



UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO

**FACULTAD DE ESTUDIOS SUPERIORES
CUAUTITLAN**

**“TRATAMIENTO ISOTÉRMICO DE AUSTEMPERING DE
UN ACERO CON 5% DE CROMO”**

T E S I S

PARA OBTENER EL TITULO DE:

INGENIERO MECANICO ELECTRICISTA

P R E S E N T A:

PEDRO ANTONIO RAMIREZ TREJO

ASESOR: DR. HECTOR 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.

AGRADECIMIENTOS

A DIOS: Antes que a nadie Gracias por ayudarme a salir adelante y demostrarme que cuento contigo en lo prospero y adverso. Sobre todo por saber que estas a mi lado y me bendices con tu INFINITO AMOR Y BONDAD.

A MAMÁ CATALINA GUZMÁN LUNA: Gracias por guiarme con un buen ejemplo, gracias por todo tu apoyo, consejos, confianza y amor incondicional, pero gracias por tus cuidados y sobre todo por el estar a mi lado en mis alegrías, tristezas, angustias y cuando más lo necesito porque mamá como tu nunca encontrare otra mejor. De corazón gracias mamá porque de la nada sacaste a un profesionista siempre te lo agradeceré y estaré en deuda contigo ¡Te quiero mamá!

A MI PAPÁ FAUSTO RAMÍREZ JIMÉNEZ: Gracias por tus sabios consejos y enseñanzas que me enseñaron a valorar todo lo que tengo porque gracias a eso puedo seguir adelante y nunca vencerme por mas difícil que parezcan la metas que me proponga.

AL SR. CURA LEANDRO EUSEBIO QUINTANA RODRÍGUEZ: Gracias por dejarme ser su AMIGO y por ser mi GUIA ESPIRITUAL, gracias por haber inculcado en mi ese deseo y amor de seguir aprendiendo, porque gracias a usted pude llegar hasta este punto (y que no pienso quedarme aquí), gracias por sus sabios consejos (que me siguen haciendo falta), regaños (son de los que más recuerdo jejeje) y castigos (porque solo así aprendía jejeje) dedico este trabajo en tu memoria ¡ DESCANSA EN PAZ !

A MIS HERMANOS: Antonio, Elvira, Isafías y Adela. Gracias por seguirme apoyando, aconsejando y queriéndome. Pero gracias por ser mi familia que aunque con nuestros defectos (creo que son más jejeje), virtudes y carencias seguimos adelante talvez no como quisiéramos o deseáramos, pero, espero que esto los motive siempre a lograr lo que se propongan cada uno de Uds.

A DALIA: Por creer en mi, apoyarme, aconsejarme y por estar a mi lado.

A mi amigo David: Por sus ideas (aunque en unas difería), consejos (¡¡que consejos¡¡), las bromas (uff) y por haberme brindado su amistad solo puedo decirte que contarás siempre con un amigo.

A MIS AMIGOS Y COMPAÑEROS: Gracias por el haber compartido una etapa más de la vida, donde vivimos muchas cosas de alegría (más de broma jejeje, pero al fin y al cabo sonrisas) y pocas tristezas (que bien).en especial a: Aldo (mix), Ale, Héctor, David (campe), Dorian, Anabel, Jaz, Hugo romo Díaz, Poncho, Melchor, Rogelio (the beast) y Eduardo (el ignorant).

RECONOCIMIENTOS

A LA UNIVERSIDAD NACIONAL AUTÓNOMA DE MÉXICO: Por el haberme recibido y darme la oportunidad de superarme, ya que tu forjas a los mejores profesionistas de este hermoso país.

A MI FACULTAD: Por el haber encontrado dentro de sus aulas a excelentísimos profesores, los cuales me forjaron para ser no solo un profesionista sino una persona con valores y decir orgullosamente hecho en la UNAM.

A MI ASESOR DR. HÉCTOR ENRIQUE CURIEL REYNA: Gracias por sus enseñanzas, confianza, paciencia (vaya que sí), tiempo y dedicación que me brindo durante la realización de este trabajo de ante mano muchas gracias.

A MI COASESOR C DR. TOMAS RANGEL ORTIZ: Gracias por su paciencia, tiempo y sus consejos. Y por los momentos agradables que pasamos durante la realización de este trabajo.

A MI TUTOR JOSÉ JUAN CONTRERAS ESPINOSA: Gracias ingeniero por ser un tutor y amigo durante la carrera. Por el haber brindado mucho consejos, apoyo y esa confianza que siempre tiene hacia sus alumnos, espero que siga con ese entusiasmo por más años inculcando valores de honestidad, respeto y amor a la universidad que siempre lo han caracterizado.

A EL CENTRO DE ASIMILACIÓN TECNOLÓGICA (CAT): Por haberme permitido realizar la experimentación de este trabajo en sus instalaciones, gracias a los Ing. Alberto Noe Cortés Guerrero y Juan José García Ruiz por la paciencia y asesoramiento en el uso del equipo.

ÍNDICE

CAPITULO I

INTRODUCCIÓN.	1
-----------------------	---

CAPITULO II

2.1 GENERALIDADES.	3
----------------------------	---

2.2 LA INFLUENCIA EN LA RESISTENCIA A LA CORROSIÓN DE LOS DISTINTOS ELEMENTOS QUE INTERVIENEN EN LOS ACEROS INOXIDABLES.	4
--	---

2.2.3 Influencia del cromo.	6
-------------------------------------	---

2.2.4 Influencia del cromo sobre el temple.	11
---	----

2.2.5 Influencia del cromo sobre propiedades del acero.	11
---	----

2.2.6 Principales aplicaciones del cromo como elemento de adición.	12
--	----

2.2.7 Aceros al cromo.	12
--------------------------------	----

2.3 ACEROS INOXIDABLES.	14
---------------------------------	----

2.3.1 Aceros austeníticos.	14
------------------------------------	----

2.3.2 Aceros ferríticos.	15
----------------------------------	----

2.3.3 Aceros martensíticos.	16
-------------------------------------	----

2.4 TRATAMIENTOS ISOTÉRMICOS DE LOS ACEROS.	18
---	----

2.4.1 Martempering.	18
-----------------------------	----

2.4.2 Austempering.	19
-----------------------------	----

2.4.2.1 Medio del temple para el austempering.	25
2.4.2.2 Aceros para austempering.	27
2.4.2.3 Temperatura de austenización.	28
2.4.2.4 Aplicaciones.	29
2.4.2.5 Austempering modificado.	30
2.4.2.6 Anotaciones acerca de el diagrama TTT.	32
2.4.2.7 Bainita.	34
2.4.2.8 Bainita superior.	35
2.4.2.9 Bainita inferior.	37
2.4.3 Recocido isotérmico.	38
2.5 TRANSFORMACIÓN ISOTÉRMICAS.	38
2.6 PRUEBAS DE DUREZA.	45
2.6.1 Dureza Brinell.	46
2.6.2 Dureza Rockwell.	47
2.6.3 Dureza Mohs.	50
2.6.4 Dureza Vickers.	51

CAPITULO I

INTRODUCCION

En el año de 1872 Woods y Clark fabricaron algunos aceros con 5% de Cromo que tenían también mayor resistencia a la corrosión que los Fierros ordinarios.

Posteriormente en 1892 Hadfield, en Sheffield, estudió las propiedades de ciertos aceros aleados con Cromo y dio a conocer en sus escritos que el Cromo mejoraba sensiblemente la resistencia a la corrosión. El desarrollo original de lo que son actualmente los aceros inoxidable aconteció en los inicios de la primera guerra mundial. (5, 7, 15, 16)

En forma independiente y casi simultánea, en Inglaterra y en Alemania se descubrieron los aceros inoxidable tal como los conocemos ahora. El metalúrgico inglés Harry Brearly investigando cómo mejorar una aleación para proteger los cilindros de los cañones, encontró que agregando Cromo a los aceros de bajo Carbono, obtenía aceros resistentes a las manchas (stainless) o resistentes a la oxidación.

Las propiedades y composiciones de los aceros inoxidable se mantuvieron en secreto por los países que seguían en guerra. Posteriormente, a partir de las pocas aleaciones experimentadas en 1920 y de un limitado número de grados comercialmente disponibles en 1930, la familia de los aceros inoxidable ha crecido en forma impresionante.

En la actualidad se cuenta con un gran número de tipos y grados de acero inoxidable en diversas presentaciones, y con una gran variedad de acabados, dimensiones, tratamientos, etc. (5, 7, 8)

Los aceros inoxidable con bajo contenido de Cromo, que se usan generalmente donde se necesitan resistencia mecánica con resistencia a la corrosión, sin embargo el elemento fundamental que es el Cromo, se hace presente en ambas propiedades desde aproximadamente el 5%, esto a permitido que el material que contiene entre el 4 a 6 % de

Cromo con contenidos de Molibdeno se le conoce como acero inoxidable P5 en A.S.T.M este material se utiliza en calentadores para el fraccionamiento del crudo de la industria petrolera.

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.

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. (4, 5, 9)

El acero con 5 % de Cromo que contiene de 4 a 6% de Cr, 0.01 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 estructuras metalúrgicas diferentes, que pueden ir desde una Perlítica en matriz de Ferrita hasta la de una Martensita con Austenita retenida y carburos de Cromo.

La siguiente investigación se realizó con el fin de estudiar cuánto afecta el tratamiento isotérmico de Austempering en su estructura y dureza con diferentes tiempos de exposición en el horno en un acero con 5% de Cromo.

Capítulo II

Generalidades

A la hora de elegir un acero inoxidable o refractario, se deberá tomarse en cuenta:

- a) La naturaleza, composición y verificaciones desarrolladas con el tiempo de los agentes corrosivos a los que se someterá el acero.
- b) La temperatura y presión de dichos agentes corrosivos.
- c) Los esfuerzos que deberá soportar, la estructura adecuada y el estado superficial más idóneo del acero, además de otras condiciones que aún considerándolas no fundamentales en ciertos casos pueden ser causa de verdaderos desastres.

La corrosión de los aceros se produce cuando existe un ataque químico o electroquímico de una o más sustancias que lo rodean.

La resistencia a la corrosión de los aceros inoxidables y refractarios se debe a la deformación, en la superficie de los mismos, de una película de óxido muy delgada y resistente que recibe el nombre de película pasiva (esta película se forma siempre que el medio que rodea el acero es capaz de ceder Oxígeno). (4, 5, 9, 15, 16)

El Hierro Níquel y Cromo son los tres elementos base de estos aceros siendo el Cromo el elemento que mayor influencia tiene, ya que todas las aleaciones de este metal adquieren su propiedad de “pasividad estable”.

2.2 LA INFLUENCIA EN LA RESISTENCIA A LA CORROSIÓN DE LOS DISTINTOS ELEMENTOS QUE INTERVIENEN EN LOS ACEROS INOXIDABLES.

- *Carbono*. La influencia del Carbono en la resistencia depende mucho del estado en que se encuentre dentro del acero. Si está uniformemente repartido la estructura del acero su influencia será mucho menos nociva que si se encuentra en forma de carburos. Se considera que los carburos y el resto de la matriz pueden formar pares galvánicos al ser de distinta composición, además, los ceros hacen que la película pasiva sea discontinua. (7, 8, 9, 15, 16)
- *Manganeso*. En cantidades inferiores al 1% tiene muy poca influencia en la resistencia a la corrosión, pero en cantidades de 8 a 10% hace que en los aceros se consigan estructuras austeníticas que favorecen sensiblemente la resistencia a la corrosión.
- *Silicio*. Adiciones de Silicio de 0.5 a 1% mejoran la resistencia a la corrosión en ciertos ácidos, pero su mayor influencia radica en la resistencia a la oxidación a elevadas temperaturas que confieren a los ceros inoxidable y refractarios.
- *Azufre, Selenio y Fósforo*. Los elementos citados reducen la resistencia a la corrosión de los aceros inoxidable y refractarios.
- *Níquel*. El elemento más importante que interviene en estos aceros después del Cromo. En general (salvo excepciones muy raras) aumenta la resistencia a la corrosión al reforzar el efecto pasivante del Cromo.

- *Molibdeno*. Tiene una similar influencia pero menos intensa que la del Cromo. Reduce la corrosión por picaduras en soluciones cloradas.
- *Volframio*. A influencia de este material a la corrosión es muy poca sensible.
- *Cobre*. Mejora la resistencia a la corrosión de los aceros altos en Cromo y de algunos austeníticos frente algunas soluciones corrosivas (soluciones cloradas, de ácido sulfúrico, etc). Interviene en los aceros en pequeñas cantidades, ya que dificulta la transformación en caliente y los hace propensos a las fisuras.
- *Aluminio*. En aceros con Cromo, cantidades de 3 y 4% de Aluminio hace que presenten una buena resistencia a la oxidación en caliente al formarse una película de alúmina en la superficie de lo mismos. Su influencia es superior a la del Silicio.
- *Nitrógeno*. Este tiene un enorme poder austenizante de Nitrógeno 30 veces superior al Níquel y hace que su influencia a la resistencia a la corrosión de los aceros con Cromo de 20 a 23 %. Nunca interviene un porcentaje a 0,25 % por su baja solubilidad para el acero.
- *Titano, Niobio y Tántalo*. La finalidad que tiene estos elementos en los aceros inoxidable y refractarios es evitar la corrosión intergranular, la impedir precipitación de carburo de Cromo en las juntas de los granos.

2.2.3 Influencia del cromo

Aunque existen minerales de Hierro cromíferos, su beneficio produce fundiciones muy cargadas en Cromo que por el momento no se tienen aplicaciones. Los minerales de Hierro que se utilizan generalmente están exentos de Cromo y por lo tanto la presencia de este elemento en los aceros proviene de su adición voluntaria o de la chatarra de aceros al Cromo utilizada en su fabricación. Se considera como elemento aleado al Cromo cuando se contiene por acero en proporción superior a 0.25%.(11, 12, 15, 16)

EL Cromo se incorpora al acero en forma de ferrocromo en la cuchara colada al final del afinado. El Cromo como ya lo sabemos es fundamental en los aceros inoxidable, pues este elemento no solo representa un papel importante dentro del aceros inoxidable, sino también en todos los demás.

El estudio de la aleación Hierro-Cromo debe, pues, efectuarse antes de cualquier otra. Reproducimos el diagrama de las aleaciones Hierro-Cromo (sin Carbono) en la fig. 1 Este diagrama hace resaltar dos propiedades esenciales de estas aleaciones.

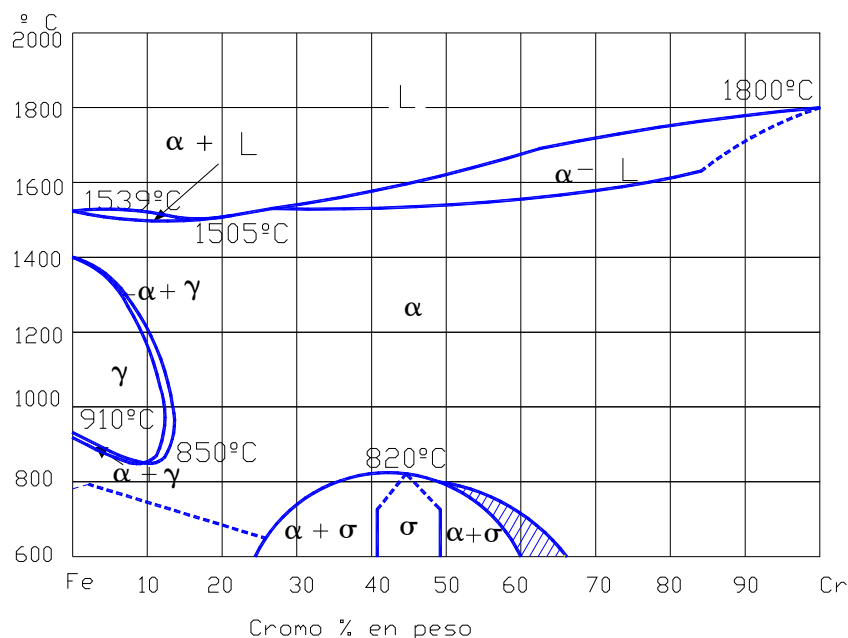


Figura 1
Diagrama de las aleaciones hierro- cromo

1.- El Cromo forma parte del grupo de los elementos llamados “alfágenos” que aumentan el campo de existencia del Fierro alfa (α) y disminuyen o suprimen el campo de existencia del Fierro gama (γ) el bucle llamado el “bucle gamma” que observamos en el diagrama entre 1910 ° y 1400 ° C en la zona de bajo contenido de Cromo se debe a esta propiedad.

Si observamos detenidamente este diagrama detenidamente a partir del Fierro puro, cuyo punto de transformación A_{C3} ($\alpha \rightarrow \gamma$) se sitúa alrededor de 910 ° C. Observamos que la adición creciente del Cromo provoca primero el descenso de este punto 910 ° a 850 ° C, hasta el momento que el contenido del Cromo alcanza el 8% lo siguiente que observamos es una subida rápida, de manera que con 12-13 % de Cromo el punto A_{C3} se sitúa alrededor de 1000 ° C. Por otra parte el punto A_{C4} (gamma a delta) (1400 ° C en el Fierro puro) desciende a unos 1000 ° C para 12 ó 13 % de Cromo, reuniéndose con el punto alfa \rightarrow gamma: a partir de 12 ó 13 % de cromo no hay ningún punto de transformación.

Según los estudios más recientes, punto inferior del bucle se encuentra a unos 840 ° C y con 6.5 % de Cromo, el contenido límite de Cromo sería del 12.4 %.

Fig. 2
El bucle gamma divide el diagrama en dos regiones. Por debajo de 12 % cromo las aleaciones presentarán durante su calentamiento una transformación alfa \rightarrow gamma, como el Fierro puro. Durante su enfriamiento se producirá la transformación inversa. Todas estas aleaciones se comportan, pues, como Fierro puro o el acero dulce.

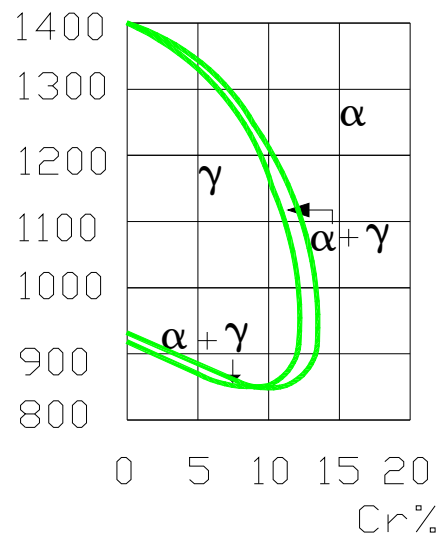


Figura 2
 <<Bucle>> gamma en el diagrama Fierro-Cromo
 (Trazado a partir de las aleaciones Fierro-Cromo) purísimas

Por encima del 13% de Cromo las aleaciones no representan ninguna transformación durante el calentamiento: permanecer al estado alfa formando un tipo de aleaciones completamente diferentes, en las cuales no es posible la regeneración del grano por tratamiento térmico. (1, 2, 14, 16)

En el intervalo 12.-13 % de Cromo y en una zona situada alrededor de los 1000 ° C, la aleación presentara durante el calentamiento una estructura alfa + gamma mixta.

