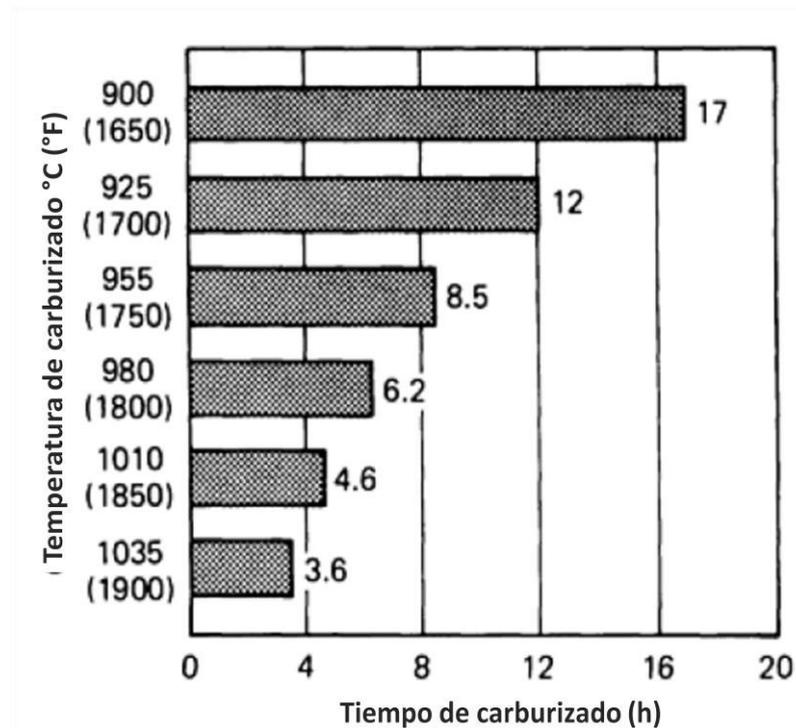


Figura 40. Efecto de reducción del tiempo de carburizado al incrementar la temperatura de proceso de carburizado para un acero 8620 con profundidad de capa de 1.5 mm. [4]

Potencial de carbono. El potencial de carbono en la atmósfera del horno de carburizado a una temperatura específica es definido como el contenido de carbono del hierro que se encuentra termodinámicamente en equilibrio con la atmósfera. El potencial de carbono de la atmósfera del horno debe ser mayor que el potencial de carbono superficial de las piezas en proceso para que

el carburizado se lleve a cabo. Es la diferencia en el potencial de carbono la que provee la fuerza que transfiere el carbono a los componentes [4].

DIFUSIÓN

La difusión es el movimiento de los átomos en un material. Los átomos se mueven de una manera predecible, tratando de eliminar diferencias de concentración y de producir una composición homogénea y uniforme.

Un átomo puede trasladarse de un punto normal de la red y ocupar una vacancia cercana. Los átomos pueden moverse de un sitio intersticial a otro y pueden saltar a través de un borde de grano, haciendo que dicho borde se mueva.

La capacidad de los átomos y de las imperfecciones para difundir aumenta conforme se aumenta la temperatura, o los átomos incrementan su energía térmica. La razón de este movimiento está relacionada con la temperatura o energía térmica, mediante la ecuación de Arrhenius:

$$\text{Razón de movimiento} = c_o \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (\text{Ecuación 21})$$

Donde c_o es el coeficiente de proporcionalidad, R es la constante de los gases (1.987 cal/molK), T es la temperatura absoluta (K) y Q la energía de activación (cal/mol) requerida para que una imperfección se mueva. Esta ecuación se deduce a partir de un análisis estadístico sobre la probabilidad de que los átomos tengan la energía adicional Q necesaria para moverse. La razón de movimiento está relacionada con el número de átomos que se mueven.

Mecanismos de difusión. Incluso en materiales sólidos completamente puros, los átomos se mueven de una posición en la red a otra. Este proceso que se conoce como autodifusión puede detectarse utilizando trazadores radioactivos. Aunque la autodifusión ocurre de manera continua en todos los materiales, su efecto en el comportamiento del material no es importante.

También ocurre la difusión de átomos distintos en los materiales (Figura 41). Si se suelda una lámina de níquel a una lámina de cobre, los átomos de níquel gradualmente se difunden en el cobre y los de cobre emigran hacia el níquel. De nuevo, al transcurrir el tiempo, el níquel y cobre quedarán uniformemente distribuidos. Hay dos mecanismos importantes mediante los cuales se difunden los átomos (Figura 42).

Difusión por vacancia. En la auto difusión y en la difusión de átomos sustitucionales, un átomo abandona su sitio en la red para llenar una vacancia cercana (creando así una nueva vacancia en su lugar original de la red). Conforme continúa la difusión, se tiene un flujo de vacancias y átomos en sentidos opuestos conocido como difusión por vacancia. El número de vacancias, que se incrementa al aumentar la temperatura, ayuda a determinar la extensión tanto de la autodifusión como de la difusión de los átomos sustitucionales.

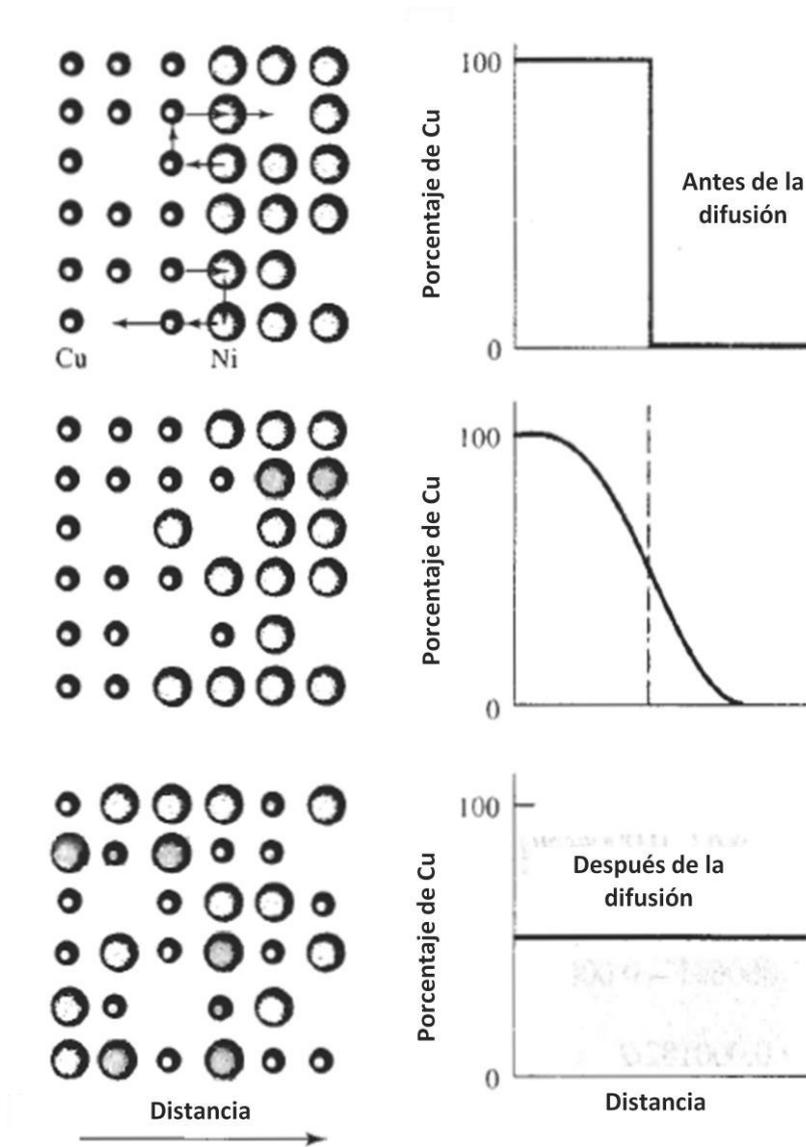


Figura 41. Difusión de átomos de cobre en el níquel. Finalmente los átomos de cobre quedarán distribuidos aleatoriamente en todo el níquel. [22]



Figura 42. Mecanismos de difusión en materiales: a) difusión de átomos por vacancia o por átomos sustitucionales y b) difusión intersticial. [22]

Difusión intersticial. Cuando en la estructura cristalina está presente un pequeño átomo intersticial, este átomo pasará de un sitio intersticial a otro. Para este mecanismo no es necesario que existan vacancias, por lo tanto, se espera que la difusión intersticial sea rápida. [22].

Energía de activación para la difusión. Un átomo que difunde debe oprimir a los átomos circundantes para llegar a su nuevo sitio. Para que esto ocurra, deberá proporcionarse energía a fin de que llegue a su nueva posición, como se ve de manera esquemática en la difusión por vacancias e intersticial de la Figura 43.

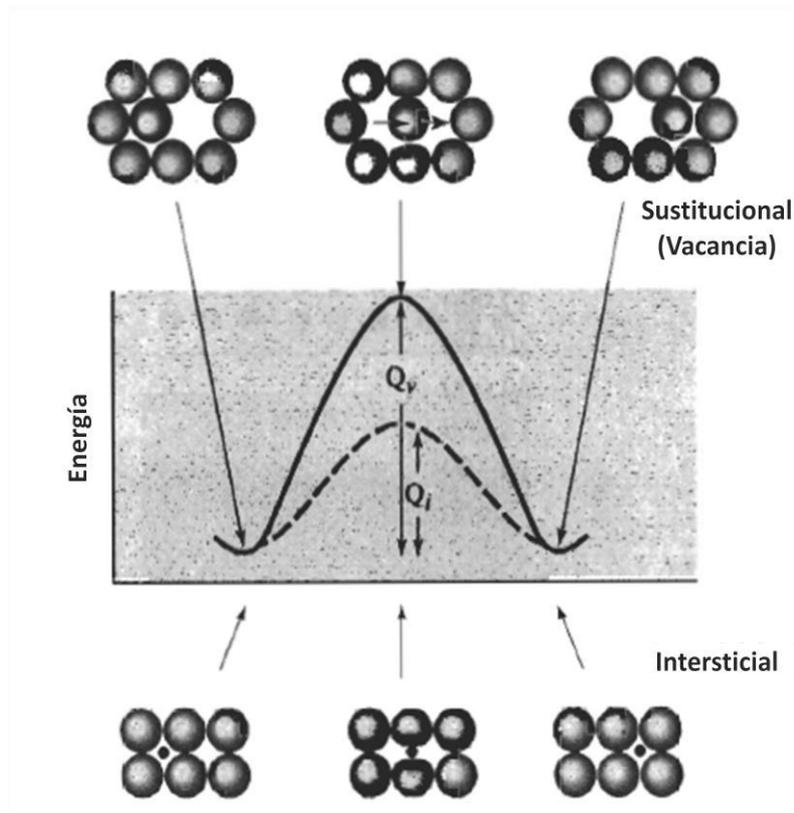


Figura 43. Se requiere una energía alta para hacer pasar los átomos entre otros durante la difusión. Esta energía es la energía de activación Q . En general, se requiere de más energía en el caso de un átomo sustitucional que un átomo intersticial. [22]

El átomo originalmente se encuentra en una ubicación de baja energía y relativamente estable. A fin de pasar a un nuevo sitio, el átomo debe vencer una barrera energética. LA barrera energética es la energía de activación Q . El calor le proporciona al átomo la energía que requiere para vencer esta barrera.

Normalmente se requiere menos energía para hacer pasar un átomo intersticial entre los átomos circundantes; en consecuencia, en la difusión intersticial las energías de activación son menores que en la difusión por vacancias. Una cifra baja de activación significa una fácil difusión.

Velocidad de difusión.

La velocidad a la cual difunden los átomos en un material se puede medir mediante el flujo J , que se define como el número de átomos que para a través de un plano de superficie unitaria por unidad de tiempo (Figura 44). La primera Ley de Fick determina el flujo neto de átomos:

$$J = -D \frac{\Delta c}{\Delta x} \quad \text{(Ecuación 22)}$$

Donde J es el flujo (átomos/ $\text{cm}^2 \cdot \text{s}$), D es la *difusividad* o *coeficiente de difusión* (cm^2/s) y $\Delta c/\Delta x$ es el gradiente de concentración (átomos/ $\text{cm}^3 \cdot \text{cm}$). Durante la difusión, varios factores afectan el flujo de los átomos.

Gradiente de concentración. El gradiente de concentración muestra la forma en la que la concentración del material varía con la distancia; Δc es la diferencia de concentración a lo largo de la distancia Δx (Figura 45). El gradiente de concentración puede crearse al poner en contacto dos materiales de composición distinta cuando un gas o un líquido entran en contacto con un material sólido, cuando se producen estructuras fuera de equilibrio en un material debido al procesamiento y por toda una serie de otras causas.

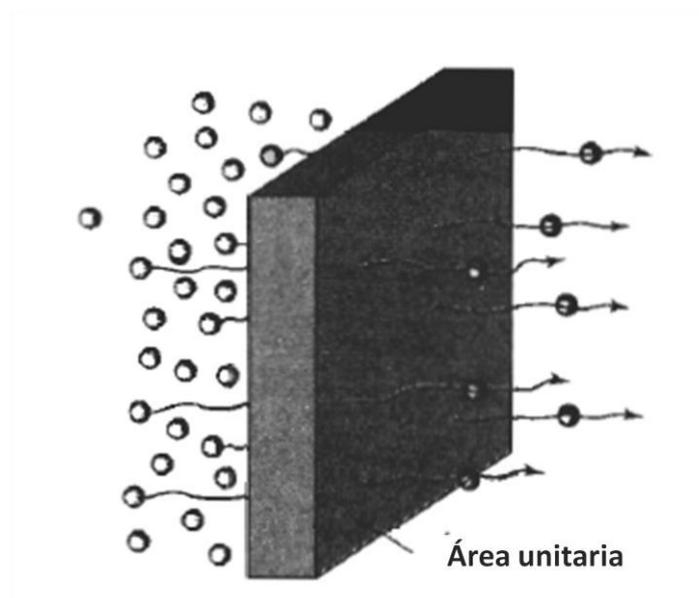


Figura 44. El flujo durante la difusión queda definido como el número de átomos que pasa a través de un plano de área unitaria por unidad de tiempo. [22]

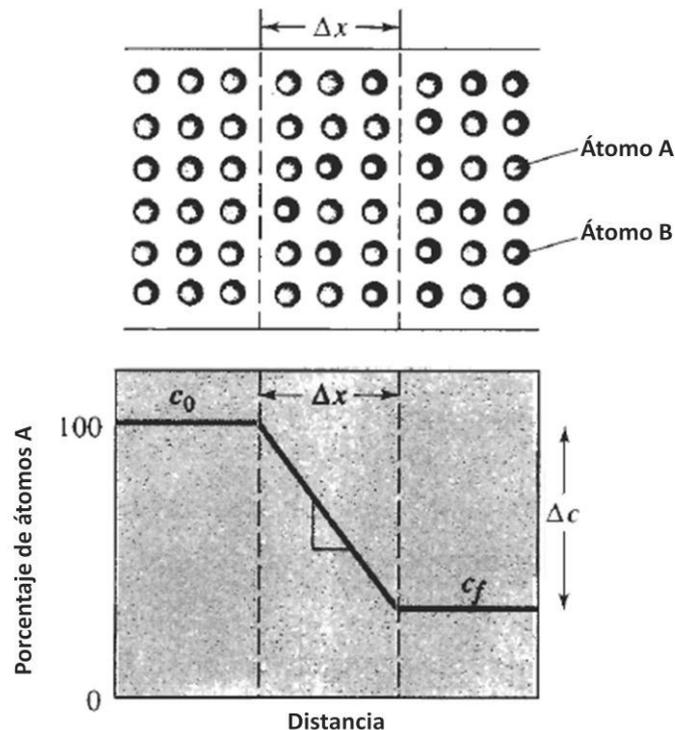


Figura 45. Ilustración del gradiente de concentración. [22]

El flujo a una temperatura en particular es constante sólo si también es constante el gradiente de concentración, esto es, las composiciones a cada lado del plano de la Figura 44 se conservan sin modificación. En muchos casos prácticos, sin embargo, estas composiciones varían al irse redistribuyendo los átomos, por lo que también el flujo cambia. A medida se encuentra que el flujo es inicialmente alto y después se reduce gradualmente, conforme disminuye el gradiente de concentración por difusión.

El coeficiente de difusión y la temperatura. El coeficiente de difusión D está relacionado con la temperatura a través de la ecuación de Arrhenius,

$$D = D_0 \exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \quad (\text{Ecuación 23})$$

donde Q es la energía de activación (cal/mol), R es la constante de los gases (1.987 cal/mol·K) y T es la temperatura absoluta (K). D_0 es el coeficiente de difusividad y depende del sistema de difusión dado.

Cuando se incrementa la temperatura de un material, también se incrementa el coeficiente de difusión y el flujo de átomos. A temperaturas más altas, la energía térmica suministrada a los átomos en difusión permite que estos venzan la barrera de energía de activación y se muevan con mayor facilidad a nuevo sitios en la red. A bajas temperaturas, frecuentemente por debajo de aproximadamente 0.4 veces la temperatura de fusión absoluta del material, la difusión es muy baja y puede no ser significativa. Por esa razón, el tratamiento térmico de metales se efectúa a altas temperaturas; así los átomos se mueven rápidamente para completar reacciones o para llegar a condiciones de equilibrio.

