



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

**FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES
CUAUTITLAN**

**“TRATAMIENTOS TERMICOS CONTINUOS DE UN
ACERO P5”**

T E S I S

PARA OBTENER EL TITULO DE:

INGENIERO MECÁNICO ELECTRICISTA

P R E S E N T A:

DAVID GUILLERMO VÁZQUEZ

ASESOR: DR. HÉCTOR ENRIQUE CURIEL REYNA

COASESOR: C DR. TOMAS RANGEL ORTIZ



Universidad Nacional
Autónoma de México

Dirección General de Bibliotecas de la UNAM

Biblioteca Central



UNAM – Dirección General de Bibliotecas
Tesis Digitales
Restricciones de uso

DERECHOS RESERVADOS ©
PROHIBIDA SU REPRODUCCIÓN TOTAL O PARCIAL

Todo el material contenido en esta tesis esta protegido por la Ley Federal del Derecho de Autor (LFDA) de los Estados Unidos Mexicanos (México).

El uso de imágenes, fragmentos de videos, y demás material que sea objeto de protección de los derechos de autor, será exclusivamente para fines educativos e informativos y deberá citar la fuente donde la obtuvo mencionando el autor o autores. Cualquier uso distinto como el lucro, reproducción, edición o modificación, será perseguido y sancionado por el respectivo titular de los Derechos de Autor.



UNIVERSIDAD NACIONAL
AUTÓNOMA DE
MÉXICO

FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES CUAUTITLÁN
UNIDAD DE LA ADMINISTRACIÓN ESCOLAR
DEPARTAMENTO DE EXÁMENES PROFESIONALES

U. N. A. M.
FACULTAD DE ESTUDIOS
SUPERIORES - CUAUTITLÁN

ASUNTO: VOTOS APROBATORIOS



DEPARTAMENTO DE
EXÁMENES PROFESIONALES

DRA. SUEMI RODRIGUEZ ROMO
DIRECTOR DE LA FES CUAUTITLÁN
P R E S E N T E

ATN: L. A. ARACELI HERRERA HERNANDEZ
Jefe del Departamento de Exámenes
Profesionales de la FES Cuautitlán

Con base en el art. 26 del Reglamento General de Exámenes, nos permitimos
comunicar a usted que revisamos la Tesis:

Tratamientos Termicos Continuos de un Acero P5.

que presenta El pasante: David Guillermo Vázquez
con número de cuenta: 40505039-4 para obtener el título de :
Ingeniero Mecánico Electricista

Considerando que dicho trabajo reúne los requisitos necesarios para ser discutido en
el EXAMEN PROFESIONAL correspondiente, otorgamos nuestro VOTO APROBATORIO.

ATENTAMENTE
"POR MI RAZA HABLARA EL ESPIRITU"

Cuautitlán Izcalli, Méx. a 22 de Junio de 2009

PRESIDENTE Dr. Héctor Enrique Curiel Reyna

VOCAL M.I. José Juan Contreras Espinosa

SECRETARIO M.I. Sergio de Moraes Benítez

PRIMER SUPLENTE M.I. Jesús García Lira

SEGUNDO SUPLENTE Ing. Humberto Neri Mondragón

AGRADECIMIENTOS

Son muchas las personas especiales a las que agradezco su amistad, apoyo, ánimo y compañía en las diferentes etapas de mi vida. Algunas están conmigo y otras en mis recuerdos y en el corazón. Sin importar dónde estén o si alguna vez llegan a leer estas dedicatorias quiero darles las gracias por formar parte de mí, por todo lo que me han brindado y por todas sus bendiciones.

A DIOS: Por haberme permitido llegar hasta este punto y haberme dado salud para lograr mis objetivos, además de su infinita bondad y amor.

A MI MAMÁ DOLORES VÁZQUEZ GARCÍA: Porque gracias a tu cariño, guía y apoyo he llegado a realizar uno de mis anhelos más grandes de mi vida, fruto del inmenso apoyo, amor y confianza que en mí depositaste, con los cuales he logrado terminar mis estudios profesionales que constituyen el legado más grande que pudiera recibir y por lo cual te viviré eternamente agradecido. Esta tesis es tuya.

Te quiero mucho mamá.

A MI PAPÁ JORGE GUILLERMO ALVARADO: Porque gracias a tu apoyo y consejos he llegado a realizar la más grande de mis metas, la cual constituye la herencia más valiosa que pudiera recibir al término de mi carrera profesional, y porque he aprendido que las cosas se consiguen esforzándose y trabajando duro, con la promesa de seguir siempre adelante. Te quiero papá.

A MI HERMANO JORGE GUILLERMO: Todo el tiempo, trabajo y esfuerzo que entregué a esta tesis se lo dedico principalmente a mi hermano, quien desde siempre ha estado al pendiente de mí. Gracias por la paciencia que siempre me tuviste, hermano, con dedicación y empeño todo se puede realizar. Esperando motivarte a lograr lo que te propongas.

A MI TIA MA. DE LOS ANGELES GARCÍA: Como muestra de mi cariño y agradecimiento, por todo el amor, apoyo brindado y porque sabes escuchar y otorgar ayuda cuando es necesario, porque te has ganado el cariño, admiración y respeto de todo el que te conoce, porque eres de esa clase de personas que todo lo comprenden y dan lo mejor de sí mismos sin esperar nada a cambio.

A MI AMIGO PEDRO: Por ofrecerme su incondicional amistad, su apoyo en todo momento en la realización de este trabajo y en lo personal.

A MI ASESOR DR. HECTOR ENRIQUE CURIEL REYNA: Gracias por su apoyo en la dirección y realización de esta tesis, la oportunidad de trabajar con usted durante el desarrollo del proyecto y de adquirir nuevos conocimientos.

A MI COASESOR C DR. TOMAS RANGEL ORTIZ: Por los momentos agradables en la realización de esta tesis, por su tiempo, sus consejos, las enseñanzas y ser un ejemplo de superación.

A MI AMIGO M.I. JOSE JUAN CONTRERAS: Dedico la presente como agradecimiento al apoyo brindado durante estos años de estudio y como un reconocimiento de gratitud al haber finalizado esta carrera.

A MIS AMIGOS: Por ser lo más valioso que me llevo en estos años, por estar conmigo en las buenas y en las malas; por hacer cada momento único e inolvidable, en verdad me divertí mucho. Ustedes saben quiénes son, y espero que nuestra amistad perdure por muchos años sin importar que ya no estemos en la universidad.

INDICE

CAPITULO I

INTRODUCCION.	1
-----------------------	---

CAPITULO II

GENERALIDADES

2.1.- Teorías y factores de los fenómenos de corrosión.	3
2.1.1.- Teoría ácida.	4
2.1.2.- Teoría Electroquímica.	5
2.1.3.- Importancia de la capa de óxido en los fenómenos de corrosión.	6
2.1.4.- Resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables.	6
2.2.- Aceros Inoxidablees.	7
2.2.1.- Aceros Ferríticos Inoxidablees.	8
2.2.2.- Aceros Austeníticos Inoxidablees.	8
2.2.3.- Aceros Martensíticos Inoxidablees.	9
2.3.- Tratamientoes Térmicoes.	9
2.3.1.- Tratamientoes Térmicoes máe usadoes.	10
2.3.2.- Temple.	10
2.3.3.- Normalizado.	10
2.3.4.- Recocido.	11
2.3.5.- Revenido.. . . .	13
2.4.- Desarrollo del Recocido, Temple y Normalizado.	13
2.4.1.- Primer periodo: Calentamiento para el recocido temple y normalizado.	14
2.4.2.- Segundo periodo: Temperatura de permanencia (duración del calentamiento) en el recocido, temple y normalizado.	17
2.4.3.- Crecimiento de los cristaloe de austenita con el calentamiento.	19

2.4.4.- Tercer periodo: Velocidad de enfriamiento en el recocido de austenización completa.	21
2.4.5.- Terminación del recocido.	22
2.5.- Tratamientos isotérmicos de los aceros.	23
2.5.1.- Austempering.	25
2.5.2.- Martempering.	24
2.5.3.- Recocido Isotérmico.	25
2.6.- Transformación Isotérmicas.	26
2.7.- Diferencias entre los tratamientos térmicos de los aceros al carbón y los aceros inoxidables.	32
2.8.- Pruebas de dureza.	35
2.8.1.- Prueba de dureza con Lima.	35
2.8.2.- Prueba de dureza Mohs.	36
2.8.3.- Prueba de dureza Brinell.	37
2.8.4.- Prueba de dureza Rockwell.	38
2.8.5.- Prueba de dureza superficial Rockwell.	41
2.8.6.- Prueba de dureza Vickers.	43
2.8.7.- Microdureza.	45

CAPITULO III

EXPERIMENTACIÓN

3.1 Preparación de muestras.	46
3.2 Fotografías.	51
3.3 Pruebas de dureza.	60
3.4 Resultados Obtenidos.	61
3.5 Discusión de resultados.	62
3.6 Conclusiones.	63
BIBLIOGRAFIA.	64

CAPITULO I

INTRODUCCION

Los primeros trabajos realizados para la fabricación de los fierros y aceros inoxidable datan del siglo XIX, en aquellas épocas ya se sabía que el hierro aleado con ciertos metales como Cobre, Cromo y Níquel, resistían mejor la oxidación que el hierro ordinario.

Su investigación y desarrollo comenzó a principios de siglo (XIX ó XX) y se realizó casi simultáneamente en varios países: Alemania, Inglaterra, Estados Unidos de América y Francia.

Las exigencias impuestas por la industria en general y en particular por las industrias química, petroquímica, nuclear y de navegación aérea han propiciado un gran desarrollo de estos aceros.

Los aceros inoxidable de la familia de los de bajo Cromo, son materiales que se usan principalmente donde se necesita resistencia mecánica, a la corrosión y a temperaturas medias entre 400 a 850 °C. Son materiales que contienen Cromo entre 4 a 13%, Carbono de 0.06 a 0.20% y Molibdeno de 0 a 0.5%. Su sensibilidad al efecto térmico los hace que sean manejados con cuidado por su tendencia a la fisuración principalmente en los procesos donde existe calor; sin embargo, cuando son sometidos a tratamientos térmicos, las estructuras finales que se obtienen pueden dar una misma medida física como es la dureza, pero otra característica como la metalografía nos da variaciones en las estructuras.

Se debe destacar la diferencia fundamental que hay entre los aceros inoxidable y los aceros resistentes al calor.

Aceros inoxidable son los que tienen buena resistencia química en medios corrosivos que se encuentran a temperaturas por lo general inferiores a los 300°C.

Aceros resistentes al calor son los que presentan buena resistencia química en medios corrosivos que se encuentran a temperaturas elevadas aproximadamente de 400 a 830 °C.

La resistencia a la corrosión de ambos grupos de aceros se debe a la presencia del Cromo. Aceros con 5% de Cromo presentan ya cierta resistencia química, pero verdaderamente sólo se consideran aceros inoxidable aquellos que contienen un mínimo de 10% de Cromo.

El Cromo forma parte de la película superficial que aparece en estos aceros cuando están en contacto con agentes capaces de ceder oxígeno. Esta película, que puede ser más o menos resistente, les protege de posibles ataques en presencia de medios corrosivos.

Para que esta película tenga mayor resistencia química y mecánica se pueden añadir otros elementos tales como Níquel, Molibdeno, Cobre, etc. La aportación de estos y otros elementos permiten obtener una amplia gama de constituyentes estructurales dando origen a una gran variedad de calidades con innumerables aplicaciones.

El acero P5 ó 502 es un acero inoxidable Martensítico que contiene de 4 a 6% de Cromo, 0.10 a 0.20% de Carbono y 0.40 a 0.65% de Molibdeno, lo hacen ser un material que depende de su tratamiento térmico, ya que puede presentar diferentes estructuras metalúrgicas, que pueden ir desde una Perlítica en matriz de ferrita hasta la de una Martensita con Austenita retenida y carburos de Cromo.

La presente investigación es realizada con el fin de observar que efectos causan diferentes tratamientos térmicos en la estructura y dureza de un acero P5 ó 502.

CAPITULO II

GENERALIDADES

2.1.- TEORIAS Y FACTORES DE LOS FENOMENOS DE CORROSION.

La corrosión del Fierro y Acero es un problema que preocupa a la humanidad, ya que estos materiales, que proporcionan a la sociedad comodidades y bienestar, fallan por su poca resistencia a la acción de ciertos agentes destructores.

El nombre de corrosión se da al ataque de carácter químico o electroquímico que experimentan algunos cuerpos por la acción del aire, humedad, atmósferas marinas, ácidos, sales ó por el calentamiento a elevadas temperaturas, etc. Este ataque se inicia siempre en la superficie de los cuerpos y progresa luego hacia el interior. (1, 5, 3,8).

La corrosión podemos diferenciarla en tres tipos:

- 1.- La producida por el aire húmedo o por el agua mezclada con aire.
- 2.- La producida por líquidos que contienen ácidos ó sales en solución.
- 3.- La producida por la acción de grasas.

Se ha comprobado que el aire para que produzca corrosión del fierro y aceros hace falta cierta cantidad de humedad, ya que el aire completamente seco no produce corrosión. Las capas de óxidos e hidróxidos que por efecto de corrosión llegan a recubrir al fierro y aceros no impiden a la corrosión que continúe, por que debido a su gran porosidad son atravesadas fácilmente por el aire y otros oxidantes. (1, 5, 3,8).

El fenómeno de corrosión en los metales es complejo, ya que la forma de producirse depende de muchos factores, como son: la composición química, temperatura, medio ambiente, grado de humedad, concentración y naturaleza de los líquidos que se ponen en contacto con los metales, presencia de oxígeno u otros elementos oxidantes, naturaleza de la superficie de las piezas, etc.

En los últimos cincuenta años ha sido estudiado este problema y aunque se han desarrollado numerosas teorías (algunas de ellas satisfactorias) para explicarlo, pero al ser tantos los factores que intervienen en él modifican su importancia y características esenciales, siendo muy difícil señalar una forma general y sencilla de saber cuál es la forma de producirse y las principales causas que contribuyen a su desarrollo.

2.1.1.- TEORIA ÁCIDA.

Una de las teorías que sirvió para explicar el fenómeno de Corrosión es la Teoría Ácida, esta nos dice que en los fenómenos de corrosión tiene importancia la acción del ácido carbónico, para que se produzca la corrosión de metales hace falta oxígeno, agua y ácido carbónico. (1, 5, 3,8).

El fenómeno se explica considerando que este ácido reacciona con el fierro formando carbonato ferroso soluble, que posteriormente se oxida por la acción del oxígeno que existe en el agua, formándose oxido e hidróxido férrico que forma en la superficie del fierro la cascarilla, regenerándose en esta última reacción el bióxido de carbono y quedando por lo tanto en libertad el radical ácido que puede volver actuar sobre el fierro. Así se explica la forma de cerrarse el ciclo y como cantidades pequeñas de ácido carbónico son suficientes para actuar con gran intensidad en el ataque por corrosión.

Según la Teoría Ácida, para que se produzca la corrosión es necesaria la presencia de un ácido débil, como el carbónico, además de agua y oxígeno, que son los elementos que se consideran fundamentales en la teoría ácida electroquímica. (1, 5, 3,8)

2.1.2.- TEORIA ELECTROQUIMICA.

El fundamento de la teoría electroquímica, desarrollada por Evans y sus colaboradores, que en la actualidad es la que tiene más aceptación, se basa en que el fierro en contacto con el agua sufre una acción electroquímica.

Cuando el material se encuentra en un ambiente húmedo o en contacto con algún líquido, por el efecto de la heterogeneidad del material debido a diferencias de composición de unas zonas a otras, por irregularidades en el contenido de carbón o a la distribución de constituyentes microscópicos o macroscópicos, por desigualdades en tratamientos térmicos, o por diferencias en el trabajo, se forman en la superficie pequeñas pilas galvánicas. Estas pilas de corrosión están constituidas por dos electrodos que tienen diferentes características y están sumergidos en un electrolito cuya naturaleza depende del medio ambiente en que se produce el fenómeno, uno de esos electrodos es capaz de funcionar como ánodo y otro como cátodo. En las zonas anódicas hay paso de átomos del fierro al agua que dan lugar a la formación de iones de hierro en la fase líquida. (1, 5, 3, 8,10).

La velocidad de esta reacción depende de las reacciones en el cátodo, por ello el avance de la corrosión está controlado catódicamente.

La reacción es rápida en medios ácidos, pero es lenta en medios alcalinos o neutros. Puede acelerarse por la presencia de oxígeno disuelto, como se señala en la reacción catódica, que es un proceso despolarización. (1, 5, 3, 8,10).