2.- Existe a temperaturas menores una segunda zona importante centrada alrededor del contenido del cromo de 45 % cromo se trata de la aparición de una zona llamada sigma (σ), compuesto intermedio de Fe-Cr soluble, por encima de 850 ° C, en la ferrita cromada alfa. Esta estructura tetragonal coexiste en la ferrita en las aleaciones que contienen alrededor de 45% de cromo, aunque en los límites inferior y superior no se han determinado de una manera definitiva esta fase es fuertemente magnética. Se han encontrado una fase análoga en numerosos sistemas cristalinos; parece en todos los casos en que un metal de estructura cúbica centrada en el cuerpo forma una solución sólida con un metal de estructura cúbica centrada en las caras y cuyos radios atómicos no se diferencian en un 8%.

La aparición de la fase sigma en las ferritas que contienen Cromo se manifiesta bajo la forma de un endurecimiento y de una gran fragilidad cuando se mantiene la aleación un tiempo suficiente en el intervalo de temperatura comprendido entre 600 ° y 800 ° C. En ciertos casos se han encontrado una relación lineal entre la dureza y la cantidad de fase sigma contenida.

En las aleaciones de Hierro-Cromo sin Cromo es a lo referido anteriormente, en presencia del Carbono aparecen ciertas modificaciones en el diagrama.

Primeramente, el Carbono desplaza el bucle gamma hacia contenidos mayores de Cromo ampliando, al mismo tiempo, la zona de estructuras mixtas alfa-gamma, o sea Ferrita-Austenita. La siguiente figura 3 muestra los cambios de este diagrama.

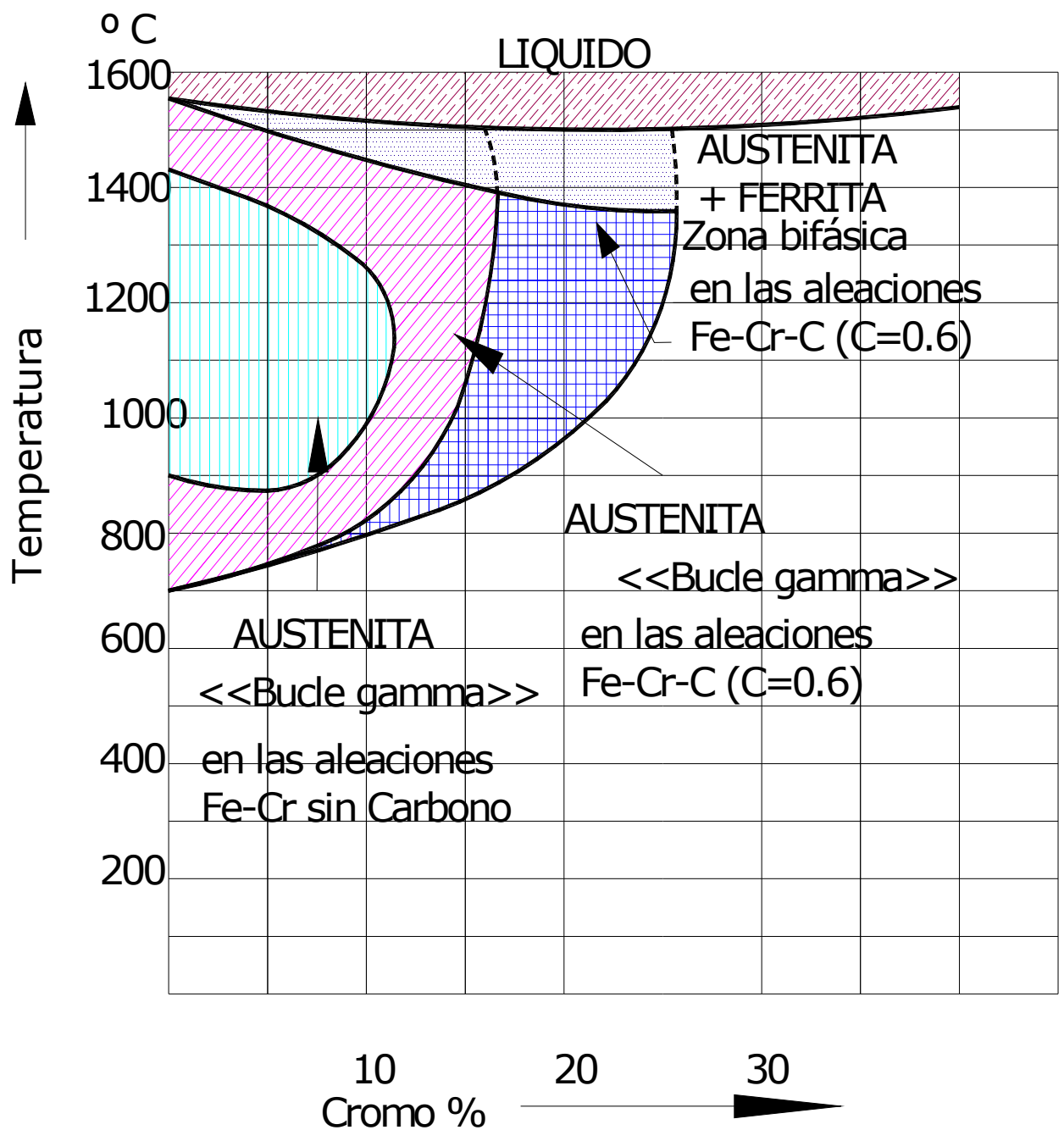


Figura 3 Influencia del Carbono sobre las aleaciones Fierro-Cromo

El desplazamiento máximo de la curva que limita las aleaciones que se vuelven completamente austeníticas, se obtienen con un contenido de Carbono del 6%; contenidos mayores de este elemento ocasionan únicamente un aumento de la cantidad de carburos libres.

La siguiente figura 4 reproduce los diagramas Hierro-Cromo con diferentes contenidos de Carbono. Representan las secciones del diagrama ternario Hierro-Cromo-Carbono con un contenido de Carbono del 0.05 % y del 0.1 %.

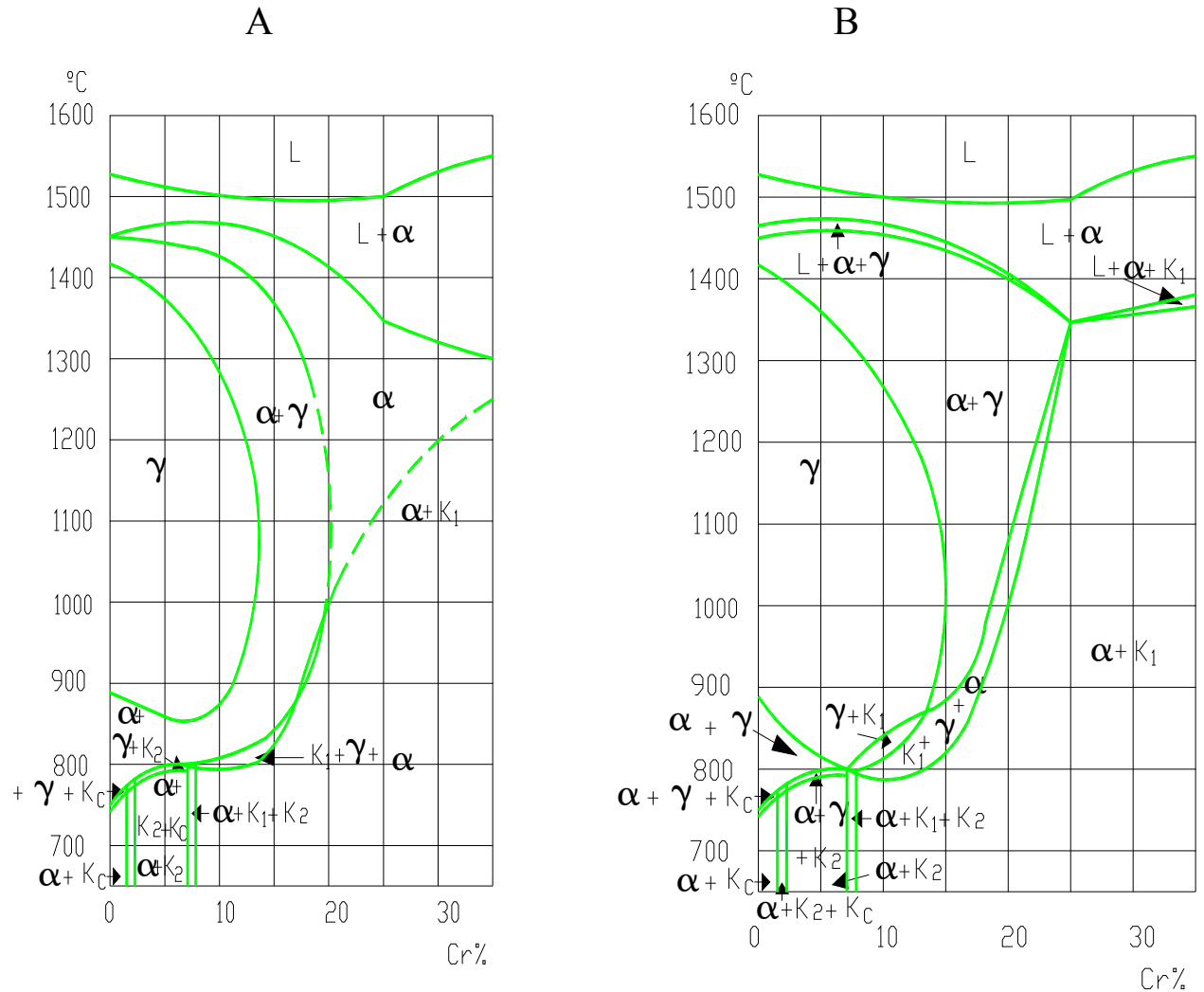


Figura 4
Diagramas Hierro-Cromo con distintos contenidos de Carbono.
A).- C = 0.05% y B).- C = 0.1%

Si observamos detenidamente nos damos cuenta de que el ensanchamiento del bucle gamma a causa del Carbono y la desaparición , cuando tiene un contenido de 0.1% Carbono, la fase alfa pura y por otro lado la aparición de carburos como M_3C , $M_{23}C_6$ y M_7C_3 , que son representados en dicha figura por K_C , K_1 y K_2 . (10, 11, 15, 16)

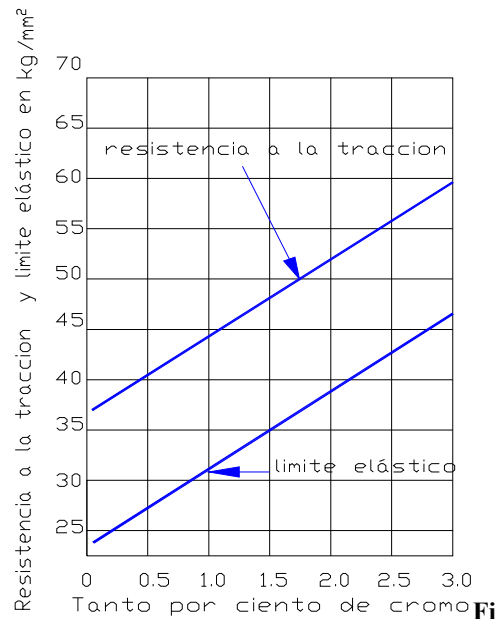
2.2.4 Influencia del Cromo sobre el temple

El Cromo baja la temperatura principio de transformación de la Martensita M_s . respecto a su acción sobre la templabilidad, depende de la temperatura temple y de la duración del calentamiento si la temperatura no es suficiente o no lo es la permanencia en ella, quedan carburos no disueltos que retienen Cromo y Carbono y se constituyen en gérmenes que facilitan la transformación del Fierro gamma en Fierro alfa por lo tanto reduce la templabilidad del acero. (17, 18)

Si las temperaturas de temple son suficientemente altas o se prolonga el calentamiento hasta la dilución total de los carburos en la Austenita, aumenta la templabilidad.

2.2.4 Influencia del Cromo sobre propiedades del acero

EL Cromo aumenta la dureza del acero, formando carburos muy duros y fortaleciendo la Ferrita. Aumenta también su resistencia a la tracción, el límite elástico ver fig.5 y tenacidad, Además limita el crecimiento del grano y retarda la descarburación superficial. Los porcentajes superiores al 5 % de Cromo confieren al acero una gran resistencia a la corrosión.



gura 5

Influencia del porcentaje de Cromo en la resistencia a la tracción y límite elástico de los aceros

2.2.6 Principales aplicaciones del Cromo como elemento de adición

Se emplea el Cromo como elemento de adición para la fabricación de aceros de herramientas, de cementación, de nitruración, de alta elasticidad e indeformables. Se emplea también para la fabricación de aceros inoxidables en proporciones hasta de un 25 ó 27 %.

Y por último se utiliza el Cromo para producción de recubrimientos contra la corrosión, con arreglo la técnica denominada cromización. (18, 19)

2.2.7 Aceros al Cromo

A).- Influencia del contenido del Cromo, de la concentración del ácido y de la temperatura. El Hierro y los aceros al Carbono son atacados fuertemente en el ácido nítrico diluido. La corrosión máxima a la temperatura ambiente se obtiene de una solución que contiene entre el 30 y 35 % de ácido nítrico (densidad 1.2) por encima de esta concentración la velocidad de corrosión disminuye y se establece una pasividad completa en el ácido de densidad 1.4 aproximadamente.

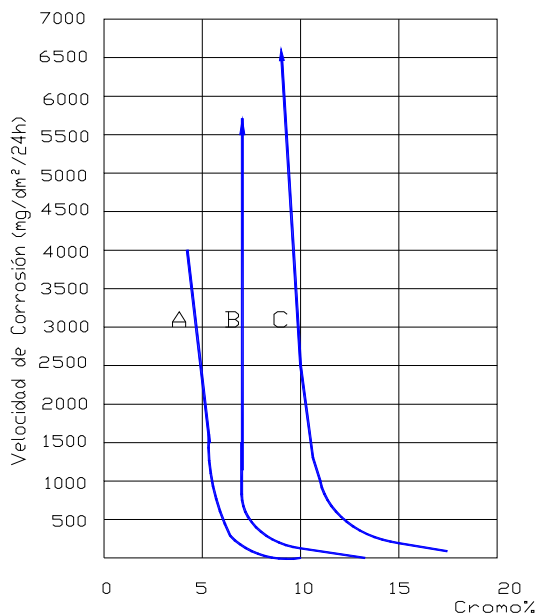


Figura 6
Influencia del Cromo sobre la velocidad de corrosión en el acero
A) 15 °C, B) 80 °C y C) ebullición

Cuando el contenido de Cromo aumenta, la concentración de ácido nítrico necesaria para que la aleación sea pasiva disminuye; con un contenido de Cromo de 8%, el acero es pasivo en el ácido frío 30-35%, pero experimenta una fuerte corrosión en el ácido 20 %; si el acero contiene 14 % de Cromo, la pasividad aparece en un ácido a 6 %. Es preciso que el acero contenga 16 % de Cromo para que sea pasivo a la temperatura ordinaria, incluso en las soluciones nítricas muy diluidas (menos de 1 %) la siguiente figura 6.

Un aumento de temperatura influye poco sobre la aparición de la pasividad en las soluciones diluidas, así, el contenido mínimo de Cromo necesario para que el acero sea pasivo en el ácido nítrico 0.5 %, es de 16 % sea cual sea la temperatura, incluso hirviendo; 11 % Cromo basta para convertir el acero en pasivo en el ácido 6 % a toda temperatura. Si el ácido está en ebullición la velocidad de corrosión, aunque débil, no es completamente nula como ocurre a temperaturas inferiores (70-80 ° C).

Así la velocidad de ataque del acero de 16% de Cromo en las soluciones nítricas aumenta de 5.5 % a 260 mg/ dm² (24 h), cuando la temperatura de concentración del ácido nítrico pasa de 1 a 65 %. (10, 17, 19)

2.4 ACEROS INOXIDABLES

Estos aceros son 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)

Los principales tipos de aceros inoxidable en respuesta a los tratamientos térmicos y resistentes al calor dependen de su composición y se divide en tres grupos:

- **ACEROS AUSTENÍTICOS**
- **ACEROS FERRÍTICOS**
- **ACEROS MARTENSÍTICOS**

2.4.1 Aceros Austeníticos.

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, 3, 7, 8, 10)

Se clasifican de la siguiente manera dependiendo del contenido de Cromo y Níquel:

- A) Aceros 18 – 8 (Cromo 18 %, Níquel 8 %). Su resistencia a la oxidación es satisfactoria hasta 850 ° – 900 ° C.
- B) Aceros 25 – 12 (Cromo 25 % Níquel 12 %). Pueden utilizarse hasta 1100 ° – 1150°C.
- C) Aceros 25 – 20, a menudo con adición de Silicio. Resisten bien hasta 1100 ° – 1150 ° C.

2.4.2 Aceros Ferríticos.

Este grupo de aceros inoxidable contienen aproximadamente de 17 a 30 % de Cromo, 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 ductilidad y resistencia a la corrosión en la condición de recocido. El recocido es el único tratamiento térmico aplicado a aceros Ferríticos. (7, 8, 15, 16)

Clasificación de los aceros Ferríticos de acuerdo al porcentaje de Cromo que contienen:

- A) Aceros de 17 % de Cromo. Presentan una buena resistencia a la oxidación en el aire hasta $850^{\circ} - 900^{\circ} \text{C}$, resistencia que aumenta en presencia del Silicio.
- B) Aceros de 27 – 30 % de Cromo. Su resistencia a la oxidación es excelente hasta 1100°C y todavía satisfactoria a $1150^{\circ} - 1200^{\circ} \text{C}$. Tiene los mismos empleos que los precedentes cuando la temperatura de utilización son mayores y resisten bien en las atmósferas sulfurosas.
- C) Aceros al Cromo – Aluminio. Este tipo de aceros a tomado una gran importancia a causa de la economía de Níquel que permiten realizar y, sobre todo, porque algunos resisten a mayores temperaturas que las aleaciones de Níquel, principalmente en atmósferas sulfurosas.

Con contenidos de Cromo entre 5 – 30 % y Aluminio entre 0.7 y 5 % constituyen una gamma de aceros que resisten a temperaturas comprendidas entre 800° y 1300°C .

2.4.3 Aceros Martensíticos.

Los aceros Martensíticos inoxidables, 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 inoxidables.

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 al aire.

- A) Aceros de 5 – 6 % de Cromo acompañados, a veces, de adiciones de Aluminio y Molibdeno. Su resistencia a la oxidación es buena hasta 650 ° C, pero sobre todo resisten excelentemente al Hidrogeno bajo presión. Se utiliza muchísimo en la refinerías de petróleo y en la industria de síntesis de carburantes. Si contienen Aluminio, pueden resistir en el aire hasta 800 ° C.