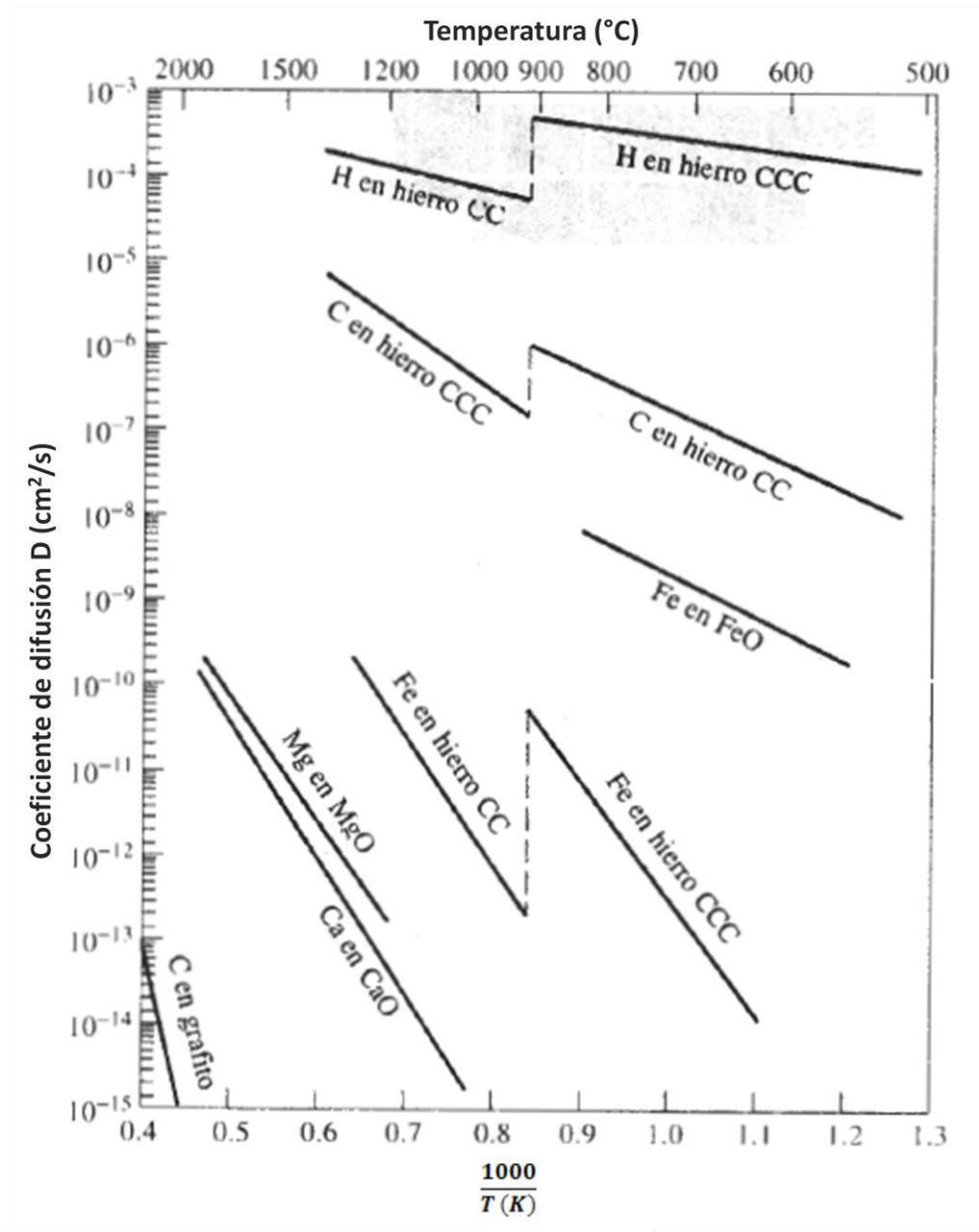


Figura 46. Coeficiente de difusión en función del recíproco de la temperatura para varios metales y materiales cerámicos. En esta gráfica de Arrhenius, D representa la rapidez del proceso de difusión. Una pendiente pronunciada significa una energía de activación elevada. [22]

Tiempo. La difusión requiere tiempo; las unidades para el flujo son átomos/ $\text{cm}^2 \cdot \text{s}$. Si un gran número de átomos debe difundir para producir una estructura uniforme, pudieran requerirse extensos periodos, incluso a temperaturas altas. Puede reducirse el tiempo para los tratamientos térmicos mediante temperaturas más altas o haciendo que las distancias de difusión (relacionadas con Δx) sean lo más pequeñas posibles.

Se encuentra que si se evita la difusión se obtendrán algunas estructuras y propiedades bastante notables. Los aceros rápidamente enfriados desde altas temperaturas, a fin de evitar la difusión, forman estructuras fuera del equilibrio que son la base de tratamientos térmicos sofisticados.

Perfil de composición

La segunda ley de Fick, que describe un estado dinámico de la difusión de los átomos, es la ecuación diferencial $dc/dt = D (d^2c/dx^2)$ cuya solución depende de las condiciones de frontera para una situación en particular. Una solución de esta ecuación es:

$$\frac{C_s - C_x}{C_s - C_0} = \operatorname{erf} \left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}} \right) \quad (\text{Ecuación 24})$$

Donde C_s es la concentración de los átomos a difundir en la superficie del material, C_0 es la concentración inicial en el material de los átomos a difundir y C_x es la concentración del átomo en difusión en una posición por debajo de la superficie después de un tiempo t . Estas concentraciones se ilustran en la Figura 48. A la función erf se le conoce como función error y se puede evaluar a partir de la Figura 47.

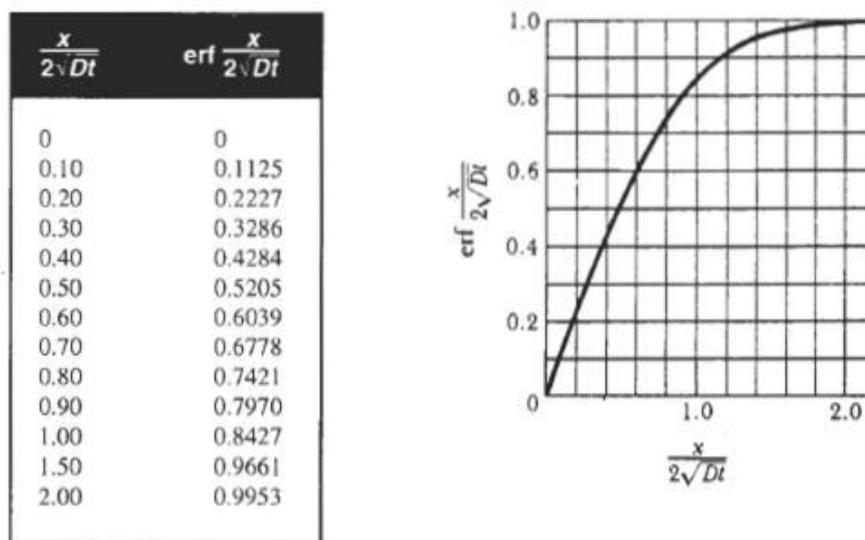


Figura 47. Función error correspondiente a la segunda ley de Fick. [22]

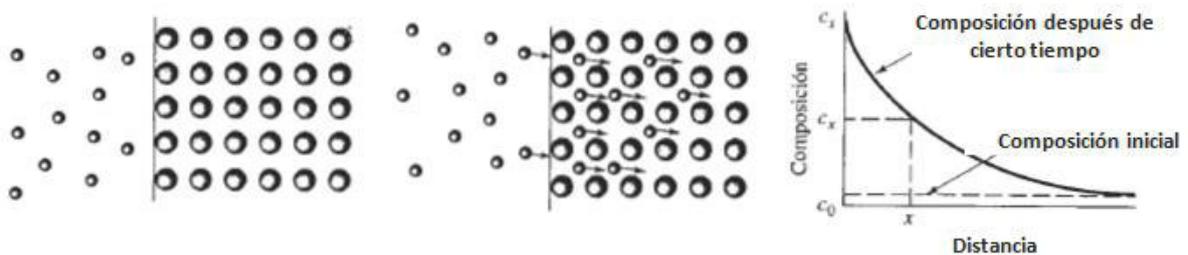


Figura 48. Difusión de átomos en la superficie de un material ilustrando el uso de la ley de Fick [22].

2.7 TEMPLE

El temple es un proceso en el que piezas metálicas son enfriadas rápidamente desde la temperatura austenítica, comúnmente de un rango entre 817 y 870°C para el acero. Los aceros inoxidables y de alta aleación pueden ser templados para minimizar la presencia de carburos en el límite de grano o para mejorar la distribución de ferrita, pero la mayoría de los aceros son templados para obtener cantidades controladas de martensita en su microestructura. Un proceso de temple llevado a cabo de manera exitosa usualmente significa la obtención de la microestructura requerida, dureza, fuerza o tenacidad, minimizando esfuerzos residuales y la posibilidad de grietas.

La selección de un medio de temple depende de la templabilidad de cada aleación en particular, el grosor de la sección a ser templada y su forma, y las velocidades de enfriamiento requeridas para alcanzar la microestructura deseada. Los medios de temple más comunes son o líquidos o gases. Los medios de temple líquidos más comunes son:

- Aceites que pueden contener una variedad de aditivos.
- Agua.
- Soluciones acuosas de polímeros.
- Agua que puede contener sal o aditivos cáusticos.

Los medios de temple gaseosos más comunes son gases inertes como el helio, argón y nitrógeno. Estos medios de temple a veces son usados después de austenizado en vacío.

La capacidad de un medio de temple para templar acero depende de las características de enfriamiento del medio. La efectividad del temple depende de la composición del acero, medio de temple y condiciones de uso del mismo. El diseño de un sistema de temple y la minuciosidad con la cual es mantenido también contribuyen al éxito del proceso.

Fundamentalmente, el objetivo del proceso de temple es enfriar el acero desde la temperatura austenítica lo suficientemente rápido para formar la microestructura con la fase deseada, la cual es a veces bainita pero con mayor frecuencia es martensita. La principal función del medio de temple es controlar la velocidad de transferencia de calor de la superficie de la pieza a ser templada.

Proceso de temple. La velocidad de extracción de calor de un medio de temple y la forma en la que es utilizado afecta substancialmente su desempeño. Variaciones en los procesos de temple han tenido como resultado la asignación de nombres específicos a algunas de las técnicas:

- Temple directo.
- Temple por tiempos.
- Temple selectivo.
- Temple por aspersion.
- Temple por niebla.
- Temple interrumpido.

Temple directo. Se refiere al temple directamente a la temperatura de austenizado y es por mucho el método más utilizado en la industria. El término temple directo es utilizado para

diferenciar éste tipo de proceso con las prácticas de temple indirectas que pueden incluir carburizado, enfriamiento lento, recalentamiento y temple posterior.

Temple por tiempos. Es utilizado cuando la velocidad de enfriamiento de la pieza a ser templada necesita ser abruptamente cambiada durante el ciclo de enfriamiento. El cambio de la velocidad de enfriamiento puede consistir en incrementar o disminuir la velocidad de enfriamiento dependiendo de cuál es la necesidad en los resultados a obtenerse. La práctica más común es disminuir la temperatura de la pieza templando en un medio con alta capacidad de remoción de calor (por ejemplo, agua) hasta que la pieza se haya enfriado por debajo de la nariz de la curva TTT, y después transferir la pieza a un segundo medio de enfriamiento (por ejemplo, aceite), para, de esta manera, se tenga un enfriamiento más lento en la fase martensítica. En algunas aplicaciones, el segundo medio de enfriamiento puede ser aire o algún gas inerte. El temple por tiempos es utilizado regularmente para disminuir la distorsión, agrietamiento y cambios dimensionales.

Temple selectivo. Se utiliza cuando se desea que alguna de las áreas de la pieza a ser templada permanezca relativamente sin afectación durante el proceso de temple. Esto se puede lograr aislando un área para ser enfriada más lentamente y hacer que el medio de temple sólo contacte aquellas áreas de la pieza que deberán ser enfriadas rápidamente.

Temple por aspersion. Este tipo de procesos involucra directamente corrientes de alta presión de un líquido sobre partes de la pieza donde velocidades de enfriamiento mayores son deseadas. La velocidad de enfriamiento es más rápida debido a las gotas de medio de temple formadas debido a que la aspersion de alta intensidad impacta la superficie de la pieza y remueve calor muy eficientemente.

Temple por niebla. Utiliza como agente enfriador una niebla fina o pequeñas gotas de líquido en una atmósfera gaseosa. Aunque es parecida al temple por aspersion, el temple por niebla produce velocidades bajas de enfriamiento debido al bajo contenido de líquido en el medio.

Temple interrumpido. Este proceso se refiere al enfriamiento rápido del metal desde la temperatura de austenizado hasta un punto muy cercano a Ms, en donde se mantiene por cierto periodo de tiempo, seguido por un enfriamiento con aire. Existen tres tipos de temple interrumpido: austempering, martempering y temple isotérmico. La temperatura a la cual el proceso de temple es interrumpido, el periodo de tiempo al que la pieza es mantenida a una temperatura y la velocidad de enfriamiento pueden variar dependiendo del tipo de acero y el grosor de la pieza. Comparaciones entre temple directo e interrumpido se muestran en la Figura 49.

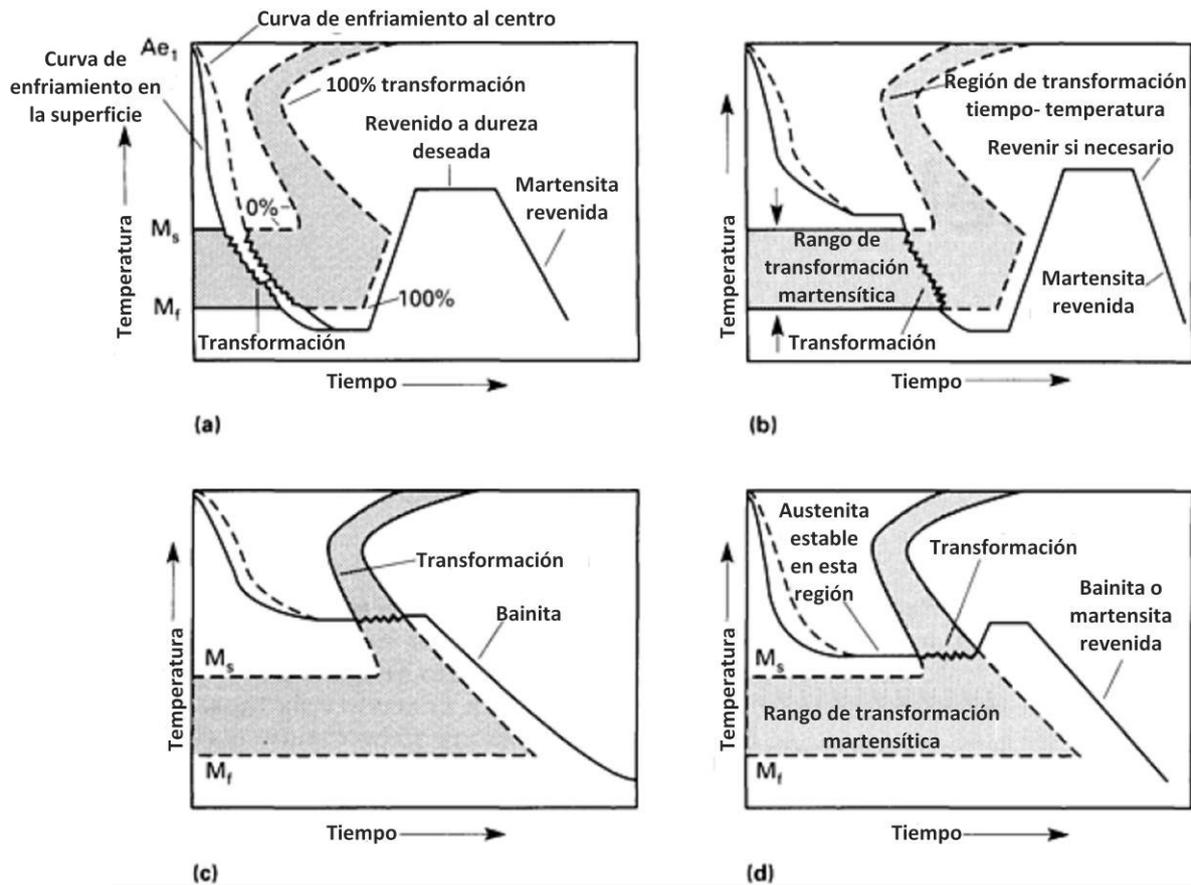


Figura 49. Comparación de curvas de enfriamiento y gradientes de temperatura mientras se presenta transformación martensítica para un proceso convencional de temple y revenido y para procesos interrumpidos de temple. (a) Proceso convencional de temple y revenido usando aceite, agua o polímeros como medio de temple. (b) Marquenching, que utiliza normalmente sal o aceite caliente como medios de temple, (c) Austempering, el cual usa sal como medio de temple, (d) Temple isotérmico que utiliza o sal o aceite caliente como medio de temple. [4]

Las curvas de enfriamiento proveen información acerca de la velocidad de enfriamiento alcanzada en la pieza. La mayoría de la información metalúrgica se presenta en términos de las curvas de enfriamiento necesarias para llegar a una microestructura específica, y estas velocidades pueden muy a menudo estar relacionadas con las velocidades de enfriamiento obtenidas de los análisis de curvas de enfriamiento de los medios de temple. En cierto grado de acero, velocidades de enfriamiento bajas normalmente producen microestructuras ferríticas mientras que velocidades progresivas altas producen perlita, bainita y finalmente, martensita. Las velocidades de enfriamiento producidas por los medios de temple pueden estar relacionadas a microestructuras específicas.

Regularmente se consideran tres etapas en el proceso de enfriamiento (A, B y C), asociadas con los líquidos utilizados para el proceso de temple. La Figura 50 es una curva de temperatura-tiempo en la cual se pueden apreciar las tres etapas de enfriamiento. Esta curva ha sido obtenida con una muestra de 25 mm de acero inoxidable tratada a 845°C y templada en agua, sin agitación. La probeta tiene un termopar localizado en el centro geométrico. Una curva de velocidad de enfriamiento, la cual es obtenida mediante la primera derivada de la curva tiempo temperatura, también es ilustrada.