La velocidad de la reacción catódica y por lo tanto, la intensidad de corrosión depende de la velocidad de difusión del oxígeno en la superficie del metal. La velocidad de la difusión depende de la concentración del oxígeno disuelto en el medio acuoso.

Sobre la superficie del metal se deposita óxido férrico formando una capa porosa que no impide que continúe la corrosión por la acción de agentes corrosivos, ya que estos penetran fácilmente a través de ella y alcanzan las capas del metal que están más hacia el interior.

2.1.3.- IMPORTANCIA DE LA CAPA DE ÓXIDO EN LOS FENÓMENOS DE CORROSIÓN.

Aunque la afinidad química de los diferentes metales por el oxígeno, azufre y otros elementos es un dato importante, para tener una idea de su posible comportamiento en los fenómenos de corrosión, es también de interés tener en cuenta otros factores.

Al oxidarse los metales se forma sobre la superficie una capa de óxido que los cubre completamente, carácter, naturaleza, espesor y uniformidad de la película tiene también una importancia extraordinaria en los fenómenos de corrosión.

Si la capa es compacta, delgada, invisible, está bien adherida es uniforme y resistente a la acción del medio corrosivo constituyen generalmente un buen medio de protección y el proceso de corrosión no continua. En cambio si la capa es porosa y gruesa, generalmente no sirve de protección y la corrosión penetra hacia el interior. (1, 5, 3, 8,12).

2.1.4.- RESISTENCIA A LA CORROSIÓN DE LOS ACEROS INOXIDABLES.

En la actualidad se acepta que la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable (que contiene un elevado porcentaje de Cromo), es debida a la formación de una capa superficial de óxido de Cromo muy fina que impide que el ataque y corrosión a los aceros penetre del exterior hacia el interior. Para que un acero sea inoxidable, es necesario su composición, estado de material y medio de ataque convenientes para que se forme esa capa de óxido protector. (1, 5, 3, 8,11).

Cuando actúan sólo agentes atmosféricos, la presencia de 12% Cr es suficientes para que se forme una capa óxido que impida la corrosión.

Cuando aumenta la intensidad del ataque, para que se pueda formar la capa de óxido protectora, es necesario mayor porcentaje de Cromo, pero esto ocurre hasta un cierto límite a partir del cual ya no se aumenta la resistencia a la corrosión al aumentar el contenido en Cromo. (1, 5, 3, 8,11).

La denominación de aceros inoxidable suele dar lugar a muchas confusiones, ya que en realidad ninguno de estos aceros resiste a toda clase de ataques. Unos resisten bien a los ácidos, otros a determinadas soluciones, otros resisten al calor, pero no hay ninguno que resista a todos los casos, por lo tanto, en cada caso hay que estudiarlo por separado y ver cuál es el más conveniente.

Además, el comportamiento de los aceros inoxidable, lo mismo que para muchos otros aceros, tiene importancia los tratamientos térmicos.

Sí a un acero inoxidable no se le da el tratamiento térmico adecuado su resistencia a la corrosión puede quedar muy disminuida. (1, 5).

En general conviene obtener estructuras ferríticas, martensíticas o austeníticas (estructuras de una sola fase) y evitar la presencia de carburos en los aceros que disminuyen la resistencia a la corrosión.

El Cromo ejerce una influencia muy favorable cuando se encuentra en solución en la martensita, ferrita o austenita, pero cuando se encuentra formando carburos no sirve para la resistencia a la corrosión de ellos, siendo con frecuencia los carburos los principales causantes de la corrosión de los aceros inoxidable. (1, 5, 3, 8,11).

2.2.- ACEROS INOXIDABLES.

Estos aceros tienen aplicaciones resistentes a la corrosión y al calor, la propiedad de resistencia a la corrosión se debe a una película delgada, adherente, estable de óxido de cromo ó de óxido de níquel que protege efectivamente al acero contra muchos medios corrosivos. (1, 3, 11).

La respuesta al tratamiento térmico de los aceros inoxidable y resistentes al calor depende de su composición y se divide en tres grupos generales:

- ✓ ACEROS FERRÍTICOS INOXIDABLES.
- ✓ ACEROS AUSTENÍTICOS INOXIDABLES.
- ✓ ACEROS MARTENSÍTICOS INOXIDABLES

2.2.1.- ACEROS FERRÍTICOS INOXIDABLES.

Este grupo de aceros inoxidable contienen aproximadamente de 14 a 27% de Cromo, como estos aceros tienen bajo contenido de carbono no se pueden endurecer por tratamiento térmico, sino solo moderadamente mediante trabajo en frío, son magnéticos y pueden trabajarse en frío o en caliente, pero alcanza su máxima suavidad, ductilidad y resistencia a la corrosión en la condición de recocido. El recocido es el único tratamiento térmico aplicado a aceros verdaderamente ferríticos. (1, 5, 3, 8,11).

2.2.2.- ACEROS AUSTENÍTICOS INOXIDABLES.

Estos son los aceros inoxidable al Cromo – Níquel y al Cromo – Níquel – Manganeso, que resultan austeníticos, son esencialmente no magnéticos en la condición de recocido y no endurecen por tratamiento térmico.

El contenido total de Níquel y Cromo es de por lo menos 23%, se pueden trabajar fácilmente en frío o en caliente, cuando se toman precauciones adecuadas para que en forma rápida endurezcan por trabajo. Son muy resistentes al impacto y difíciles de maquinar, a menos que contengan azufre y selenio. (1, 5, 8,11).

2.2.3.- ACEROS MARTENSÍTICOS INOXIDABLES.

Los aceros martensíticos inoxidable, son magnéticos, pueden trabajarse en frío sin dificultad, especialmente con bajo contenido de carbono, pueden maquinarse satisfactoriamente, tienen buena tenacidad, gran resistencia a la corrosión atmosférica y algunos agentes químicos, y se trabajan fácilmente en caliente. Alcanzan su óptima resistencia a la corrosión cuando se endurecen desde la temperatura recomendada, pero no son tan buenos como los aceros austeníticos ó ferríticos inoxidable. (1, 5, 3, 8,11).

El proceso de Tratamiento Térmico para los aceros martensíticos es esencialmente el mismo que para los aceros simples al carbono o aceros de baja aleación, en los que la máxima dureza y resistencia depende especialmente del contenido de carbono.

La principal diferencia es el que el alto contenido de aleación de los grados de acero inoxidable hace que la transformación sea tan lenta y la templabilidad tan alta, que la dureza máxima se produce por enfriamiento en aire. (1, 3).

Los aceros aleados con relativamente bajo Cromo, que contienen de 4 a 6% de Cromo (TIPO 502), poseen excelente resistencia a la oxidación y mejor resistencia a la corrosión que los aceros comunes.

Estos aceros pueden endurecerse por Templado en aceite o en algunos casos mediante enfriamiento en aire. Se han utilizado ampliamente para equipo de refinerías petroleras, como intercambiadores de calor, cuerpos para válvulas, anillos para bombas y otros accesorios.

2.3.- TRATAMIENTOS TÉRMICOS.

Los tratamientos térmicos tienen por objeto mejorar las propiedades y características de los aceros, que consiste en calentar y mantener las piezas ó herramientas de aceros a temperaturas adecuadas, durante un cierto tiempo y luego enfriarlas en condiciones convenientes. (3, 5, 6).

De esta forma se modifica la estructura microscópica de los aceros, se verifican transformaciones físicas y a veces también cambios en la composición del metal.

El tiempo y temperatura son los factores principales que se fijan siempre, de acuerdo con la composición del acero. Forma y tamaño de la pieza y las características que se desean obtener.

2.3.1.- TRATAMIENTOS TERMICOS MÁS USADOS.

Varios procesos de tratamientos térmicos ponen al material en una condición completa ó aproximada de equilibrio. Estos procesos incluyen:

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

2.3.2.- TEMPLE

El temple tiene por objetivo endurecer y aumentar la resistencia del acero. Para ello, se calienta en general el acero a una temperatura ligeramente más elevada que la crítica superior y se enfría más o menos rápidamente (según la composición y tamaño de las piezas) en un medio conveniente, agua, aceite, etc. En los aceros de herramienta el calentamiento para el temple sólo se llega a la austenización incompleta. (1, 5, 3, 8).

2.3.3.- NORMALIZADO

Este tratamiento consiste en un calentamiento a temperaturas ligeramente más elevadas que la crítica superior, seguida de un enfriamiento en aire tranquilo. (1, 5, 3).

De esta forma, se deja al acero con una estructura y propiedades que arbitrariamente se consideren como normales y características de su composición. (1, 5, 3).

Se utiliza para piezas que han sido trabajados en caliente, trabajos en frío, enfriamientos irregulares ó sobre calentamientos y sirve también para destruir defectos de un tratamiento anterior no adecuado. (1, 5, 3).

Por medio del normalizado, se eliminan las tensiones internas y se uniformiza el tamaño de grano del acero. Se emplea casi exclusivamente para los aceros de construcción al carbono ó de baja aleación.

2.3.4.- RECOCIDO

La palabra recocido se usa para describir los procesos de tratamiento térmicos para suavizar y volver a ganar ductilidad al trabajo en frío del material. (1, 5, 3, 8,11).

Las diferentes clases de recocido se pueden clasificar en tres grupos:

1.- Recocido de austenización completa o regeneración. En este caso el calentamiento se hace a una temperatura ligeramente más elevada que la critica superior y luego el material se enfría muy lentamente. Sirve para ablandar el acero y regenerar su estructura.

2.- Recocidos subcríticos. El calentamiento se hace por debajo de temperatura critica inferior, no teniendo tanta importancia como en el caso anterior la velocidad de enfriamiento, poniendo incluso el acero al aire sin que se endurezca. Por medio de este tratamiento se eliminan las tensiones internas del material y se aumenta la ductilidad.

Se pueden distinguir tres clases de recocidos subcríticos.

- ✓ Recocido de ablandamiento. Su principal objetivo es ablandar el acero por un procedimiento rápido y económico: Con este tratamiento no se obtienen las mejores durezas, pero en muchos casos las que se consiguen es suficiente para mecanizar perfectamente los materiales.

El proceso consiste en calentar el acero hasta una temperatura que es inferior a la crítica Ac_1 , siendo la más elevada posible y luego enfriar al aire. Las durezas que se obtienen en ciertos aceros de herramientas y construcción de alta aleación, después de este tratamiento, suelen ser algunas veces elevadas para el maquinado. (1, 5, 8,11).

- ✓ Recocido contra acritud. Se efectúa a temperaturas de 550 °C a 650 °C y tienen por objeto aumentar la ductilidad de los aceros de poco contenido de carbono (menos de 0.40%) estirados en frío. Con el calentamiento a esas temperaturas, se destruye la cristalización alargada de la ferrita, apareciendo nuevos cristales poliédricos más dúctiles que los primitivos, que permite laminar o estirar nuevamente el material sin dificultad. El enfriamiento suele hacerse al aire.
- ✓ Recocido globular. Se somete al acero a un calentamiento a temperaturas inferiores pero muy aproximadas a la crítica Ac_1 , enfriándose lentamente en el horno hasta la temperatura deseada. (1, 5, 8,11).

3.- Recocido de austenización incompleta. Son tratamientos que suelen darse a los aceros al carbono ó aleados, de más de 0.50% de carbono, para ablandarlas y mejorar su maquinabilidad. Consiste en calentamientos prolongados a temperaturas intermedias entre la crítica superior e inferior, seguidos siempre de un enfriamiento lento. El fin que se sigue con estos enfriamientos es obtener la mejor dureza posible y una estructura microscópica favorable para el maquinado de las piezas. Por medio de estos tratamientos se consigue con bastante facilidad en los aceros hipereutectoides que la cementita y carburos de aleación adopten una forma globular. (1, 5, 8,11).

2.3.5.- REVENIDO.

Es un tratamiento que se da a piezas de acero que ha sido previamente templado. Con este tratamiento, que consiste en un calentamiento a temperaturas inferiores a la crítica Ac_1 , se disminuye la dureza y la resistencia de los aceros templados, se eliminan las tensiones creadas en el temple y se mejora la tenacidad, dando al acero una dureza o resistencia deseada. (1, 5, 8,11).

2.4 DESARROLLO DEL RECOCIDO, TEMPLE Y NORMALIZADO.

Los procedimientos que se siguen en estos tratamientos tienen entre sí, ciertas semejanzas que conviene destacar conjuntamente. (1, 5, 3, 8,11).

En los tres casos los aceros se calientan a una temperatura por encima a la crítica superior y después de un período de permanencia a esta temperatura suficiente, para conseguir el estado austenítico de la pieza. El enfriamiento es diferente en los tres casos.

En los recocidos se hace muy lentamente dentro del horno, en los temples se realiza en agua, aceite, etc. Y los normalizados con enfriamiento al aire tranquilo. (1, 5, 3, 8,11).

Se puede decir que la velocidad de enfriamiento es la que caracteriza y diferencia principalmente estas tres clases de tratamientos térmicos.

Hay que distinguir en estos procesos tres períodos fundamentales:

- ✓ Calentamiento.
- ✓ Temperatura de permanencia.
- ✓ Enfriamiento.

Las dos primeras fases se pueden estudiar a la vez para los tratamientos térmicos, ya que las diferencias que existen son pequeñas. Como se puede ver en la fig. No.1

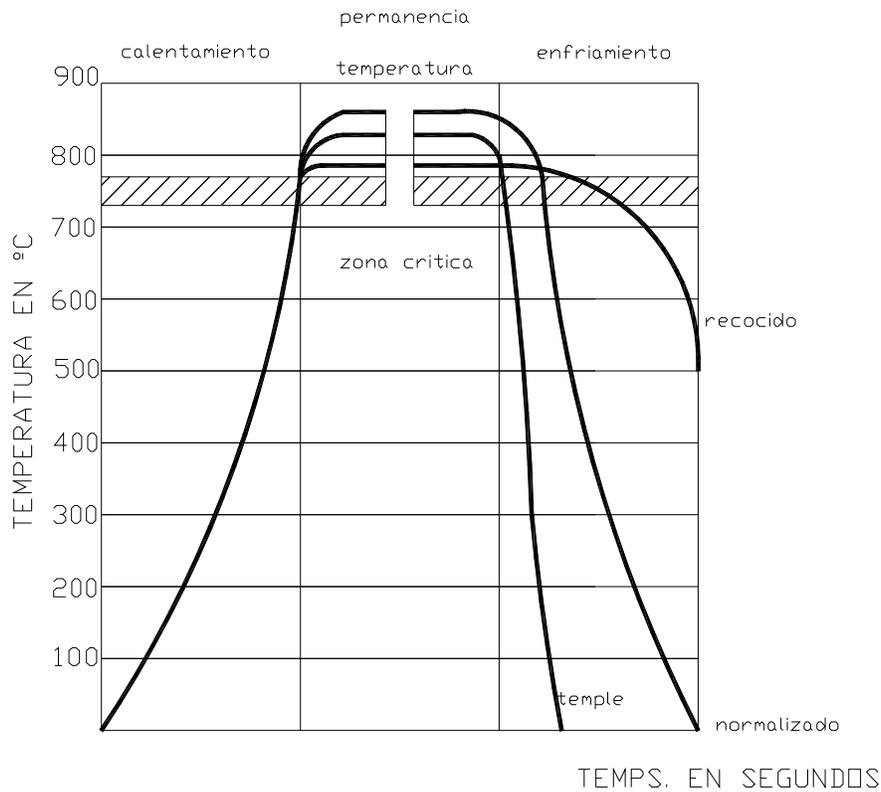


Fig. 1. Representación esquemática del recocido de regeneración normalizado y temple de un acero.

2.4.1.- PRIMER PERIODO: CALENTAMIENTO PARA EL RECOCIDO, TEMPLE Y NORMALIZADO.

Es la fase de todo tratamiento térmico y aunque algunas veces no se suele dar importancia tiene sin embargo suficiente para dedicarle atención, sobre todo cuando se trata de perfiles y piezas masivas. (1, 5, 3, 8,11).

Las piezas de poco espesor y de formas sencillas se pueden introducir directamente en los hornos calientes a altas temperaturas 750 °C a 850 °C, pero en el caso de las piezas gruesas hay que tomar precauciones que se explicarán a continuación.

La Fig. 2 ejemplifica el primer periodo de calentamiento para el recocido, temple, normalizado, segundo periodo de calentamiento y velocidad de enfriamiento.