EL acero tipo 502, posee una 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 como se ha mencionado anteriormente.

Estos tipos de aceros constituyen un grupo cuya importancia es enorme en las industrias que trabajan en presencia de Hidrogeno e hidrocarburos. Además de Cromo, estos aceros contienen, muy a menudo, Molibdeno, Vanadio o Tungsteno, destinados a mejorar las características mecánicas en caliente con una adición de Silicio o Aluminio, que actúan

sobre la resistencia a la oxidación y aumentan la temperatura límite de utilización. En la siguiente tabla 1 indica las principales propiedades físicas de estos aceros.

Tabla 1
Propiedades físicas medias de los aceros de 5 – 6 % de Cromo

Densidad.	7.7 g/ mm ³
Coefficiente medio de dilatación entre 0 y 200 ° C.	11.55 x 10 ⁻⁶ mm/ mm/ ° C.
Coefficiente medio de dilatación entre 0 y 700 ° C.	13.4 x 10 ⁻⁶ mm/ mm/ ° C.
Conductividad térmica.	0.050 cal/ cm/ cm ² / °C/ s.
Resistividad eléctrica.	65μΩ/ cm ² / cm
Calor específico.	0.11 cal/ g/ ° C
Modulo de elasticidad.	21 000 kg/ mm ²

Estos aceros son completamente ferromagnéticos y conservan su ferromagnetismo sea cual sea su tratamiento térmico. Los puntos de transformación durante el calentamiento varían un poco en función del contenido de Carbono y de los elementos de aleación (el Cromo excluido). Los valores medios se sitúan en 830 ° C para el comienzo y en 870 °C para el final de la transformación. (10, 14, 16, 17)

La ductilidad de estos aceros es satisfactoria aunque el punto de transformación de la curva resiliencia – temperatura solo es ligeramente inferior a la temperatura ambiente y puede existir un peligro de fragilidad a temperaturas muy bajas, lo cual no presenta ningún inconveniente, pues este tipo de aceros P502 se utilizan a temperatura elevada.

- B)** Aceros de 7 – 10 % de Cromo con adición eventual de Molibdeno y Silicio. Existen diferentes tipos de estos aceros, que se emplean especialmente para la fabricación de válvulas de motores.
- C)** Aceros de 13 % de Cromo cuya resistencia es buena hasta 800 ° C y que se emplean para la fabricación de palas de turbinas y válvulas.
- D)** Aceros de 20 – 22 % de Cromo. Con adición de Silicio y Níquel empleados para la fabricación de válvulas.

2.5 TRATAMIENTOS ISOTÉRMICOS DE LOS ACEROS.

Reciben este nombre ciertos tratamientos cuando el enfriamiento de las piezas no se hace de una forma regular y progresiva, sino que se interrumpe 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 Martempering

Es un tratamiento que se ha empezado a desarrollar, 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 ver figura 7. 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. (4, 5, 9)

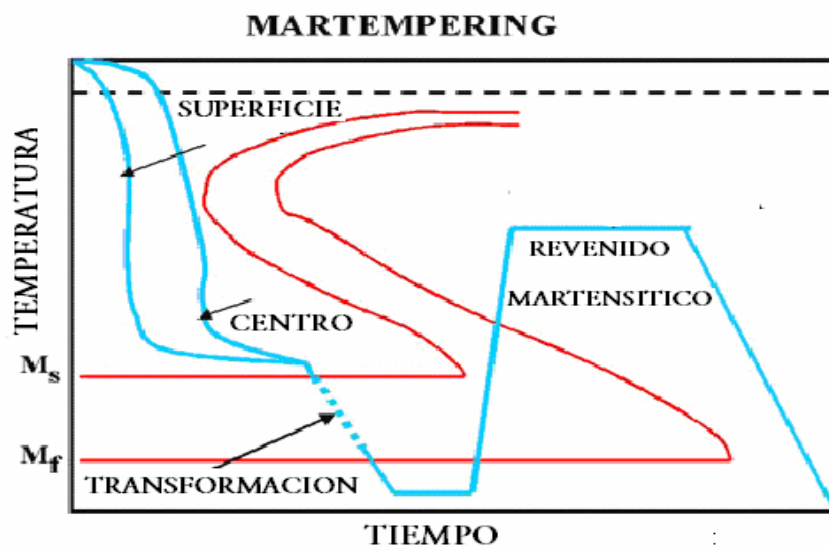


Figura 7 Muestra como es el tratamiento isotérmico del Martempering

2.5.2 Austempering.

Este tratamiento tuvo en Estados Unidos, desde los primeros años de su utilización una aceptación extraordinaria, sobre todo al utilizarse para la fabricación de pequeñas piezas o herramientas al acero al Carbono o de baja aleación, que debían de quedar con durezas de 40 a 55 Rockwell- C.

Las piezas sometidas a este tratamiento quedan con estructuras bainíticas, que tienen una tenacidad mucho más elevada que las que corresponde a piezas idénticas, en las que se a conseguido la misma dureza por temple o revenido. Además al verificarse la transformación de la Austenita isotérmicamente y no existir la etapa martensítica, el peligro de grietas y deformaciones desaparece.

La posibilidad de hacer el tratamiento automáticamente, en instalaciones especialmente para ello a permitido utilizarlo en gran escala, obteniéndose muy buenos resultados en aceros de 0.50 a 1.20 % de Carbono. (1, 4, 15)

En cambio, las experiencias realizadas con aceros de construcción al Carbono y aleados de 0.20 a 0.40 % de Carbono, no son tan satisfactorias. Algunas veces los resultados son mejores que los obtenidos con el temple y revenido y otras veces inferiores. Es difícil dar reglas generales sobre las ventajas e inconvenientes del método de esta clase de aceros, porque los resultados son bastante irregulares y varían mucho de unos casos a otros.

Austempering es la transformación isotérmica de una aleación ferrosa en una temperatura por debajo de la formación de Perlita y por encima de la formación de Martensita. En otras palabras para dar una mejor explicación consiste en calentar el acero a una temperatura ligeramente superior a la crítica y enfriarlo luego en un baño caliente, que es mantenido a temperatura constante durante un tiempo suficiente para que se verifique la transformación de la Austenita en Bainita. La temperatura del baño que debe ser superior a la del punto Ms suele variar de 260° a 550° C.

El proceso es descrito en detalle por los inventores, E. S. Davenport y E. Bain de C, en los Estados Unidos para realizar un Austempering se procede de la siguiente manera:

- 1.- Se calienta a una temperatura de austenitización, generalmente 790 a 870 ° C.
- 2.- Es Templado manteniéndolo en una temperatura constante, generalmente entre 260 a 550 ° C.
- 3.- Permitirla transformación isotérmicamente a Bainita.
- 4.- Se enfrió a la temperatura ambiente en aire.

En resumen para que el tratamiento sea correcto y la estructura sea totalmente Bainítica, el enfriamiento en la primera fase debe ser suficientemente rápido para evitar la transformación de Perlita ver figura 8.

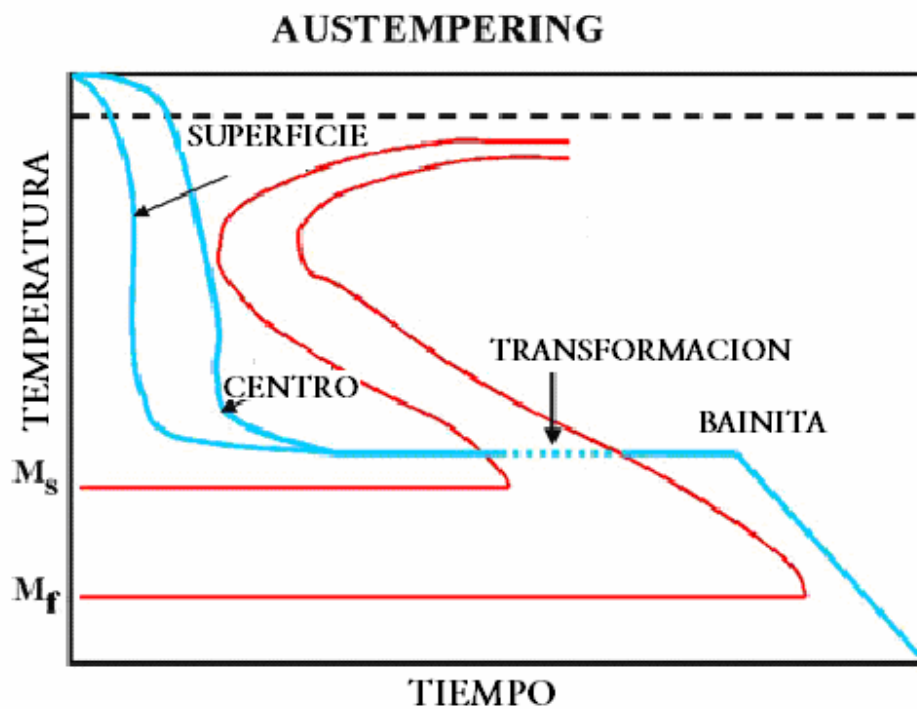


Figura 8.

Muestra el tratamiento isotérmico del Austempering, también conocido como temple diferido ó temple Bainítico.

Pero la fundamental diferencia entre Austempering y el Temple convencional son indicados esquemáticamente en la fig. 9 el acero y grados de endurecimiento de un Fierro fundido brinda algunas ventajas de potencial: (1, 3, 4)

- La ductilidad aumentada (el Cuadro 1)
- Distorsión reducida.

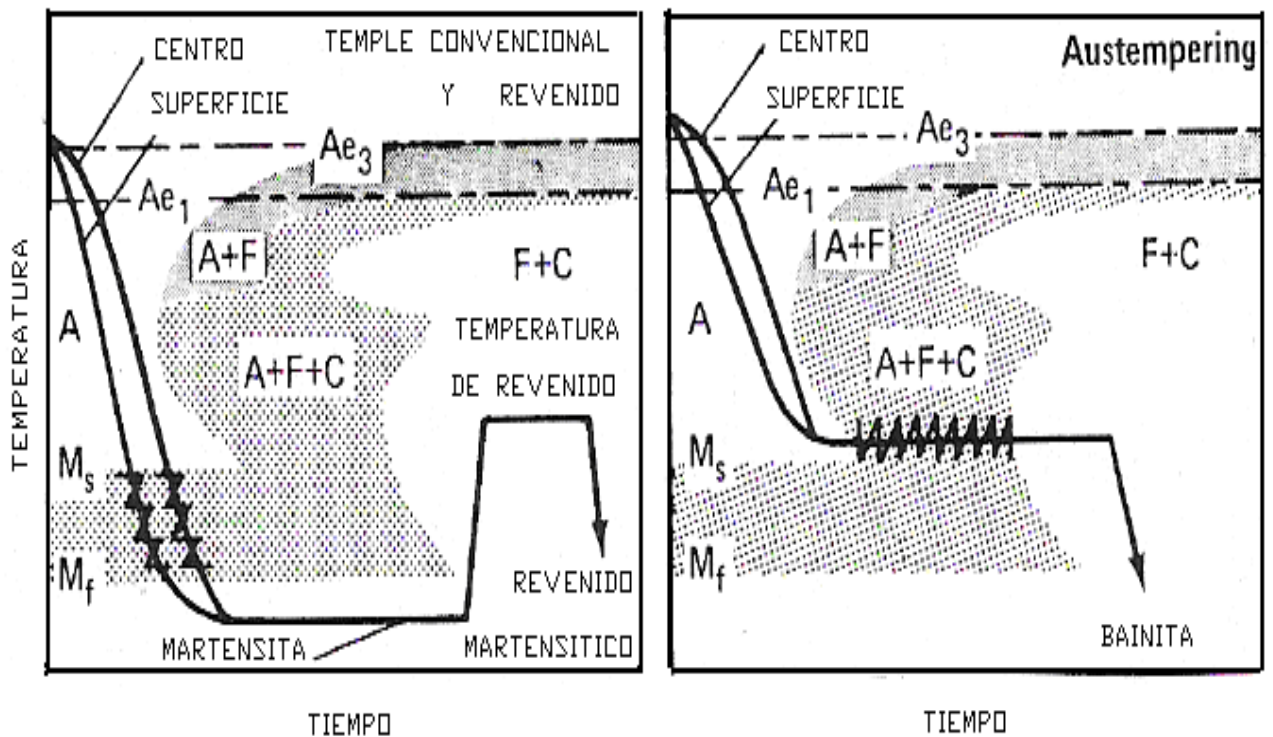


Figura 9. Muestra la diferencia entre un Temple convencional y el Austempering

Para un Austempering verdadero, el metal debe ser:

- Enfriado de la temperatura de austenitización a la temperatura del baño de Austempering suficientemente rápido con el propósito de que ninguna transformación de Austenita ocurra durante el enfriamiento.
- Mantenerlo bastante tiempo a la temperatura de baño, para asegurar la completa transformación de Austenita a Bainita.

La tabla 2 muestra los resultados obtenidos con un acero de 0.74% de Carbono enfriado en un baño a 300 ° C y mantenido en el durante quince minutos, en comparación con los resultados obtenidos con el mismo acero templado directamente y luego revenido en la fig. 10 se observa que cuando la dureza es de 50 Rockwell C, la tenacidad, de ese acero tratado isotérmicamente (38 Ft Lbs ó 5.25 m. kg.), es notablemente superior a la obtenida con el tratamiento normal de Temple y Revenido (4.8 Ft Lbs. Ó .66 m kg.)

Tratamiento Austempering		Temple y revenido	
Calentar 5 min. A 790 ° C		Calentar 5 min. A 790 ° C	
Enfriar en Plomo a 300 ° C		Templar enfriado en agua a 21 ° C	
Dejar la probeta 15 min. En el baño		Revenir 30 min. En Plomo a 315 ° C	
Enfriar en agua		Enfriar en agua.	
Dureza Rockwell-C.	50.4	Dureza Rockwell- C	50.2
Resistencia	198 kg/ mm ²	Resistencia	170 kg/ mm ²
Límite elástico	90	Límite elástico	107
Alargamiento	34.5 %	Alargamiento	0.3 %
Resiliencia	9.5 kgm / cm ²	Resiliencia	1.25 kgm / cm ²

Tabla 2.

Comparación de las características correspondientes a dos aceros 0.74 % de Carbono que han quedado con una dureza de 50 Rockwell- C después del temple y revenido uno, y después del Austempering el otro.

Como el acero tratado de esta forma no esta sujeto a las severas tenciones internas propias de las transformaciones Martensíticas, no solo esta libre de pequeñas grietas microscópicas que nacen en el temple ordinario, sino que posee también otras notables cualidades. En la fig.11 se puede ver lo que sucede al romper tres redondos de 8 mm de acero de 0.90 % de Carbono que después del Austempering han quedado con la dureza del acero de 50 Rockwell C. Por la tracción se obtiene una estricción notable para el grado de dureza del acero; por impacto antes de romper y tiene bastante tenacidad y en el ensayo de doblez 160° antes de romper mientras que un acero templado de la misma dureza se rompe en los tres ensayos como el cristal. (2, 15, 16).

Resistencia
al choque Ft - Lbs

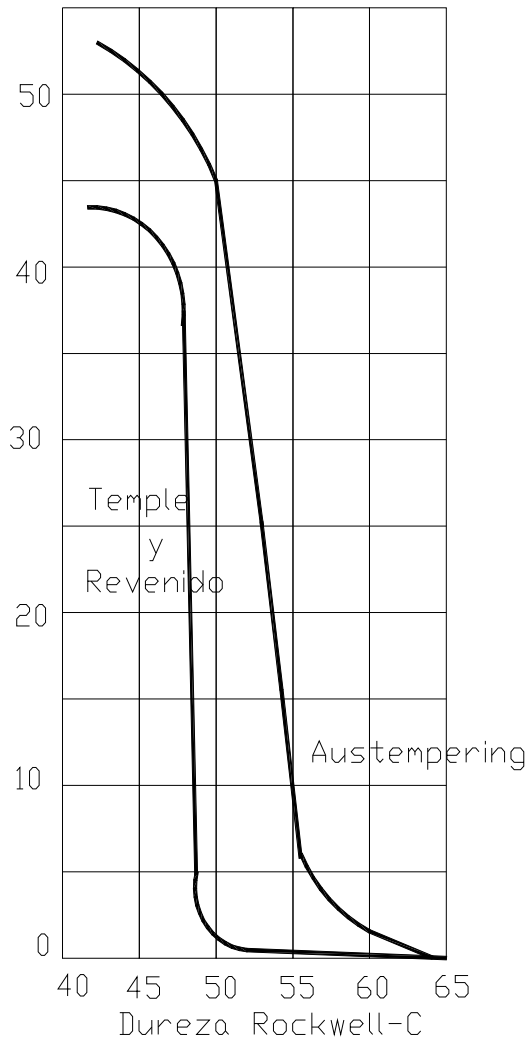


Figura 10

Resistencia al choque de redondos de 5mm de acero de 0.74% de C, después del temple y revenido o después de un tratamiento isotérmico en el que han quedado con durezas de 40 a 50 Rockwell- C

La aplicación de este tratamiento para piezas pequeñas, no requiere además instalaciones costosas ya que se pueden calentar hasta la temperatura de Austenización en cualquier clase de hornos y después se pasa a un baño de metal o sales fundidas a temperatura adecuada manteniéndolas en el, el tiempo necesario para que consiga la estructura deseada.

La limitación de este tratamiento consiste, en que algunas veces no se consigue la velocidad de enfriamiento deseada para evitar la transformación de la Austenita en la zona de la nariz de la “S” correspondiente a la transformación de la estructura Perlítica o Sorbítica blandas, bien porque el acero tiene una velocidad crítica bastante elevada o porque las piezas son demasiadas gruesas.

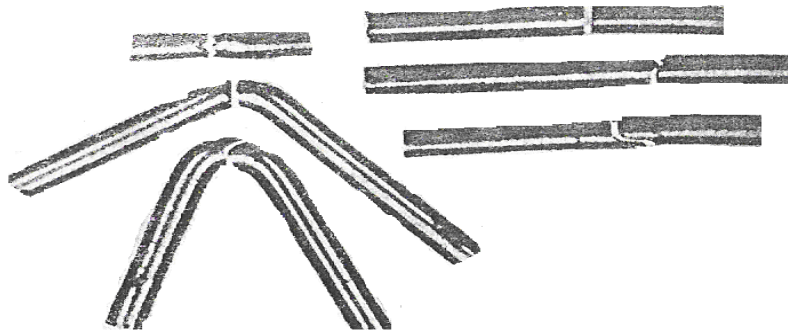


Figura 11

Comparación entre los resultados que se obtienen al romper por tracción, choque y doblado, redondos de acero 0.90 % de Carbono de 8 mm de diámetro y de 50 Rockwell- C de dureza. Las varillas de la izquierda han sido endurecidas por austempering, y las de las de la derecha por temple y revenido.