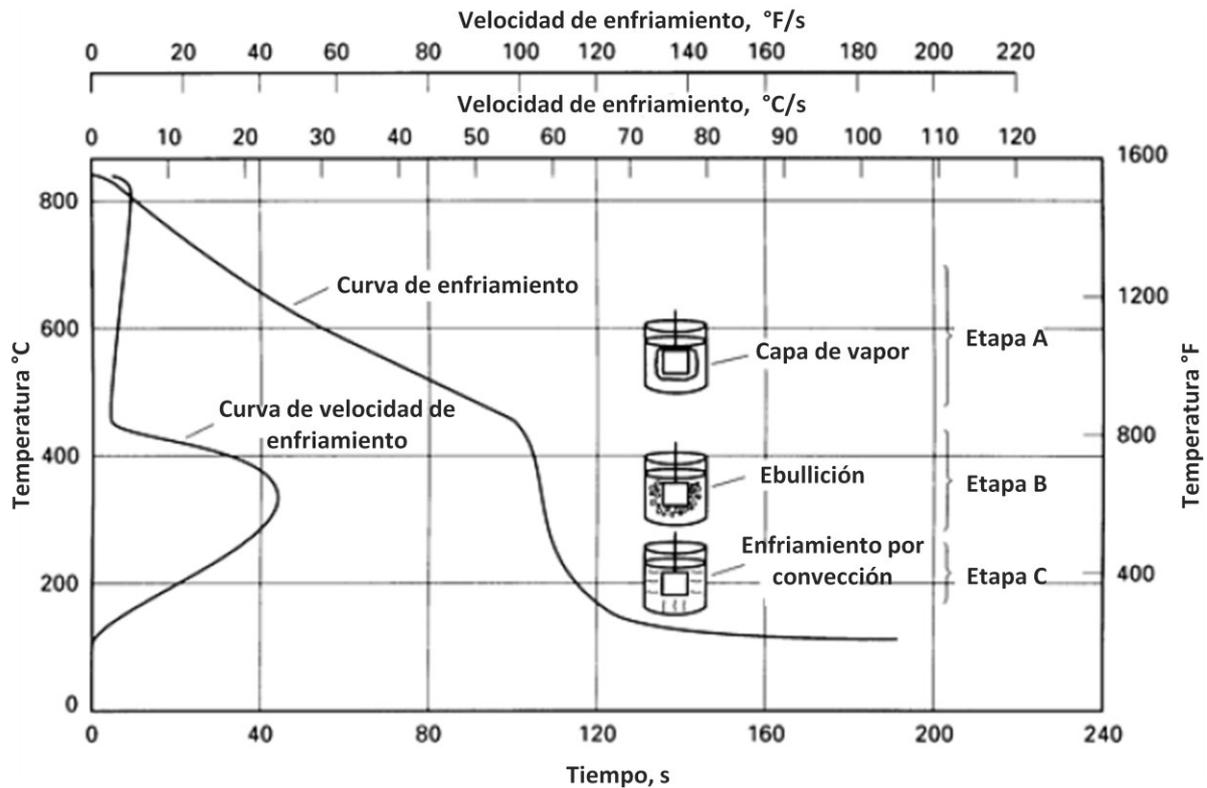


Figura 50. Curva de enfriamiento y curva de velocidad de enfriamiento al centro de una probeta de 25 mm de diámetro templada en agua a 95°C fluyendo a 15 m/min. [4]

Etapa A.- Remoción de calor. La primera etapa de enfriamiento denominada etapa A, se caracteriza por la formación de una capa de vapor que rodea la pieza. La etapa A, también llamada etapa de enfriamiento de capa de vapor, en la cual se presenta el fenómeno Leidenfrost, es decir, la formación de una capa de vapor uniforme alrededor de la pieza. La capa de vapor se desarrolla y mantiene mientras que la cantidad de calor transferida desde el núcleo de la pieza hacia la superficie exceda la cantidad de calor necesaria para evaporar el medio de temple y mantener la fase vapor.

El enfriamiento lento en este periodo se debe a que el vapor atrapado actúa como un aislante y el enfriamiento ocurre principalmente por radiación a través de la capa de vapor. La temperatura a la cual la capa de vapor es mantenida es la temperatura característica del líquido. La temperatura característica es también conocida como la temperatura de Leidenfrost. Beck ha demostrado que la temperatura de Leidenfrost de un medio de temple es independiente de la temperatura inicial del metal a ser templado, tal y como se muestra en la Figura 51.

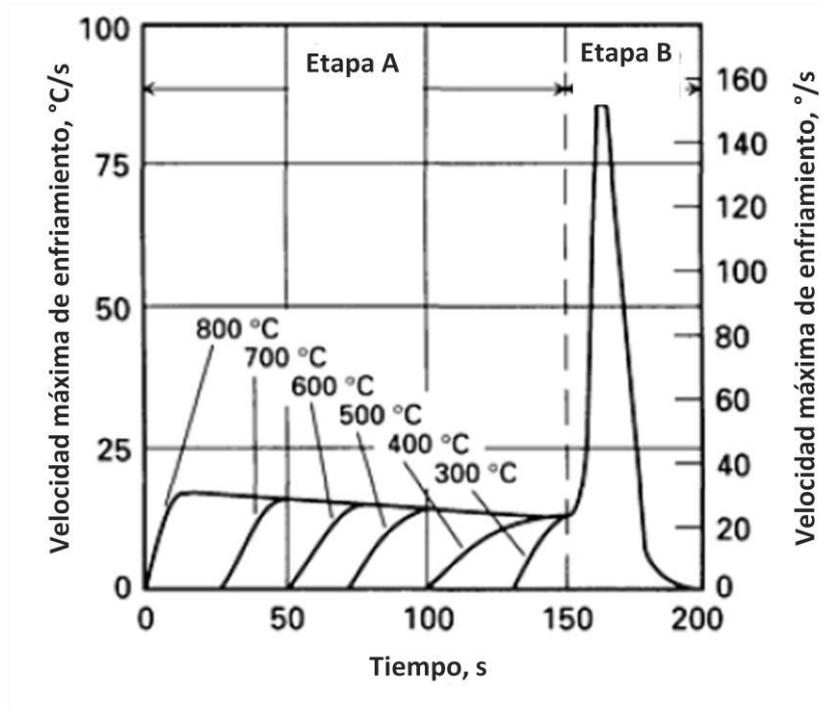


Figura 51. Velocidad de enfriamiento en una probeta de Inconel 600 con 24mm de diámetro y 72 mm de longitud, templada desde temperaturas de entre 300 y 800°C con agua a 100°C. [4]

La etapa A de enfriamiento normalmente no se presenta en partes templadas en soluciones acuosas conteniendo más de aproximadamente 5% en peso de un material iónico como cloruro de potasio, cloruro de litio, hidróxido de sodio o ácido sulfúrico. Las curvas de enfriamiento para estas soluciones comienzan inmediatamente con la etapa B. La presencia de sales en la interfase metal-medio inicia con ebullición casi inmediatamente.

La etapa A de enfriamiento no es observada cuando el proceso se lleva a cabo en un medio de temple no volátil, como lo son los baños de sal. De manera contraria, la transferencia de calor en temples gaseosos tales como aire o gases inertes ocurre exclusivamente por mecanismo de capa de vapor.

Etapa B, ebullición. Las velocidades de enfriamiento más altas ocurren durante la etapa B, también conocida como etapa de ebullición. Durante este periodo, la cobertura de vapor colapsa y altas velocidades de extracción de calor son alcanzadas, las cuales se asocian con la ebullición del medio de temple en la superficie del metal. El calor es removido rápidamente de la superficie mientras que el líquido de temple hace contacto con la superficie del metal y se evapora.

Etapa C, remoción de calor. A esta etapa se le llama la etapa de enfriamiento líquido. La etapa C comienza cuando la temperatura de la superficie del metal se reduce hasta por debajo del punto de ebullición del líquido de temple. Bajo esta temperatura, la ebullición desaparece y el enfriamiento se lleva a cabo por convección y conducción dentro del líquido de temple. Las velocidades de enfriamiento decrecen si incrementa la viscosidad.

La Figura 52 ilustra las tres etapas del temple: la capa de vapor (etapa A), ebullición (etapa B) y remoción de calor por convección (etapa C).

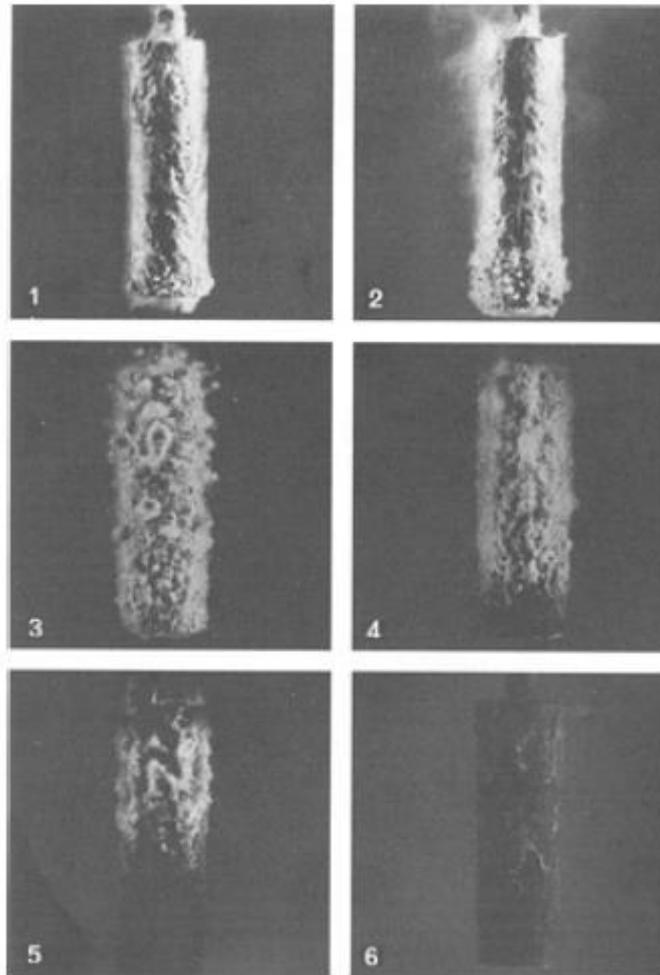


Figura 52. Secuencia fotográfica de una barra caliente de acero siendo templada en una solución de poliacrilenglicol al 25% en agua. (1) cuando se sumerge en agua, (2) después de 15 segundos el polímero de activa y comienza a hervir, (3) después de 25 segundos, la ebullición ocurre a lo largo de toda la barra mientras la velocidad de enfriamiento incrementa, (4) después de 35 segundos, la ebullición colapsa y comienza la etapa de convección, (5) después de 60 segundos, el polímero se comienza a re disolver, (6) después de 75 segundos, la película de polímero se ha re disuelto completamente y la remoción de calor es alcanzada por convección. [4]

Agitación. Este término se refiere al movimiento relativo del líquido de temple, el cual es usualmente obtenido moviendo el líquido, pero en algunos casos es obtenido al mover la pieza a templar en el líquido. La agitación tiene una influencia extremadamente importante en la transferencia de calor. La agitación causa interrupción mecánica en la capa de vapor de la etapa A y una transición más rápida a la etapa de enfriamiento B. El incremento de la agitación normalmente produce etapas A más cortas y mayores velocidades de enfriamiento en las tres regiones.

Es posible obtener un proceso de temple no uniforme por puntos calientes localizados debido a un enfriamiento irregular de la superficie del metal. Esto puede ocasionar dureza focalizada, incremento del agrietamiento de la superficie, distorsión y altos esfuerzos residuales.

2.7.1 ESFUERZOS RESIDUALES Y DISTORSIÓN

La distorsión y el agrietamiento durante los procesos de temple limitan la severidad del medio de temple y el equipo que puede ser utilizado. Un temple muy severo produce martensita a profundidades mayores, pero también incrementa la probabilidad de distorsión y agrietamiento en las piezas tratadas. La distorsión durante el temple puede ser comprendida recordando que:

- El acero tiene una mayor resistencia frío que caliente
- El acero se encoje durante el enfriamiento pero se expande durante el endurecimiento

Los cambios dimensionales lineales que ocurren durante el enfriamiento y la transformación son mostrados en la Figura 53 para condiciones de enfriamiento lentas y rápidas durante el temple. El proceso de temple para la obtención de martensita resulta en una expansión del material comparado a lo alcanzado con un enfriamiento lento de matriz perlítica. Sin embargo, es reconocido que tanto materiales perlíticos como martensíticos se contraen 1% durante enfriado desde temperatura austenítica, pero los materiales martensíticos tienen una contracción neta menor.

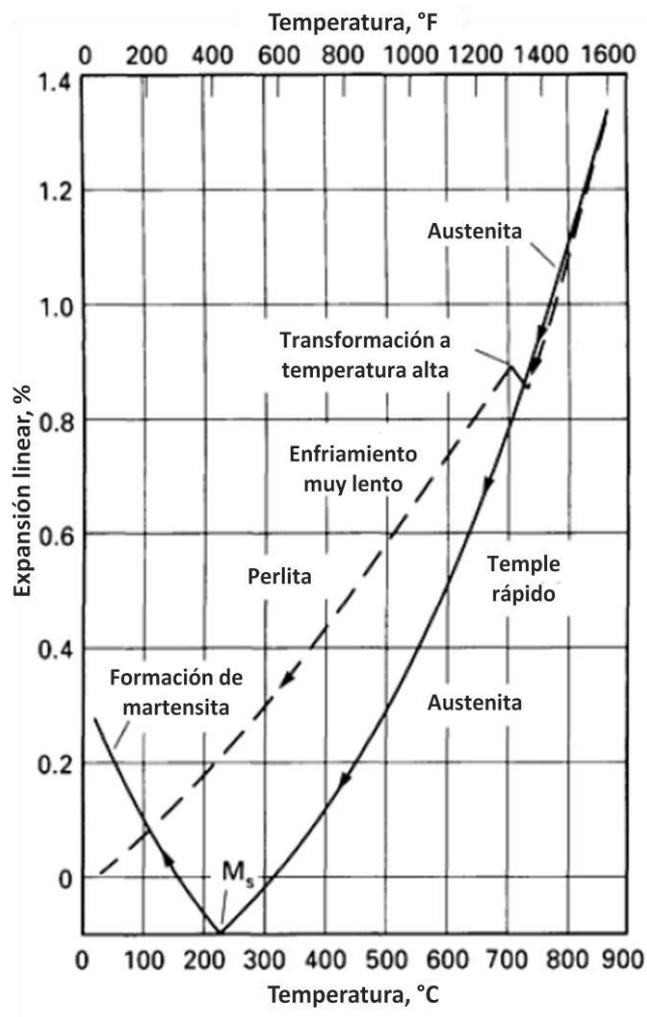


Figura 53. Estudio dilatométrico de acero enfriado a alta temperatura para mostrar que el acero sufre cambios contrarios de sus contracciones dimensionales dependiendo de variaciones en su velocidad de temple. [4]

La distorsión es el resultado de tres fenómenos: pandeo, deformación inducida térmicamente y formación de martensita. El pandeo es el resultado de calentamiento no uniforme o apoyo no uniforme de la pieza durante su calentamiento. La deformación térmica es resultado de contracción no uniforme durante el enfriamiento. Estas definiciones son definiciones a conveniencia y existe traslape de ambas. La expansión asociada con la formación de martensita también incluye esfuerzos que causan distorsión.

2.8 REVENIDO

El revenido de aceros es un proceso en el cual el material previamente endurecido o normalizado es calentado a una temperatura por debajo de la temperatura crítica y enfriado a una velocidad adecuada, principalmente para aumentar la ductilidad y tenacidad, pero también para incrementar el tamaño de grano de la matriz y promover la precipitación de carburos. Los aceros son revenidos por medio de recalentamiento después del temple para obtener valores específicos de propiedades mecánicas y también para relevar esfuerzos residuales producidos durante el proceso de temple y asegurar estabilidad dimensional. El revenido regularmente procede al proceso de temple por encima de la temperatura crítica superior; sin embargo, también es utilizado para liberar esfuerzos producidos por procesos de formado y maquinado, y para reducir la dureza desarrollada durante procesos de soldadura.

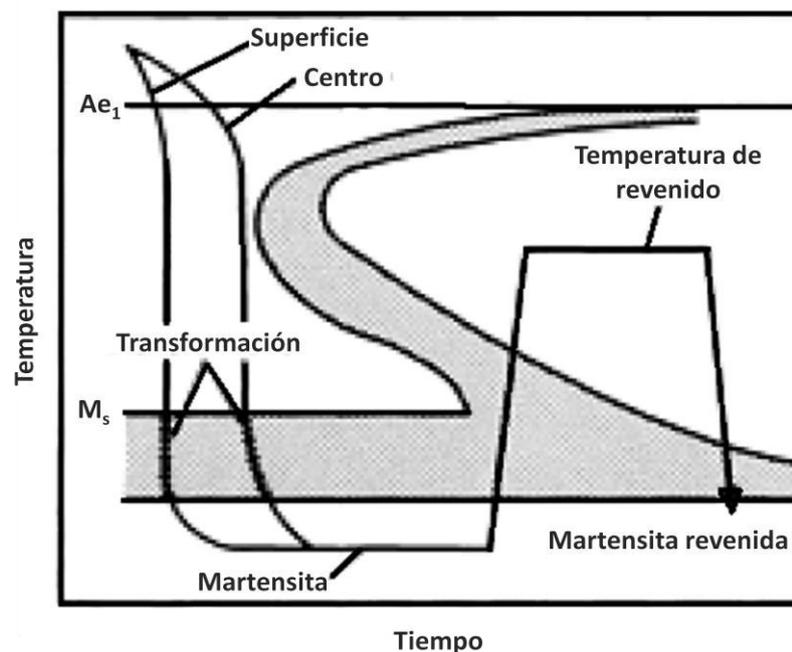


Figura 54. El revenido es un proceso de calentamiento de un acero martensítico a una temperatura por debajo de la temperatura de transformación eutécticoide, lo cual lo hace más suave y más dúctil. [4]

Principales variables. Las variables asociadas con los procesos de revenido que afectan la microestructura y las propiedades mecánicas de un acero incluyen:

- Temperatura de revenido
- Tiempo a temperatura de revenido
- Velocidad de enfriamiento desde la temperatura de revenido
- Composición del acero, incluyendo contenido de carbono, contenido de la aleación y elementos residuales.

Cambios estructurales. Basado en rayos X, estudios dilatométricos y micro estructurales, existen tres diferentes etapas en el proceso de revenido, aunque las temperaturas se traslapan.