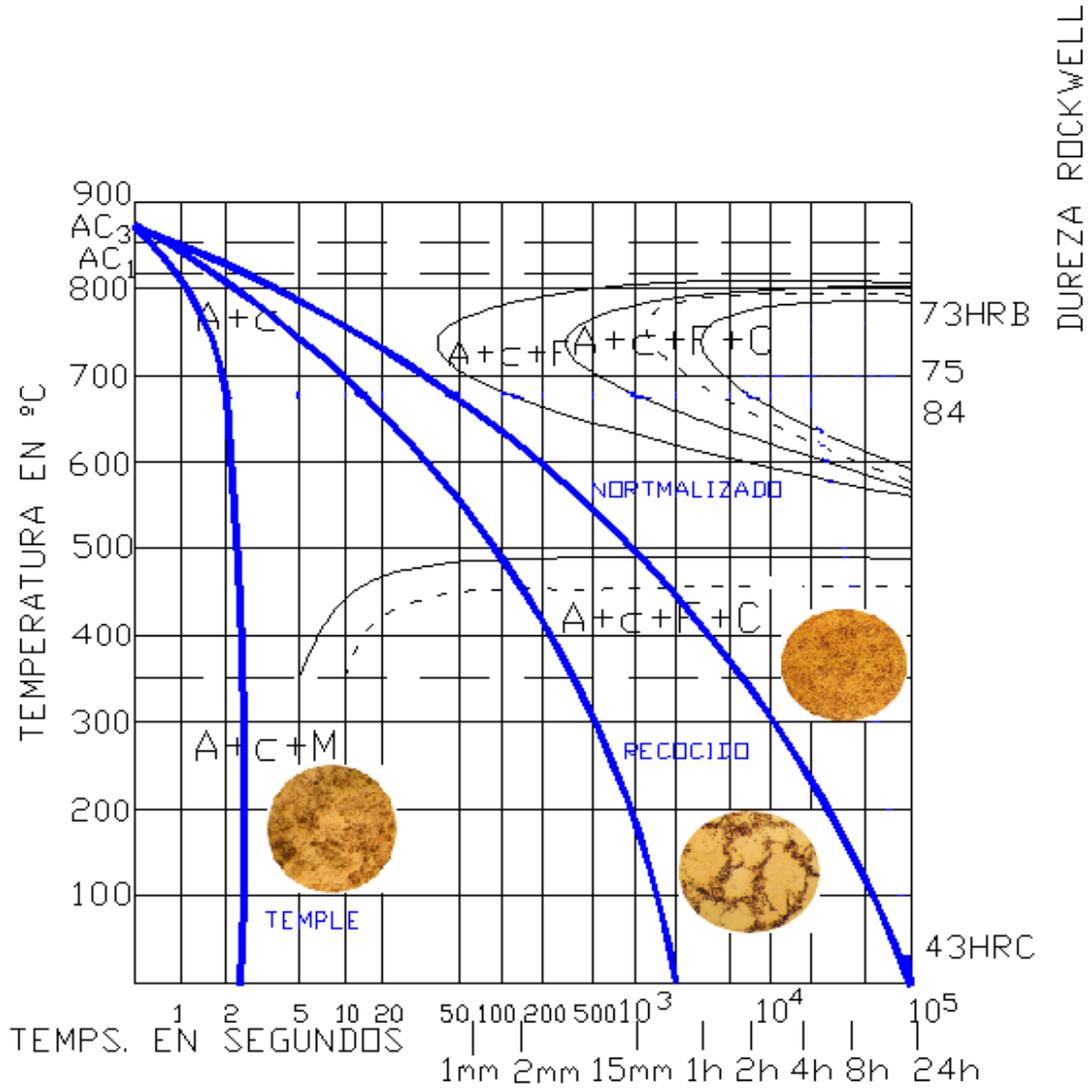


Fig. 2. Representación esquemática del primer periodo de calentamiento para el recocido, temple y normalizado.

En las piezas gruesas el calentamiento ha de procurarse que sea lo más uniformemente posible y debe llegar hasta el corazón de la pieza.

Debe hacerse lentamente para que haya la menor diferencia de temperatura entre el interior y la periferia, pues en caso contrario se puede crear fuertes tensiones internas que pueden dar lugar a grietas o rupturas.

Estas tensiones se crean primero por la desigual dilatación de las zonas calientes y frías de la pieza (periferia y centro) y luego por las contracciones que ocurren al pasar el acero por las zonas de temperaturas críticas. (1, 5, 3, 8,11).

No es recomendable introducir las piezas frías de más de 20 mm de diámetro en hornos cuya temperatura sea superior a 350 °C, por que el acero relativamente frío es poco deformable y no admite deformaciones y las tensiones que crean pueden originar grietas.

El paso de la zona crítica no es peligroso cuando toda la pieza tiene la misma temperatura ó las diferencias entre la periferia y el centro son muy pequeñas, como ocurre en los calentamientos lentos. En cambio, cuando las piezas son muy gruesas la periferia alcanza una temperatura antes que el centro, la zona periférica sufre la contracción, mientras el centro que no ha llegado a esa temperatura se está dilatando todavía y el peligro de las grietas es mayor. (1, 2, 3, 8,11).

Cuando el calentamiento del acero alcanza aproximadamente los 732 °C, la periferia comienza a transformarse en austenita y cambia la estructura cristalina pasando de fierro alfa (α) a fierro gamma (γ), y el acero que hasta entonces estaba dilatado se contrae mientras dura esa transformación, continuando luego la dilatación.

Los calentamientos rápidos son peligrosos en las piezas gruesas, especialmente en los aceros de alto contenido de carbono, en los que el porcentaje de perlita es grande. En el acero de bajo contenido de carbono puede utilizar mayores velocidades de calentamiento. (1, 5, 3, 8,11).

Para evitar que las tensiones sean peligrosas conviene que en la sección transversal la diferencia de temperatura entre los puntos de un mismo radio situado a 25mm de distancia, no sea superior a 20 °C, para conseguirlo, la duración del calentamiento desde la temperatura ambiente hasta los 850 °C debe ser superior a media hora por pulgada de diámetro, si es posible convienen que la duración del calentamiento sea de hora por pulgada de sección, como se muestra en la fig. No. 3.

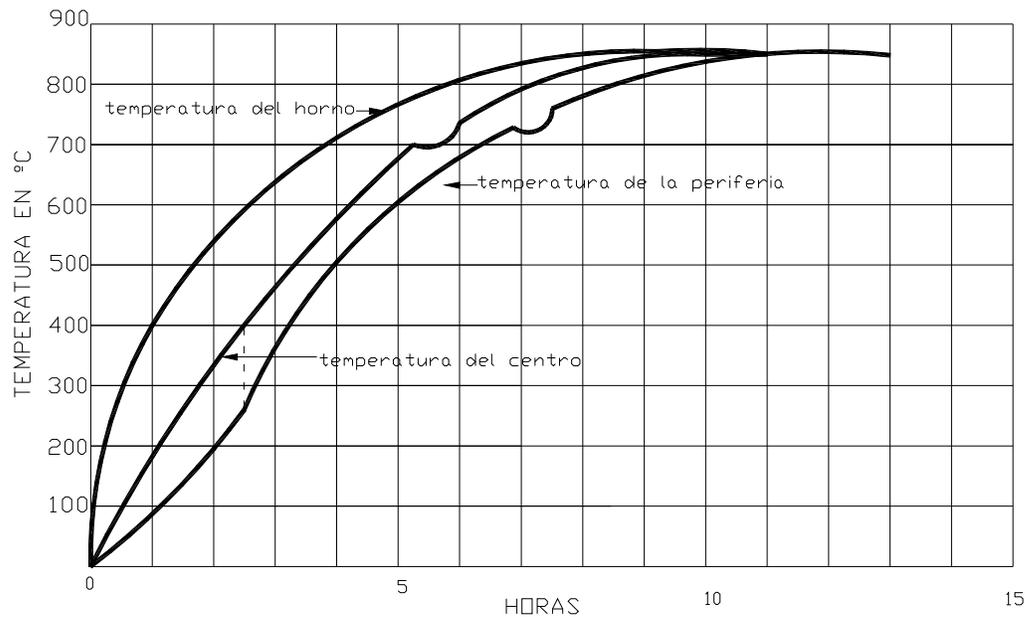


Fig. 3. Proceso de calentamiento de un redondo de acero de 500mm de diámetro.

2.4.2.- SEGUNDO PERIODO: TEMPERATURA DE PERMANENCIA (DURACIÓN DEL CALENTAMIENTO) EN EL RECOCIDO, TEMPLE Y NORMALIZADO.

Para que toda la masa del acero esté formada por cristales de austenita, hace falta que el acero permanezca a temperatura del tratamiento un cierto tiempo.

La duración del calentamiento de recocido, temple o normalizado, depende de la masa de la pieza, temperatura, velocidad de calentamiento, clase de acero, estado inicial y final del material. (1, 5, 3, 8,11).

El tiempo de mantenimiento del acero a temperatura de tratamiento comienza cuando la pieza, incluyendo las zonas del interior, haya alcanzado esa temperatura.

Aunque al rebasar el acero las temperaturas A_{c3} ó A_{cm} , todo el carbono esta en solución en la austenita, una de las regiones de la austenita tiene más carbono que otras.

Como se muestra en la fig. No.2

Entonces el porcentaje de carbono tiende a igualarse en toda la masa, pero esa tendencia puede ser retardada por las segregaciones no metálicas que formen barreras entre los granos, el fósforo y oxígeno que se encuentra en la solución y tienden a repeler al carbono ó por la presencia de elementos aleados como el Cromo, Wolframio, etc., que tienden a formar carburos complejos. Como la difusión del carbono es mucho más rápida a altas temperaturas, para reducir el tiempo de calentamiento podría efectuarse a temperaturas superiores a la crítica, pero como estos calentamientos dan lugar a un crecimiento de los cristales, generalmente se prefiere prolongar un poco su duración y efectuarlo a temperaturas relativamente bajas. (1, 5, 3, 8,11).

Cuando el material alcanza una temperatura de austenización ocurre que toda la estructura es totalmente de austenita, en los primeros momentos todavía no es completamente homogénea. En los aceros hipoeutectoides hay zonas que anteriormente eran de ferrita y que al ser austenizadas en los primeros momentos son bajas en carbono y en los aceros hipoeutectoides hay zonas que anteriormente eran de carburos y luego cuando alcanza temperaturas altas tienen en principio alto contenido de carbono.

En los aceros hipoeutectoides conviene que transcurra algún tiempo para que el carbono se difunda en las zonas que anteriormente eran ferríticas. (1, 5, 3, 8,11).

Cuando se calienta con austenización incompleta los aceros hipoeutectoides, la austenita que se encontraba junto a los carburos, tienen generalmente siempre el mismo porcentaje de carbono superior al resto. (1, 5).

La duración del calentamiento depende también de la clase de tratamiento. En los normalizados se recomienda utilizar permanencias más cortas que en los otros casos.

Los recocidos en cambio, suelen ser más prolongados, pues muchas veces hay que conseguir no sólo la formación del estado austenítico, sino también la difusión y homogeneización de todos los constituyentes, que a veces, sobre todo en los aceros de estructura ó alta aleación exigen tiempo.

En general, para los tratamientos, el tiempo de permanencia oscila entre la media hora y la hora por pulgada de espesor.

Para procesos de calentamiento cuya duración es de una hora por pulgada de diámetro, suele utilizarse permanencias a temperaturas de tratamientos de media hora por pulgada y para procesos de cuya duración es media hora por pulgada, permanencias de una hora. (3, 8,11).

Cuando el calentamiento se hace en baños de sales, la duración total del calentamiento es mucho más corta que en los hornos de mufla, debido a que la transmisión de calor se efectúa más rápidamente. Los tiempos de permanencia total del acero en baño, comienza desde que se introduce en el horno hasta que se saca de él para diversos espesores. (1, 5).

2.4.3.- CRECIMIENTO DE LOS CRISTALES DE AUSTENITA CON EL CALENTAMIENTO.

Si el acero es mantenido durante bastante tiempo a temperaturas arriba de la crítica superior, los cristales de Austenita tienen tendencia a desarrollarse y aumentar de tamaño.

Esta tendencia aumenta cuando más alta sea la temperatura y mayor la duración del calentamiento, por lo tanto, si se mantiene al acero durante bastante tiempo a temperatura superior a A_{c3} ó A_{cm} , obtendremos cristales bastos de Austenita, y como el tamaño de los cristales del acero al terminar el tratamiento dependen precisamente del tamaño que tuvieron los cristales de Austenita, después de un tratamiento a elevada temperatura, obtendremos una estructura tosca y acero de bajas características, en cuanto a resistencia. (1, 5, 3, 8,11).

Como podemos observar en las figuras No. 4 y 5, haciendo la comparación de ambas, se observa la influencia de la temperatura de calentamiento en el tamaño de los cristales en un acero de 0.45% de carbono.



Fig. 4. Fotografía con 400x, acero a 0.45% de carbono, Calentado a 1000 °C y enfriado en horno.



Fig. 5. Fotografía con 400x, de 0.45% de carbono, calentado a 800 °C y enfriado en horno.

Cuando el calentamiento de un acero llega a la zona crítica, se produce siempre recristalización y nacen nuevos cristales de Austenita con el mínimo tamaño que se pueda con esta clase de acero.

Cuando en los procesos de calentamiento se sobrepasa la temperatura crítica A_{c3} ó A_{cm} , el tamaño de los cristales de Austenita aumenta y su crecimiento depende de la temperatura alcanzada y el tiempo de permanencia. (1, 5, 3, 8,11).

En el enfriamiento al aire los granos de Austenita se transforman en otros más pequeños de ferrita ó cementita y perlita, sorbita o trostita, según la composición.

Cuando los granos son muy grandes, para afinarlos se recomienda hacer varias regeneraciones sucesivas. La primera temperatura bastante superior a la crítica, pues entonces los elementos de aleación de un acero tienen más movilidad y es más fácil destruir la basta recristalización primitiva y homogeneizar la masa del acero, luego se hacen otras nuevas regeneraciones a temperaturas más bajas y más próximas a la crítica, que son las que en realidad afinan el grano. (1, 3, 8).

2.4.4.- TERCER PERIODO: VELOCIDAD DE ENFRIAMIENTO EN EL RECOCIDO DE AUSTENIZACIÓN COMPLETA.

Estos recocidos se caracterizan por ser Tratamientos de ablandamiento con los que los aceros quedan con estructura Perlítica. De un modo general se puede decir que si en el recocido se calientan los aceros hasta la austenización completa, después del enfriamiento lento se obtienen estructuras laminares. En esta clase de recocido para comenzar el enfriamiento es necesario que toda la masa del acero este formada por pequeños cristales de Austenita. Luego el enfriamiento debe ser lento para conseguir un acero blando. (1, 5, 3, 8,11).

Cuando más lento sea el enfriamiento, más blando queda el material, efectuando una serie de ensayos con aceros de diversas composiciones, se puede observar que si se aumenta la velocidad de enfriamiento aumenta la dureza y hay una cierta velocidad que no se puede rebasar, porque entonces el acero quedará demasiado duro y el recocido no será posible.

Cuando el acero va enfriando, en el momento en que este llega a la temperatura crítica A_r , la Austenita empieza a transformarse en otros constituyentes. Como se muestra en la siguiente figura. No 6.