Recientemente se ha comenzado a utilizar una variante de este proceso para tratar grandes piezas, el acero después de ser calentado a temperatura de Austenitización, ligeramente superior a la crítica, se enfría rápidamente en un baño cuya temperatura es inferior a M_s con lo que se consigue salvar la nariz de la “S” aunque se transforma algo de Austenita en Martensita y luego se pasa inmediatamente a un baño cuya temperatura es la precisa para que se efectúe isotérmicamente la transformación Bainítica del resto de la masa, que se encuentra todavía en estado Austenítico y así aunque una parte del material se ha transformado en Martensita, la mayor parte recibe el tratamiento isotérmico a pesar de su gran tamaño, sin que aparezcan estructuras Perlíticas blandas.

2.5.2.1 Medio del temple para el Austempering

Sales fundidas: es el medio de temple mas comúnmente usado en el Austempering debido a que:

- A) Transfiere el calor rápidamente
- B) Virtualmente elimina el problema de protección de la fase de vapor durante la fase inicial al temple.
- C) Su viscosidad es uniforme en una amplio rango de temperaturas
- D) Su viscosidad es baja a temperaturas de Austempering (cerca de la temperatura ambiente del agua). Así de este modo, se minimizan las pérdidas por alargamiento.
- E) Se mantiene en temperaturas de operación y es completamente soluble en agua por consiguiente facilita la subsiguiente operación de limpieza.
- F) La sal puede ser fácilmente cubierta por baños de agua para que no hayan descargas al vaciarse.

Las características y formulaciones de 2 típicos baños de templado ambos se muestran en la siguiente tabla 3.

Tabla 3
Composición de características de sales usadas para el Austempering

	Alta extensión	Amplia extensión
Nitrato de Sodio	45 a 45 %	15 a 25 %
Nitrato de Potasio	45 a 55 %	45 a 55 %
Nitrato de Sodio	25 a 35 %
Punto de fusion (aprox.)	220 ° C	150 a 165 ° C
Alcance de temperatura trabajada	260 a 595 ° C	175 a 540 ° C

El alto nivel de sal es sutilmente solo para el Austempering, donde la amplia extensión puede ser usada por el Austempering, Martempering y modificaciones de las mismas. Ver la siguiente figura número 12. (1, 2, 4, 16)

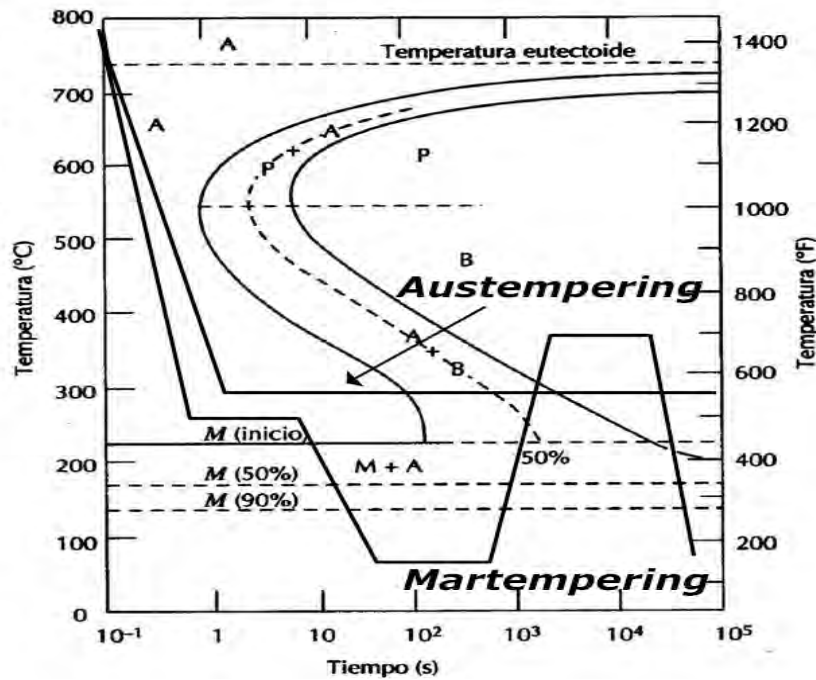


Figura 12

Muestra las gráficas del Austempering y Martempering para diferenciar dichos tratamientos isotérmicos.

Agua adicionada a la sal. El Temple severo de un litro de nitrito de sal puede ser incrementado significativamente por adiciones cuidadosas de agua. La agitación de sales es necesaria para dispersar el agua uniformemente. Adiciones periódicas de agua, el agua puede ser adherida con completa seguridad como se menciona en lo siguiente:

- El agua puede ser evaporada a un rango regulado dentro de un área de agitación vigorosa del baño de fundición.
- En instalaciones donde la sal es bombeada y circulada, el regreso de la sal es en cascada en la zona del temple. Un flujo de agua frío controlado puede ser inyectado dentro del regreso de la sal en cascada.

- El baño de Austempering puede mantenerse saturado con humedad introduciendo vapor dentro del baño. El vapor debe ser atrapado y suministrarle una descarga para evitar la condensación en vacío directamente dentro del baño.

El agua nunca debe ser agregada a un baño de sal con una cubeta. El aceite es rara vez usado para un Austempering debido a su inestabilidad química y su paso en el cambio de viscosidad a temperatura de Austempering. Debido a su persistente fase de vapor, el aceite es un templado más lento que la sal y a temperaturas más elevadas presenta un riesgo de incendio. (1, 4, 9, 15)

2.5.2.2 Aceros para Austempering

La selección de aceros para Austempering debe basarse en características de transformación como lo indica el diagrama de TTT (temperatura, tiempo, transformación.). Son tres importantes consideraciones que a continuación se mostraran.

1.- La localización de la nariz de la curva TTT. La determinación del tiempo es importante para evitar esta.

2.- La determinación del tiempo requerido para completar la transformación de Austenita a Bainita de la temperatura de Austempering.

3.- La localización del punto Ms. (1, 4)

2.5.2.3 Temperatura de austenitización

Como la temperatura de austenitización de un acero alto Carbono. La temperatura Ms decrece debido a la completa solución de carbón. Los efectos directos de elementos de una aleación en el punto Ms son mucho menos pronunciados al efecto de carbón. Sin embargo la formación de carburos de un elemento (como el Molibdeno y el Vanadio) puede amarrar al carbón en forma de carburos y evita la completa solución del Carbono. La temperatura aproximada de Ms, en grados centígrados de un acero austenítico puede ser calculado por medio de la siguiente formula:

$$Ms = 538 - (361 X \% C) \\ - (39 X \% Mn) \\ - (19 X \% Ni) \\ - (39 X \% Cr)$$

Expresado en grados Fahrenheit, la formula es:

$$Ms = 1000 - (650 X \% C) \\ - (70 X \% Mn) \\ - (35 X \% Ni) \\ - (70 X \% Cr)$$

La temperatura de austenitización tiene un significativo efecto en el tiempo en el cual la transformación ha comenzado. Como la temperatura de austenitización es incrementada por arriba de lo normal, La nariz de la curva TTT se mueve a la derecha debido al tamaño del grano.

El empleo práctico de este fenómeno es a veces hecho en orden para tratar composiciones o los tamaños de selección que de otra manera serían la frontera para Austempering.

Sin embargo el tamaño de grano es el resultado de una elevada temperatura de austenitización que puede ser perjudicial para algunas propiedades que se desean. Por lo tanto es recomendable dar preferencia a temperaturas estándar de austenitización para el Austempering. Si se experimenta con composiciones específicas y partes de muestras que pueden ser de ventaja para el uso de altas temperaturas sin dañar el tamaño del grano, las altas temperaturas de austenitización pueden ser desarrolladas. (1, 4, 8)

2.5.2.4 Aplicaciones.

Generalmente el Austempering es sustituido por un temple convencional y un revenido.

A) Para obtener propiedades mecánicas mejoradas.

B) Disminuye la probabilidad de agrietamiento y distorsión

En algunas aplicaciones el Austempering es menos caro que un Temple convencional y un Revenido. Esto se debe probablemente a las partes pequeñas que son tratadas en un sistema automatizado en el que el Temple convencional y el Revenido tres pasos en una operación, que son: Austenitizado, Temple y Revenido. El Austempering solo requiere de dos pasos Austenitizado y transformación isotérmica.

El rango de aplicación de un Austempering abarca generalmente partes fabricadas de barras de diámetro pequeño ó también de hojas y tiras de secciones pequeñas.

El Austempering es particularmente aplicado para secciones delgadas de acero al carbono que requieren tenacidad excepcional para durezas de 50 HRC.

En la practica industrial el Austempering tiene un considerable porcentaje de éxito con menos del 100 % de Bainita, que se ha encontrado para satisfacer algunas aplicaciones, obviamente el Austempering es frecuentemente modificado de alguna manera en aplicaciones comerciales. (1, 3, 7, 8)

2.5.2.5 Austempering modificado

Prácticamente la modificación del Austempering da como resultado una mezcla de estructuras de Bainita y Perlita que son totalmente comunes en la práctica industrial, la cantidad de Bainita y Perlita puede variar mucho en diferentes procesos de modificación.

Patentado, un tratamiento usado en la industria del alambre o cable, es una útil y significativa forma de modificar el Austempering en el cual el alambre o barra austenitizada es templado constantemente dentro de un baño que se mantiene a 510 – 540 ° C y sujeto a baños por periodos de 10 segundos (para un alambre pequeño) y 90 segundos (para barras). El patenting provee una combinación de alta resistencia y alta ductilidad. Tal como lo indica la fig. 13.

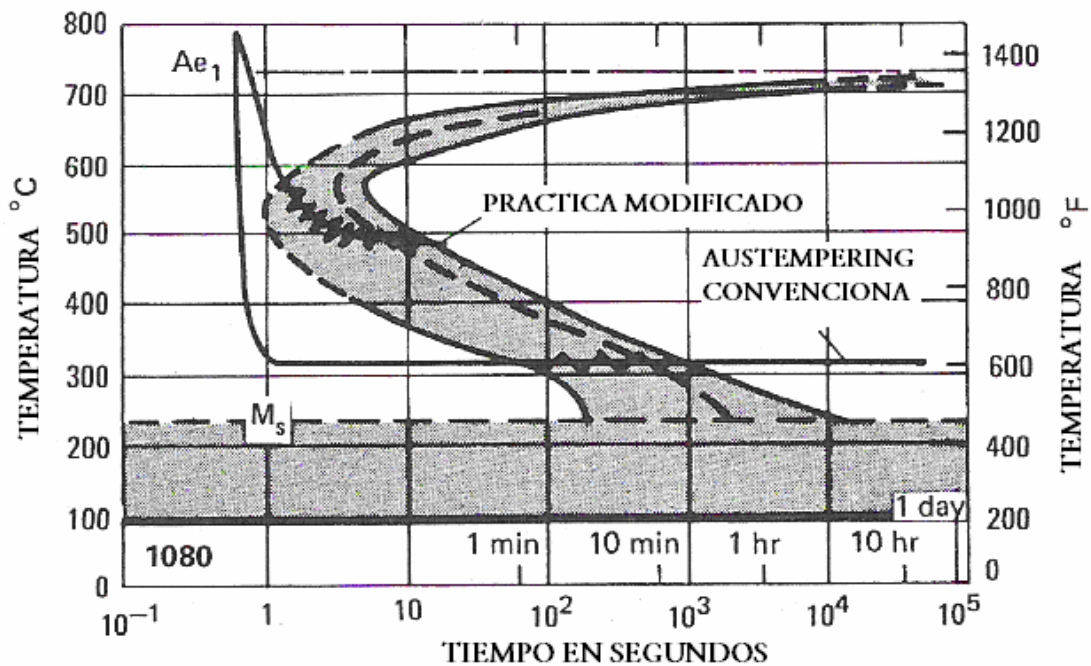


Fig. 13.

Diagrama Tiempo, Temperatura Transformación muestra la diferencia de un Austempering modificado y un convencional

Como un ejemplo de un Austempering convencional y uno modificado utilizaremos un acero 1080 para dar la explicación, si observamos la línea designada para “practica modificada” el proceso varía con respecto al Austempering convencional, esta en su lugar

evita el comienzo de la nariz de la curva TTT, en cambio la otra, es lo suficientemente lenta para intersectar a la nariz de la curva TTT que da como resultado una estructura de Perlita fina.

Una práctica similar es empleada útilmente en aplicaciones que incluyen simples aceros al carbono con una dureza entre 30 y 42 HRC que son aceptables. La dureza de un simple acero al Carbono templado que intersecta la nariz de la curva TTT rápidamente varía con el contenido de Carbono ver fig. 14. (1,2,4)

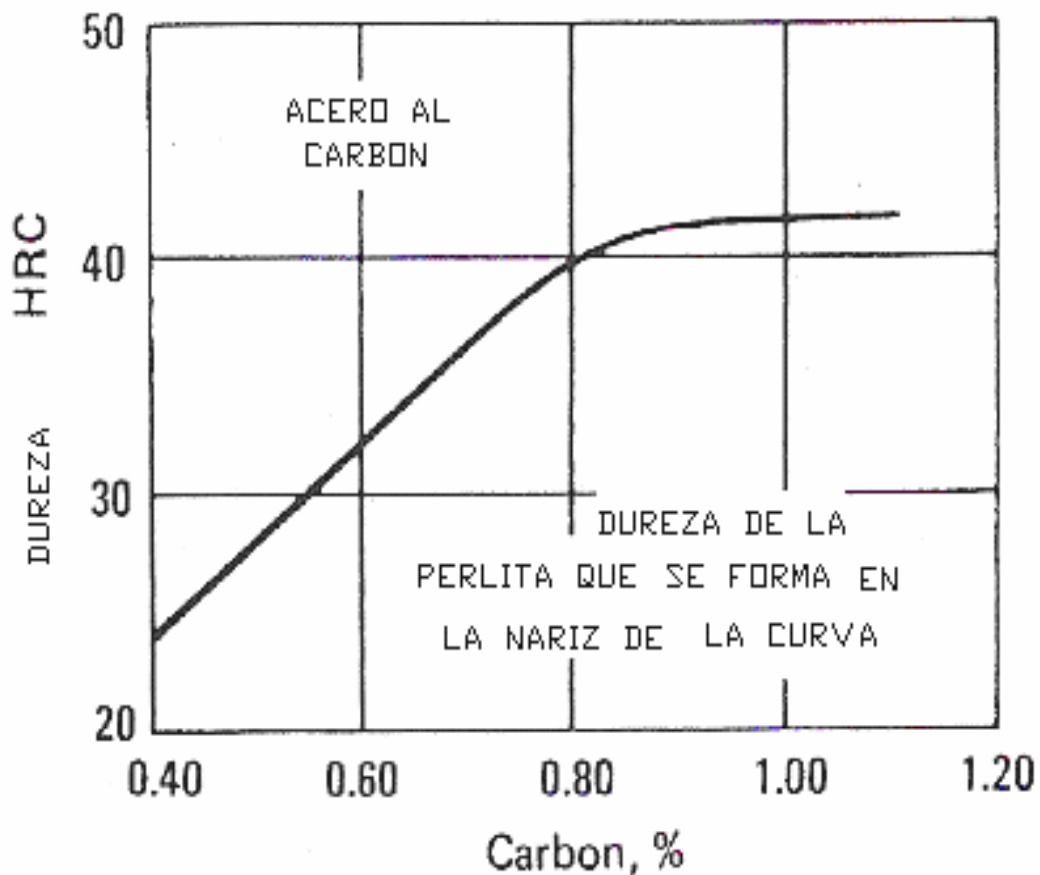


Figura 14. Efecto del contenido del Carbono en un acero al simple Carbono sobre la dureza de una Perlita fina cuando la curva del templado intersecta la nariz del diagrama Tiempo, Temperatura y Transformación

Las prácticas de modificación pueden ser aplicadas para partes que tienen secciones gruesas que son normalmente consideradas para un Austempering.

2.5.2.6 Anotaciones acerca de el diagrama TTT

Las curvas C del diagrama TTT se obtiene templando una muestra a una determinada temperatura, manteniendo esta temperatura un tiempo determinado y enfriado a temperatura ambiente fig.15. Para conseguir temple demasiado rápidos, se templen en baño de sales fundidas que se mantienen a diferentes temperaturas. (17, 18, 19)

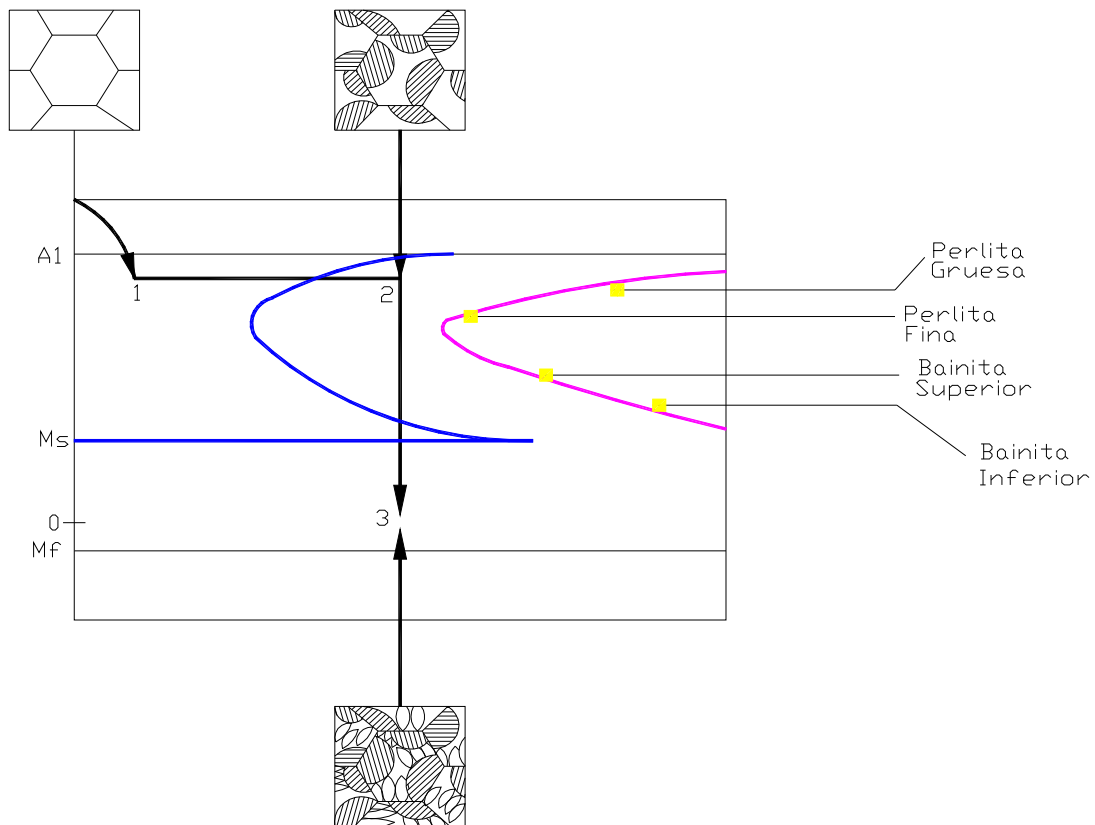


Figura 15.