- Etapa I. Formación de carburos de transición y disminución del contenido de carbono en la martensita a 0.25% (100 a 250°C)
- Etapa II. Transformación de austenita retenida a ferrita y cementita (de 200 a 300°C)
- Etapa III. Sustitución de carburos de transición y martensita de baja temperatura a cementita y ferrita (250 a 350°C).

Una etapa adicional de revenido (etapa IV, precipitación de finos carburos de aleación dispersos), la cual existe para aceros de alta aleación.

La transformación martensítica se asocia con un incremento de volumen. Durante el revenido, la martensita se descompone en una mezcla de ferrita y cementita con una disminución de volumen al incrementarse la temperatura de revenido. Debido a que no se puede asumir un 100% de estructura martensítica posterior al temple, el volumen no disminuirá continuamente al aumentar la temperatura de revenido.

La austenita retenida en aceros al carbono y en aceros de baja aleación se transforma a bainita y presenta incremento de volumen en la segunda etapa del revenido. Cuando algunos aceros de aleación son revenidos, la formación de carburos de aleación finamente distribuidos ocurre, al igual que el incremento de dureza, llamado dureza secundaria, e incremento en el volumen. Con la precipitación de carburos de aleación, la temperatura M_s de la austenita retenida incrementará y habrá transformación a martensita durante el enfriamiento desde la temperatura de revenido. [4]

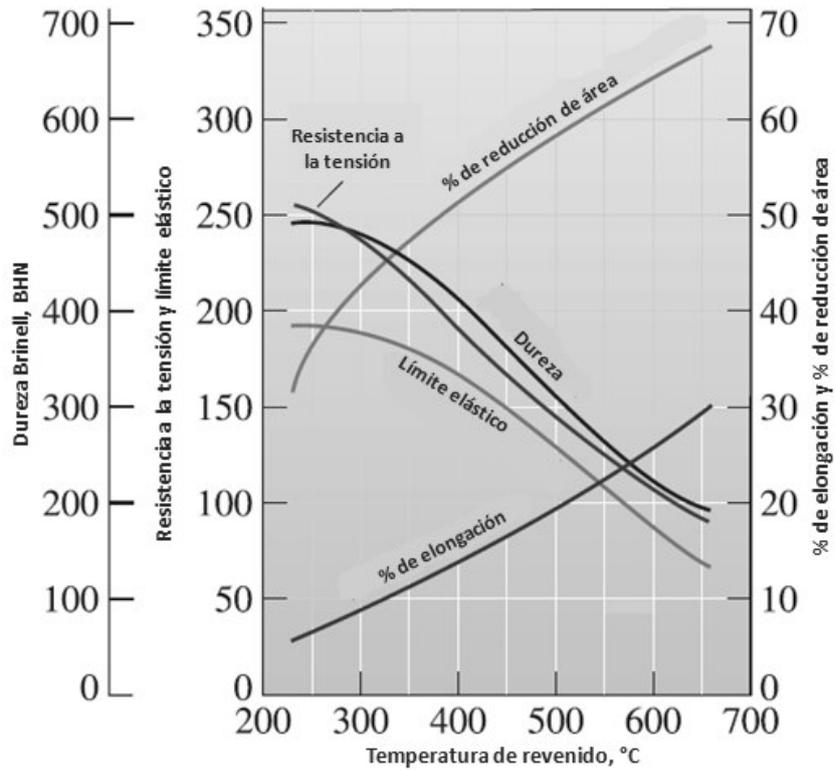


Figura 55. Efecto de la temperatura de revenido en las propiedades mecánicas de un acero 1050. [23]

El tratamiento de revenido controla las propiedades finales del acero (Figura 55). Este proceso es diferente al tratamiento térmico de esferoidización.

CAPÍTULO 3. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL Y MEDICIONES

Para el desarrollo de los experimentos realizados, se han utilizado fichas de acero con bajo contenido de carbono, cuya composición química oscila en los rangos mostrados en la Tabla 8. Se han sometido dichas fichas a proceso de precalentamiento, carburizado, temple y revenido bajo los parámetros mostrados en la Tabla 9.

Después del tratamiento térmico, se han hecho mediciones del porcentaje de carbono superficial resultante del mismo, así como medición de gradientes de dureza y gradientes de carbono.

Simultáneamente, se han hecho corridas con diferentes concentraciones de los elementos aleantes, los cuales caen dentro de los parámetros mencionados en la Tabla 8 bajo las mismas condiciones reportadas en el tratamiento térmico de las fichas de acero de medio carbono, con ayuda de la herramienta computacional de simulación JMatPro®, en la que el efecto de la variación de la composición química del acero de acuerdo a los rangos de composición indicados sobre la capa carburizada de los componentes ha sido calculado.

Tabla 8. Composición química de acero utilizado [10].

Composición química	
C	0.22 - 0.29
Mn	0.60 - 0.92
Si	0.10 - 0.40
P	<0.035
S	<0.035
Cr	0.90 - 1.20
Mo	0.15 - 0.40

3.1 PARÁMETROS DE PROCESO

A continuación se muestran los parámetros programados para el procesamiento de las muestras, en el cual se ha utilizado gas metano como medio carburizante. En la Tabla 10 se pueden observar los parámetros reales de proceso medidos durante el tratamiento térmico de las fichas en dos diferentes corridas.

Tabla 9. Parámetros de proceso programados para pre calentamiento, carburizado, temple y revenido.

PRECALENTAMIENTO			
Temperatura (°C)	400	Tiempo (min)	40
CARBURIZADO			
ETAPA	Etapa 1	Etapa 2	Etapa 3
PARÁMETRO			
Temperatura (°C)	927	927	860
Potencial de carbono (%C)	1.15	0.9	0.75
Tiempo (min)	300	285	45
TEMPLE			
Temperatura (°C)	70	@ 550 rpm	
Tiempo (min)	15		
REVENIDO			
Temperatura (°C)	190	Tiempo (min)	90

Tabla 10. Parámetros de proceso para lote A

LOTE A			
PRECALENTAMIENTO			
Temperatura (°C)	400	Tiempo (min)	40
CARBURIZADO			
ETAPA	Etapa 1	Etapa 2	Etapa 3
PARÁMETRO			
Temperatura (°C)	927	927	860
Potencial de carbono (%C)	1.04	0.93	0.76
Tiempo (min)	300	285	45
TEMPLE			
Temperatura (°C)	70	@ 550 rpm	
Tiempo (min)	15		
REVENIDO			
Temperatura (°C)	190	Tiempo (min)	90

Tabla 11. Parámetros de proceso para lote B.

LOTE B			
PRECALENTAMIENTO			
Temperatura (°C)	400	Tiempo (min)	40
CARBURIZADO			
ETAPA	Etapa 1	Etapa 2	Etapa 3
PARÁMETRO			
Temperatura (°C)	927	927	860
Potencial de carbono (%C)	1.13	0.95	0.78
Tiempo (min)	300	285	45
TEMPLE			
Temperatura (°C)	70	@ 550 rpm	
Tiempo (min)	15		
REVENIDO			
Temperatura (°C)	190	Tiempo (min)	90

3.2 DETERMINACIÓN DE COMPOSICIÓN QUÍMICA

Para la determinación de la composición química del acero utilizado, así como para realizar el gradiente de carbono presente tras el proceso de carburizado, ha sido utilizado un espectrómetro de arco y chispa.

Los espectrómetros de arco y chispa (también llamados espectrómetros de emisión de chispa) analizan muestras metálicas por aplicación de un arco eléctrico o chispa, causando que se emita luz y por consiguiente, revelando la presencia de elementos químicos, así como su concentración en la aleación debido a que cada elemento tiene una longitud de onda distinta. Un espectrómetro de arco y chispa representa una herramienta crítica de calidad para la industria del acero, éstos tienen un rango de hasta 780 nm y pueden realizar el análisis en tiempos de hasta 10 segundos por quema.



Figura 56. Espectrómetro de arco y chispa utilizado para la determinación de la composición química del acero. [27]

En la Tabla 12 se indica la composición química del acero utilizado para la fabricación de las fichas procesadas en los lotes A y B, a las cuales se les ha realizado un gradiente de carbono posterior al carburizado, temple y revenido.

Tabla 12. Composición química de fichas antes de carburizado.

Composición química original de fichas Lotes, A y B	
C	0.24
Mn	0.92
Si	0.34
P	0.012
S	0.032
Cr	0.91
Mo	0.40

3.3 MEDICIÓN DE MICRODUREZA

Resistencia a la indentación. Esta prueba generalmente es realizada imprimiendo en la muestra, la cual está en reposo sobre una plataforma rígida, un marcador o indentador de geometría determinada, bajo una carga estática conocida que se aplique directamente o por medio de un sistema de palanca. Dependiendo del sistema de prueba, la dureza se indica por un número inversamente proporcional a la profundidad de la indentación para una carga y marcador especificados, o proporcional a una carga media sobre el área de hendidura.

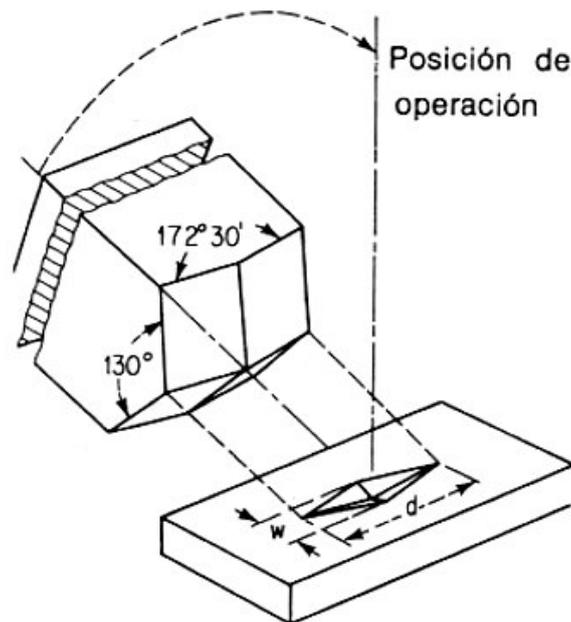


Figura 547. Marcador piramidal Knoop de diamante indentado. [19]

Hay dos marcadores empleados para la prueba de micro dureza: la pirámide de diamante Vickers, la base cuadrada de 136° y el marcador Knoop de diamante alargado.

El marcador Knoop tiene una forma piramidal que produce una impresión en forma de diamante, y tiene diagonales largas y cortas a una razón aproximada de 7:1. La forma piramidal empleada tiene incluidos ángulos transversales de 130°. La profundidad de impresión es aproximadamente 1/30 de su longitud. La diagonal más larga de la impresión es medida ópticamente con un ocular de micrómetro de rosca. El número de dureza Knoop es el resultado de dividir la carga entre el área de la impresión. Por lo general se utilizan tablas para convertir la longitud diagonal medida al número de dureza Knoop (HK) o mediante la fórmula siguiente:

$$HK = \frac{14.229L}{d^2} \quad \text{(Ecuación 25)}$$

donde L representa la carga aplicada en Kg y d es la longitud de la diagonal mayor en mm. [19]



Figura 58. Microdurómetro. [28]

MEDICIÓN DE LA PROFUNDIDAD DE CAPA

La profundidad de capa es normalmente definida como la profundidad bajo la superficie a la cual se presenta un valor definido de alguna propiedad. Una profundidad decapar a 50 HRC , 550 HV ó 0.4% en peso de C son ejemplos de especificaciones para una profundidad de capa efectiva. También es utilizado el término profundidad de capa total, el cual es muy impreciso para uso general como especificación debido a la transición gradual entre las propiedades de la capa superficial y del núcleo en la mayoría de las piezas carburizadas. Sin embargo, algunas partes carbonitruradas y templadas por inducción tendrán una transición microestructural brusca que claramente separa a la capa endurecida, del núcleo.

Muchos componentes, como los engranes, contienen algunas superficies convexas, algunas son relativamente planas y algunas son cóncavas. Normalmente se encuentra que la profundidad de capa efectiva será menor en la superficie cóncava (raíz del diente) y mayor en la superficie convexa (punta del diente). El efecto en la curvatura de la superficie en la profundidad de capa efectiva se muestra en la Figura 59, la cual ha sido generada para un caso en particular:

- Carbono superficial, 1%
- Carbono en el núcleo, 0.2%
- Tiempo y temperatura de difusión suficientes para producir una profundidad de capa a 0.4%C de 1 mm bajo la superficie plana de un planchón infinito.

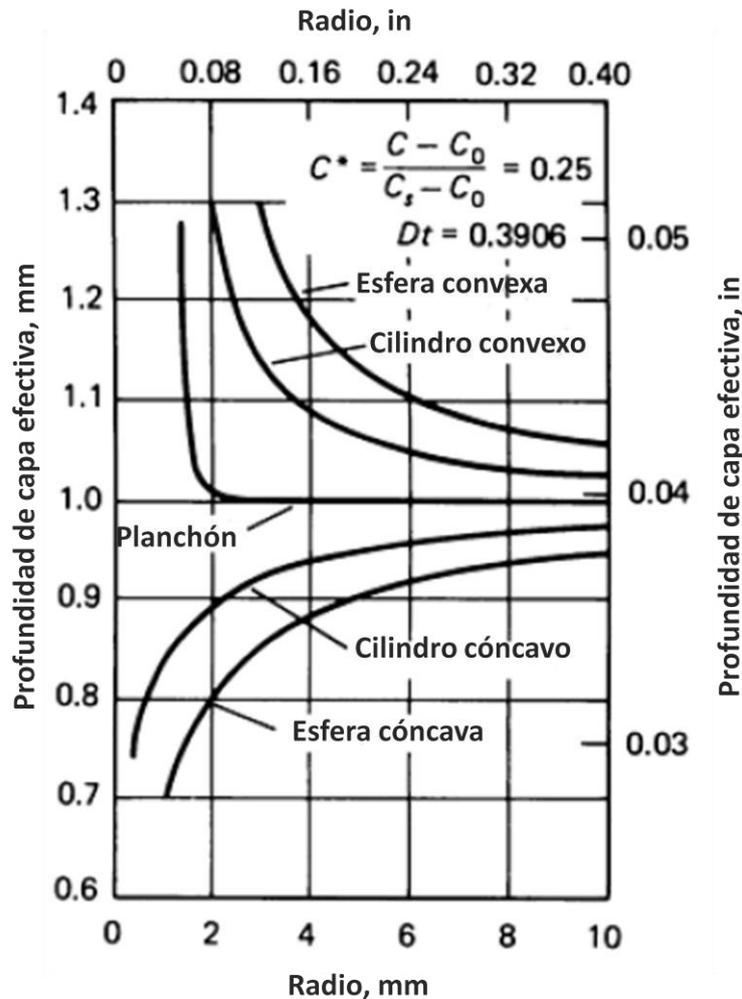


Figura 59. Efecto de la curvatura de la superficie en la profundidad de capa. C^* , contenido de carbono normalizado; C , concentración de sustancia en difusión; C_0 contenido de carbono en material base; C_s , contenido de carbono superficial; D , constante de difusividad. [4]

De la Figura 59, el mismo tratamiento térmico que producirá una profundidad de capa de 1 mm en un planchón plano de 3 mm de mitad de espesor, producirá una profundidad de capa de 1.13 en una barra de 3 mm de radio, una capa de 1.28 mm en una esfera de 3mm de radio y una capa de 0.93 en un orificio de 3mm de radio. El efecto de la curvatura de la superficie es pequeño cuando el radio de la curvatura de la superficie es mayor que diez veces la capa efectiva. La superficie de la curvatura también afecta el enfriamiento, lo que provoca que en piezas con templabilidad baja exista una gran diferencia entre superficie cóncava y convexa cuando la profundidad de capa efectiva se define por un valor determinado de dureza y no por un valor determinado de contenido de carbono. Este comportamiento se debe considerar cuando se compara la profundidad de capa en diferentes áreas de una misma pieza.

La profundidad de capa efectiva a cierto valor de dureza es preferente medida por medio de microdurezas a través de secciones metalográficas pulidas de cortes normales de la superficie de la fuerza. Indentadores como Vickers, Knoop o Rockwell pueden ser utilizados bajo cargas de 0.5 a 2 Kg. Es difícil obtener mediciones confiables de microdureza en lecturas menores a 0.1

mm del borde de una sección pulida debido al efecto de borde, el cual ocurre durante el proceso de pulido.

Como método de control en procesos industriales, alambrones de 10 a 12.5 mm pueden ser procesadas con la carga en proceso, templada y fracturada. La profundidad de capa, evidente en la superficie fracturada, puede ser leída con un vidrio Brinell de 10 aumentos. Hasta partes de la carga pueden ser fracturadas si su forma (y costo) lo permiten. Una variante de esta prueba involucra recalentar el alambón a 780°C y posteriormente templarla y fracturarla .

La dureza superficial en las piezas es normalmente controlada en piso posterior al proceso utilizando dureza superficial Rockwell 15N, por ejemplo. Estos valores de dureza pueden no ser muy confiables debido al peso de la pieza, la necesidad de soportar correctamente la pieza y la necesidad de una superficie lisa para realizar la prueba. Sin embargo, dichas inspecciones de dureza son necesarias para encontrar capas delgadas de decarburización, las cuales pueden estar presentes si se presenta un retraso de movimiento de carga mientras se mueve de carburizado al baño de temple. [4]

3.4 CARACTERIZACIÓN DE MICROESTRUCTURA

El análisis de la microestructura de un componente tratado térmicamente puede proporcionar información importante sobre las propiedades del material y su confiabilidad. Por ejemplo, grietas superficiales u otros daños térmicos pueden actuar como elevadores de esfuerzos en materiales frágiles. Además, el uso de técnicas inapropiadas de tratamiento térmico puede causar daño excesivo como modificación de la microestructura.

La metalografía o microscopía estudia microscópicamente las características estructurales de un metal o de una aleación. Sin duda, el microscopio es la herramienta más importante del metalurgista tanto desde el punto de vista científico como desde el técnico. Es posible determinar el tamaño de grano, y el tamaño, forma o distribución de varias fases e inclusiones que tienen gran efecto sobre las propiedades mecánicas del metal. La microestructura revelará el tratamiento mecánico y térmico del metal, y bajo un conjunto de condiciones dadas, podrá predecirse su comportamiento esperado.