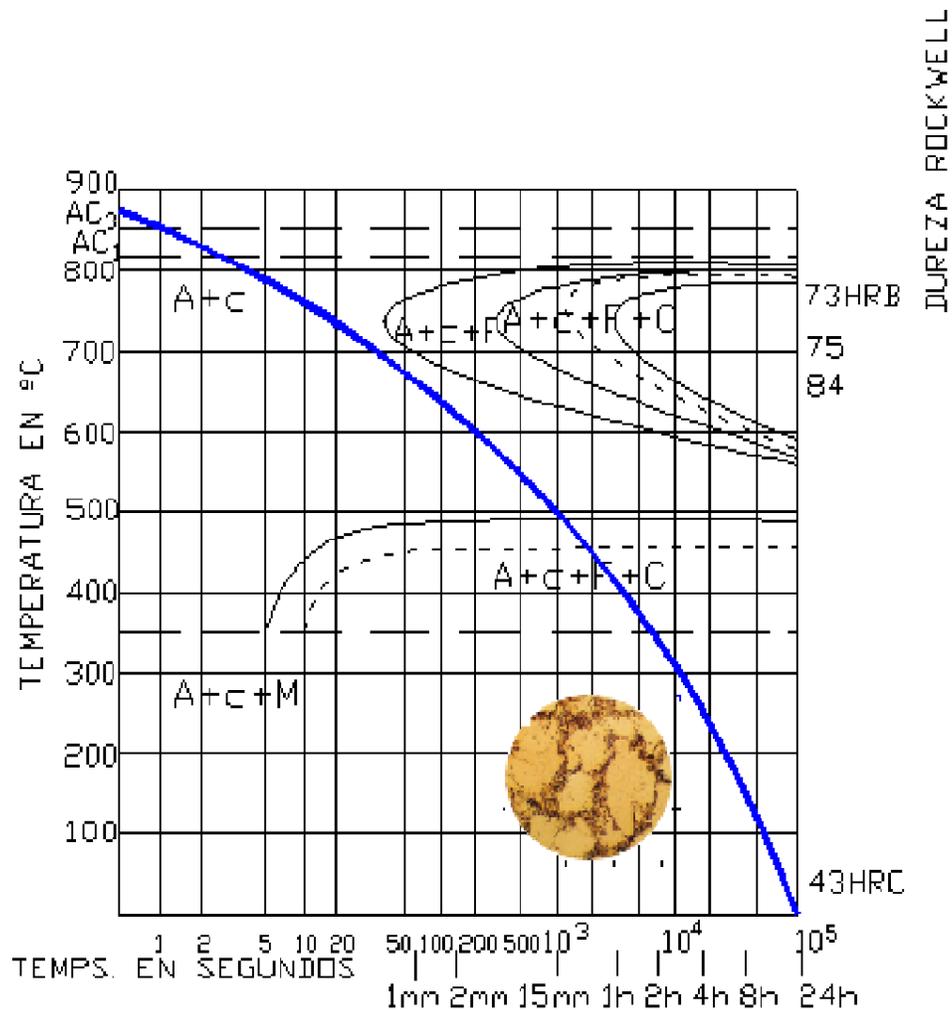


Fig. 6. Velocidad de Enfriamiento en el Recocido de Austenización completa.

2.4.5.- TERMINACIÓN DEL RECOCIDO.

El acero se saca del horno cuando los cristales de Austenita se han transformado en constituyentes perlíticos, es decir, cuando se ha rebasado el punto Ar1 en el enfriamiento.

La temperatura de ese punto crítico depende de las composiciones y velocidades de enfriamiento. Si el enfriamiento se hace con velocidades 10 °C por hora, el punto crítico en un acero al carbono de herramientas ocurre a 700 °C – 680 °C.

En cambio, si el enfriamiento se hace con una velocidad de 20 °C por hora, la transformación Austenita se hace en menos tiempo, pero se realiza a temperaturas de 680° - 650 °C, esto fija la temperatura final del recocido, a partir de la cual el acero se podrá sacar al aire sin peligro de que se endurezca. (1, 5, 3, 8,11).

2.5.- TRATAMIENTOS ISOTERMICOS DE LOS ACEROS.

Reciben este nombre ciertos tratamientos cuando los enfriamientos de las piezas no se hacen de una forma regular y progresiva, sino que se interrumpen ó modifica ciertas temperaturas durante ciertos intervalos, en los que permanece el material a temperatura constante durante un tiempo que depende de la composición del acero, masa y de los resultados que se deseen obtener.

2.5.1.- AUSTEMPERING

El Austempering es un tratamiento térmico para obtener una estructura de 100% bainita. Consiste en calentar el acero a la temperatura de austenitización, seguido de un enfriamiento rápido hasta una temperatura por arriba de la temperatura Ms del acero, manteniéndose así hasta completar la transformación a bainita, como se muestra en la Fig. 7. Las ventajas de este tratamiento sobre el temple y revenido convencional son: Mayor ductilidad, mayor tenacidad, alta dureza, menor distorsión y menor peligro de agrietamiento durante el temple en virtud de no ser tan drástico como el método convencional. Su principal limitante son los largos tiempos requeridos para completar la transformación a bainita. (1, 5, 3, 8,15).

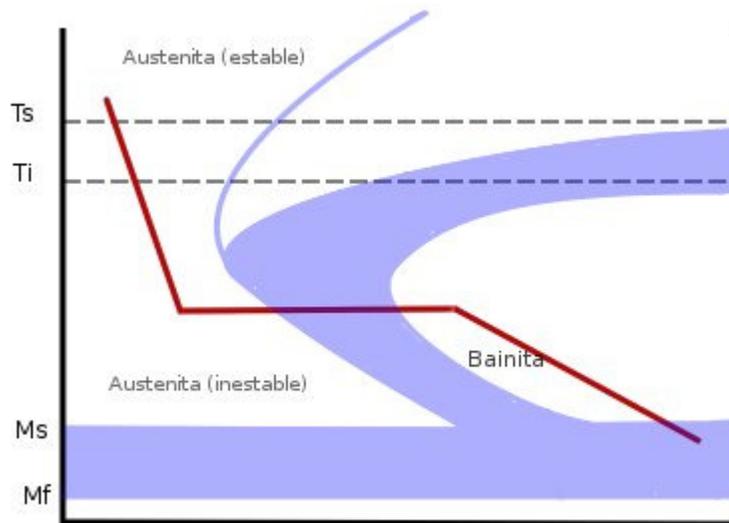


Fig. 7. Diagrama esquemático de tratamiento térmico de Austempering.

2.5.2.- MARTEMPERING.

Es un tratamiento que se ha empezado a desarrollar más recientemente, es un temple escalonado donde el material caliente, a una temperatura más elevada que la crítica superior, se enfría en un baño de sales caliente, a temperaturas comprendidas entre los 250° y los 400 °C, permaneciendo en él las piezas durante el tiempo que deba controlarse y que debe ser suficiente la temperatura para que iguale en toda la masa, antes que en cualquier parte se inicie la transformación de la Austenita y luego se enfría al aire, como se muestra en la Fig. 8. (1, 5, 3, 8,11).

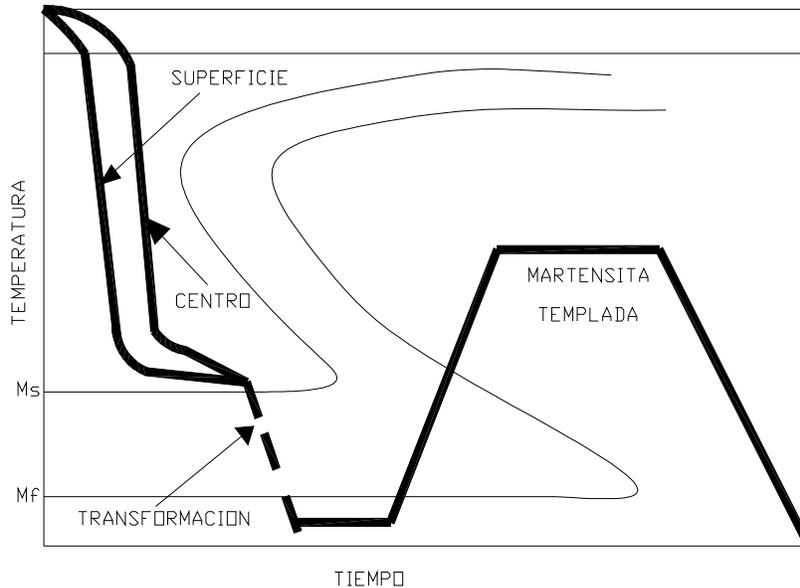


Fig. 8. Diagrama esquemático de tratamiento térmico de Martempering.

De esta forma se consigue la transformación de toda la masa del acero, se verifica casi al mismo tiempo, evitándose desigualdades y peligrosas dilataciones que ocurren en el temple ordinario, en las transformaciones que en las distintas zonas del material ocurren.

2.5.3.- RECOCIDO ISOTÉRMICO.

Son tratamientos de ablandamiento que consisten en calentar el acero por encima de la temperatura crítica superior o inferior según los casos (generalmente de 740° a 880°) y luego enfriar hasta una temperatura de 600° - 700° , que se mantiene constante durante varias horas, para conseguir la completa transformación isotérmica de la austenita y finalmente, se enfría al aire. Este tratamiento es muy rápido y se obtienen durezas muy bajas. El calentamiento se suele hacer con austenización completa en los aceros hipoeutectoides y austenización incompleta en los aceros hipereutectoides. En cierto modo estos tratamientos pueden considerarse como casos particulares de los recocidos de austenización completa e incompleta.

2.6.- TRANSFORMACIÓN ISOTÉRMICAS.

A excepción del cobalto, todos los elementos de aleación que se agregan a los aceros, incluyendo el carbono, tienden a mover la curva de transformación isotérmica a tiempos mayores para aumentar la templabilidad con medios de temple de menor severidad.

Debido a que el cobalto se agrega usualmente sólo en composiciones de alta aleación para aumentar su dureza. (3, 9, 12, 2).

Existe un factor de considerable importancia que debe tomarse en cuenta y que es el efecto de los carburos no disueltos. Los fuertes formadores de carburo como vanadio y tungsteno pueden resistir su disolución en la austenita durante el calentamiento para el endurecimiento. En tales casos, la austenita tiene un bajo contenido de carbono y la curva de transformación isotérmica se mueve a tiempos más cortos en vez de más largos. (3, 9, 12, 2).

Por lo tanto, cuando se considera el efecto de los aleantes en las curvas de transformación isotérmica de los aceros, la temperatura de endurecimiento y la presencia ó ausencia de carburos sin disolver debe siempre tomarse en cuenta. Adiciones individuales de manganeso, níquel ó silicio a un acero, en cantidades normalmente encontradas en los aceros, mueve la totalidad de la curva de transformación isotérmica a tiempos más largos de permanencia Figs. 9 y 10. (3, 9, 12, 2).

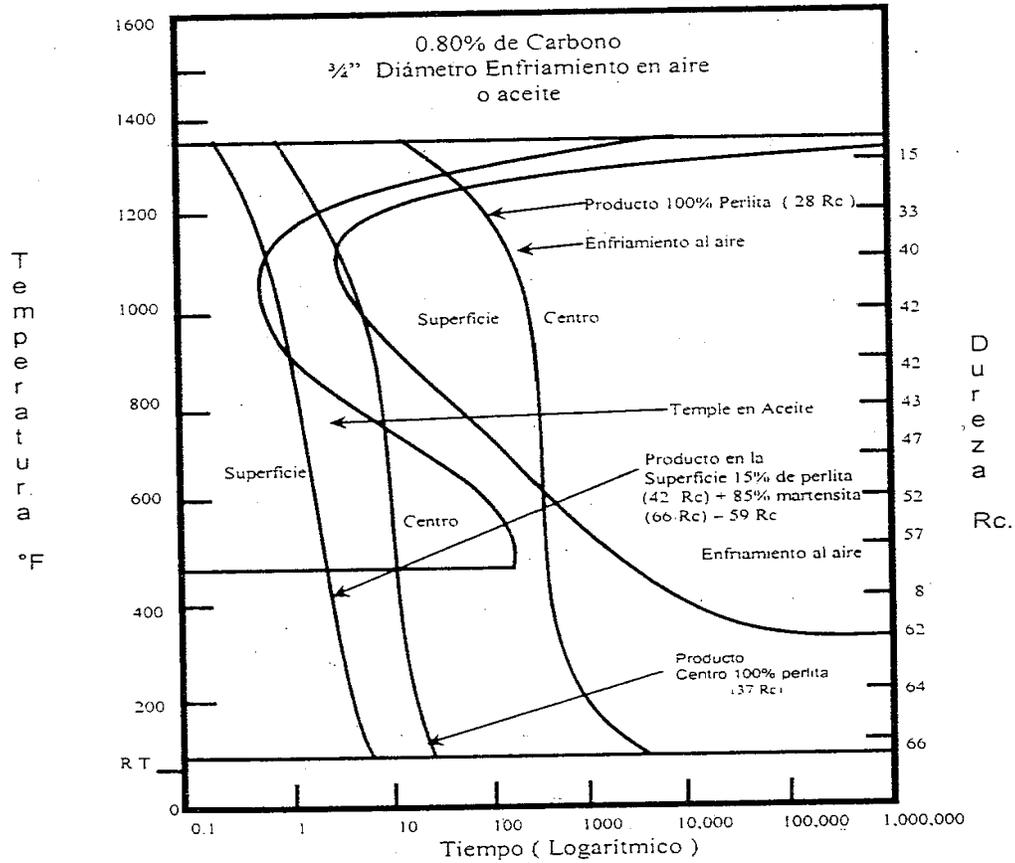


Fig. 9. Diagrama TTT de un acero con 0.8% C sin efecto de otros aleantes.

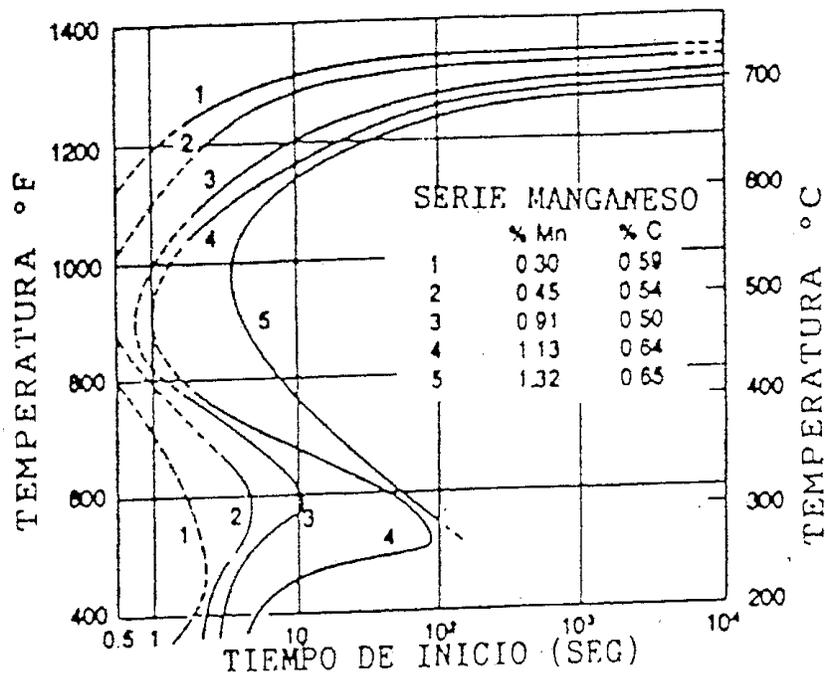


Fig. 10. Efecto del manganeso sobre el diagrama TTT.

El Cromo, Molibdeno, Tungsteno y Vanadio son elementos formadores de carburos y tienden a alterar la forma de curva de transformación isotérmica además de moverla a tiempos más largos. La Fig. 11 ejemplifica este efecto en un acero de baja aleación que contiene Cromo y Molibdeno. Si se compara esta figura con la Fig. 10, se observa una separación diferente de los rangos de perlita y bainita en dos “narices”, con la nariz de perlita desplazada más drásticamente a la derecha. En este acero, un enfriamiento muy lento puede resultar en una mezcla de estructuras de perlita, bainita y martensita.

La bainita es un producto más duro que la perlita y no es tan perjudicial para las propiedades mecánicas de un acero endurecido como lo es la perlita. (3, 9, 12, 2).

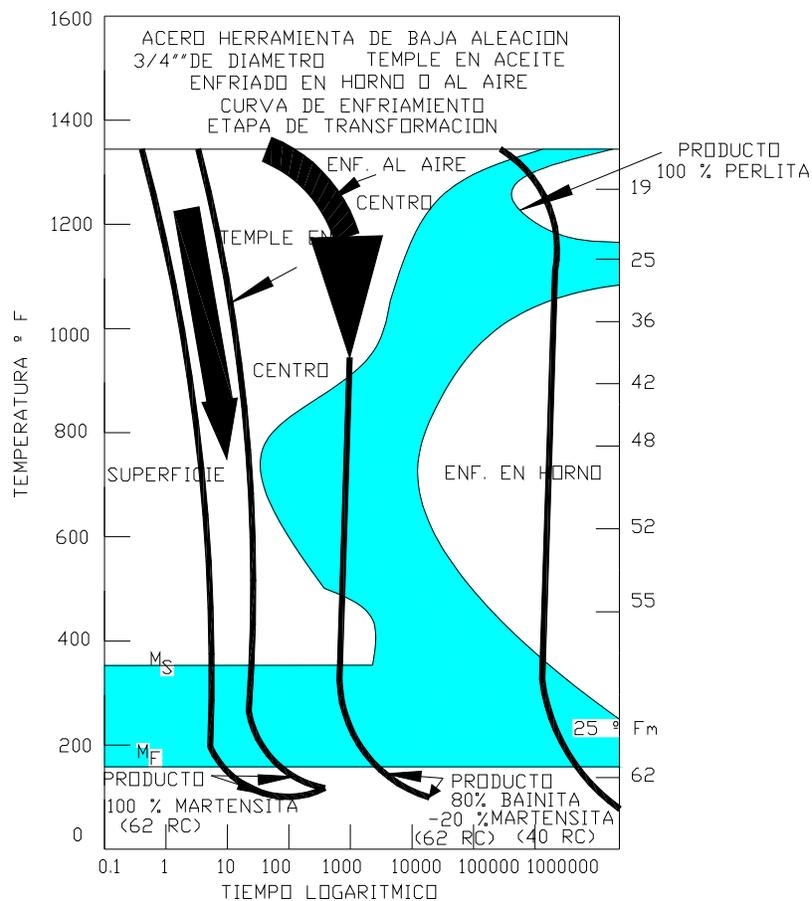


Fig. 11. Efecto de la adición de cromo molibdeno sobre él, diagrama TTT de un acero con 0.80% C.