Muestra como se va formando los diferentes tipos de Bainita en un diagrama TTT..

Como el acero se transforma a elevada temperatura, con un pequeño subenfriamiento, la Perlita formada es gruesa (las láminas en cualquier nódulo son relativamente grandes y espaciadas). A temperaturas relativamente menores se obtiene Perlita más fina.

Por debajo de la nariz de la curva C la transformación es demasiado rápida para que la Fe₃C crezca en forma de láminas ordenadas. Sin embargo crece en forma precipitados

aislados para dar lugar a una estructura llamada “Bainita superior” ver figura 15, A temperaturas ligeramente inferiores la Fe_3C crecen forma de pequeños rodillos y evidentemente la letra alfa se forma por una transformación por desplazamiento y se forma la llamada “Bainita inferior”.

La disminución en la escala de la micro estructura al incrementar las fuerzas motrices (Perlita gruesa → Perlita fina → Bainita superior → Bainita inferior). Es un ejemplo de la regla general que dice “que cuanto mayor es la energía que dirige una transformación, mas fina es la estructura que se obtiene”

Debido a que las curvas C se determinan en secuencia enfriamiento → mantenimiento → enfriamiento, solo se usan en sentido estricto para Tratamientos isotérmicos.

Por último es que la Perlita y la Bainita solo se forman a partir de la fase gamma sub-enfriada nunca a partir de la Martensita.

2.5.2.7 Bainita.

Bainita es un término aplicado primordialmente aquellos productos de transformación de la Austenita que se forman en un acero a temperaturas comprendidas entre la transformación perlítica (eutectoide) y la martensítica ver figura 16. Esta transformación ocurre isotérmicamente a un enfriamiento constante por lo tanto se le denomina transformación bainítica ó también conocida como zona intermedia; en ella intervienen fenómenos de difusión a corta distancia. Se denomina así porque en los aceros el constituyente formado se llama Bainita.

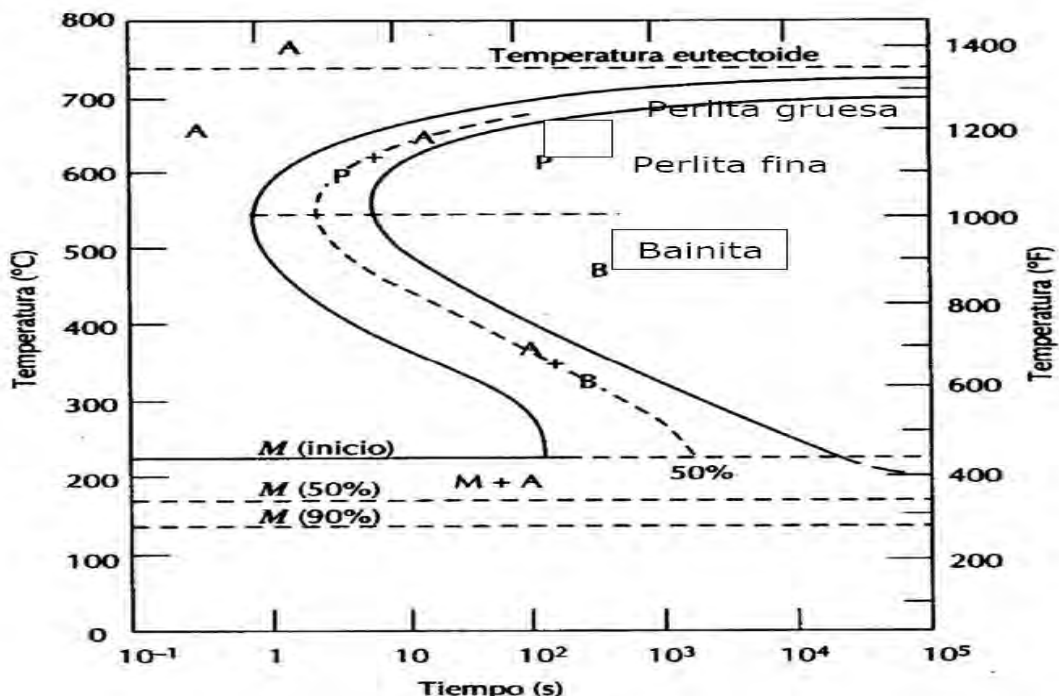


Figura 16 Muestra donde se forma la Bainita entre otras estructuras.

Cada una de las variantes de la Bainita es un agregado no laminar de Ferrita y carburos de Hierro. Algunos productos de transformación que se desarrollan en ciertas aleaciones no Ferríticas, también se les ha calificado como Bainíticas debido a la semejanza del mecanismo de formación. Sin embargo frecuentemente esas son estructuras de fase simple, en contraste a las multi-fase de agregados encontrados en el acero.

Las principales variantes de Bainita en un acero incluyen la clásica llamada Bainita superior y Bainita inferior. (4, 17, 19)

2.5.2.8 Bainita superior.

La Bainita superior en un acero hipoeutectoide (fig.17) también se forma como estacas de listones paralelos o agujas de Ferrita, el exceso de Carbono resultante en esta transformación se acumula y enriquece la Austenita, y parte de esta Austenita enriquecida es atrapada entre los listones. La Bainita crece lentamente en rangos comparables pero generalmente en rangos menores a los valores calculados de difusión de Carbono alrededor de la Austenita. Subsecuentemente los precipitados de Cementita de la Austenita enriquecida producen el agregado no laminar de Ferrita y Cementita que constituye la Bainita. (1, 3, 4)

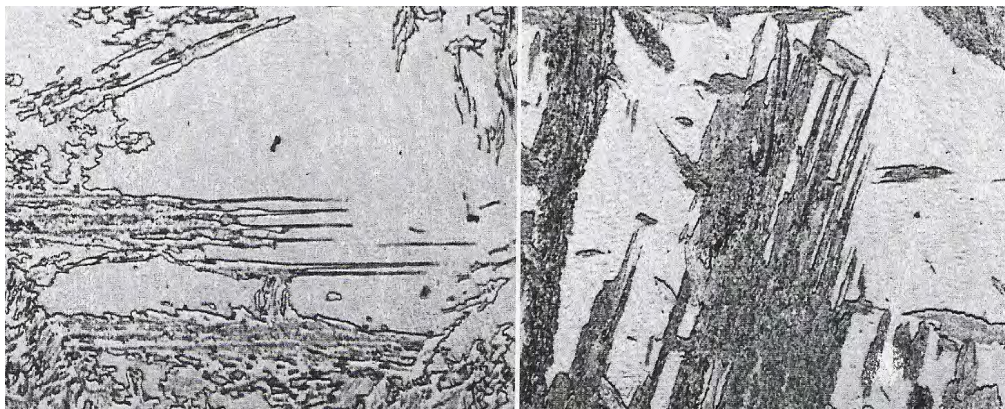


Figura 17

x750

Muestra en ambas estructuras a la Bainita superior la estructura de la derecha es un acero 4360 (Cromo Níquel Molibdeno) y es resistente a la corrosión, y al calor. La estructura de la izquierda es un acero al Cromo Níquel (3263)

En la Bainita superior, los precipitados de Cementita en el alargamiento de las partículas generalmente están orientadas paralelas en dirección del crecimiento de listones de Ferrita. La más reciente técnica revela que también en los límites de los listones de Ferrita, se encuentran las partículas de Cementita figura 18. EL espaciamento inter granular de las partículas de Cementita que están dentro de la Bainita superior está determinado primordialmente por el tamaño de los listones de Ferrita. Estos espaciamentos son generalmente grandes, comparados con el espaciamento inter laminar de la Perlita.



**Figura 18. Con un aumento de X10000..
Muestra la Cementita aparece cuando las partículas alargadas paralelas a los listones de Ferrita. La matriz es Martensita.**

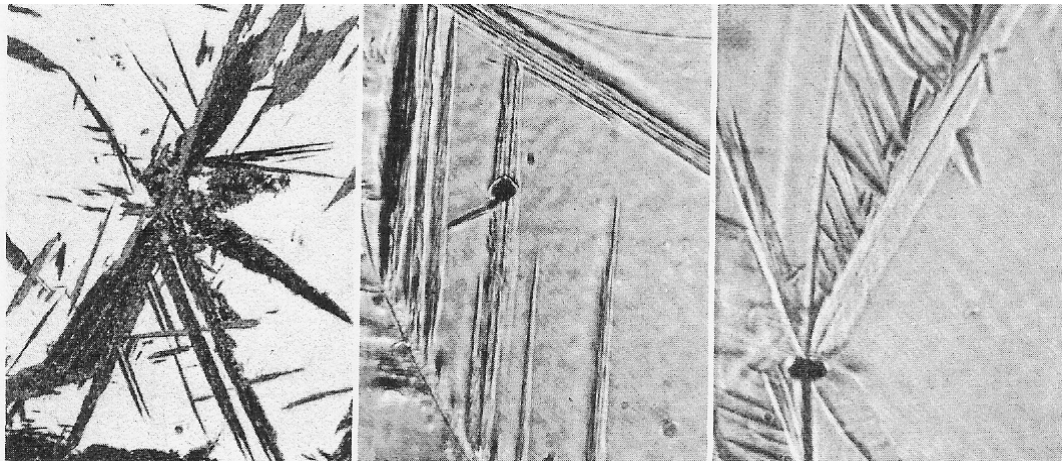
La aparición de la Bainita superior varía gradualmente con la temperatura de transformación; al bajar la temperatura de transformación resulta en una comprensiva nucleación de listones de Ferrita en contacto entre si, esto da como resultado en generalmente en el caída de incremento de partículas de Cementita.

Los precipitados de Cementita dentro de la Bainita superior comienzan como partículas finas después de que la Bainita superior comienza a formarse, en aceros estas contienen cantidades sustanciales de Silicio o Aluminio, pero el crecimiento de los precipitados de Cementita es retrasado por ambas Ferrita y Austenita.

2.5.2.9 Bainita inferior.

Esta Bainita se transforma a temperaturas aproximadamente por debajo de 350°C y es llamada Bainita inferior y es significativamente diferente en apariencia a la Bainita superior la cual se forma por encima de esta temperatura.

Bainita superior e inferior se pueden diferenciar por su superficie y el contorno que tiene cada una de ellas, cada área de la Bainita superior muestra una múltiple inclinación en el relieve, la cual se supone de hecho, la Bainita superior es generalmente favorable para la núcleos de muchos listones como lo muestra la figura 19. Por otra parte la Bainita inferior esta hecha de listones y cada placa esta en una sola dirección del relieve. (1, 3, 4)



La figura 19.

X360

La estructura de la izquierda es un acero 4360 donde la matriz esta sin revenido y se formó una bainita inferior. La estructura de en medio muestra una atenuante superficie de la formación de Bainita superior y en la estructura de la derecha se observa la formación de Bainita inferior.

Esto es evidente para ambas Bainita superior e inferior en aceros hipoeutectoides, las placas adicionales de núcleos de Bainita inferior en los bordes de las placas originales, pero esto raramente observado durante la formación de la Bainita superior.

Esto es extremadamente difícil de diferenciar entre el revenido de la Martensita y una Bainita inferior para la luz de un microscopio, sin embargo se muestra que la Bainita inferior consiste de placas de Ferrita con partículas de carburos precipitados internamente, estos predominan con una orientación de ángulo cerca de los 55° con un eje longitudinal de placas de Ferrita en un marcado contraste el revenido Martensítico en las cuales las

partículas de carburos precipitados tienen dos o más orientaciones. Además de que la Bainita superior no muestra las transformaciones de la Martensita similares en aceros de alto Carbono.

La fase de carburos que se forman en la Bainita inferior son epsilon, algo de Cementita, la cual se forma en la Bainita superior. Sin embargo, como en el revenido Martensítico, esta epsilon es convertida en Cementita durante la persistente posesión a la temperatura de transformación, que depende del contenido de Austenita en la aleación. El Silicio y el Aluminio retardan este cambio, consecuentemente, epsilon puede ser observado mas evidente en aceros que contiene estos elementos.

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° C) y luego enfriar hasta una temperatura de 600 ° - 700° C, 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. (17,19)

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.

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 Figuras 20 y 21. (3, 9, 12, 2).

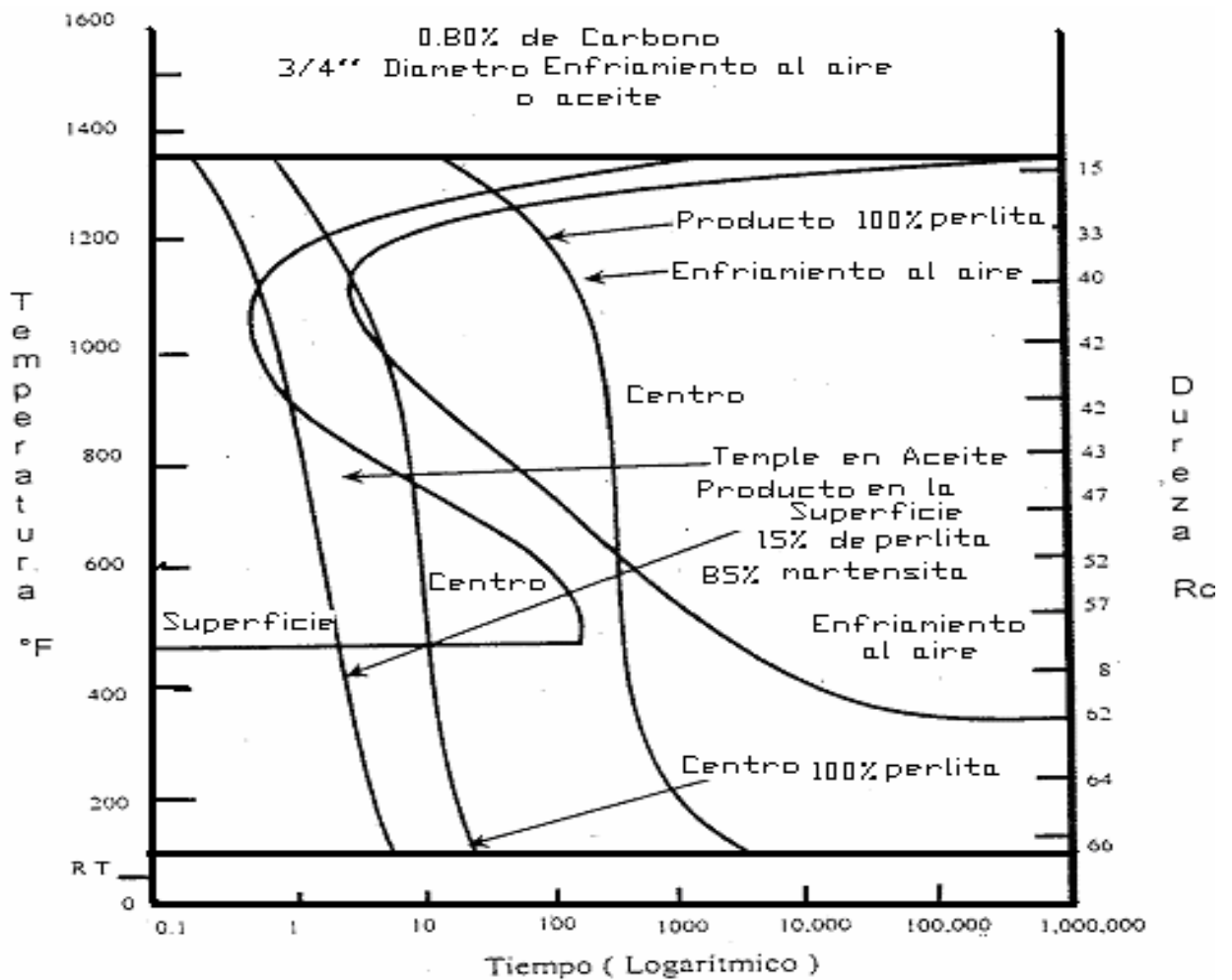


Fig. 20 Diagrama TTT de un acero con 0.8% C sin efecto de otros aleantes.

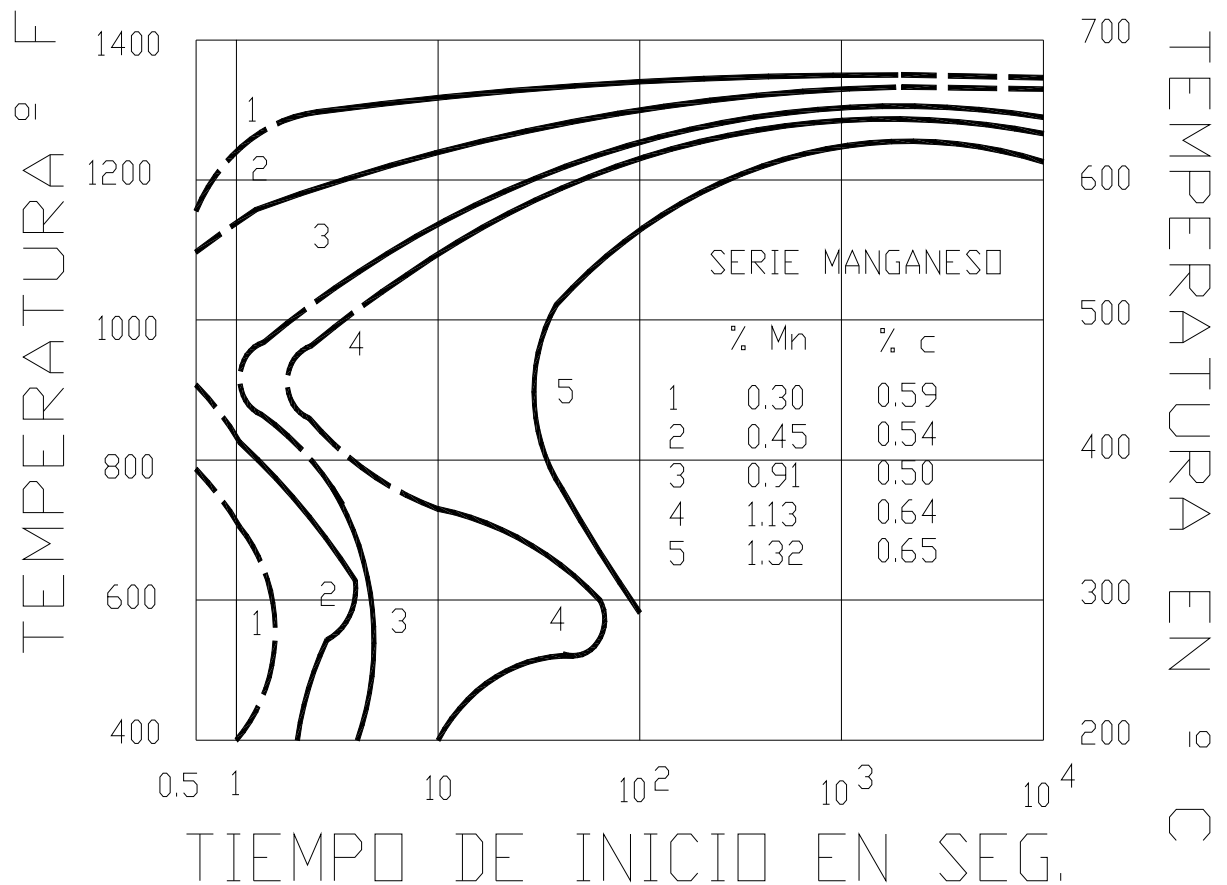


Fig.21
Efecto del manganeso sobre el diagrama TTT.