La experiencia ha demostrado que el éxito del estudio microscópico depende en mucho del cuidado que se tenga para preparar la muestra a analizar. El microscopio más costoso no revelará la microestructura de una muestra que haya sido preparada en forma deficiente. El procedimiento que se sigue en la preparación de una muestra es comparativamente sencillo y requiere de una técnica desarrollada sólo después de práctica constante.[19]

3.5 HERRAMIENTAS COMPUTACIONALES

El uso de herramientas computacionales para la simulación del desempeño de componentes, así como para el cálculo de sus propiedades bajo condiciones dadas tiene como objetivo el mejorar el diseño de los procesos y productos ó ayudar en la resolución de problemas de ingeniería en gran cantidad de industrias.

JMatPro

Con el objetivo de encontrar el balance óptimo en el desempeño de los productos, aleaciones y costos de tratamiento térmico, el cálculo de las propiedades de los aceros como función de su composición química y procesamiento puede ser útil. JMatPro es un paquete de programas basado en cálculo de diagramas de fase (CalPhaD) y en otros modelos los cuales permiten realizar cálculos de propiedades de materiales. Es ampliamente utilizado en la industria del acero, así como en el cálculo de propiedades de material para su uso en análisis de elemento finito (simulación de procesos de fundición, formado y tratamiento térmico del acero).

La herramienta computacional JMatPro, la cual es un acrónimo de Java- based Materials Properties Software, es una serie de programas computacionales que han sido desarrollados por Thermotec Ltd. y Sente Software Ltd. para la predicción de un amplio rango de propiedades de materiales como aleaciones, y está dirigido especialmente a las aleaciones de multi componentes utilizadas en la práctica industrial. Con este Software se pueden realizar cálculos para: [24]

- Equilibrio de fases estable y metaestable
- Propiedades y comportamiento de solidificación
- Propiedades mecánicas
- Propiedades físicas y termofísicas
- Transformaciones de fase
- Propiedades químicas

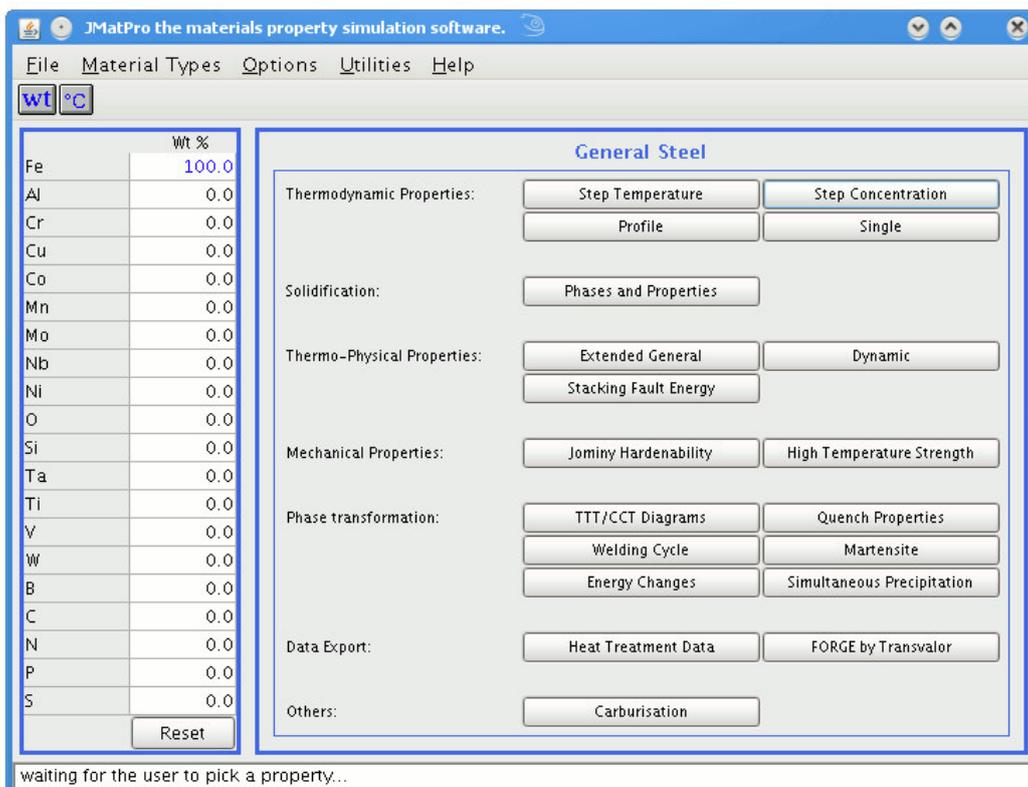


Figura 60. Ejemplo del módulo de aceros en general del JMatPro. A la izquierda se encuentra la tabla de composición química y a la derecha las propiedades disponibles a realizar. [25]

Modulo de carburizado. Este módulo permite dar seguimiento al proceso de carburizado seguido de la demostración gráfica y de datos de la concentración acumulada debida a las combinaciones sucesivas de tiempo y temperatura. Se asume que la matriz es totalmente austenítica a todas las temperaturas seleccionadas.

El caso más simple es mantener la temperatura y el contenido de carbono superficial constante y utilizar la disponibilidad de diferentes etapas para simplemente seguir el efecto de cambio con respecto al tiempo. Debido a que la variable dominante es la profundidad x , siendo ésta la raíz cuadrada de $D*t$ (constante de difusividad * tiempo), es recomendable utilizar valores donde $t_{(n+1)}=t_{(n)}*t_{(n)}$

Usos más interesantes de este módulo incluyen el efecto de sobreponer un programa con diferentes tiempos, temperaturas y contenidos de carbono superficial. El algoritmo utilizado permite al usuario seleccionar el contenido de carbono superficial deseado para cada etapa.

Los gradientes de carbono son calculados en base a un modelo de difusión lineal, el cual se considera adecuado cuando la profundidad de carburizado es sólo una pequeña fracción de la dimensión dominante de la muestra.

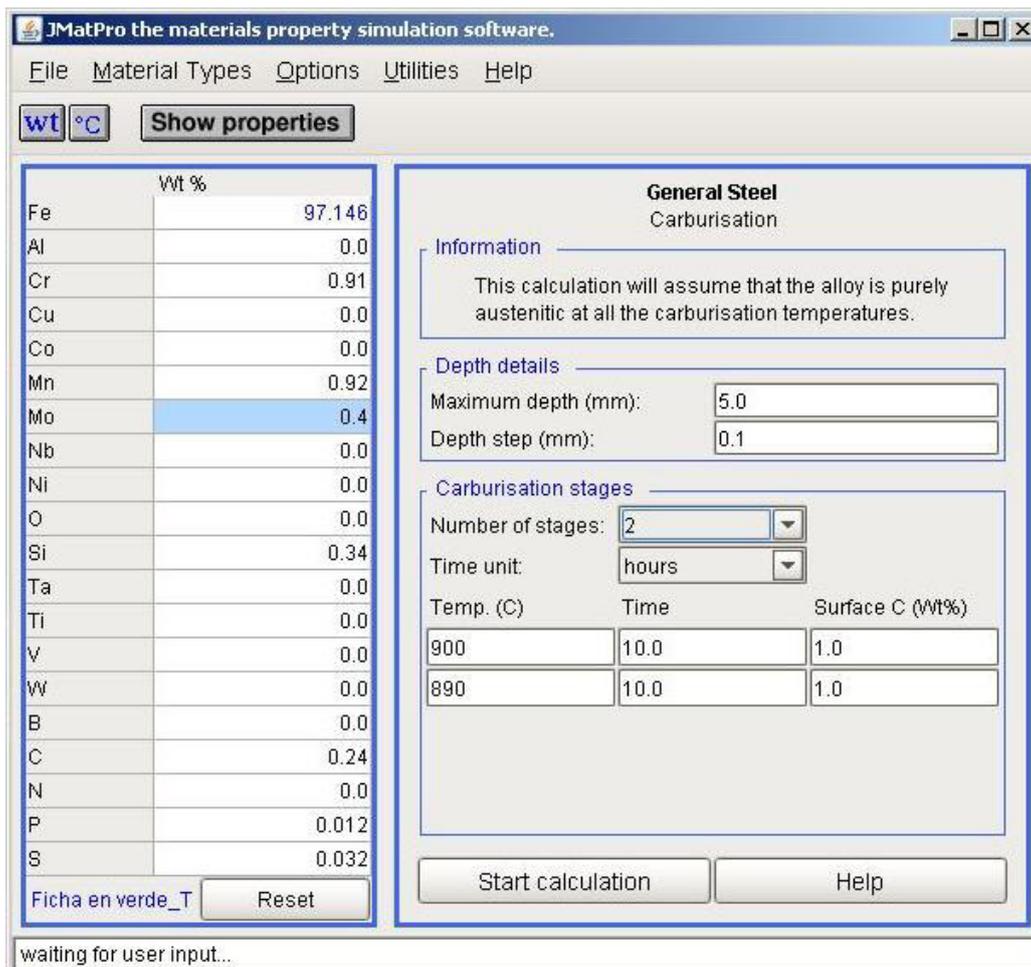


Figura 61. Módulo para procesos de carburizado. [Imagen obtenida de JMatPro versión 8.0, Universidad Autónoma de Nuevo León.]

DEFORM

Deform una herramienta computacional ingenieril que permite a diseñadores analizar el formado de metales, tratamientos térmicos, mecanizado y procesos de unión con un equipo de cómputo, evitando desarrollos en planta por prueba y error. El uso de procesos de simulación con DEFORM ha generado mejoras en costos de herramientas, calidad y entregas desde hace dos décadas.

DEFORM HT es un poderoso sistema modelador de elemento finito utilizado para la simulación de procesos de tratamiento térmico. El sistema predice respuestas térmicas, mecánicas y metalúrgicas de partes durante tratamiento térmico. La distorsión por tratamiento térmico, agrietamiento por temple y esfuerzos residuales pueden ser predichos. El sistema puede también proveer información de transformación de fases y las fracciones de volumen de fases.

Una gran variedad de materiales como el acero al carbono, aluminio, aleaciones de titanio y níquel pueden ser modeladas. Los procesos de tratamiento térmico comunes incluyen normalizado, austenizado, carburizado, temple, envejecimiento, etcétera. [26]

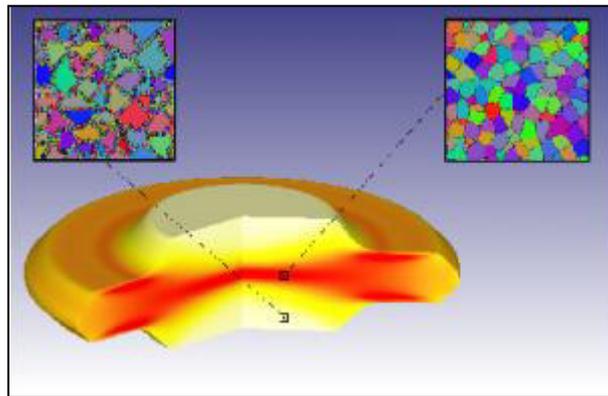


Figura 62. Análisis de microestructura presente en diferentes zonas de una misma pieza tratada térmicamente con ayuda de DEFORM HT. [26]

CAPÍTULO 4. ANÁLISIS DE RESULTADOS

4.1 RESULTADOS OBTENIDOS

MEDICIONES EN MUESTRAS

Las fichas de prueba se sometieron a los procesos de carburizado, temple y revenido con los parámetros indicados en las Tablas 10 y 11. Los gradientes de dureza y de composición química han sido medidos para calcular la profundidad de capa efectiva bajo ambas condiciones de trabajo. Los resultados de dichas mediciones se muestran en las Tablas 13, 14 y 15 (Anexo I).

La comparación entre los resultados del tratamiento térmico de ambas fichas bajo los parámetros de los lotes A y B han sido ilustradas en las Figuras 63 y 64.

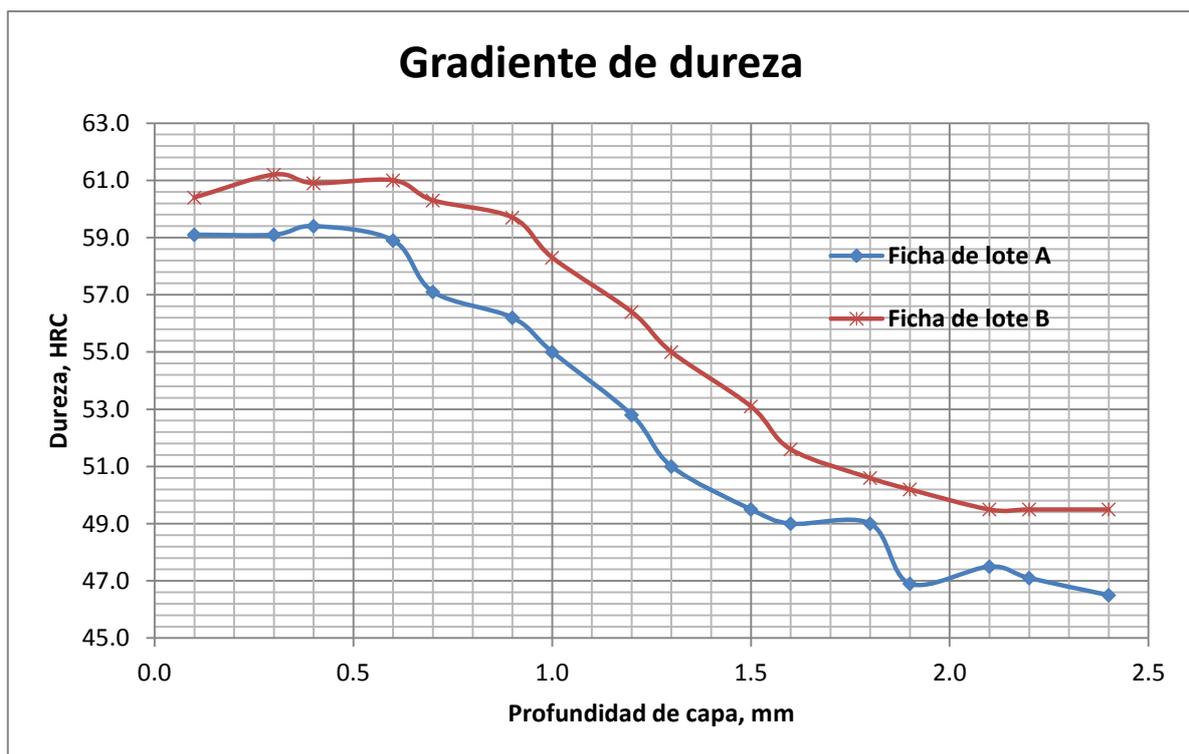


Figura 63. Comparación entre gradientes de dureza de lotes A y B.

**CHD @ 52.4 HRC (550HV): Lote A, 1.22 mm;
Lote B, 1.55 mm.**

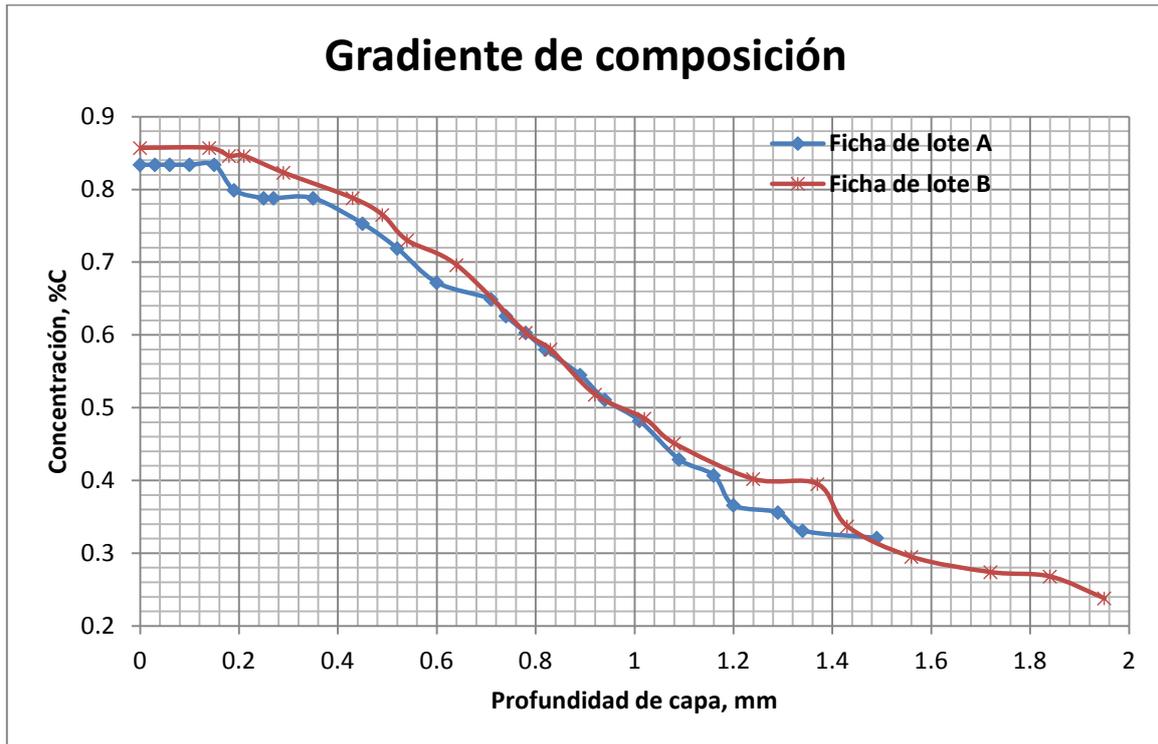


Figura 64. Comparación de gradientes de contenido de carbono versus dureza de las fichas de los lotes A y B.