La temperatura a la cual la austenita empieza a transformarse en martensita con el enfriamiento está determinada por M_s (martensita inicial). Por debajo de esta temperatura en el enfriamiento, la formación de la martensita continúa hasta temperatura ambiente o hasta temperatura M_f (Martensita final) la cual es el fin de la transformación de la austenita a martensita.

El Cobalto y Aluminio, a excepción de todos los elementos disminuyen la temperatura M_s e incrementan la tendencia de la austenita a ser retenida en la estructura endurecida final Fig. 12. Es difícil predecir el efecto de cada elemento porque en gran medida depende de las condiciones de austenitización. A mayor contenido de carbono de la austenita, la temperatura M_s disminuye y aumenta el porcentaje de austenita retenida. Contrariamente, a mayor cantidad de carburo, la temperatura M_s aumenta y disminuye el porcentaje de austenita retenida. Las velocidades de enfriamiento lentas, particularmente entre el rango de temperaturas M_s y M_f , tienden a favorecer la retención de austenita. Mientras más alta es la temperatura de austenitización, la temperatura M_s disminuye y aumenta el porcentaje de austenita retenida. . (3, 9, 12, 2).

Si la austenita retenida se presenta en cantidades excesivas, puede disminuir notablemente la dureza de temple, y puede también afectar la estabilidad dimensional, la resistencia y la tenacidad de la estructura. (3, 9, 12, 2).

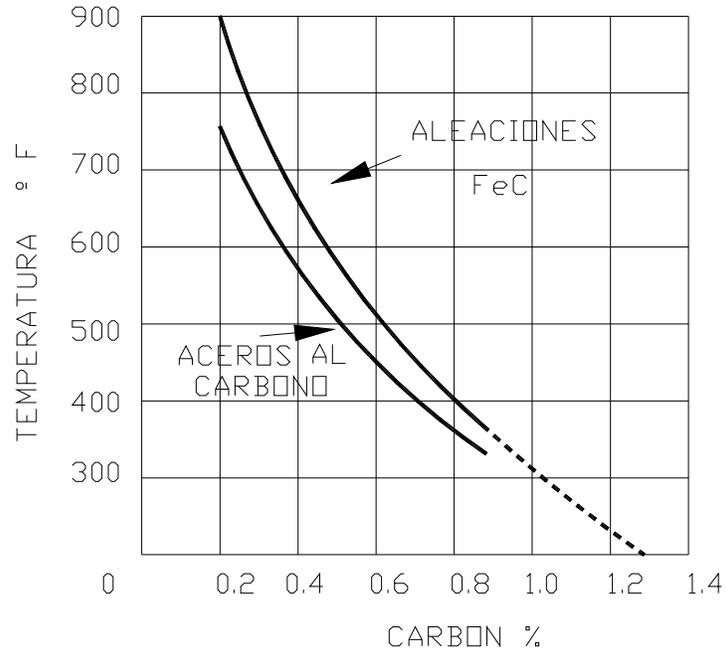


Fig. 12. Efecto del porcentaje de carbono sobre la temperatura Ms.

Como los aleantes son fuertes formadores de carburos, la respuesta de la temperatura Ms se complica debido a la tendencia de estos a formar carburos complejos que no se disuelven a la temperatura de endurecimiento.

Por tanto, un aleante formador de carburo puede aumentar la temperatura Ms por disminuir la cantidad de carbono disuelto en el calentamiento a una temperatura dada de endurecimiento. Sin embargo, este mismo carburo puede disminuir la temperatura Ms cuando la temperatura de endurecimiento ó austenitización alcanza una disolución y homogenización completa del carburo. (3, 9, 12, 2).

En todos los aceros cuando se calientan, se produce un cambio estructural. La mezcla de ferrita y carburo que existe en el acero a bajas temperaturas, se transforma en austenita al pasar la temperatura crítica durante el calentamiento.

La austenita disuelve mayor cantidad de carbono que la ferrita y, durante el enfriamiento desde la temperatura del tratamiento térmico, el tamaño y distribución del agregado de ferrita – carburo se puede controlar a través del procedimiento de enfriamiento.

Al controlar la distribución de ferrita y carburos, se puede obtener la mayor variación posible de propiedades mecánicas en los aceros. (3, 9, 15, 2).

La formación de austenita en el calentamiento, así como la formación consecutiva de un agregado controlado de ferrita y cementita durante el enfriamiento, se representa básicamente por dos diagramas: (2).

- a) El diagrama Hierro - Carburo de hierro (Fe-Fe₃C), mostrado en la Fig. 13.
- b) La curva TTT (Tiempo-Temperatura-Transformación), mostrada en la Fig. 14.

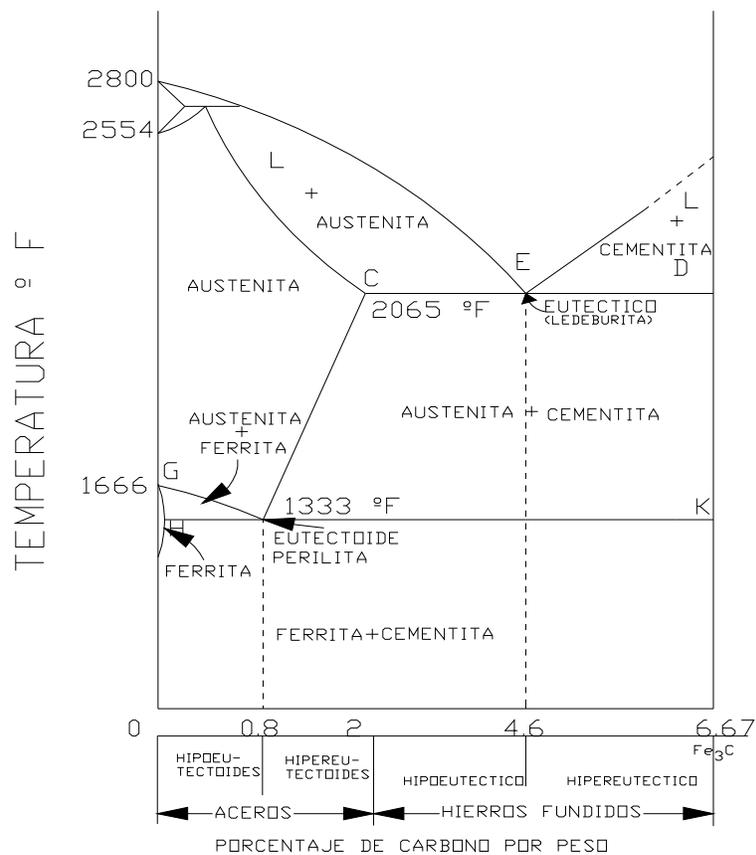


Fig. 13. Diagrama de equilibrio Hierro-Carburo de Hierro marcado con los nombres comunes para las estructuras.

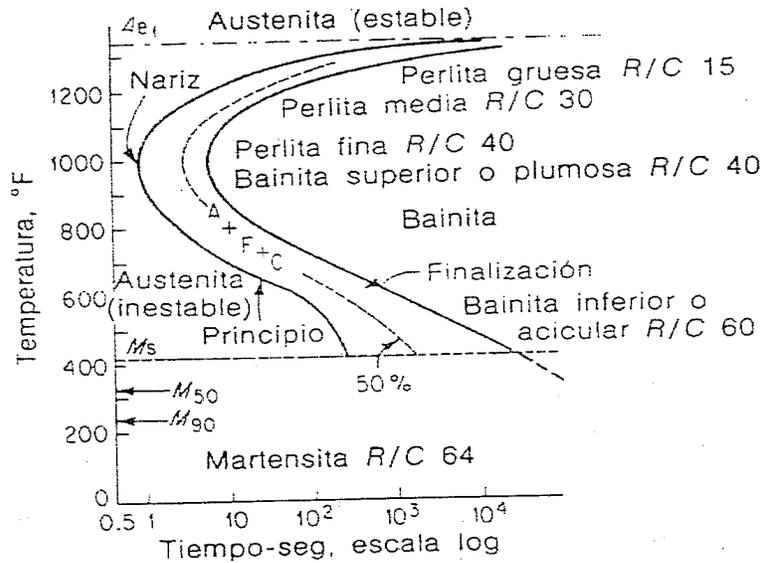


Fig. 14. Diagrama de Transformación Isotérmica de un acero eutectoide.

2.7.- DIFERENCIAS ENTRE LOS TRATAMIENTOS TERMICOS DE LOS ACEROS AL CARBON Y LOS ACEROS INOXIDABLES.

Cuando las características más importantes en tener en cuenta en los aceros al carbón es la maquinabilidad, es decir, interesa mecanizar más fácilmente el material, se recomienda en general en los aceros de menos de 0.35% de carbono normalizado, en los aceros de más de 0.45% de carbono reconocer con austenización incompleta y enfriar lentamente, los aceros de 0.35% a 0.45% de carbono se maquinan casi igual recocidos o normalizados. (3, 9, 15, 2).

Se recomienda en general en los aceros de menos de 0.35% de carbono normalizado, en los aceros de más de 0.45% de carbono reconocer con austenización incompleta y enfriar lentamente, los aceros de 0.35% a 0.45% de carbono se maquinan casi igual recocidos o normalizados. (3, 9, 15, 2).

Los aceros de menos de 0.35% de carbono, se maquinan en recocidos que en bruto de la laminación o normalizados. Las mayores velocidades de corte se consiguen con los aceros de fácil maquinabilidad al Azufre y Plomo.

El acero inoxidable con 12% a 14% de Cromo y 0.35% de Carbono y el inoxidable con 12% a 14% de Cromo y 0.08 de Carbono, que son los aceros más típicos de este grupo, se caracterizan, por admitir los tratamientos térmicos, temple y revenido en forma casi análoga a los aceros al carbón. (3, 9, 15, 2).

Sin embargo, las temperaturas para el temple y revenido difieren bastante de los aceros ordinarios.

Para conseguir un temple eficaz de los aceros inoxidables, hay que calentar a 950 °C, esto es aproximadamente 200 °C más elevado que los aceros al carbono de herramientas y no necesitan ser enfriados rápidamente. Son los aceros de gran templabilidad, por lo que el temple se consigue con un simple enfriamiento al aire o en aceite. Si las piezas no son muy grandes, el enfriamiento puede realizarse simplemente al aire. Si se desea asegurar el temple puede enfriarse en aceite. (3, 9, 15, 7).

Hay otra diferencia importante en los tratamientos térmicos de los aceros a carbono y de los inoxidables.

En los aceros ordinarios la transmisión de calor se hace más fácilmente que en los inoxidables y para alcanzar el centro de las piezas de los aceros inoxidables a una temperatura determinada, necesita aproximadamente un 50% más de tiempo que con los aceros al carbón, debido a que la conductividad térmica de los aceros inoxidables es baja. Además, en los aceros ordinarios la austenización del material se realiza con relativa rapidez en poco tiempo. (3, 9, 15, 7).

Al calentar los aceros inoxidables sobre los 800 °C se forma austenita y comienza a disolverse los carburos de cromo y fierro progresivamente, pero la disolución total de todos los carburos en la austenita no se realiza hasta los 950 °C ó 1050 °C.

Esta diferencia se ve en la fig. No. 15, en la que se señalan las durezas con las que queda el material después de realizar el temple a diferentes temperaturas.

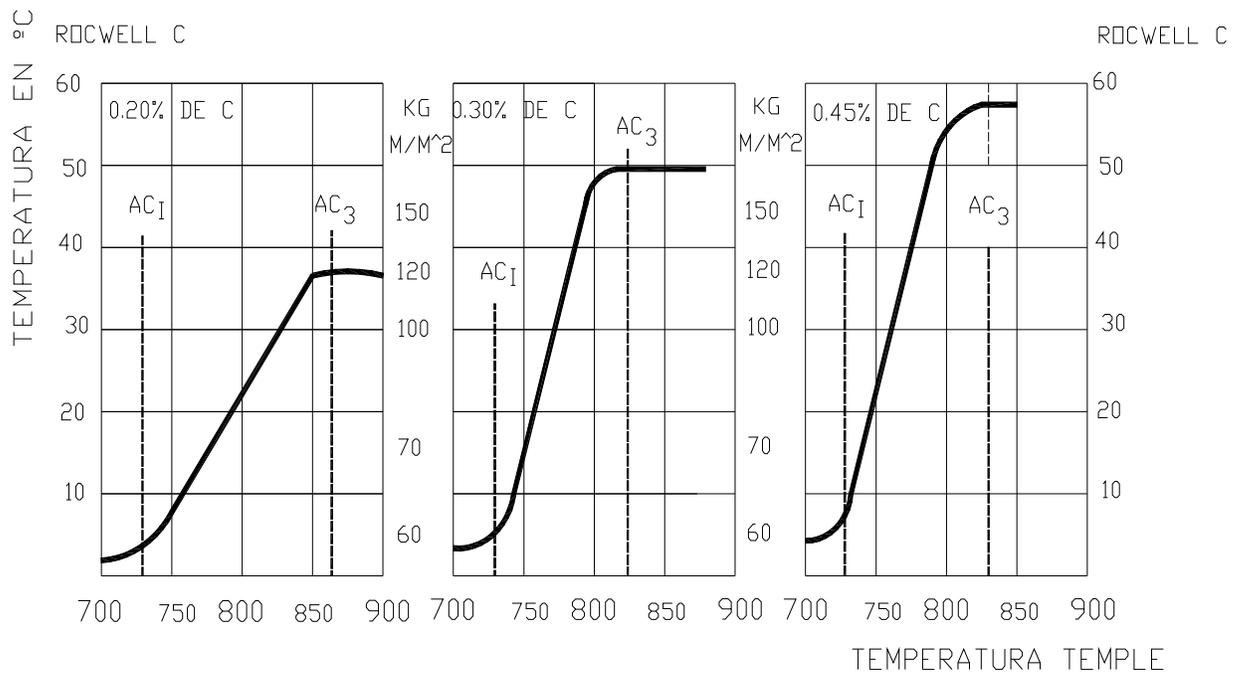


Fig. 15. Influencia de la temperatura de temple en la dureza de tres aceros.

Otra diferencia con los aceros al carbono ordinarios, es que en éstos la temperatura de temple varía mucho con el porcentaje de carbono, oscilando desde 750 °C para 0.90% C hasta 910 °C para 0 – 10% C, en los aceros inoxidables 0.10% C hay que rebasar los 950°C, para que el temple sea correcto.

También existe otra diferencia notable en el revenido en los aceros al Carbono se sabe que la dureza obtenida en el temple puede reducirse progresivamente aumentando la temperatura de revenido. En cambio, en los aceros inoxidables no ocurre eso. Al revenir a temperaturas crecientes se ve que al sobrepasar los 550 °C la dureza no disminuye, lo cual quiere decir que estos aceros mantienen la dureza en caliente, esto es una ventaja para numerosas aplicaciones. (3, 9, 15, 7).

Para el acero inoxidable se suele emplear un revenido a 350 °C cuando interesa la máxima inoxidable y a 700 °C cuando interesa la máxima tenacidad, en este caso el acero es menos inoxidable que cuando el revenido se hace a baja temperatura.

2.8.- PRUEBAS DE DUREZA.

Las pruebas usadas con mayor frecuencia para determinar las propiedades del material son las pruebas de dureza.

Con suficiente conocimiento de la composición del material y de los procesos previos, las pruebas de dureza pueden usarse como una medida indirecta de propiedades enteramente diferentes a la dureza.