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. 22 ejemplifica este efecto en un acero de baja aleación que contiene Cromo y Molibdeno. Si se compara esta figura con la Fig. 21, 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).

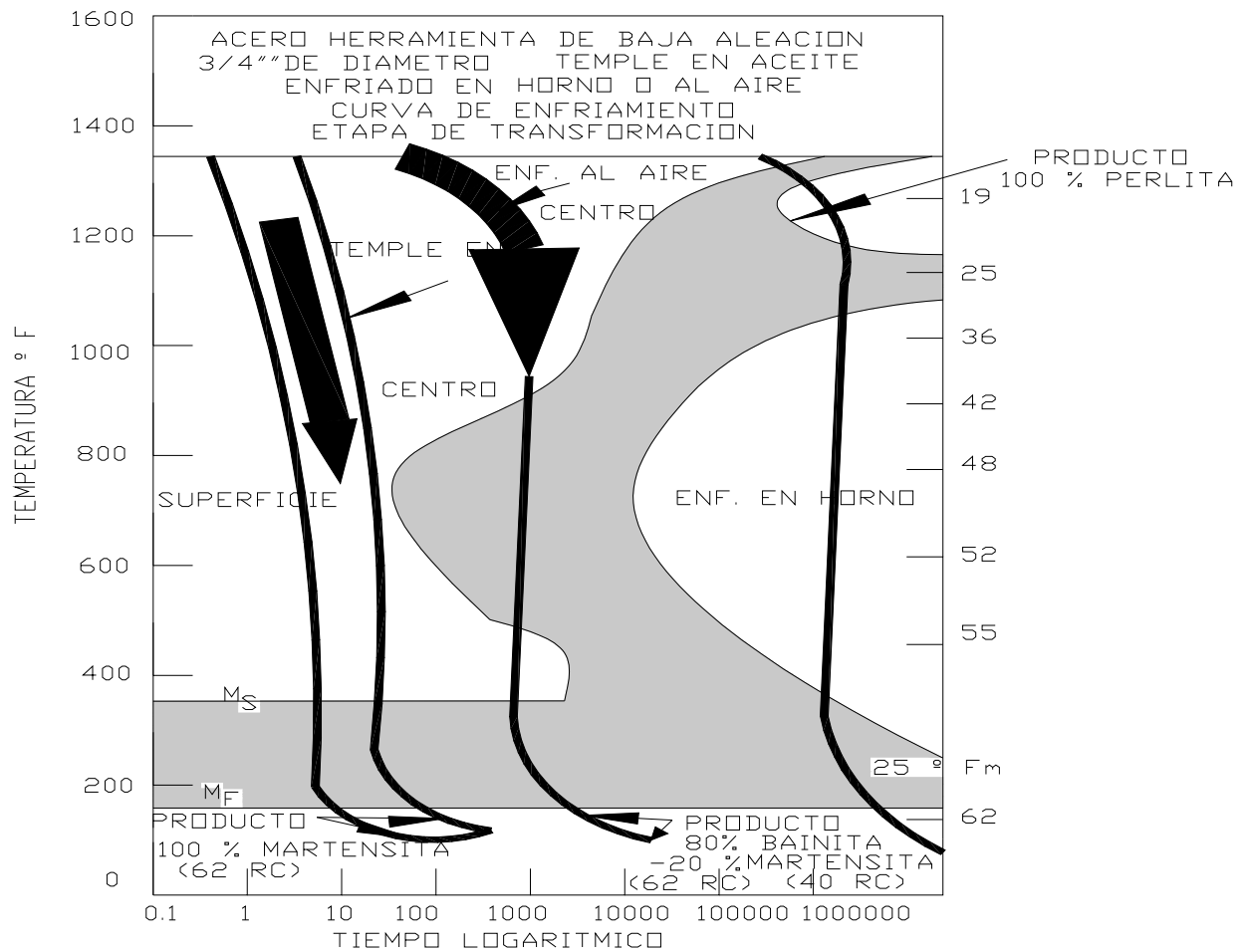


Fig. 22

Efecto de la adición de Cromo Molibdeno sobre el, diagrama TTT de un acero con 0.80% C.

Ms (Martensita inicial) es la temperatura a la cual la Austenita empieza a transformarse en Martensita con el enfriamiento. Por debajo de esta temperatura en el enfriamiento, la formación de la Martensita continúa hasta temperatura ambiente o hasta temperatura Mf (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 Ms e incrementan la tendencia de la Austenita a ser retenida en la estructura endurecida final Fig. 23. 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 Ms disminuye y aumenta el porcentaje de Austenita retenida. Contrariamente, a mayor cantidad de carburo, la temperatura Ms aumenta y disminuye el porcentaje de Austenita retenida. Las velocidades de enfriamiento lentas, particularmente entre el rango

de temperaturas Ms y Mf, tienden a favorecer la retención de Austenita. Mientras más alta es la temperatura de Austenitización, la temperatura Ms disminuye y aumenta el porcentaje de Austenita retenida. 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).

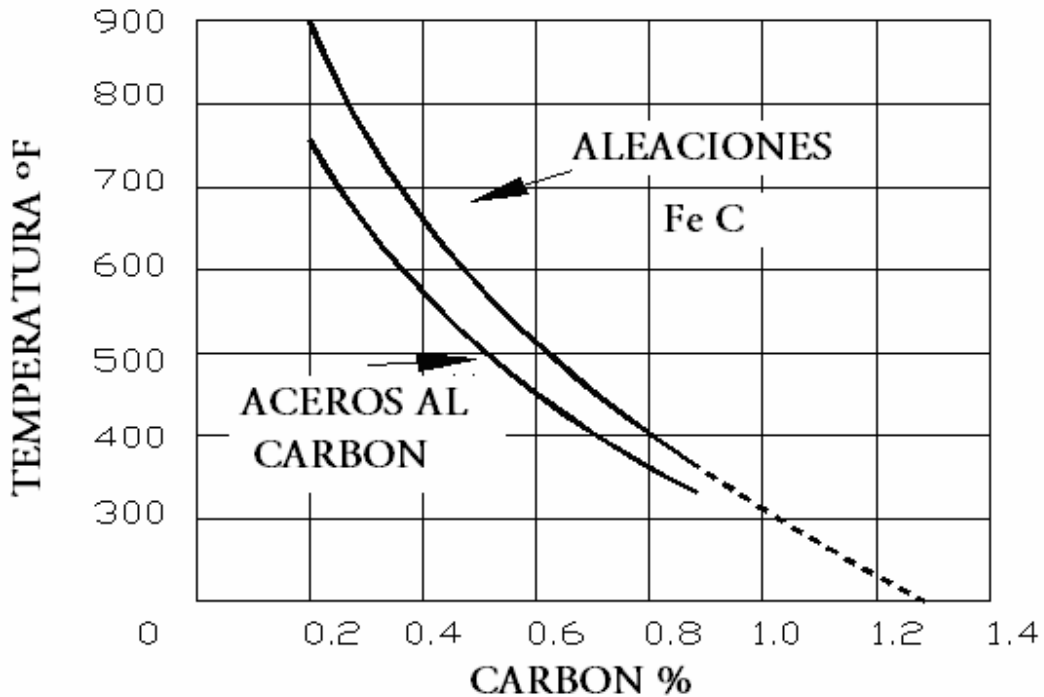


Fig. 23
Efecto del porcentaje de Carbono sobre la temperatura Ms.

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).

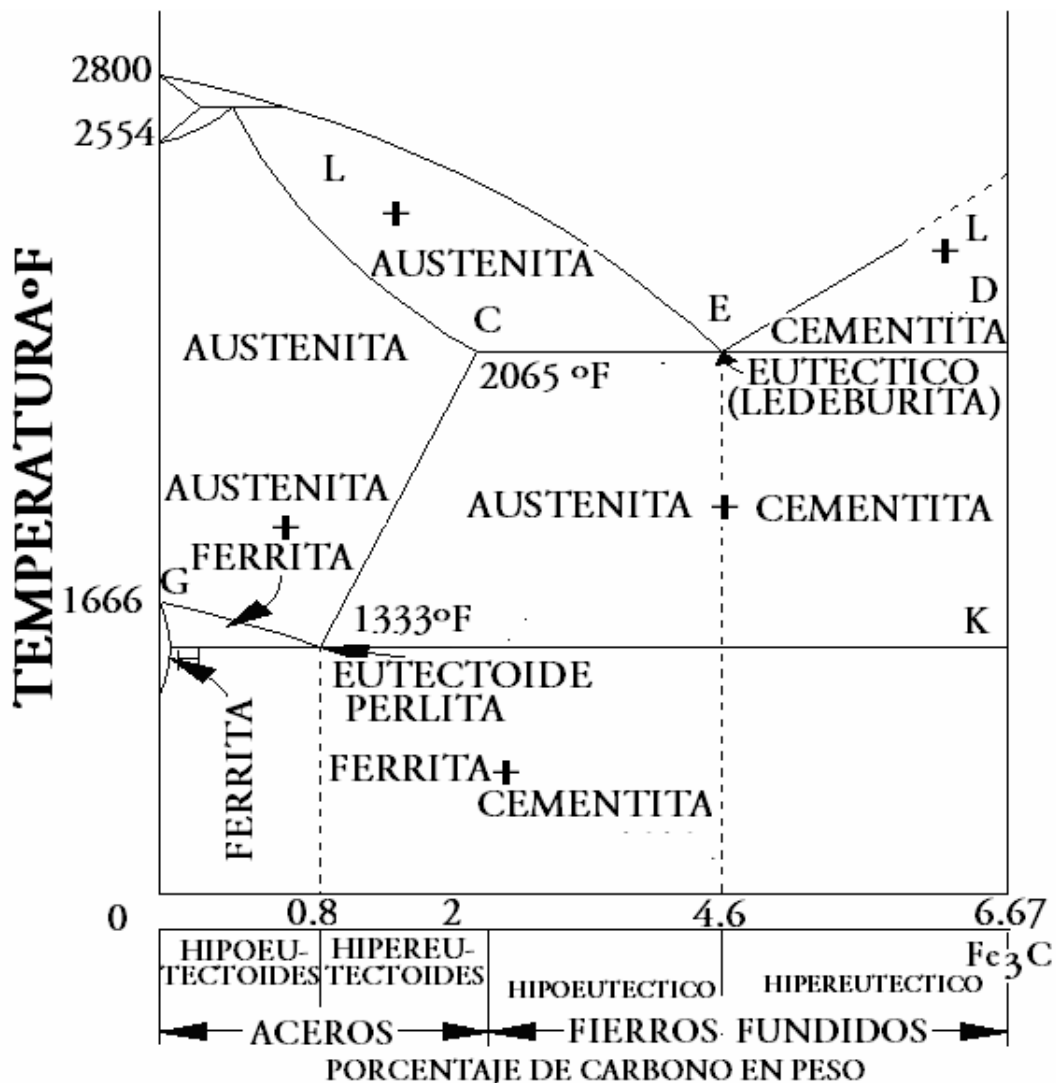


Fig. 24 Diagrama de equilibrio Fierro-Carburo de Fierro marcado con los nombres comunes para las estructuras.

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 Fierro- carburo de Fierro (Fe-Fe₃C), mostrado en la figura 24
- B) La curva TTT (Tiempo-Temperatura-Transformación), mostrada en la Fig.25.

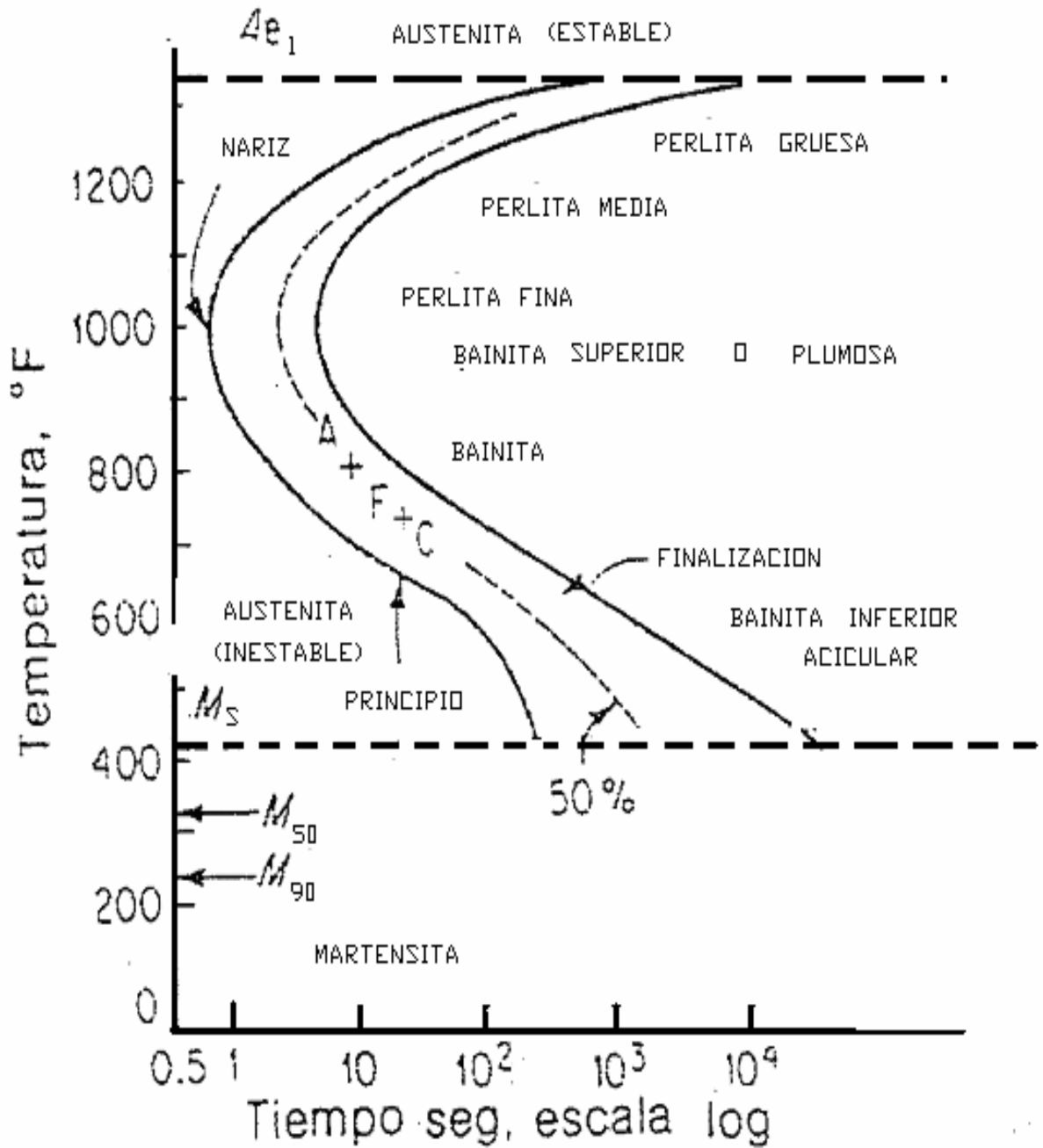


Fig. 25 Diagrama de Transformación Isotérmica de un acero eutectoide.

2.6 PRUEBAS DE DUREZA.

Dureza es una medida de la resistencia de un material a la deformación permanente (plástica) en su superficie, o sea la resistencia que opone un material a ser rayado o penetrado. La dureza de un material se mide de varias formas dentro de las cuales se pueden destacar las durezas “mecánicas” y la dureza de Mohs.

En las durezas mecánicas se utiliza un penetrador sobre la superficie del material. Sobre este penetrador se ejerce una carga conocida presionando el penetrador a 90° de la superficie del material de ensayo. El penetrador tiene diferentes formas y de acuerdo a esta, es la huella que queda impresa en el material. De acuerdo a la geometría de la huella y a la carga. Se utilizan diferentes fórmulas para determinar el valor de la dureza. Actualmente hay aparatos que leen la dureza de una forma digital ver tabla 4. Es así como puede establecerse la dureza Brinell, Vickers, Knoop, y Rockwell. (7, 8, 9)

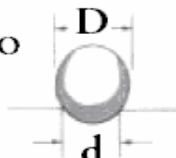



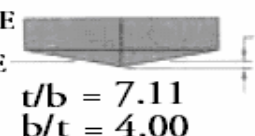
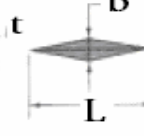
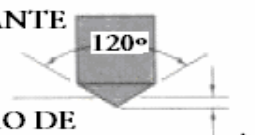



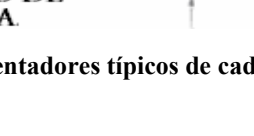

ENSAYO	PENETRADOR	VISTA LATERAL	VISTA EN PLANTA	CARGA	FORMULA PARA EL INDICE DE DUREZA
BRINELL	ESFERA DE 10mm DE ACERO O CARBURO DE WOLFRAMIO			P	$BHN = \frac{2P}{\pi D (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$
VICKERS	PIRAMIDE DE DIAMANTE			P	$VHN = \frac{1.72P}{d}$
MICRODUREZA DE KNOOP	PIRAMIDE DE DIAMANTE			P	$KHN = \frac{14.2P}{L^2}$
ROCKWELL					
A C D	CONO DE DIAMANTE			60KgRA= 150KgRC= 100KgRD=	100-500 t
B F G	ESFERA DE ACERO DE 1/16 PULG. DE DIA			100KgRB= 60KgRF= 150KgRG= 100KgRE=	
E	ESFERA DE ACERO DE 1/8 PULG. DE DIA.				

Tabla 4. Identadores típicos de cada una de las durezas mecánicas.

2.7.1 Dureza Brinell.

El indentador es una bola de carburo de Tungsteno o de acero endurecido ver figura 26. Este indentador e presiona sobre la superficie del material a medir durante un tiempo Standard (10 – 15segundos) bajo una carga Standard.

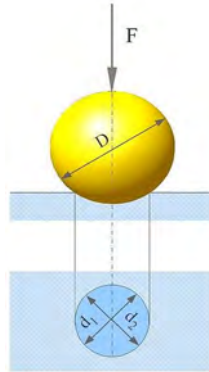


Fig. 26
La bola penetra dejando una marca.