**Contenido de carbono @ 52.4 HRC (550HV): Ficha de lote A, 0.36% C;
Ficha de lote B, 0.34% C.**

JMatPro®

Tomando en cuenta la composición química mostrada en la Tabla 12, se han realizado simulaciones del proceso de carburizado con ayuda de la herramienta computacional JMatPro® con la finalidad de realizar una comparación tanto entre la variación de los parámetros reales de trabajo contra los determinados en el programa inicial de carburizado, como entre los resultados obtenidos en el procesamiento experimental de las muestras y dicha herramienta.

Esta comparación tiene como objetivo el constatar que las simulaciones a realizar arrojarán resultados cercanos a aquellos obtenidos durante el procesamiento de los componentes en condiciones normales de operación.

A continuación se ilustran los resultados obtenidos en la simulación del proceso de carburizado en un metal con composición química indicada en la Tabla 12.

Los parámetros bajo los cuales se han realizado las simulaciones del proceso se indican en la Tabla 9 (programa inicial), Tabla 10 (Lote A) y Tabla 11 (Lote B).

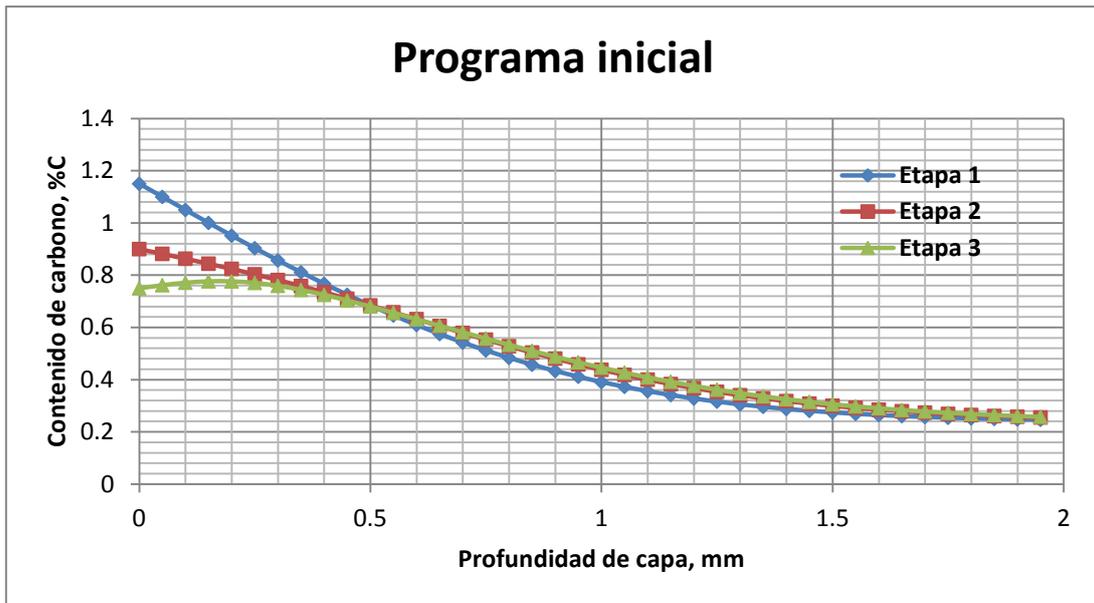


Figura 65. Carburizado bajo programa inicial

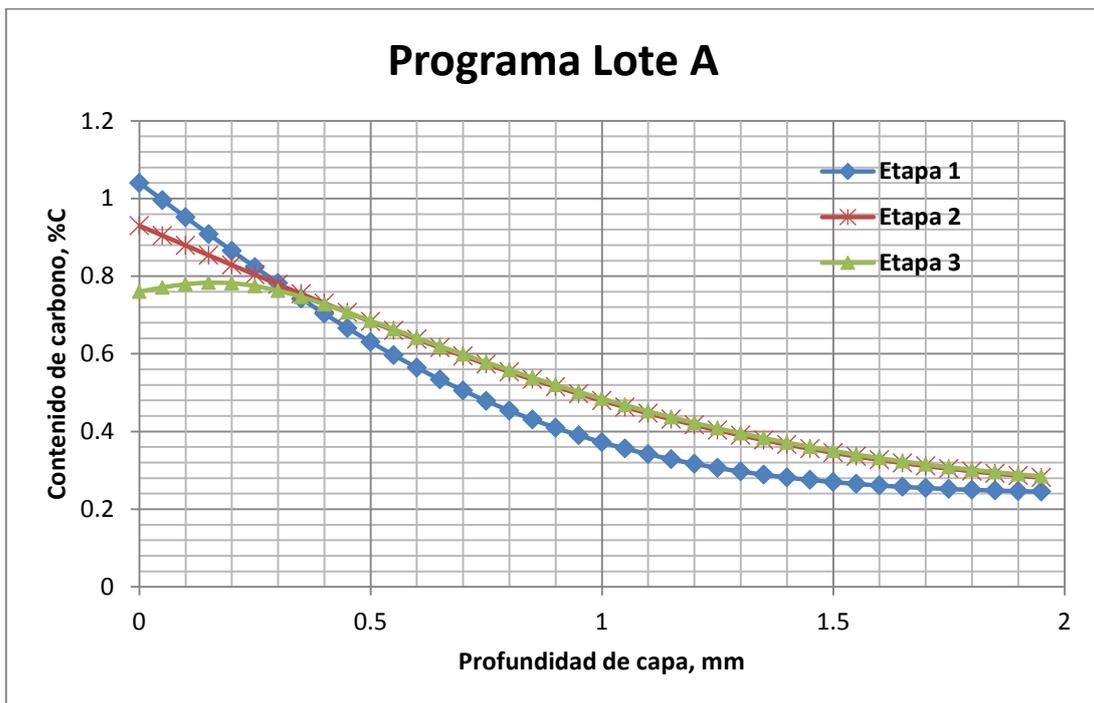


Figura 66. Carburizado bajo parámetros del Lote A.

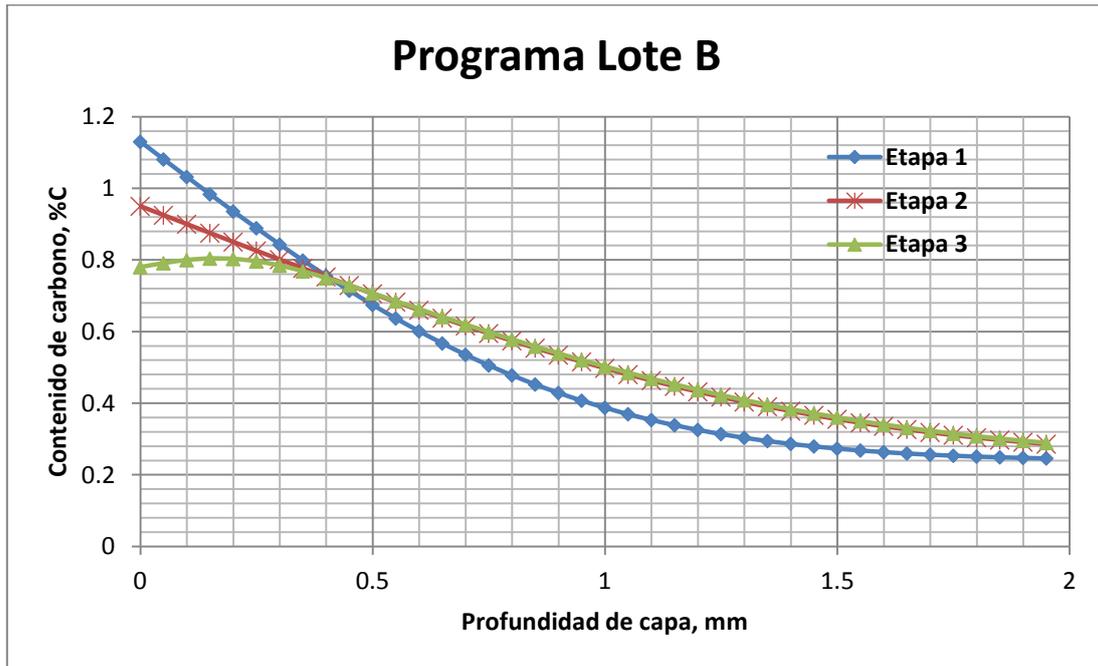


Ilustración 67. Carburizado bajo parámetros del Lote B.

La Figura 68 muestra el efecto de la modificación de los parámetros de proceso en el resultado final del carburizado.

Si se compara el contenido de carbono calculado a 1 mm de profundidad de capa para cada programa de carburizado, se encuentra una diferencia de 8.6% entre el programa inicial y el programa del lote A, mientras que el del lote B difiere en 12.6% al resultado obtenido en el programa inicial calculado con ayuda del JMatPro®.

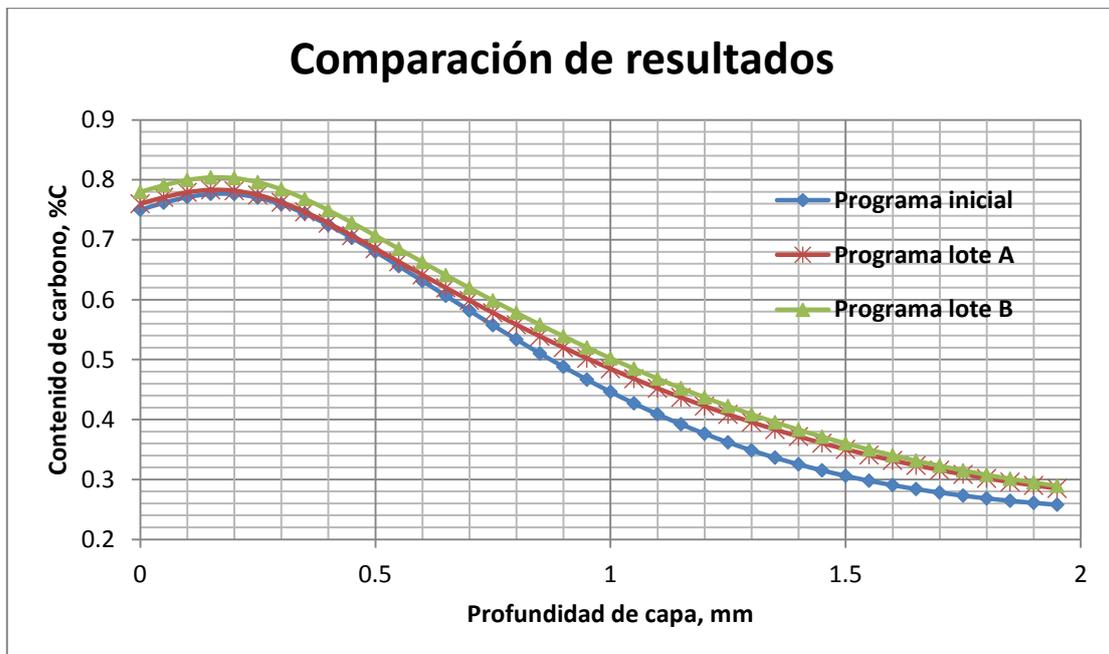


Figura 68. Ilustración de la variación de contenido de carbono a diferentes profundidades, modificando los parámetros de cada etapa en JMatPro®

Si se grafican los resultados obtenidos para el gradiente de composición de carbono presente en la muestra posterior al proceso de carburizado, se observa la proximidad de resultados entre aquellos obtenidos de manera experimental y aquellos simulados con la herramienta computacional (Figura 69 y 70). Los resultados obtenidos en las simulaciones se muestran tabulados en el Anexo I de la presente Tesis.

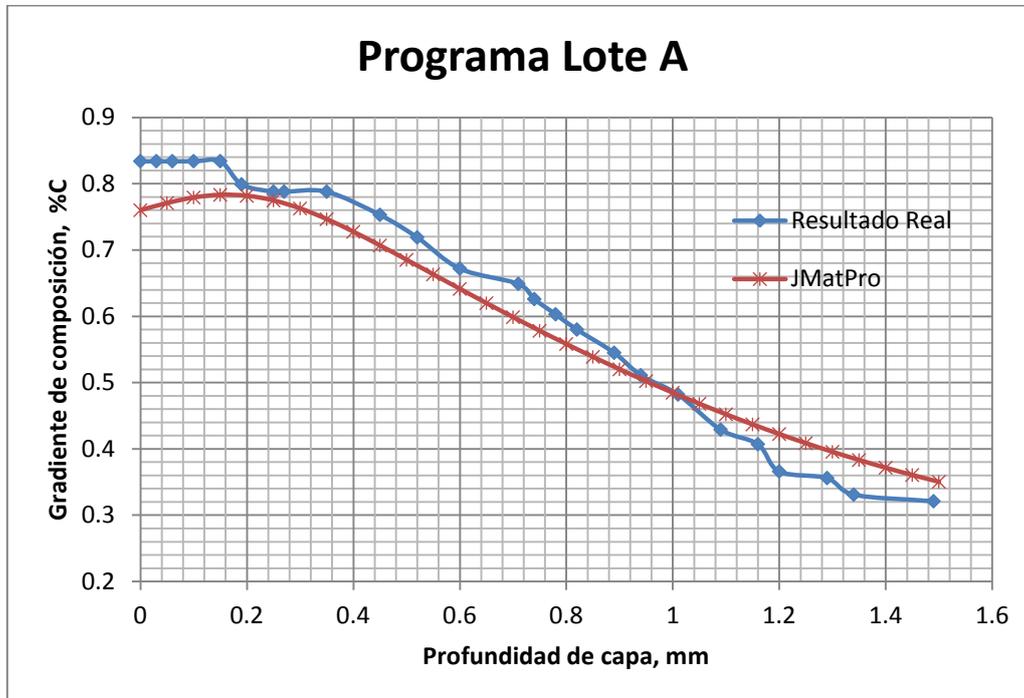


Figura 69. Ilustración de resultados obtenidos experimentalmente, contra resultados calculados con ayuda de una herramienta computacional, bajo los mismos parámetros reportados de operación (Lote A).

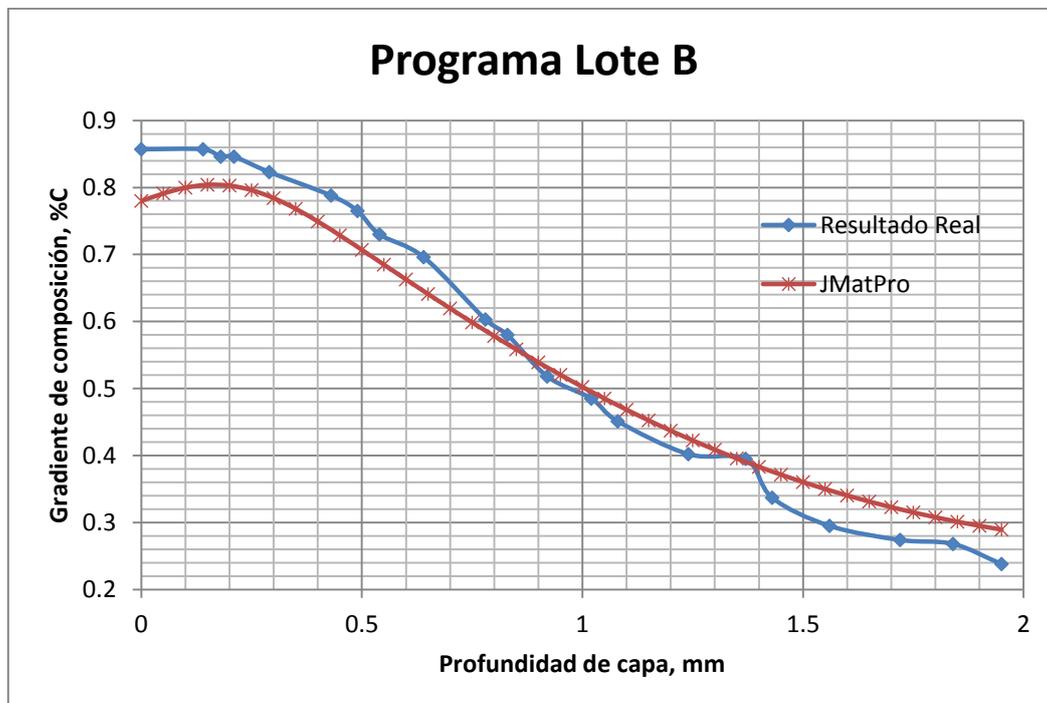


Figura 70. Ilustración de resultados obtenidos experimentalmente, contra resultados calculados con ayuda de una herramienta computacional, bajo los mismos parámetros reportados de operación (Lote B).

De acuerdo a los resultados experimentales obtenidos, la capa efectiva a 550HV (52.4 HRC) se encuentra en los valores de profundidad y contenido de carbono que se presentan en la Tabla 13.

Tabla 13. Resultados experimentales de profundidad de capa efectiva.

	Profundidad de capa, X (mm)	%C en X
Lote A	1.22	0.36
Lote B	1.55	0.34

Si se comparan los contenidos de carbono obtenidos experimentalmente con los calculados, se puede calcular el porcentaje de error entre ambas lecturas.

Tabla 14. Comparación de contenido de carbono a profundidad de capa calculada, contra obtenida experimentalmente.

	Profundidad de capa, X (mm)	%C en X Experimental	%C en X Calculado	Porcentaje de error, %
Lote A	1.22	0.36	0.4030146	11.9485
Lote B	1.55	0.34	0.350021	2.9474

Se observa que el resultado de contenido de carbono para la profundidad de capa de interés en el lote A presenta una diferencia mayor al 10 % entre el valor obtenido experimentalmente y el calculado en el JMatPro®, sin embargo, al comparar en su totalidad los resultados experimentales con los calculados, existe en general seis por ciento de error entre ambas mediciones.