La mayoría de las pruebas de dureza dan como resultado alguna clase de medición de la capacidad de un material para resistir penetración en el material cercano a la superficie. La penetración de material con cualquier clase de dispositivo de indentación requiere el uso de fuerza e incluye el flujo plástico del material probado. (3, 9, 12, 2).

2.8.1.- PRUEBA DE DUREZA CON LIMA

Uno de los métodos para medir la dureza que tiene uso práctico en el trabajo de los metales es la prueba con lima.

Se pueden usar limas de prueba estándar para calibrar rápidamente la dureza aproximada de un material, y aunque no es muy precisa, puede usarse en muchas situaciones en los talleres.

2.8.2.- PRUEBAS DE DUREZA MOHS.

Uno de los primeros sistemas normalizados de medir dureza es el uso de la escala Mohs de dureza, la cual especifica diez minerales estándar arreglados en el orden de su dureza creciente y numerada con su posición, que va desde el más suave con el número 1, se aprecia en la siguiente tabla No.1: (1, 5, 3, 8,11).

Dureza	Mineral	Composición química
1	Talco	$Mg_3Si_4O_{10}(OH)_2$
2	Yeso	$CaSO_4 \cdot 2H_2O$
3	Calcita	$CaCO_3$
4	Fluorita	CaF_2
5	Apatito	$Ca_5(PO_4)_3(OH-,Cl-,F-)$
6	Ortoclasa	$KAlSi_3O_8$
7	Cuarzo	SiO_2
8	Topacio	$Al_2SiO_4(OH-,F-)_2$
9	Corindón	Al_2O_3
10	Diamante	C

Tabla. 1. Representa diez minerales estándar arreglados en el orden de su dureza.

La escala Mohs de dureza no tiene aplicación para las pruebas de dureza de los metales, pero su uso es generalizado en el campo de la mineralogía.

2.8.3.- PRUEBAS DE DUREZA BRINELL

Este Método consiste en causar una penetración o impresión en el material que se prueba con una bola de acero endurecido, con una carga definida y calcular un número Brinell de dureza con el tamaño de huella. El penetrador para medir dureza Brinell se muestra en la fig. No. 16.

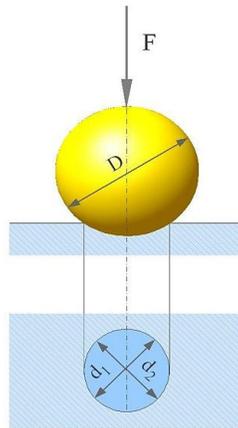


Fig. 16. La bola penetra dejando una marca.

Este ensayo consiste en oprimir una bola de acero endurecido contra una probeta. Se acostumbra usar una bola de 10 mm y una carga de 3000 Kg, para metales duros, 1500Kg para metales de dureza intermedia y 500 Kg para materiales suaves.

El valor numérico Brinell en dureza se obtiene al dividir la carga en kilogramos por el área de impresión esférica en milímetros cuadrados. En la actualidad y en la práctica, el diámetro promedio de la impresión usualmente se lee en el microscopio de medición y el número de dureza Brinell se determina de una tabla. (1, 5, 3, 8,11).

El método de dureza Brinell tiene como ventaja en comparación con la mayoría de otros métodos de medición, el determinar un valor de la dureza en un área relativamente grande, reduciendo entonces las inconsistencias causadas por defectos, imperfecciones y falta de homogeneidad en el material.

Con los aceros simples al carbono y de baja aleación, la relación entre la resistencia a la tensión y la dureza Brinell es tan consistente en el rango medio de dureza que la resistencia a la tensión del acero puede aproximarse si se multiplica el número de dureza Brinell (BHN) por 500. (1, 5, 8,11).

La principal desventaja del método Brinell es que la máquina para suministrar la carga para imprimir la bola en el material con frecuencia es estorbosa y no siempre se puede realizar la impresión donde se requiere, la bola no puede imprimirse en materiales muy delgados y en muestras extremadamente pequeñas.

2.8.4.- PRUEBAS DE DUREZA ROCKWELL.

Es también una prueba de impresión, pero el número de dureza se determina por una medición diferencial de la profundidad que puede leerse directamente en un indicador de carátula de la máquina que se usa para poner la carga. Para obtener una lectura de dureza, primeramente el equipo utiliza una carga menor de 10 kilogramos en el penetrador. Esto reduce el efecto de polvo, película de aceite, etc., dependiendo del tipo de penetrador y la escala que se use, entonces se impone una carga mayor de 60, 100 o 150 kilogramos para forzar al penetrador en el material de trabajo. Una vez que el penetrador se ha asentado en su completa profundidad la carga mayor se elimina.

La profundidad diferencial permanente entre la carga menor a mayor se lee directamente como un número de dureza Rockwell. La siguiente fig. No. 17, nos muestra el probador de dureza Rockwell. (1, 5, 3, 8,11).

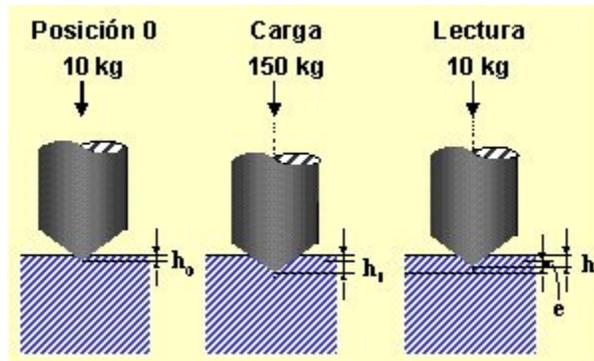


Fig. 17. Probador de dureza Rockwell.

Casi todas las pruebas de dureza con el equipo Rockwell se efectúan con dos penetradores estándar.

El que se usa para materiales suaves es una esfera de acero endurecido de 1/16 de pulgada de diámetro, soportada en un mandril especial que permite reemplazar con facilidad la esfera si llega a dañarse.

En la siguiente tabla No. 2 se muestran las relaciones entre la designación de la escala, las cargas y los penetradores.

Símbolo de la escala	Penetrador	Carga mayor (kg)	Aplicaciones
A	Diamante	60	Aceros tratados y sin tratar. Materiales muy duros. Chapas duras y delgadas.
B	Bola de 1/16 pulgada	100	Aceros recocidos y normalizados.
C	Diamante	150	Aceros tratados térmicamente.
D	Diamante	100	Aceros cementados.
E	Bola de 1/8 pulgada	100	Metales blandos y antifricción.
F	Bola de 1/16 pulgada	60	Bronce recocido.
G	Bola de 1/16 pulgada	150	Bronce fosforoso y otros materiales.
H	Bola de 1/8 pulgada	60	Metales blandos con poca homogeneidad, fundiciones con base hierro.
K	Bola de 1/8 pulgada	150	Aplicaciones análogas al tipo anterior.

Tabla No.2 Muestra símbolo de escala para cada penetrador, la carga y sus aplicaciones.

El penetrador usado y el tamaño de la carga de impresión en la prueba del material se definen por una letra que es parte de la lectura Rockwell.

La letra designa las condiciones de la prueba es una parte importante de la notación de la dureza, porque el número sólo puede representar varias condiciones diferentes de dureza.

2.8.5.- PRUEBAS DE DUREZA SUPERFICIAL ROCKWELL.

Este es muy similar al de dureza Rockwell, sólo que está diseñado para usarse cuando solamente se permite una impresión de poca profundidad o cuando el principal objetivo es la medición de la dureza del material muy cercano a la superficie.

El probador de dureza usa los mismos penetradores, excepto que el Brale es de más alta precisión y se denomina como Brale N. Las cargas que se utilizan son más ligeras.

La siguiente tabla No. 3 nos muestra las condiciones para determinar la dureza superficial Rockwell.

Símbolo de la escala	Penetrador	Carga mayor (kg)	Aplicaciones
15N	Diamante	15	Aceros nitrurados, cementados y herramientas de gran dureza.
30N	Diamante	30	Aplicaciones análogas al tipo anterior.
45N	Diamante	45	Aplicaciones análogas al tipo anterior.
15T	Bola de 1/16 pulgada	15	Bronce, latón y aceros blandos
30T	Bola de 1/16 pulgada	30	Bronce, latón y aceros blandos
45T	Bola de 1/16 pulgada	45	Bronce, latón y aceros blandos
15W	Bola de 1/8 pulgada	15	Bronce, latón y aceros blandos
30W	Bola de 1/8 pulgada	30	Bronce, latón y aceros blandos
45W	Bola de 1/8 pulgada	45	Bronce, latón y aceros blandos

Tabla No.3 Muestra las condiciones para determinar la dureza superficial Rockwell.

Como en el caso anterior, la indicación de la escala debe usarse como un prefijo al número de dureza que se lee en la carátula.

2.8.6.- PRUEBA DE DUREZA VICKERS.

Su fundamento es parecido al de Brinell, se basa en la resistencia que oponen los cuerpos a ser penetrados y también se halla la dureza, dividiendo la carga por la superficie de la huella.

Se diferencia de aquél por emplear, como cuerpo penetrador, un diamante tallado en forma de pirámide cuadrangular de 136° entre caras, como se muestra en la Fig. No.18.

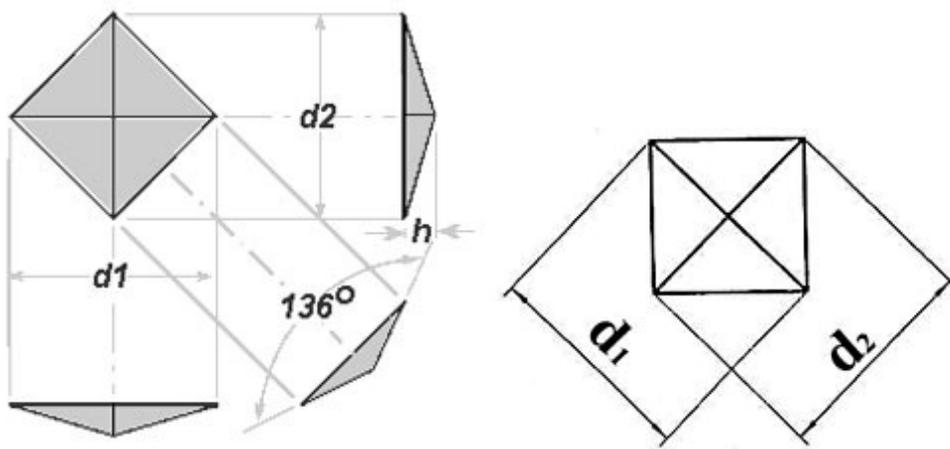


Fig. 18. Penetrador Vickers

La fórmula usada para la dureza Vickers está dada por:

$$HV = 1,8544 \frac{P}{d^2}$$

De la cual:

L = carga aplicada expresada en kg.

d = longitud de la diagonal del cuadrado de la huella de la impresión dada en mm.

El ángulo de 136° fue elegido para que las cifras de Vickers coincidan con las Brinell. Esto ocurre hasta 250 unidades, pero a partir de esta cifra la dureza Vickers es siempre algo superior a la Brinell. La diferencia al principio es pequeña, pero es bastante grande para durezas elevadas.

Esto debido a la deformación de la bola, que falsea los resultados teóricos, lo que no sucedería si la bola, pudiera fabricarse de un material que no sufriera ninguna deformación.

Al utilizar un diamante como cuerpo penetrador, tenemos además un cuerpo de dureza más definida y constante que una bola de acero que la tiene muy incierta, y aun admitiendo que la dureza del diamante no sea absolutamente constante en la práctica, como es superior a la de todos los metales que deben ensayarse, las diferencias que existen no producirán efecto alguno en el ensayo.

Este método es sobre todo interesante cuando la dureza del metal a ensayar es superior a 500 Brinell, pues a partir de esta cifra la deformación de la bola es ya de bastante importancia.

Otra diferencia notable con el sistema Brinell, es que usando como cuerpo penetrador la pirámide de diamante, los resultados que se obtienen son siempre comparables, aunque se emplean cargas diferentes, porque las huellas son siempre geoméricamente semejantes entre sí, lo que no ocurre con la bola. Normalmente se emplean cargas variables de 1 a 120 kg, siendo la carga normal 30 kg.

El principio de Vickers ha sido aplicado al microscopio, habiéndose podido determinar la dureza de los constituyentes de estructura utilizando cargas muy pequeñas desde 1 a 100gr.

Puede utilizarse por tanto para toda clase de materiales, blandos y duros, y también para chapas muy delgadas, piezas cementadas, nitruradas, endurecidas superficialmente, etc. Por todas estas razones es el procedimiento que se emplea para determinar las durezas en todos los estudios e investigaciones científicas.

La forma de operar es muy sencilla. La carga es aplicada por medio de un juego de palancas que mueven una leva. Después de haber mantenido la carga durante un cierto tiempo, relativamente corto, se coloca automáticamente un microscopio sobre la huella a la vez que se levanta la punta del diamante.

La huella formada es muy pequeña y sus bordes forman en la superficie ensayada un cuadrado cuyas diagonales se miden en una retícula graduada y luego en una tabla se halla la dureza.

2.8.7.- MICRODUREZA.

Se han desarrollado un número de máquinas especiales para determinar la “microdureza”. Una de las piezas de equipo de uso común de este tipo, es el probador de microdureza TUKON. Por lo general la máquina está equipada con penetrador de diamante de forma alargada. Las mediciones microscópicas de la impresión proporcionan información que puede convertirse a los números KNOOP. Con frecuencia las mediciones de dureza KNOOP no se pueden comparar directamente con las mediciones Vickers o Brinell, porque la impresión alargada se afecta más bien intensamente por las propiedades direccionales del material que se está probando.

En general, la prueba de microdureza se realiza en superficies muy pulidas y, en muchos casos, para obtener reproducción constante es necesario atacar la superficie para recelar la estructura constituyente a fin de localizar adecuadamente la impresión.

CAPITULO III

EXPERIMENTACIÓN

3.1.- PREPARACIÓN DE MUESTRAS.

Se tomó un pedazo de ACERO 502 del cual se cortaron cuatro piezas, con las que se obtuvieron las probetas del experimento. Estas probetas fueron tratadas de la siguiente manera:

Todas las probetas se llevaron a temperatura de austenitización de 880 °C, en una mufla de marca impalab con una temperatura máxima de 1200 °C, potencia de 2950 W, con un tiempo de permanencia de 45 minutos y posteriormente se enfriaron de la siguiente forma:

Probeta 1.- Enfriamiento de Temple en aceite a temperatura ambiente.

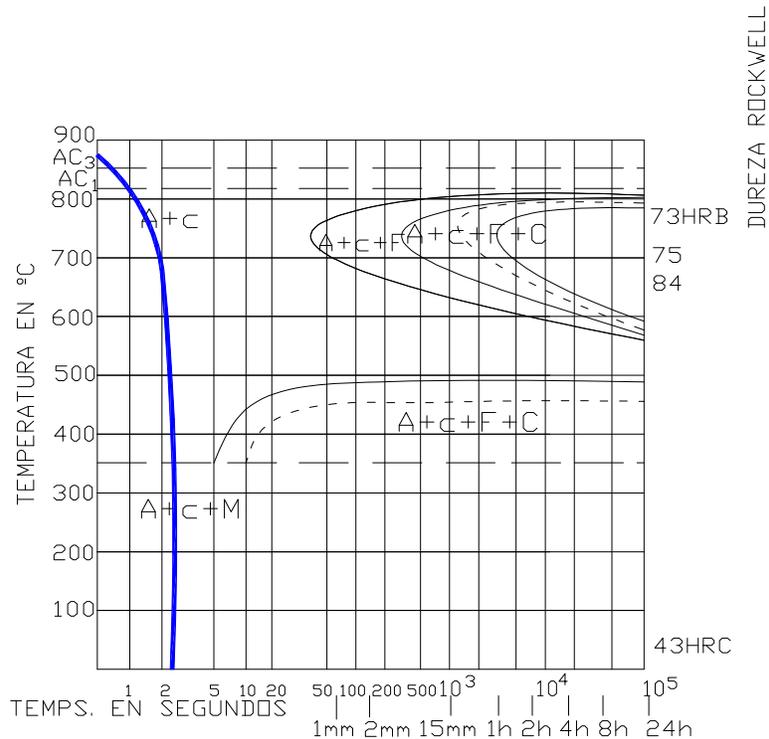


Fig. 19. Diagrama de transformación de la probeta 1.

Probeta 2.- Enfriamiento de Normalizado al aire hasta temperatura ambiente.