En otras palabras este ensayo consiste en oprimir una bola de acero endurecido contra una probeta. Después de remover la carga, la indentación circular se mide en dos direcciones mutuamente perpendiculares, sacando el promedio de las dos medidas. La dureza Brinell se calcula por:

$$BHN = \frac{2F}{\pi D \left(D - \sqrt{D^2 - d^2} \right)}$$

Donde:

F: Carga

D: Diámetro de la bola

d: Promedio del diámetro de la indentación

Si el material es suave y el indentador es duro, es posible que el valor d llegue a ser igual al valor de D. En este caso, este valor no sería certero. Para serlo, debe cumplirse que $d = 0.25D$ o $d = 0.5D$. Por esta razón se debe regular la carga aplicada para cada material.

Para aceros, $F / D^2 = 30$

Para aleaciones de Cobre, $F / D^2 = 10$

Limitaciones:

- La impresión es grande (2 – 4 mm de diámetro) y esto puede convertirse en un generador de esfuerzos en un componente. Además desmejora la apariencia y esto puede ser inaceptable en algunas aplicaciones.
- La profundidad de la impresión impide su uso en láminas o superficies endurecidas ya que la impresión podría también involucrar la estructura subyacente.
- Materiales muy duros deformaran el indentador de aquí e que la prueba brinell se limite para materiales con dureza no superior a 450 HBN para una bola de acero y a 600 HBN para bolas de carburo de Tungsteno. (6, 8, 9, 10)

2.7.2 Dureza Rockwell

El principio de esta, se diferencia de los otros en que para Rockwell la profundidad de la impresión está relacionada con la dureza más que el diámetro o las diagonales de la impresión. Esto agiliza la medida porque la máquina que mide la dureza Rockwell está diseñada para grabar la profundidad de penetración del indentador.

Hay varias escalas Rockwell, las más comunes son:

Escala B (Indentador redondo de acero de 1/16 pulgada de diámetro, 100Kg de carga). Se usa para medir la dureza de los metales no ferrosos

Escala C (indentador en forma de cono 120° de apertura, de diamante, 150 Kg de carga). Se usa para medir la dureza de los aceros.

En la siguiente tabla 5 se muestran las relaciones entre la designación de la escala, las cargas, penetradores y sus aplicaciones.

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 5
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. (5, 8, 9)

Ventajas:

- Es muy rápido y se puede introducir dentro de una línea de producción para asegurar calidad.
- El tamaño de la impresión producido es entre Vickers y Brinell.
- No necesita absoluta regularidad de la superficie pues inicialmente se aplica una carga pequeña para acomodar el indentador y luego se aplica una carga grande para realizar la impresión.

Desventajas

- No es tan exacto como el de Vickers, que es más preferido en trabajos de Investigación y desarrollo.

2.7.3 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 6:

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 6.

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. (5, 8, 18)

2.7.4 Dureza Vickers.

En este caso el indentador es una pirámide de base cuadrada con un ángulo incluido de 136° hecho de diamante. Este indentador se diseñó con el fin de superar los problemas que se presentan con el indentador esférico. La dureza Vickers es también función de la carga aplicada sobre el indentador y el tamaño de la impresión resultante en el material que se está probando

$$VHN = \frac{1.85 P}{d^2}$$

Donde:

P: Es la carga

d: Es el promedio de las diagonales del cuadrado indentado

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.27^(5, 8, 18)

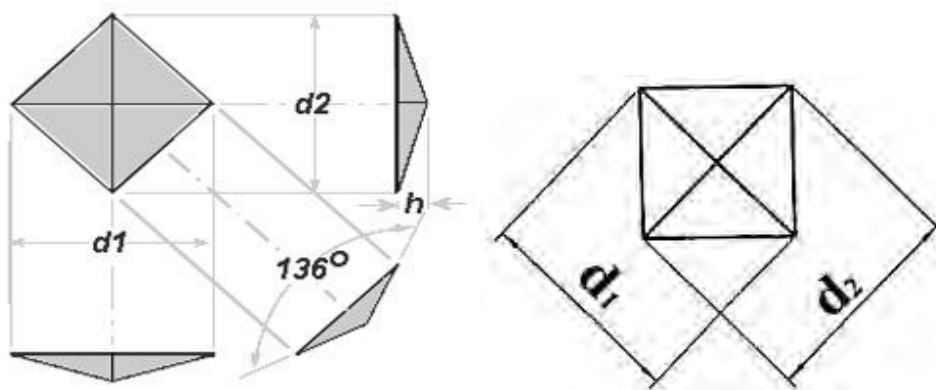


Fig. 27
Penetrador Vickers

Las ventajas de la prueba Vickers con respecto a la Brinell son:

- Se pueden probar materiales tanto duros como blandos
- No es necesario tener precauciones entre las relaciones F/D^2 porque todas las impresiones son geoméricamente similares. El único criterio importante para seleccionar la carga es que la impresión sea lo suficientemente grande como para medirla adecuadamente. El rango de la dureza Vickers es proporcional o sea que una $HVN = 400$ es 2 veces más grande que una $HVN = 200$

Este instrumento puede incorporarse dentro de un microscopio, de aquí que se pueden lograr indentaciones muy pequeñas con cargas entre 1 – 1000g.

Limitaciones:

- La impresión es pequeña y por ello o se usa un microscopio o debe pulirse la superficie antes de realizar la prueba y el indentador debe estar a 90° de la superficie
- Toma algo de tiempo realizar esta prueba

CAPITULO III

EXPERIMENTACIÓN

3.1.- PREPARACIÓN DE MUESTRAS.

Se tomo una muestra de acero con 5% de Cromo del cual se cortaron cuatro piezas ver figura 28 (las probetas del experimento).



Figura 28
Muestra las probetas cortadas del acero con 5 % de Cromo.

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 No.1: Se llevo a una temperatura de Austenitización para después enfriar la rápidamente hasta a una temperatura de 360 ° C, después se mantuvo a dicha temperatura durante una hora.

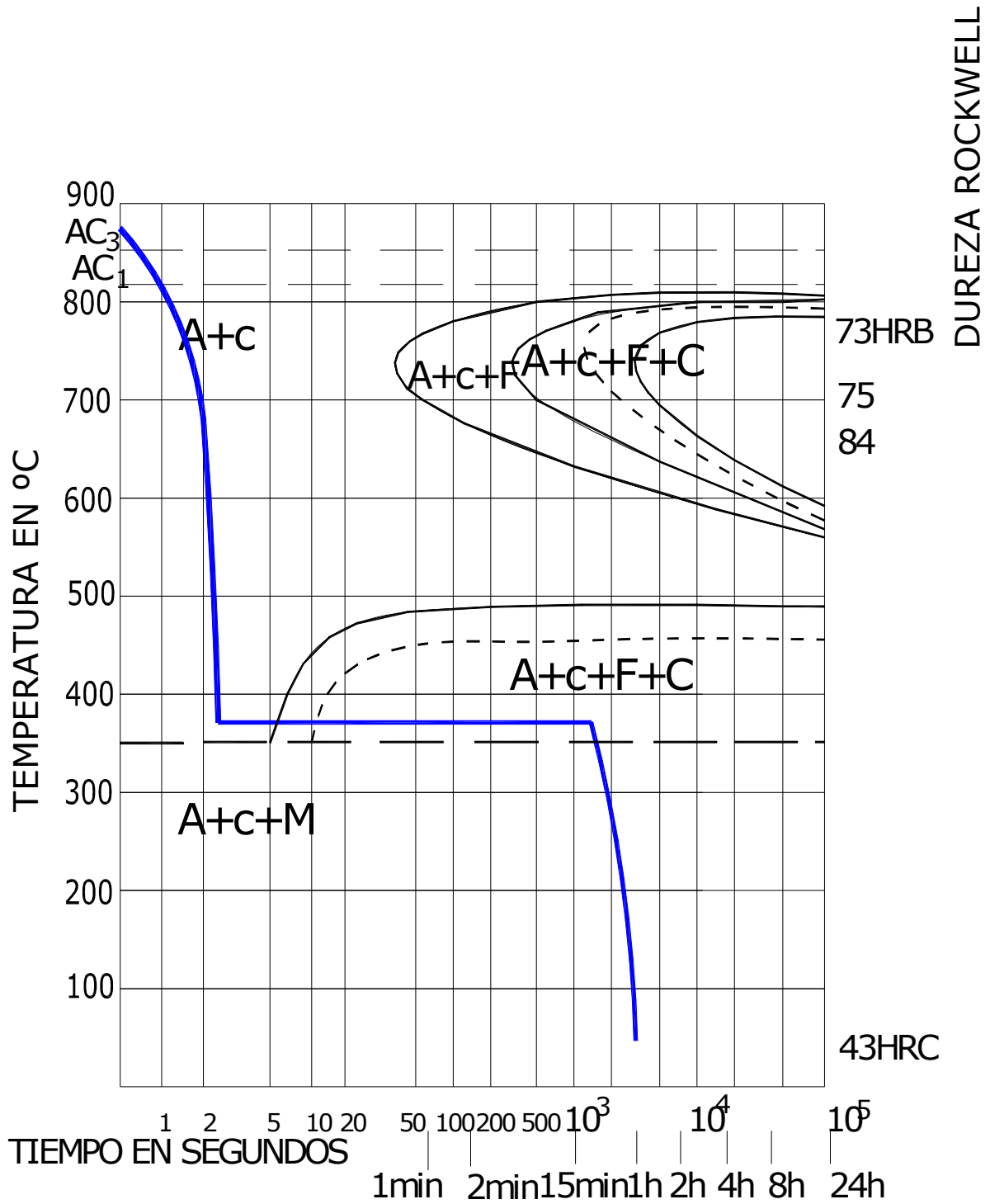


Figura 29. Gráfica de la transformación de la primera probeta.

Probeta No. 2: Se llevo a una temperatura de Austenitización para después enfriar la rápidamente hasta a una temperatura de 360 ° C, después se mantuvo a dicha temperatura durante 2 horas.

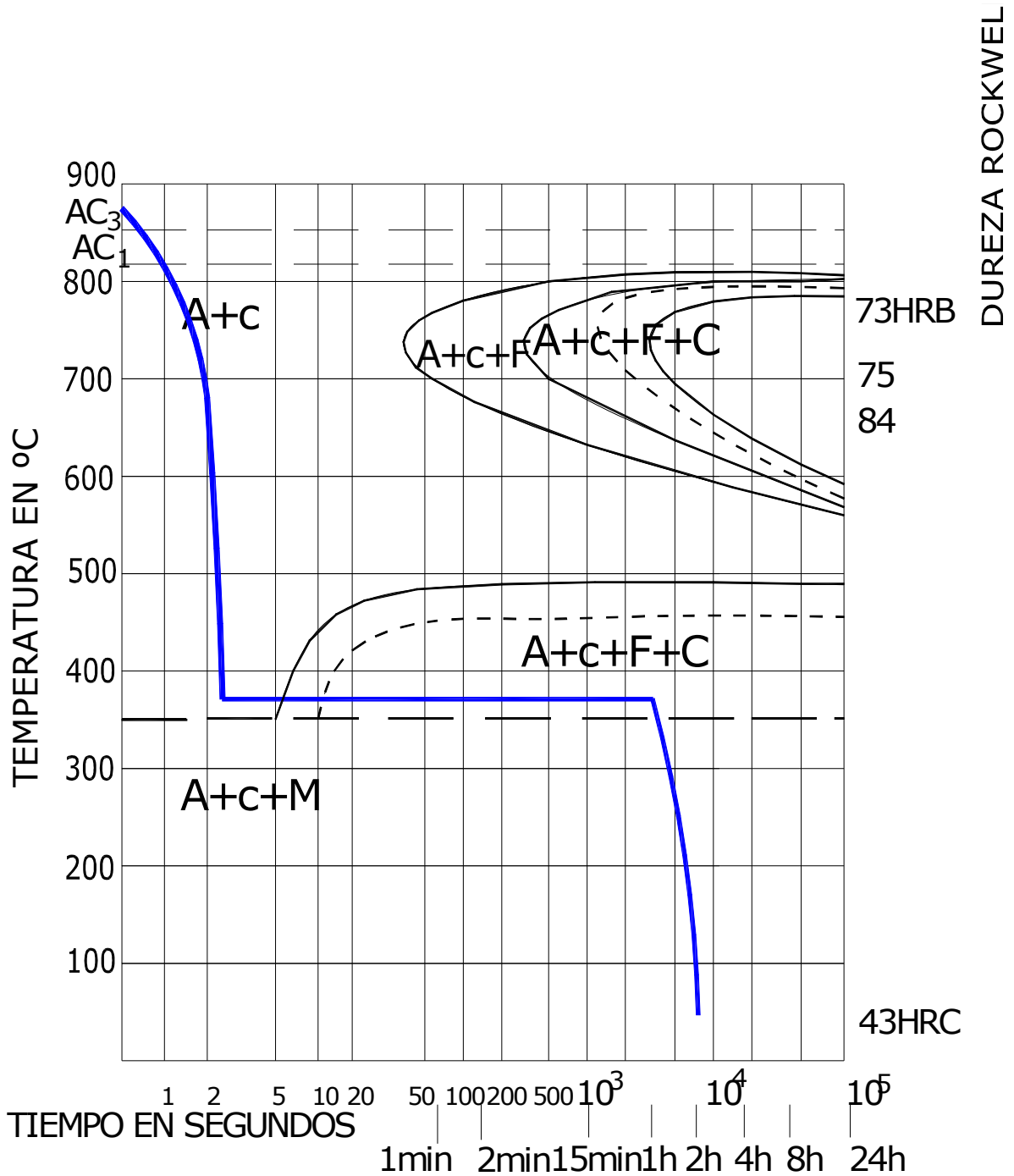


Figura 30. Gráfica de la transformación de la segunda probeta.

Probeta No.3: Se llevo a una temperatura de Austenitización para después enfriar la rápidamente hasta a una temperatura de 360 ° C, después se mantuvo a dicha temperatura durante 4 horas.

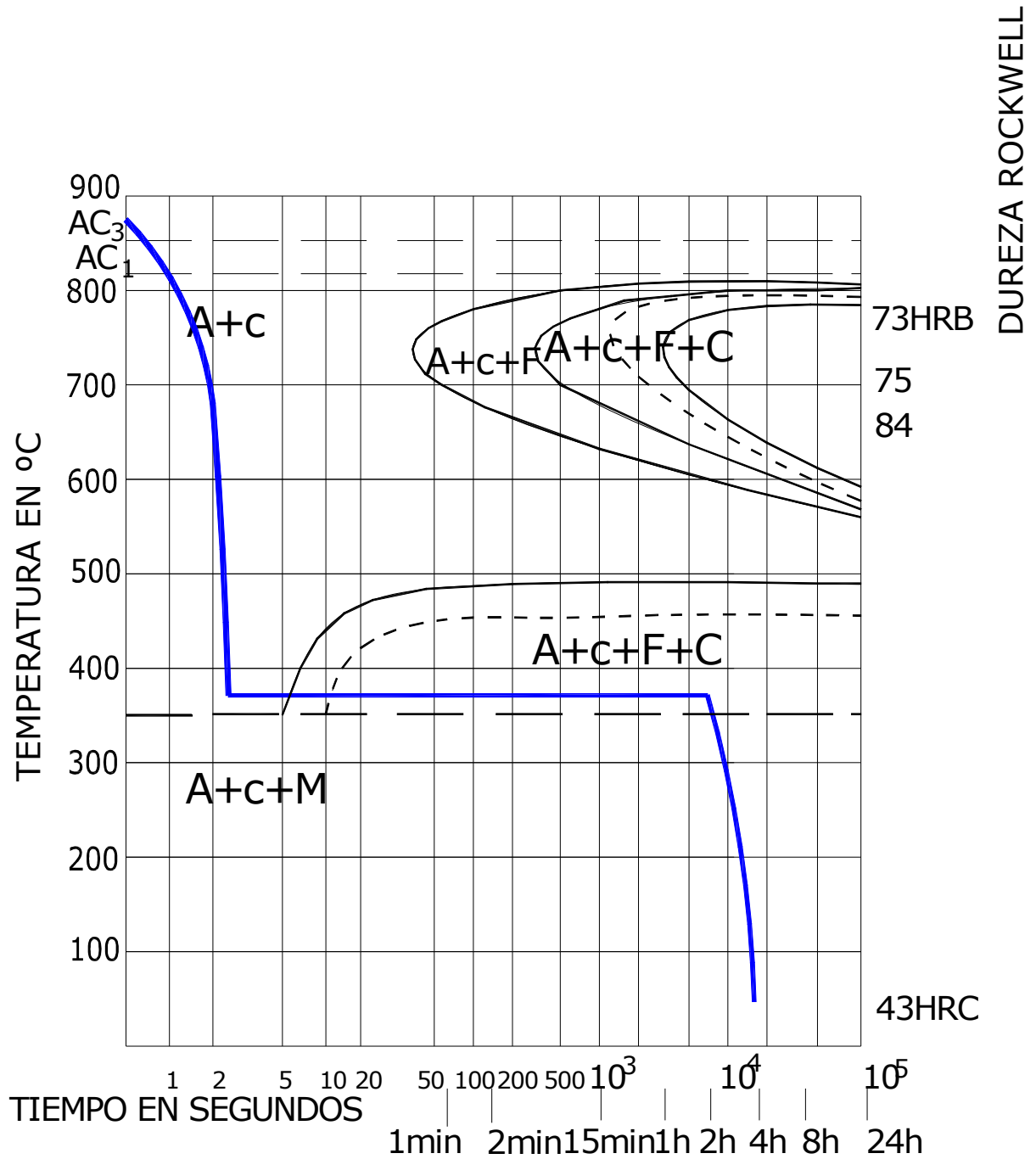


Figura 31. Gráfica de la transformación de la tercera probeta.

Probeta No.4: Se llevo a una temperatura de Austenitización para después enfriar la rápidamente hasta a una temperatura de 360 ° C, después se mantuvo a dicha temperatura durante 8 horas.