Para el cálculo del gradiente de carbono resultante, se han establecido diferentes composiciones químicas procesadas con los parámetros de trabajo del programa de carburizado inicial (Tabla 9). Los resultados obtenidos a 1.95 mm de profundidad de capa se muestran a continuación (Tabla 15):

Tabla 15. Contenido de carbono calculado con JMatPro® a 1.95 mm de profundidad.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	%C a 1.95 mm	Incremento en %C
0.22	0.6	0.1	0.035	0.04	0.9	0.15	0.271178	0%
0.25	0.6	0.1	0.035	0.04	0.9	0.15	0.299468	10%
0.27	0.6	0.1	0.035	0.04	0.9	0.15	0.318328	17%
0.29	0.6	0.1	0.035	0.04	0.9	0.15	0.337188	24%
0.22	0.7	0.1	0.035	0.04	0.9	0.15	0.271178	0%
0.22	0.8	0.1	0.035	0.04	0.9	0.15	0.271178	0%
0.22	0.9	0.1	0.035	0.04	0.9	0.15	0.271178	0%
0.22	0.6	0.2	0.035	0.04	0.9	0.15	0.271178	0%
0.22	0.6	0.1	0.02	0.04	0.9	0.15	0.271178	0%
0.22	0.6	0.1	0.035	0.02	0.9	0.15	0.271178	0%
0.22	0.6	0.1	0.035	0.04	1	0.15	0.271178	0%
0.22	0.6	0.1	0.035	0.04	1.2	0.15	0.271178	0%
0.22	0.6	0.1	0.035	0.04	0.9	0.25	0.271178	0%
0.22	0.6	0.1	0.035	0.04	0.9	0.45	0.271178	0%

Al analizar los valores obtenidos, se ha encontrado que los resultados de carburizado resultantes del cálculo con el software sólo varían al modificar el contenido inicial de carbono en el acero a procesar, pasando por alto las cantidades presentes de elementos aleantes en dicho acero. Se puede observar la afectación del contenido de carbono en el resultado final si se compara con el contenido de carbono resultante en la aleación con menor composición de aleantes.

Si se compara la totalidad de resultados obtenidos variando la composición química del acero a concentración de carbono constante, se encuentra que son una réplica exacta el uno del otro a todas las profundidades de capa calculadas, lo cual imposibilita al usuario el percibir el efecto de hasta el más mínimo cambio de composición en el acero base para el proceso de carburizado. Sin embargo, es posible calcular y percibir el efecto de los elementos aleantes en los diagramas TTT variando su composición química, tal y como se ilustra en las Figuras 71 y 72.

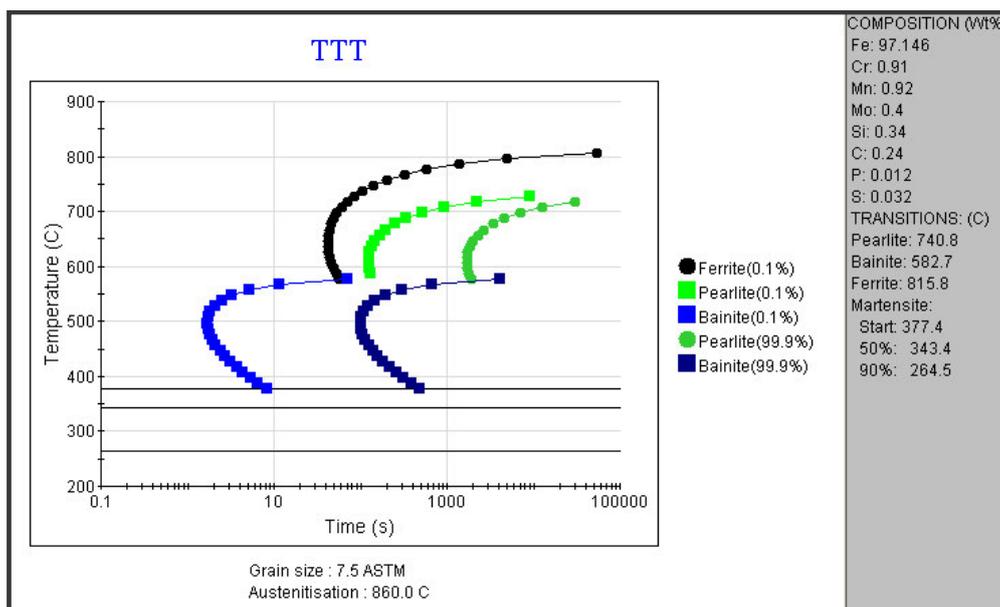


Figura 71. Diagramas TTT para acero con composición química A.

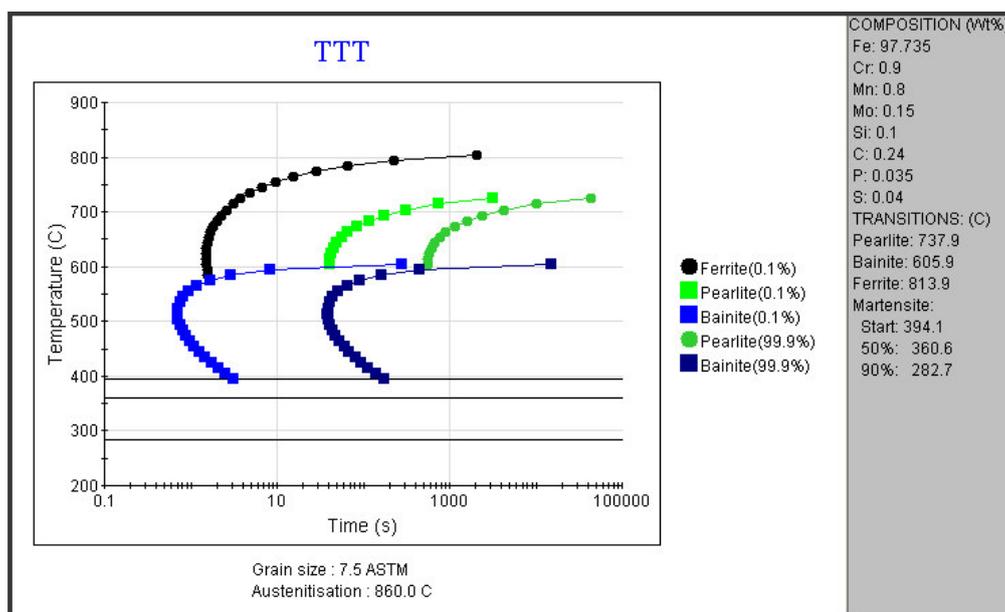


Figura 72. Diagramas TTT para acero con composición química B.

4.2 DEFORM

Se ha realizado una simulación con ayuda de Deform del proceso de carburizado utilizando la composición química del acero base mostrada en la Tabla 12, bajo parámetros de proceso de la Tabla 9.

El resultado de dicha simulación se ve ilustrado en la Figura 73, en la cual se muestra la variación del contenido de carbono superficial con respecto al tiempo, teniendo como resultado final un porcentaje de carbono de 0.76% al término del proceso de carburizado.

De los resultados obtenidos en el Anexo I, se pueden comparar el resultado obtenido con esta herramienta computacional, con el obtenido utilizando el cálculo con ayuda del JMatPro®, el cual sólo difiere en 0.01% al anterior (con JMatPro®, 0.75 es el contenido de carbono superficial al final del proceso).

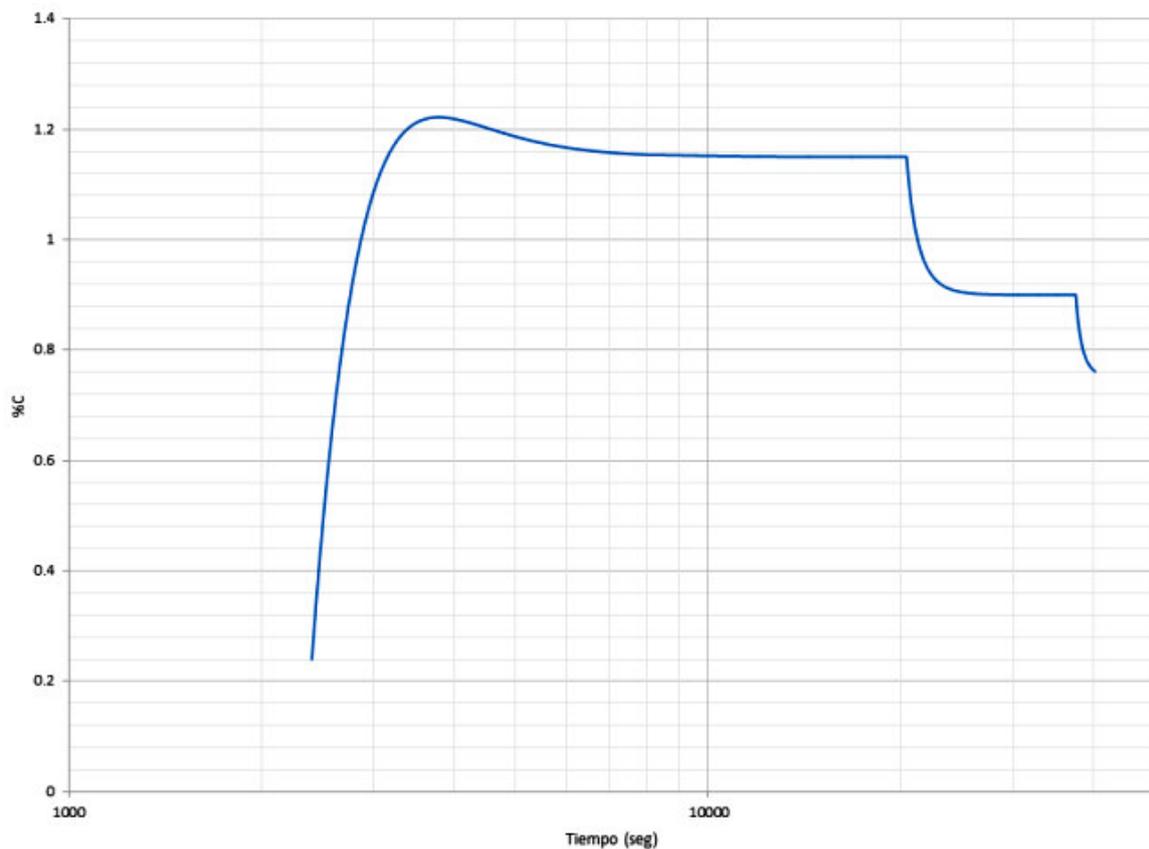


Figura 73. Simulación de proceso de carburizado en Deform® con parámetros de programa inicial de carburizado.

4.3 CONCLUSIONES

EFECTO DE LA VARIACIÓN DE LOS PARÁMETROS DE PROCESO EN CARBURIZADO.

Con los resultados obtenidos por medio de la herramienta computacional JMatPro® se logró observar el efecto de las variaciones de los parámetros de operación utilizados en el proceso de carburizado, en el gradiente de contenido de carbono y en la profundidad de capa efectiva.

Al variar el potencial de carbono en alguna de las etapas de carburizado, aún tratándose de una diferencia del 0.03, los efectos en la capa carburizada tienen impacto en el resultado final del proceso.

Si se toma en cuenta que en la industria automotriz, muchos de los componentes sometidos a este tipo de procesos se encuentran regidos por rigurosas especificaciones de material en la cual 0.01 mm pueden ser la diferencia entre un lote entero rechazado o aprobado, se puede comprender la importancia de los métodos de control necesarios para disminuir las variaciones en los procesos de carburizado.

Es importante recordar que el programa inicial ha sido el mismo en todos los casos de estudio que se han hecho, y la variación registrada en los parámetros se ha dado mientras el proceso se llevaba a cabo. He ahí la necesidad de contar con procesos con mayor control durante su desarrollo, para de esta manera evitar diferencias significativas en los resultados finales, así como decremento acelerado de los componentes durante ciclos de trabajo en campo.

USO DE HERRAMIENTAS COMPUTACIONALES PARA SIMULACIÓN Y OPTIMIZACIÓN DE PROCESOS.

Al comparar los resultados obtenidos de forma experimental con aquellos obtenidos con ayuda de herramientas computacionales, se aprecian comportamientos similares en ambos casos. Debido a esto, es válido simular procesos de carburizado para este tipo de acero bajo condiciones deseadas por el usuario, con la finalidad de predecir de manera confiable el resultado final obtenido en componentes, sin necesidad de realizar las pruebas directamente en planta, obteniendo así ahorros en el desarrollo de procesos de carburizado y asegurando que los requerimientos mandatorios se cumplan sin contratiempo alguno.

EFECTO DE LA VARIACIÓN DE LOS ELEMENTOS ALEANTES PRESENTES EN EL ACERO, EN LA PROFUNDIDAD DE CAPA POSTERIOR A CARBURIZADO.

De acuerdo a los resultados obtenidos de las simulaciones del proceso de carburizado, variando la concentración de los elementos aleantes dentro del rango establecido de trabajo, se observa que la herramienta computacional seleccionada toma en cuenta sólo el contenido inicial de carbono en la aleación y las modificaciones en éste, por muy pequeñas que sean; pero desprecia el cambio de concentración de los otros elementos de aleación presentes, lo cual imposibilita al usuario en el estudio del comportamiento esperado al realizar un cambio en la fuente de acero a tratar.

Aunque el efecto de los elementos aleantes tales como Cr, Mo, Si, Al, Mn han sido despreciados, el efecto en cambios del contenido de carbono en el acero estudiado han sido calculados.

Tomando como ejemplo los resultados obtenidos, con sólo adicionar 0.02% de carbono al acero, bajo condiciones iniciales de operación se tendrá un aumento del 10% en el contenido de carbono final a una profundidad de capa de 1.95 mm.

Si el incremento en el contenido de carbono inicial del acero es de 0.05%, el contenido de carbono posterior al carburizado presentes a 1.95 mm de profundidad aumenta en un 24% del valor reportado inicialmente.

De esta manera se demuestra que aún y tratándose del mismo tipo de acero, bajo las mismas condiciones de operación, la variación en el contenido de carbono inicial del acero, por muy pequeña que esta sea, conllevará a diferencias en los resultados finales en la capa carburizada.

Cabe mencionar que sólo se está tomando en cuenta dicho efecto en la difusión del carbono en el acero, despreciando los efectos que las modificaciones al contenido de aleantes en el acero base tengan en los procesos de temple y revenido, así como en el efecto que el conjunto de todos los anteriores puedan tener en la distorsión de las piezas posterior al tratamiento térmico.

TRABAJO FUTURO

Se considera que la modificación en el cálculo de la difusión en el módulo de carburizado de JMatPro® es necesario, si se busca tener la capacidad de apreciar el efecto de la modificación en el contenido de los elementos aleantes en la capa carburizada del acero a tratar.

Varios autores se han dado a la tarea de incluir el efecto de los elementos aleantes en el cálculo del coeficiente de difusión, con ayuda de expresiones matemáticas y herramientas computacionales.

El estudio de estas expresiones arrojará resultados que se puedan traducir en el entendimiento de la afectación de las mínimas modificaciones en el contenido de elementos aleantes presentes ante un inminente cambio de fuente de acero en los procesos de maquinado de componentes automotrices.

BIBLIOGRAFÍA

1. *Pro México, Inversión y comercio. Gobierno Federal.* Recuperado de http://www.promexico.gob.mx/es_es/promexico/Automotriz
2. **Totten, G.E., Bates, C.E. and Clinton, N.A.** *Handbook of Quenchants and Quenching Technology.* Ohio : ASM International, 1993.
3. *An Empirical Model for Carbon Diffusion in Austenite Incorporating Alloying Element Effects.* **Lee, Seok-Jae, Matlock, David Kidder and Van Tyne, Chester Hohn.** 11, Pohang, Republic of Korea. : ISIJ International, 2011, Vol. 51 . P. 1903-1911.
4. **ASM International.** ASM Handbook. [book auth.] ASM Handbook Comitee. *Volume 4.- Heat Treating.* United States of America : ASM International, 1991. P.259
5. **Holm, Torsten.** *Furnace Atmospheres No. 1-Gas Carburizing and Carbonitriding* [http://heattreatment.linde.com/international/web/lg/ht/like35lght.nsf/repositorybyalias/wp_cbrzg_10/\\$file/10.pdf](http://heattreatment.linde.com/international/web/lg/ht/like35lght.nsf/repositorybyalias/wp_cbrzg_10/$file/10.pdf)
6. *Simulation of Heat Treatment Distortion.* **Hardin, R.A. and Beckermann, C.** 3.3, Chicago, IL. : Steel Founder's Society of America, 2005.
7. *Introducción a la Ciencia e Ingeniería de los Materiales.* **Callister, William D.** Editorial Reverté, S.A. P. 364
8. *Metallographer's Guide: Irons and Steels,* **ASM International,** 2002.
9. *Estándar europeo EN10027*
10. *Handbook of comparative world steels standards, 4th Edition.* **Bringas, J.E.** ASTM International; Mayfield, PA, 2007.
11. *Shear and Torsion.* **Roylance, David.** Department of Material Science and Engineering. Massachusetts Institute of Technology, Junio 23, 2000.
12. *Resistencia de Materiales Aplicada, primera edición.* **Mayori M., Alejandro M.** Editorial Yucatán Hermosa.
13. *Marks' Standard Handbook for Mechanical Engineers, 11th Edition.* **Eugene A. Avallone, Theodore Baumeister and Ali Sadegh.** *Sección 5: Strength of Materials.* **Symonds, John; Vidosic, J.D.; Hawkings, Harold; Dodge, Donald.** McGraw- Hill.
14. *Mecánica de Fractura.* **Arana, José Luis; González, Javier Jesús.** Servicio editorial de la Universidad del País Vasco.
15. *Analysis of Metallurgical Failure, second edition.* **Colangelo, V.J., Heiser, F.A.** Copyright © 1987 John Wiley & Sons, New York.
16. *The annealing of steel.* **P.Payson,** 1953, Crucible Steel Company of America.
17. *Alloying Elements in Steel,* **E.C. Bain and H.W. Paxton,** American Society for Metals, 1961

18. *Steel heat treatment handbook, second edition.* **Totten, George E.** Taylor and Francis group, 2006.
19. *Introducción a la Metalurgia Física, segunda edición.* **Avner, Sydney H.** McGraw-Hill.
20. *Atlas of Continuous Transformation Diagrams for Engineering Steels,* **M. Atkins,** British Steel Corporation, Sheffield, 1977.
21. *Steel and Its Heat Treatment,* **K.-E. Thelning,** 2nd ed., Butterworths, 1984
22. *Ciencia e ingeniería de los materiales, tercera edición.* **Askeland, Donald R.** International Thomson Editores, S.A. de C.V. México, 1998.
23. *The Science and Engineering of Materials, 6th Edition,* **Askeland, Donald R., Fulay, P.P., Wright, W.J.** Cengage Learning, 2011. Stamford.
24. *Calculation of steel data using JMatPro,* **Diekman, Uwe.** Metatech GmbH, Kamen, Germany, 2012.
25. *JMatPro®,* **Sente Software Ltd.** United Kingdom, 2011. Recuperado de <http://www.sentesoftware.co.uk/jmatpro.aspx>
26. *DEFORM ®,* **Scientific Forming Technologies Corporation.** Columbus, Ohio; 2014. Recuperado de <http://www.deform.com/products/deform-ht/>
27. *World Industries Reporter,* **Thomas Publishing Company.** New York, NY; 2014. Recuperado de <http://news.thomasnet.com/fullstory/Portable-Spectrometer-handles-metal-testing-applications-17324>.
28. *Metrology Direct,* **Metrology Direct, LTD.** Gloucester, Inglaterra; 2007. Recuperado de <http://www.measureshop.biz/en/measuring-systems/hardness-measurement/wolpert-wilson-tukon-2100.html>.