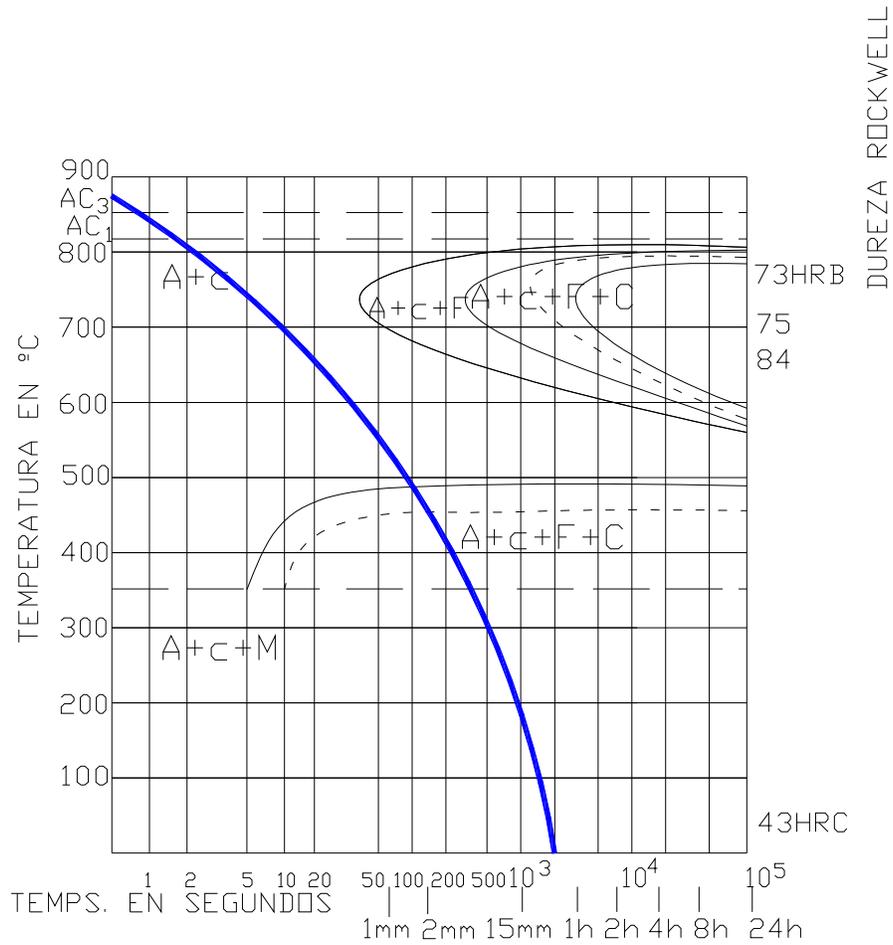


Fig. 20. Diagrama de transformación de la probeta 2.

Probeta 3.- Enfriamiento de Recocido en el horno hasta temperatura ambiente 24 horas.

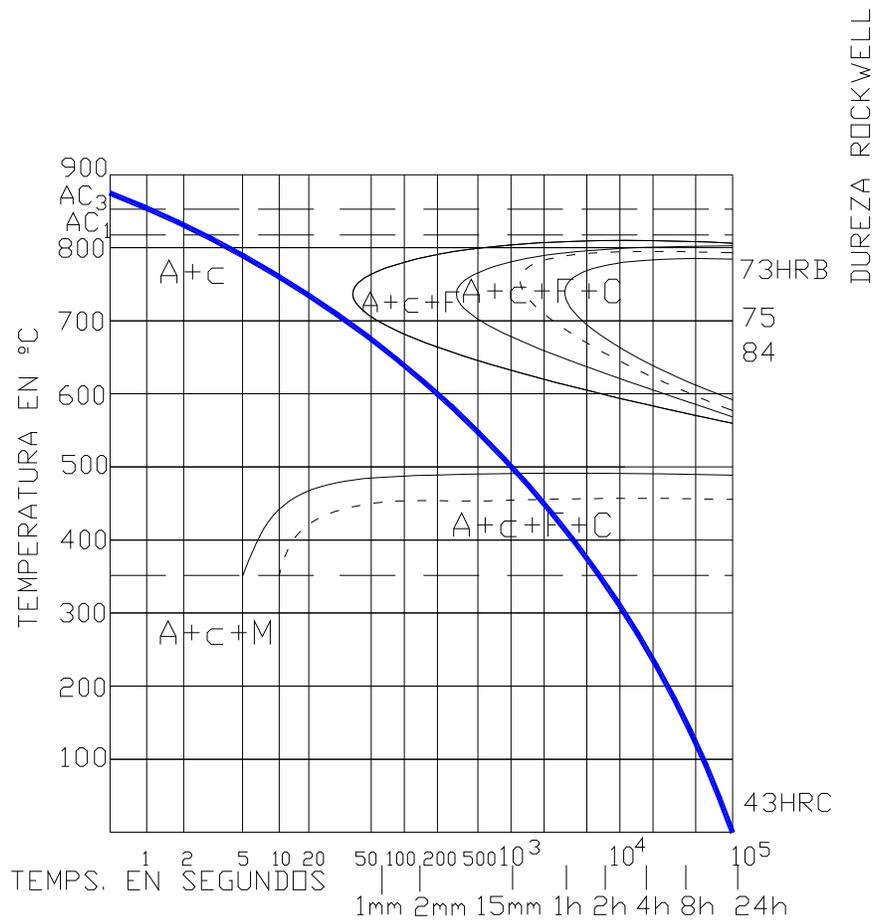


Fig. 21. Diagrama de transformación de la probeta 3.

Probeta 4.- Enfriamiento de Recocido Isotérmico. La temperatura se llevo arriba de Ac_3 y se mantuvo durante 45 minutos, posteriormente se enfrió a $680\text{ }^\circ\text{C}$ durante un período de 8 horas.

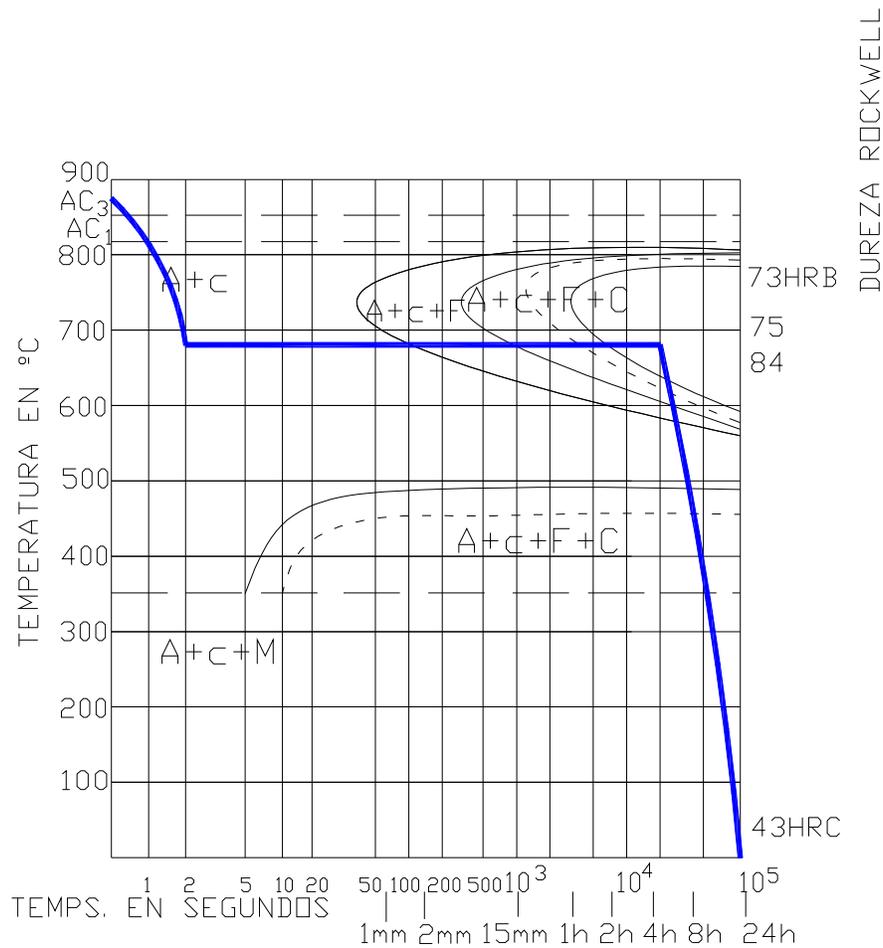


Fig. 22. Diagrama de transformación de la probeta 4.

Las cuatro probetas fueron llevadas sin interrupciones a la zona de Austenita más carburos, más martensita.

La diferencia que existe entre estas probetas, se aprecia en los granos que se forman en ellas, los cuales algunos son mas bastos que otras, esto depende del tratamiento, que se le haya realizado.

Una vez tratadas térmicamente cada una de las probetas, se procedió a montarlas en resina como se muestra en la fig.23.



Fig. 23. Probetas montadas en Resina.

Para después hacerle un desbaste burdo de la superficie de la muestra, por medio de una pulidora de disco modelo DAP- U marca Strues, hecha en Dinamarca Fig. 24, y usando lijas comenzando con la de menor grado que fué la número 100, 180, 220, 350, 450, 550, 600, 900, 1200, 1500 y 2500, posteriormente se le realizó un pulido fino de la superficie de la muestra, agregando alúmina de grano fino ($0.3\mu\text{m}$).



Fig. 24. Pulidora.

Ya una vez pulidas perfectamente, el siguiente paso fue hacer el ataque químico por inmersión, el cual consiste en sumergir cada una de las probetas en una solución de 95% de alcohol y 5% de Acido Nítrico (NITAL), como se muestra en la fig. 25.



Fig. 25. Ataque químico.

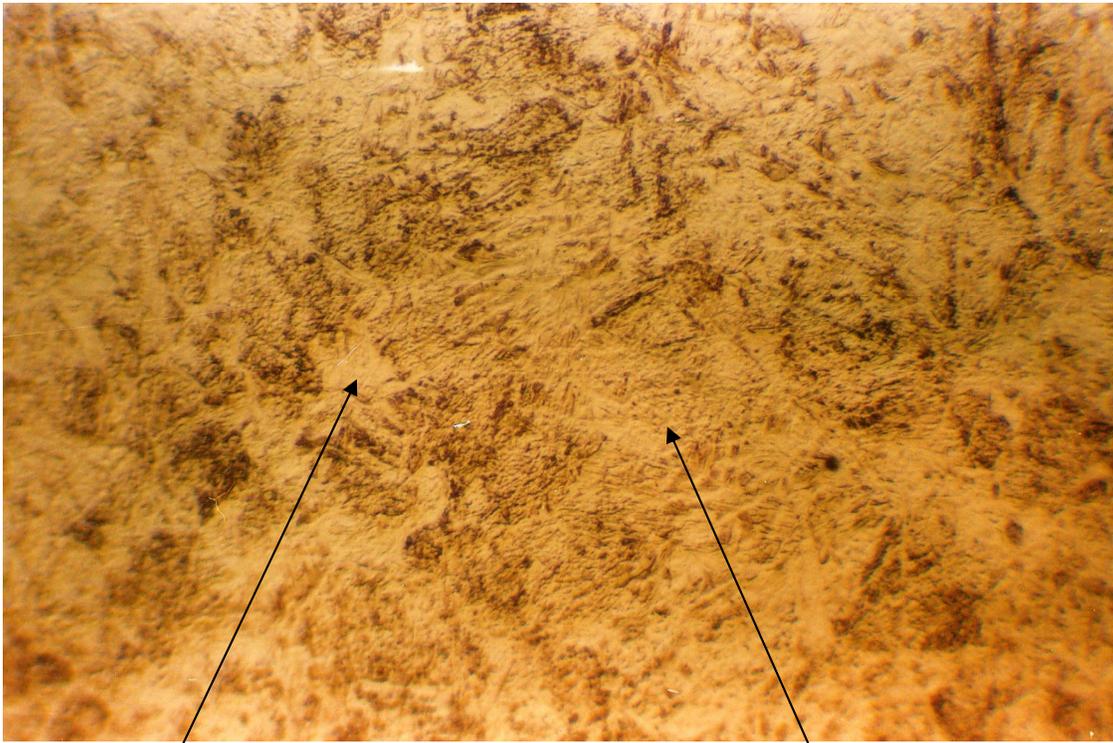
Terminado el ataque a cada una de las probetas, se montaron en el microscopio óptico marca Olympus Tokio, para observar y tomar fotos con diferentes aumentos de las estructuras que se formaron.

3.2.- FOTOGRAFIAS.

De cada muestra se tomaron nueve fotomicrografías en diferentes aumentos (400x, 600x y 800x), de las cuales se seleccionaron las mejores.

Los resultados metalográficos de las muestras las podemos observar en las fotografías que a continuación se muestran.

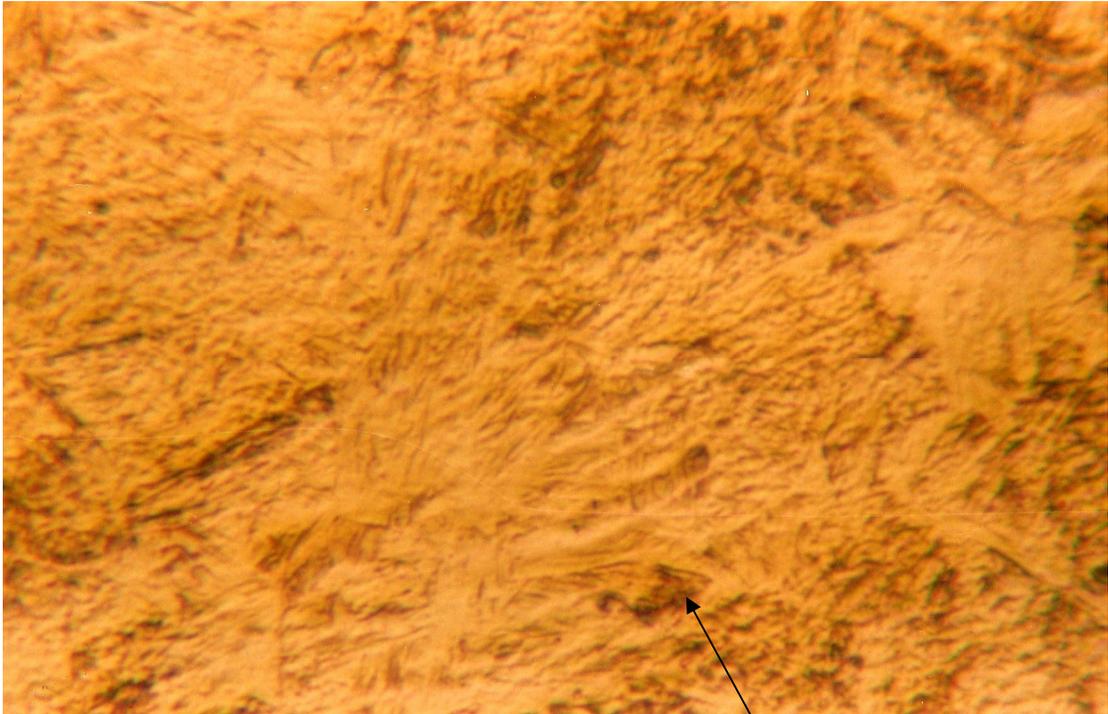
TEMPLE: En las siguientes fotos se puede observar la estructura obtenida que muestra la presencia de martensita, carburos de cromo y perlita.



Fotografía con 400x.

Martensita.