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura	Descripción
1	Barra de transmisión [11]
2	Fuerza y Momento internos [12]
3	Fuerza y Momento internos [12]
4	Distorsión provocada por cargas de corte [12]
5	Deformación bajo efectos de corte [12]
6	Ejemplo de torsión [12]
7	Barra sometida a torsión [13]
8	Esfuerzo cortante [13]
9	Rotura de un eje sometido a flexión con baja tensión nominal [14]
10	Representación esquemática mostrando las etapas I y II de propagación de la grieta en metales poli cristalinos[18]
11	Mecanismo de propagación de la grieta de fatiga, etapa II [18]
12	Fractografía electrónica de transmisión mostrando las estrías de fatiga en el aluminio [18]
13	Influencia de la tensión media σ_m sobre la curva S-N del comportamiento a fatiga [7]
14	Diagrama de equilibrio Fe-C hasta arriba de 6.67% en peso de C. Las líneas sólidas indican el diagrama Fe-Fe ₃ C; las líneas punteadas indican el diagrama hierro- grafito. [4]
15	Microestructura perlítica de un acero eutectoide mostrando láminas alternas de ferrita (fase clara) y de cementita (láminas más delgadas y oscuras) [4]
16	Fotomicrografía de un acero 0.38%C con una microestructura constituida por ferrita y perlita proeutectoide [7]
17	Microestructura de un acero con 1.4%C formado por cementita proeutectoide blanca reticulada alrededor de las colonias de perlita.x1000 [18]
18	Ms y Mf graficadas contra contenido de carbono. [18]
19	Influencia de la adición de elementos aleantes sobre en la temperatura eutectoide y el contenido de carbono eutectoide. [17]
20	Intervalo de austenita en los aceros al Cromo. [19]
21	Proceso para determinar diagramas de calentamiento isotérmico. Línea 1: Temperatura contra tiempo. Línea 2: Elongación contra tiempo. S representa el comienzo y F el final de la transformación de la microestructura original a austenita. [4]
22	Diagrama de calentamiento isotérmico para acero AISI 4140. La velocidad de calentamiento para alcanzar la temperatura de permanencia es 1020°C/s. Entre Ac ₃ y Ac ₁ , la estructura final es una mezcla de austenita y ferrita. A, austenita [4].
23	Diagrama de transformación isotérmica para un acero con 0.39% C, 0.86% Mn, 0.72% Cr, y 0.97% Ni. Las curvas superiores describen la transformación a perlita, las curvas inferiores a bainita, la ferrita no es visible. La columna a la derecha de la figura indica la dureza después de la transformación completa medida a temperatura ambiente. [4]

24	Comparación de diagramas IT de acero AISI 4140 después de 6 s de tiempo de austenizado a 950°C (líneas sólidas) y después de 10 min de tiempo de austenizado a 860°C (líneas punteadas). Los valores de dureza también son proporcionados para ambas condiciones. [4]
25	Diagramas de transformación isotérmica (parte superior) y CCT (parte inferior) para un acero AISI 4130 conteniendo 0.30% C, 0.64% Mn, 1.0% Cr, y 0.24% Mo. El diagrama IT ilustra la representación del cálculo de los datos alimentados. Los diagramas CCT pueden ser computarizados (líneas punteadas) y detectadas experimentalmente (líneas continuas). [4]
26	Ejemplos de diagramas CCT para aceros de baja aleación. (a) Diagramas CCT para un acero cromo- molibdeno usando curvas de enfriamiento simuladas para agua, aceite y aire. (b) Diagramas CCT calculados por computadora de un acero al níquel- cromo conteniendo 0.77% en peso de C basado en las curvas de enfriamiento para agua, aceite y aire [4].
27	Diagrama CCT para acero 1.25 Cr- 0.20 Mo (SAE/AISI 4140- 4142) el cual fue austenizado a 860°C. Las líneas verticales en el diagrama superior muestran la velocidad de enfriamiento en el centro de las barras con diferentes diámetros templadas en diferentes medios. La parte inferior de la figura muestra la dureza obtenida después del temple y revenido (T) a varias temperaturas. [20]
28	Diagramas CCT para acero AISI 4130. (a) Temple en agua, espécimen a 0.8R; (b) temple en agua, centro del espécimen. (c) temple en aceite, espécimen a 0.8R; (d) temple en aceite, centro del espécimen. [21]
29	Relación entre diagramas CCT (líneas gruesas) y de transformación isotérmica (IT, líneas delgadas) para un acero eutectoide. Cuatro velocidades de enfriamiento de diferentes posiciones en una probeta Jominy se encuentran superpuestas en el diagrama. [4]
30	Métodos en ingeniería para el endurecimiento superficial de aceros. [4]
31	Tipos de aceros utilizados en varios procesos de difusión. [4]
32	Durezas obtenibles con diferentes procesos de difusión. [4]
33	Caracterización de los procesos de difusión por su capa efectiva típica. [4]
34	Diagrama de equilibrio para la reacción de la ecuación 10 a 1 atm. [4]
35	Porcentajes de equilibrio de CO y CO ₂ requeridos para mantener varias concentraciones de carbono a 975°C en aceros al carbono y de baja aleación. $K=89.67$. [4]
36	Horno de carburizado y temple integrado. [4]
37	Coeficiente de transferencia de carbono β versus composición de gas. [18]
38	Efecto del coeficiente de transición de carbono en el tiempo de carburizado. [18]
39	Profundidad de capa total contra tiempo a cuatro diferentes temperaturas. [4]
40	Efecto de reducción del tiempo de carburizado al incrementar la temperatura de proceso de carburizado para un acero 8620 con profundidad de capa de 1.5 mm. [4]
41	Difusión de átomos de cobre en el níquel. Finalmente los átomos de cobre quedarán distribuidos aleatoriamente en todo el níquel. [22]
42	Mecanismos de difusión en materiales: a) difusión de átomos por vacancia o por átomos sustitucionales y b) difusión intersticial. [22]

43	Se requiere una energía alta para hacer pasar los átomos entre otros durante la difusión. Esta energía es la energía de activación Q. En general, se requiere de más energía en el caso de un átomo sustitucional que un átomo intersticial. [22]
44	El flujo durante la difusión queda definido como el número de átomos que pasa a través de un plano de área unitaria por unidad de tiempo. [22]
45	Ilustración del gradiente de concentración. [22]
46	Coefficiente de difusión en función del recíproco de la temperatura para varios metales y materiales cerámicos. En esta gráfica de Arrhenius, D representa la rapidez del proceso de difusión. Una pendiente pronunciada significa una energía de activación elevada. [22]
47	Función error correspondiente a la segunda ley de Fick. [22]
48	Difusión de átomos en la superficie de un material ilustrando el uso de la ley de Fick [22].
49	Comparación de curvas de enfriamiento y gradientes de temperatura mientras se presenta transformación martensítica para un proceso convencional de temple y revenido y para procesos interrumpidos de temple. [4]
50	Curva de enfriamiento y curva de velocidad de enfriamiento al centro de una probeta de 25 mm de diámetro templada en agua a 95°C fluyendo a 15 m/min. [4]
51	Velocidad de enfriamiento en una probeta de Inconel 600 con 24mm de diámetro y 72 mm de longitud, templada desde temperaturas de entre 300 y 800°C con agua a 100°C. [4]
52	Secuencia fotográfica de una barra caliente de acero siendo templada en una solución de poliacrilenglicol al 25% en agua. [4]
53	Estudio dilatométrico de acero enfriado a alta temperatura para mostrar que el acero sufre cambios contrarios de sus contracciones dimensionales dependiendo de variaciones en su velocidad de temple. [4]
54	El revenido es un proceso de calentamiento de un acero martensítico a una temperatura por debajo de la temperatura de transformación eutectoide, lo cual lo hace más suave y más dúctil. [4]
55	Efecto de la temperatura de revenido en las propiedades mecánicas de un acero 1050. [23]
56	Espectrómetro de arco y chispa utilizado para la determinación de la composición química del acero. [27]
57	Marcador piramidal Knoop de diamante indentado. [19]
58	Microdurómetro. [28]
59	Efecto de la curvatura de la superficie en la profundidad de capa. C*, contenido de carbono normalizado; C, concentración de sustancia en difusión; C0 contenido de carbono en material base; Cs, contenido de carbono superficial; D, constante de difusividad. [4]
60	Ejemplo del módulo de aceros en general del JMatPro. A la izquierda se encuentra la tabla de composición química y a la derecha las propiedades disponibles a realizar. [25]
61	Módulo para procesos de carburizado. [Imagen obtenida de JMatPro versión 8.0, Universidad Autónoma de Nuevo León.]

62	Análisis de microestructura presente en diferentes zonas de una misma pieza tratada térmicamente con ayuda de DEFORM HT. [26]
63	Comparación entre gradientes de dureza de lotes A y B.
64	Comparación de gradientes de contenido de carbono versus dureza de las fichas de los lotes A y B.
65	Carburizado bajo programa inicial
66	Carburizado bajo parámetros del Lote A.
67	Carburizado bajo parámetros del Lote B.
68	Ilustración de la variación de contenido de carbono a diferentes profundidades, modificando los parámetros de cada etapa en JMatPro®
69	Ilustración de resultados obtenidos experimentalmente, contra resultados calculados con ayuda de una herramienta computacional, bajo los mismos parámetros reportados de operación (Lote A).
70	Ilustración de resultados obtenidos experimentalmente, contra resultados calculados con ayuda de una herramienta computacional, bajo los mismos parámetros reportados de operación (Lote B).
71	Diagramas TTT para acero con composición química A.
72	Diagramas TTT para acero con composición química B.
73	Simulación de proceso de carburizado en Deform® con parámetros de programa inicial de carburizado.

ÍNDICE DE TABLAS

Tabla	Descripción
1	Tipos e Identificación de elementos en norma SAE para aceros al carbono y aleados [10].
2	Designaciones UNS para metales ferrosos y aleaciones [10].
3	Fases metalúrgicas y micro constituyentes importantes [4].
4	Definiciones de temperaturas de transformación para hierros y aceros [4].
5	Elementos esenciales e incidentales en acero [8].
6	Cambio de volumen debido a diferentes transformaciones [4].
7	Características típicas de procesos de difusión. [4]
8	Composición química de acero utilizado [10].
9	Parámetros de proceso programados para pre calentamiento, carburizado, temple y revenido.
10	Parámetros de proceso para lote A
11	Parámetros de proceso para lote B.
12	Composición química de fichas antes de carburizado.
13	Resultados experimentales de profundidad de capa efectiva.
14	Comparación de contenido de carbono a profundidad de capa calculada, contra obtenida experimentalmente.
15	Contenido de carbono calculado con JMatPro® a 1.95 mm de profundidad.
16	Gradiente de dureza en fichas de lotes A y B.
17	Gradiente de contenido de carbono en ficha de lote A.
18	Gradiente de contenido de carbono en ficha de lote B.
19	Resultados de simulación con composición química de probeta (ficha) y parámetros de programa inicial.
20	Resultados de simulación con composición química de probeta (ficha) y parámetros de programa del lote A.
21	Resultados de simulación con composición química de probeta (ficha) y parámetros de programa del lote B.

ANEXO I. TABLAS DE RESULTADOS

Tabla 16. Gradiente de dureza en fichas de lotes A y B.

	LOTE A	LOTE B
Profundidad (mm)	Dureza (HRC)	Dureza (HRC)
0.1	59.1	60.4
0.3	59.1	61.2
0.4	59.4	60.9
0.6	58.9	61.0
0.7	57.1	60.3
0.9	56.2	59.7
1.0	55.0	58.3
1.2	52.8	56.4
1.3	51.0	55.0
1.5	49.5	53.1
1.6	49.0	51.6
1.8	49.0	50.6
1.9	46.9	50.2
2.1	47.5	49.5
2.2	47.1	49.5
2.4	46.5	49.5

Tabla 17. Gradiente de contenido de carbono en ficha de lote A.

Lote A	
Profundidad (mm)	%C
0	0.834
0.03	0.834
0.06	0.834
0.1	0.834
0.15	0.834
0.19	0.799
0.25	0.788
0.27	0.788
0.35	0.788
0.45	0.753
0.52	0.719
0.6	0.672
0.71	0.649
0.74	0.626
0.78	0.603
0.82	0.58
0.89	0.545
0.94	0.511
1.01	0.482
1.09	0.429
1.16	0.407
1.2	0.366
1.29	0.356
1.34	0.331
1.49	0.321

Tabla 18. Gradiente de contenido de carbono en ficha de lote B.

Lote B	
Profundidad (mm)	%C
0	0.857
0.14	0.857
0.18	0.846
0.21	0.846
0.29	0.823
0.43	0.788
0.49	0.765
0.54	0.73
0.64	0.696

0.78	0.603
0.83	0.58
0.92	0.518
1.02	0.485
1.08	0.451
1.24	0.402
1.37	0.395
1.43	0.337
1.56	0.295
1.72	0.274
1.84	0.268
1.95	0.238

Tabla 19. Resultados de simulación con composición química de probeta (ficha) y parámetros de programa inicial.

Carburisation in 3 stages: At 927C for 300min with surf. C 1.15wt% At 827C for 285min with surf. C 0.9wt% At 860C for 45min with surf. C 0.75wt%			
Depth(mm)	C(wt%)- after_stage_1	C(wt%)- after_stage_2	C(wt%)- after_stage_3
0	1.15	0.9	0.75
0.1	1.04968	0.863195	0.771314
0.2	0.951257	0.824225	0.77638
0.3	0.856543	0.781552	0.759352
0.4	0.767126	0.734677	0.724694
0.5	0.684314	0.68422	0.680069
0.6	0.609076	0.631675	0.6313
0.7	0.542019	0.57899	0.581765
0.8	0.483387	0.528117	0.533509
0.9	0.433098	0.480682	0.487979
1	0.390783	0.437809	0.446224
1.1	0.355855	0.400098	0.408916
1.2	0.327571	0.367703	0.376358
1.3	0.305104	0.340447	0.348545
1.4	0.287595	0.317938	0.325243
1.5	0.274211	0.299664	0.306063
1.6	0.264173	0.285067	0.290536
1.7	0.256788	0.273587	0.278162
1.8	0.251459	0.264697	0.268449
1.9	0.247685	0.257916	0.260936
1.95	0.246253	0.255181	0.257873

Tabla 20. Resultados de simulación con composición química de probeta (ficha) y parámetros de programa del lote A.

Carburisation in 3 stages: At 927C for 300min with surf. C 1.04wt% At 927C for 285min with surf. C 0.93wt% At 860C for 45min with surf. C 0.76wt%			
Depth(mm)	C(wt%)- after_stage_1	C(wt%)- after_stage_2	C(wt%)- after_stage_3
0	1.04	0.93	0.76
0.1	0.951802	0.879182	0.779133
0.2	0.865281	0.828735	0.781704
0.3	0.782016	0.779027	0.762539
0.4	0.703407	0.730419	0.727444
0.5	0.630606	0.683257	0.68506
0.6	0.564462	0.637874	0.641235
0.7	0.505511	0.594572	0.598588
0.8	0.453967	0.553624	0.558058
0.9	0.409757	0.515257	0.520004
1	0.372557	0.479655	0.48462
1.1	0.34185	0.446945	0.452032
1.2	0.316986	0.417196	0.422308
1.3	0.297234	0.390422	0.395465
1.4	0.281842	0.36658	0.371467
1.5	0.270075	0.345574	0.350231
1.6	0.261251	0.327268	0.331633
1.7	0.254759	0.311486	0.315513
1.8	0.250074	0.298027	0.301686
1.9	0.246756	0.286673	0.289948
1.95	0.245497	0.281715	0.284797

Tabla 21. Resultados de simulación con composición química de probeta (ficha) y parámetros de programa del lote B.

Carburisation in 3 stages: At 927C for 300min with surf. C 1.13wt% At 927C for 285min with surf. C 0.95wt% At 860C for 45min with surf. C 0.78wt%			
Depth(mm)	C(wt%)- after_stage_1	C(wt%)- after_stage_2	C(wt%)- after_stage_3
0	1.13	0.95	0.78
0.1	1.03188	0.899982	0.799788
0.2	0.935625	0.850247	0.802938
0.3	0.842992	0.80108	0.784204
0.4	0.755541	0.752777	0.749333
0.5	0.674549	0.705635	0.706925
0.6	0.600965	0.65996	0.6628
0.7	0.535381	0.616052	0.619573
0.8	0.478038	0.574199	0.578195
0.9	0.428854	0.534667	0.539054
1	0.387469	0.497686	0.502385
1.1	0.353309	0.463442	0.468363
1.2	0.325647	0.432066	0.437109
1.3	0.303673	0.403629	0.408693
1.4	0.286549	0.378142	0.383127
1.5	0.273459	0.355555	0.360372
1.6	0.263642	0.335767	0.340336
1.7	0.256419	0.318628	0.322887
1.8	0.251207	0.303952	0.307856
1.9	0.247517	0.291527	0.295048
1.95	0.246115	0.286088	0.289413