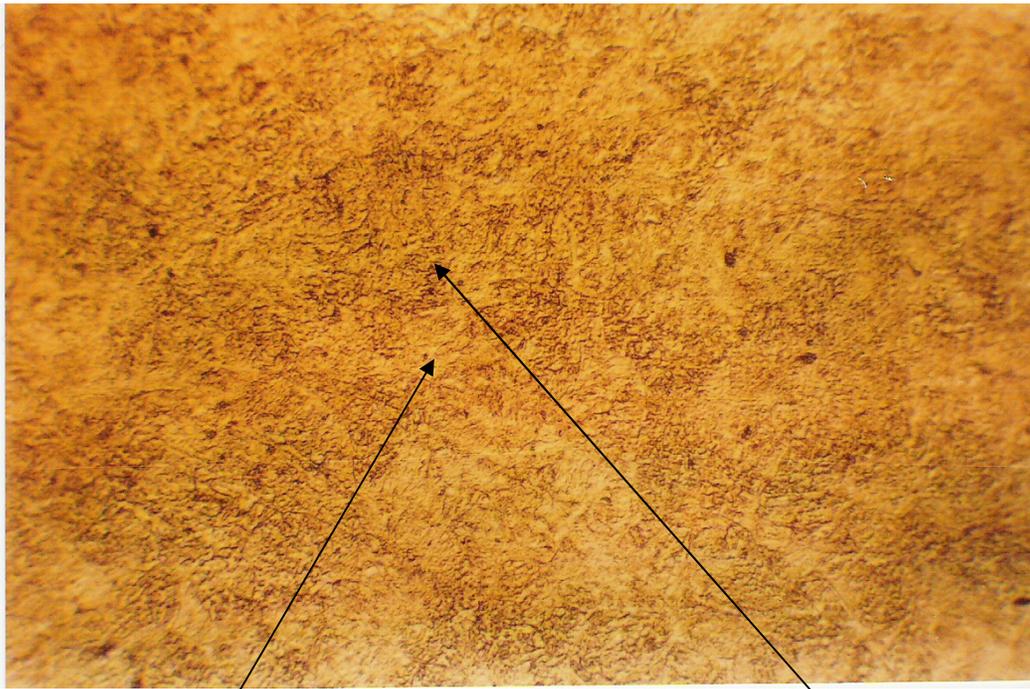
Carburo de Cromo.



Fotografía con 800x

Perlita.

NORMALIZADO: En las siguientes fotos podemos observar una martensita muy fina al igual que los carburos de cromo.



Fotografía con 400x.

Martensita Fina.

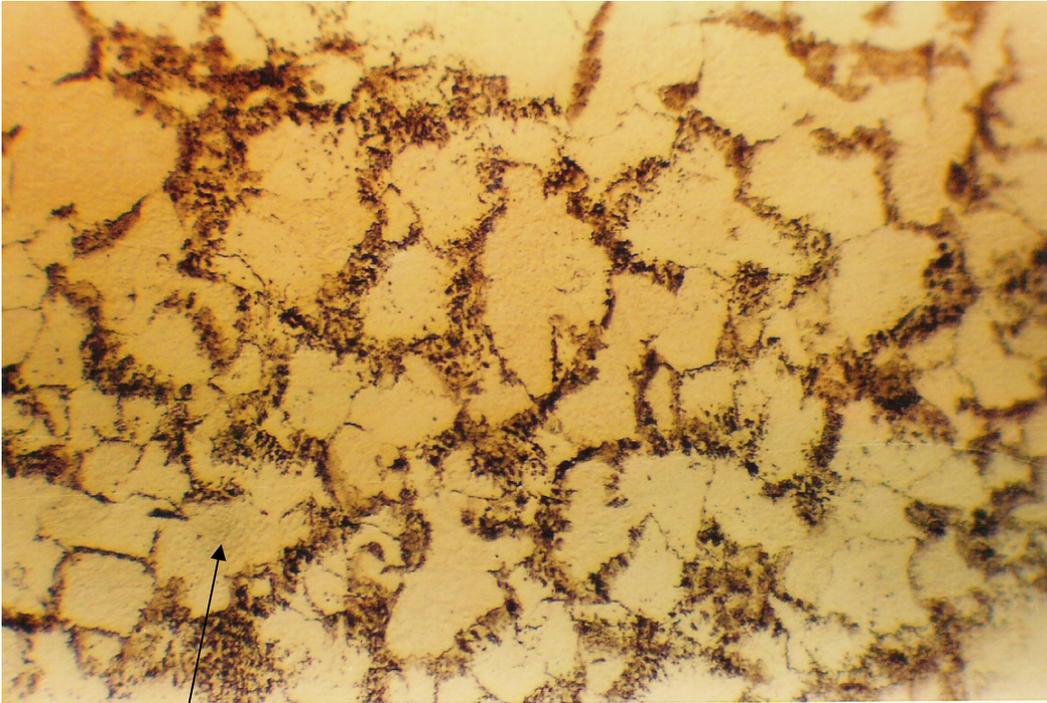
Perlita.



Fotografía con 800x.

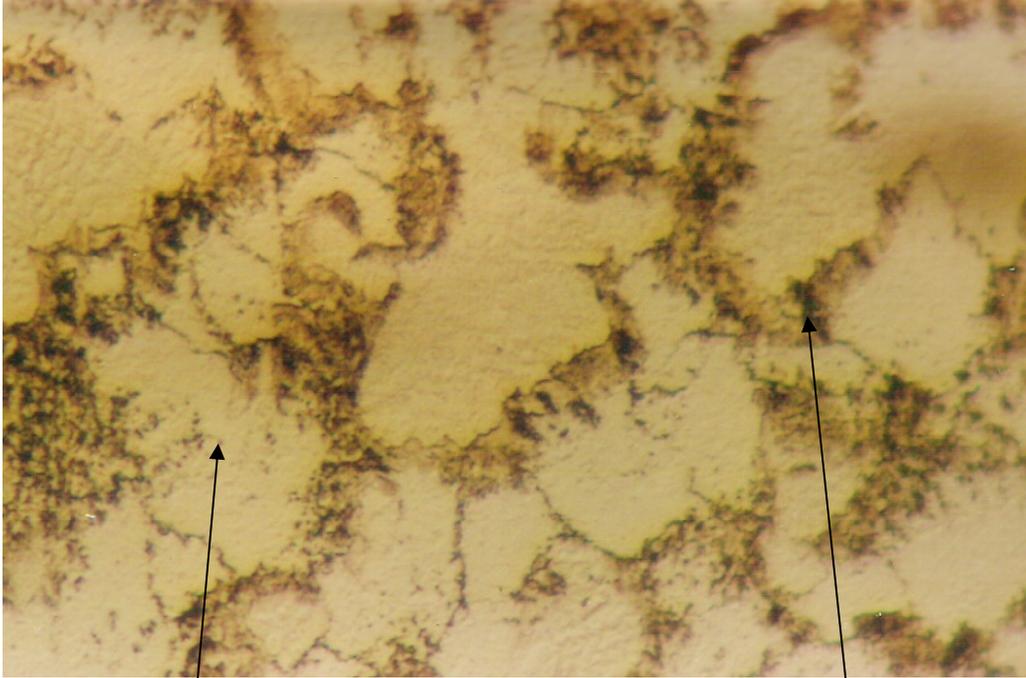
Carburo de Cromo fino.

RECOCIDO: En las siguientes fotos podemos observar una perlita muy fina, ferrita y carburos de cromo.



Fotografía con 400x.

Ferrita.

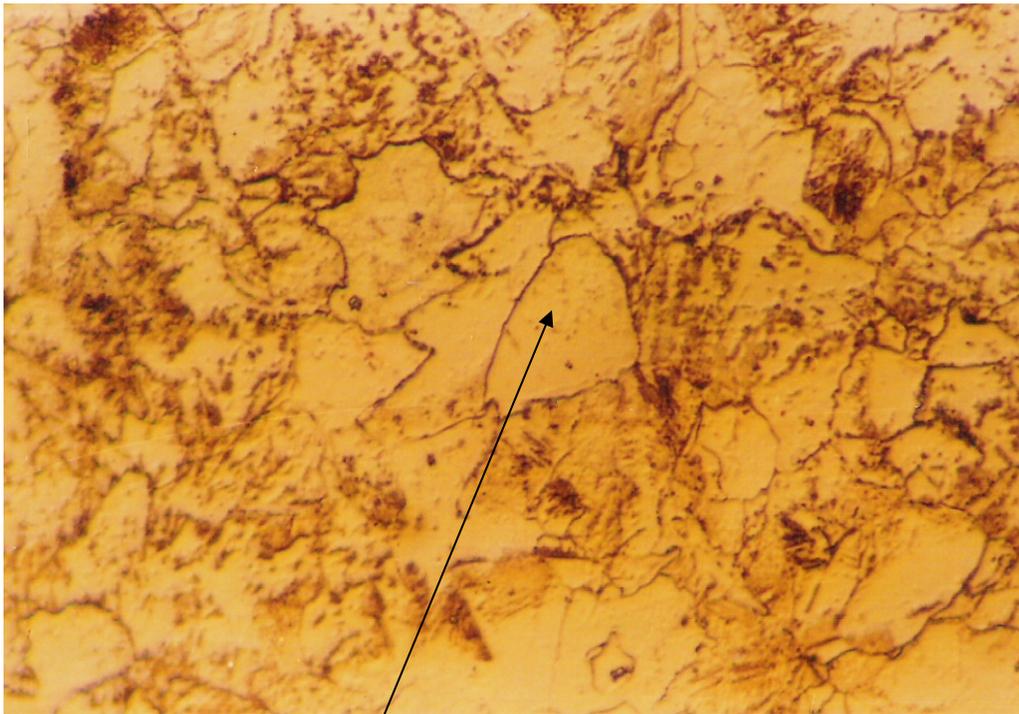


Fotografía con 800x.

Carburo de Cromo.

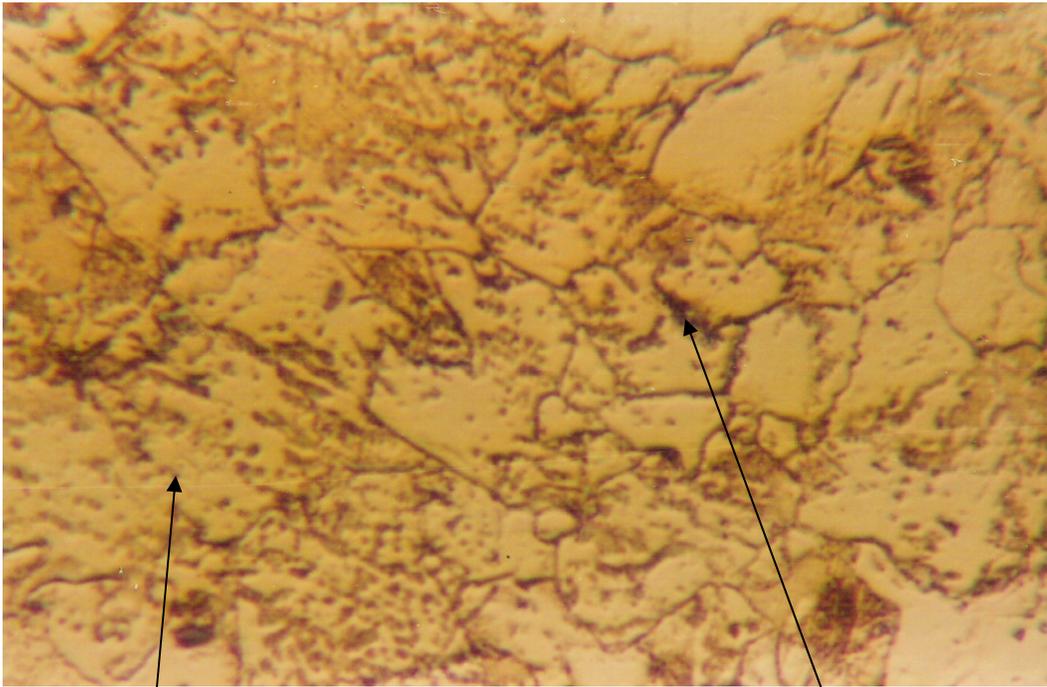
Perlita.

RECOCIDO ISOTERMICO. En las siguientes fotos se observan cristales de ferrita con granos de perlita finos y carburos de cromo.



Fotografía con 400x.

Cristal de Ferrita.



Fotografía con 600x.

Carburo de Cromo.

Perlita.

3.3.- PRUEBAS DE DUREZA.

Finalmente se realizó la prueba de dureza con un durómetro marca Amsler Otto Wolper modelo D-6700, fabricado en Alemania, puede determinar durezas en escala Vickers, Brinell y Rockwell.

Dicho equipo se ocupó para medir la dureza en escala Vickers-2, por medio de un penetrador punta de diamante en forma de pirámide, aplicando una carga de 2 kg, en cada una de las probetas.

Los resultados obtenidos se observan en la siguiente tabla No. 4:

	Longitud de la Diagonal.									
Numero de muestras	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
No. 1 TEMPLE	0.1	0.1	0.1	0.1	0.095	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1
No.2 NORMALIZADO	0.1	0.1	0.095	0.1	0.1	0.1	0.105	0.105	0.1	0.1
No.3 RECOCIDO	0.14	0.145	0.14	0.14	0.15	0.145	0.145	0.14	0.14	0.15
No.4 RECOCIDO I.	0.155	0.155	0.15	0.155	0.16	0.155	0.15	0.15	0.15	0.155

Tabla No.4 Numero de muestras y longitudes de las diagonales.

3.4.- RESULTADOS OBTENIDOS.

De la tabla anterior se aplica la siguiente fórmula para obtener la dureza promedio por muestra:

La fórmula usada para la dureza Vickers está dada por:

$$HV = 1,8544 \frac{P}{d^2}$$

De la cual:

L = carga aplicada expresada en kg.

d = longitud de la diagonal del cuadrado de la huella de la impresión dada en mm.

Obteniendo los siguientes resultados:

TEMPLE: Dureza obtenida HV= 374.

RECOCIDO: Dureza obtenida HV= 226.

NORMALIZADO: Dureza obtenida HV= 462.

RECOCIDO ISOTERMICO: Dureza obtenida HV= 158.

3.5.- DISCUSION DE RESULTADOS.

De las fotografías tomadas en las pruebas metalograficas, confirmamos la variedad de estructuras que se obtienen en un Acero P5 a diferentes tratamientos térmicos.

Las durezas nos indican como observamos en la estructura el temple tiene poca martensita, este es uno de los principales tratamientos térmicos que se realizan, y lo que hace este tratamiento, es disminuir y afinar el tamaño del grano.

El normalizado en su estructura es algo parecido al temple ya que también tiene un poco de martensita y en la prueba de dureza el valor obtenido fué el más elevado superando al temple, lo importante de este tratamiento térmico, es que se emplea para dar al acero una estructura y unas características tecnológicas que se consideran como estado natural o inicial del material que fue sometido a trabajos de forja, laminación o tratamientos defectuosos. Se hace como preparación de la pieza para el temple.

En el recocido se observó una estructura que contiene perlita muy fina, ferrita y algunos carburos de cromo. Este tratamiento se ocupa para ablandar el acero y de esta manera ser más mecanizable y ganar tenacidad, esto lo podemos corroborar gracias a la prueba de dureza vickers que se le realizó.

El recocido Isotérmico en las pruebas de dureza es el más blando como lo observamos en la prueba realizada teniendo en su micro estructura cristales de ferrita con unos granos de perlita finos y carburos de cromo.

3.6.- CONCLUSIONES.

La versatilidad de estructuras nos indican, que su microestructura, tamaño de cristal austenítico y composición química, son importantes para definir las propiedades mecánicas más adecuadas a la necesidad industrial del servicio que se requiera, se quiere decir, que si se necesita alta resistencia por un servicio de alta presión, el material puede y debe ser ó Bainítico ó Martensítico Revenido.

El control de las propiedades mecánicas de este tipo de aceros se puede hacer aplicando Tratamientos Térmicos adecuados.

BIBLIOGRAFÍA

1. "Introducción a la metalurgia física", 2ª Edición Sydney H. Avner, McGraw Hill, 1984.
2. Avner, S., "Introducción a la metalurgia Física", McGraw Hill.
3. "La ciencia e Ingeniería de los Materiales", Donal R. Askeland, Grupo editorial Iberoamérica.
4. Roberts, G y Cary, R., "Tool Steels", Caps. 2, 4, 5 y 6, 4a. ed., ASM, 1980.
5. "Materiales de Ingeniería y sus aplicaciones", Richard A. Flinn, McGraw Hill, 1979.
6. "Materiales y procesos de fabricación", Harry D. Moore, Limusa, 1987.
7. "Metals Handbook", vol. 1, 9ª. Edición, American Society for Metals, 1983.
8. "Metals Handbook", vol. 3, 9a. Edición, American Society for Metals, 1987.
9. "Tecnología del acero", 3a edición, José Ma. Laceras y Esteban, Cedel, 1978.
10. Wilson, R., "Metallurgy and Heat Treatment of Tool Steels", Caps. 1 y 2, McGraw Hill, 1985.
11. American Society for Metals, Symposium On Applications Of Modern Metallographic Techniques (1969: Filadelfia, Filadelfia).
12. American Welding Society, In Situ Determination of Transformation Temperatures in the Weld Haz, By Phillip R. H., January, 1983.
13. Krauss, G., "Principles of Heat Treatment of Steel", ASM, 1987.
14. Avner, S., "Introducción a la metalurgia Física", McGraw-Hill, 1988.
15. Thelning, K.E., "Steel and its Heat Treatment", Butterworths, 1975.