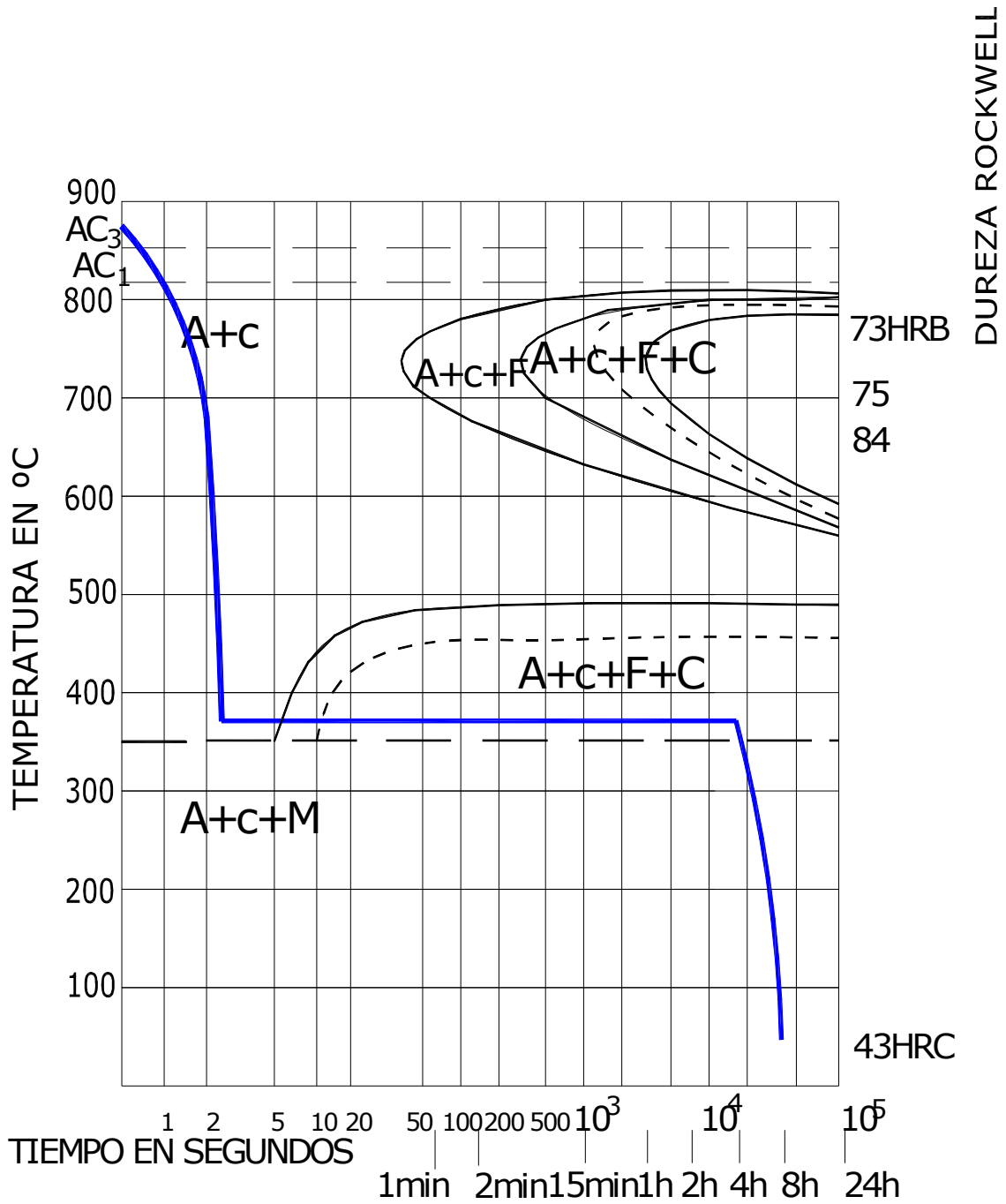


Figura 32. Gráfica de la transformación de la cuarta probeta.

Las cuatro probetas fueron llevadas sin interrupciones a la zona de Austenitización. La diferencia que existe entre estas probetas, se aprecia en los granos que se forman en ellas, los cuales algunos son más bastos que otras, esto depende del tratamiento de Austempering ya que una vez colocadas en el horno se expusieron a diferentes tiempos.

Una vez tratadas térmicamente cada una de las probetas, se procedió a montarlas en resina cristal como se muestra en la fig.33.



Fig. 33.
Probetas montadas en Resina.

Para después hacerle un desbaste burdo de la superficie de la muestra, por medio de una pulidora de banda rotatoria modelo DAP- U marca Strues, hecha en Dinamarca Fig. 34, y usando lijas comenzando con la de menor grado que fue la número 100, 180, 250, 350, 450, 550, 680,900, 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.34 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 Ácido Nítrico (NITAL), como se muestra en la fig.35.



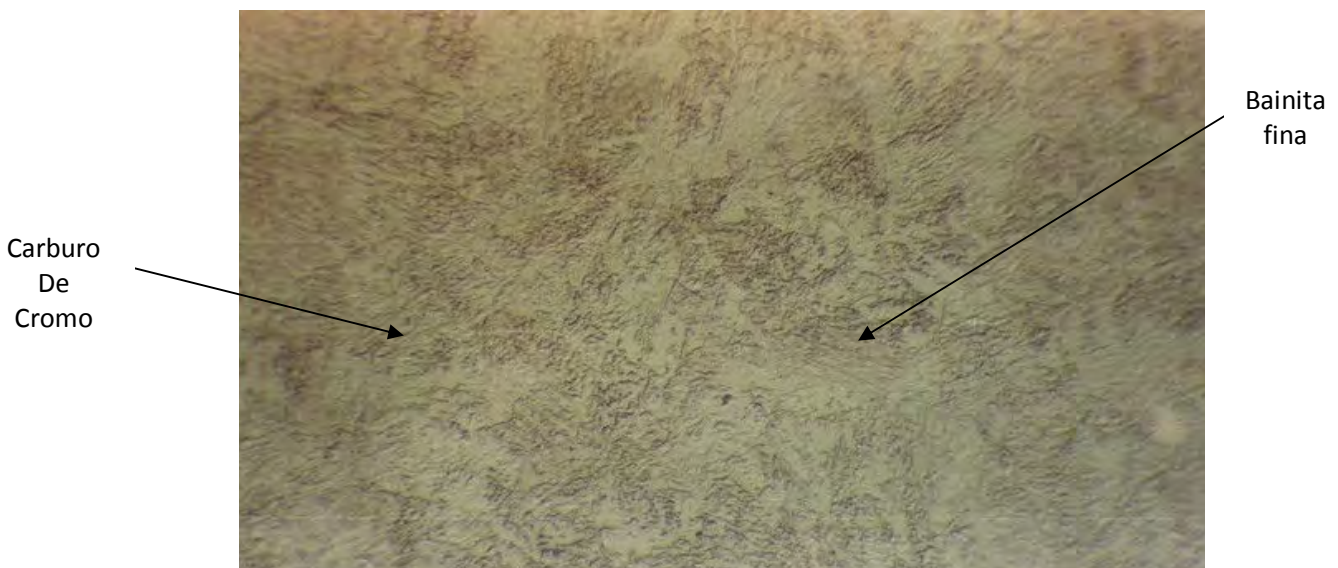
Fig. 35
Ataque químico.

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

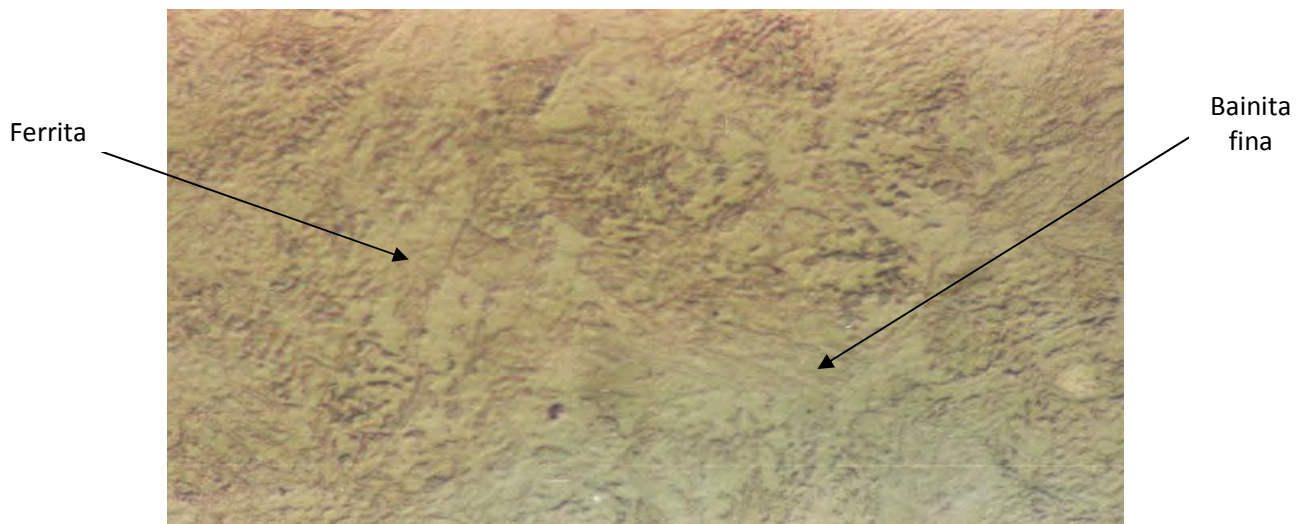
3.2 METALOGRAFIAS

De cada muestra del acero con 5 % de Cromo se tomaron foto-micrografías en aumentos de (400x, 600x y 800x)

AUSTEMPERING DE UNA HORA: En esta foto-micrográfica se observa una Bainita muy finísima donde apenas se comenzaron a formar los carburos de Cromo dentro de la Ferrita , no olvidemos que a la Bainita se le conoce como zona intermedia.

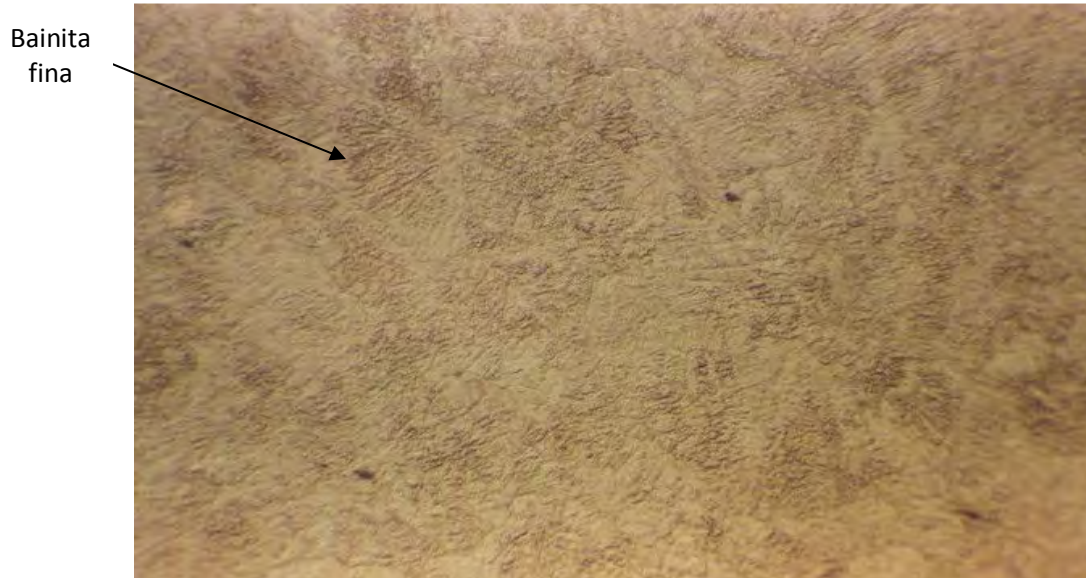


Fotomicrografia X 400

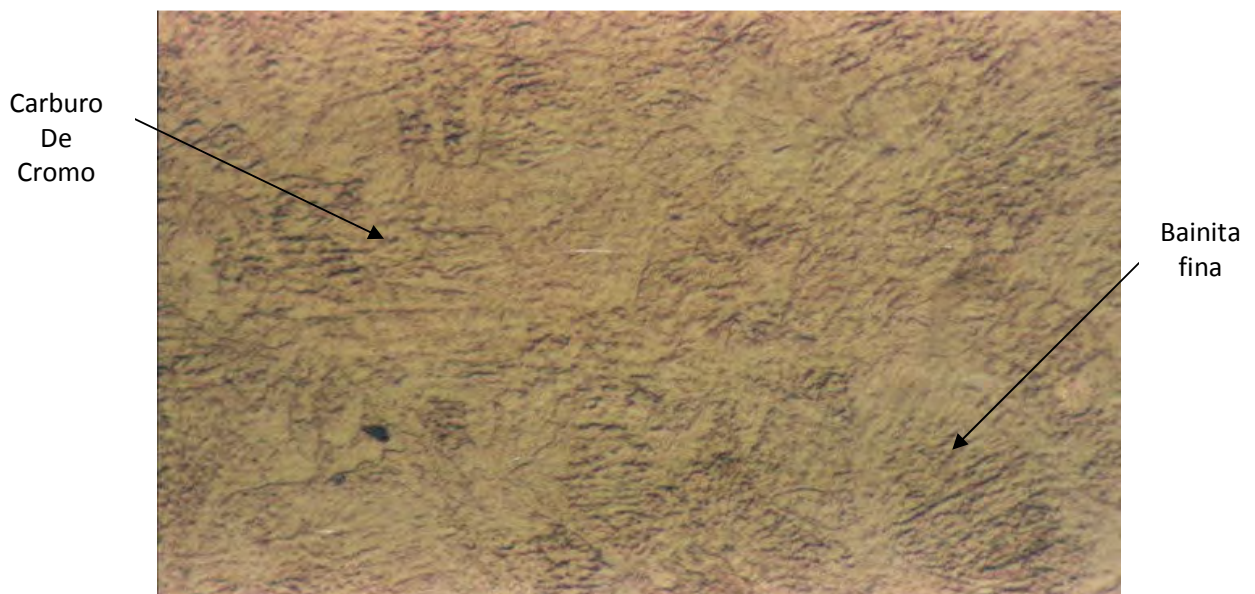


Fotomicrografia X 600

AUSTEMPERING DE 2 HORAS: Se observa que ya a formarse la Bainita se puede distinguir un poco más aunque sigue siendo muy fina

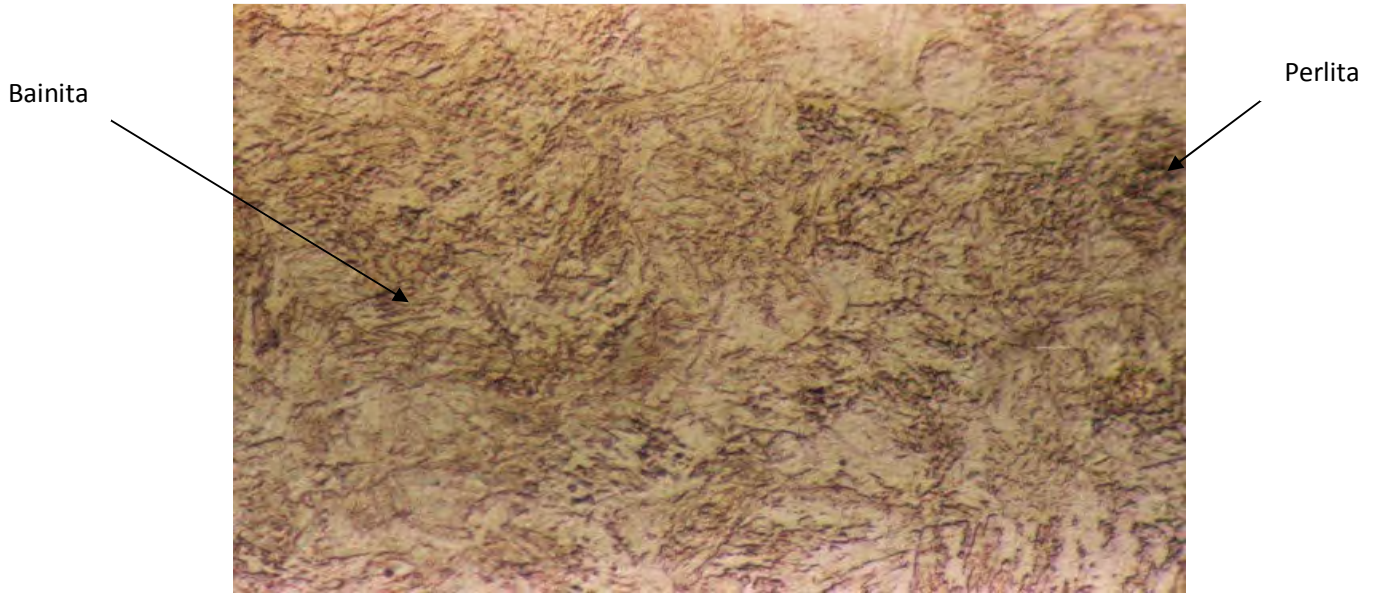


Fotomicrografía X400

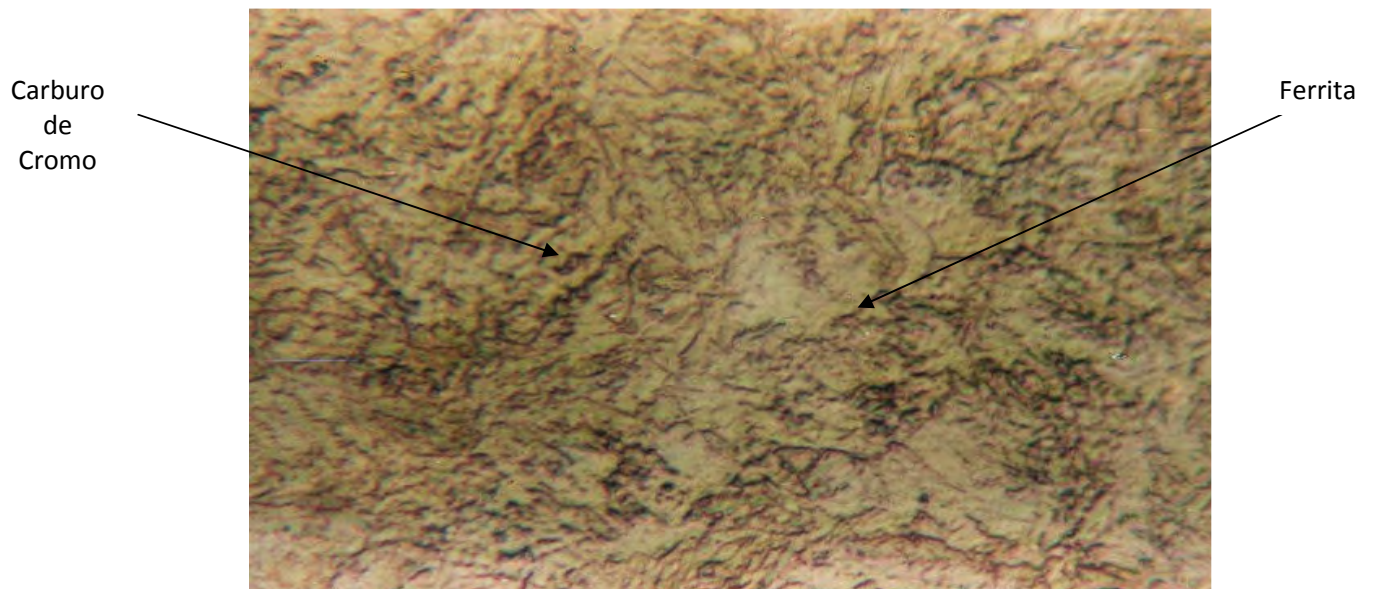


Fotomicrografía X 600

AUSTEMPERING DE 4 HORAS: Se observa que los carburos de Cromo ya se comenzaron a ser más visibles en la Bainita así como la Perlita.

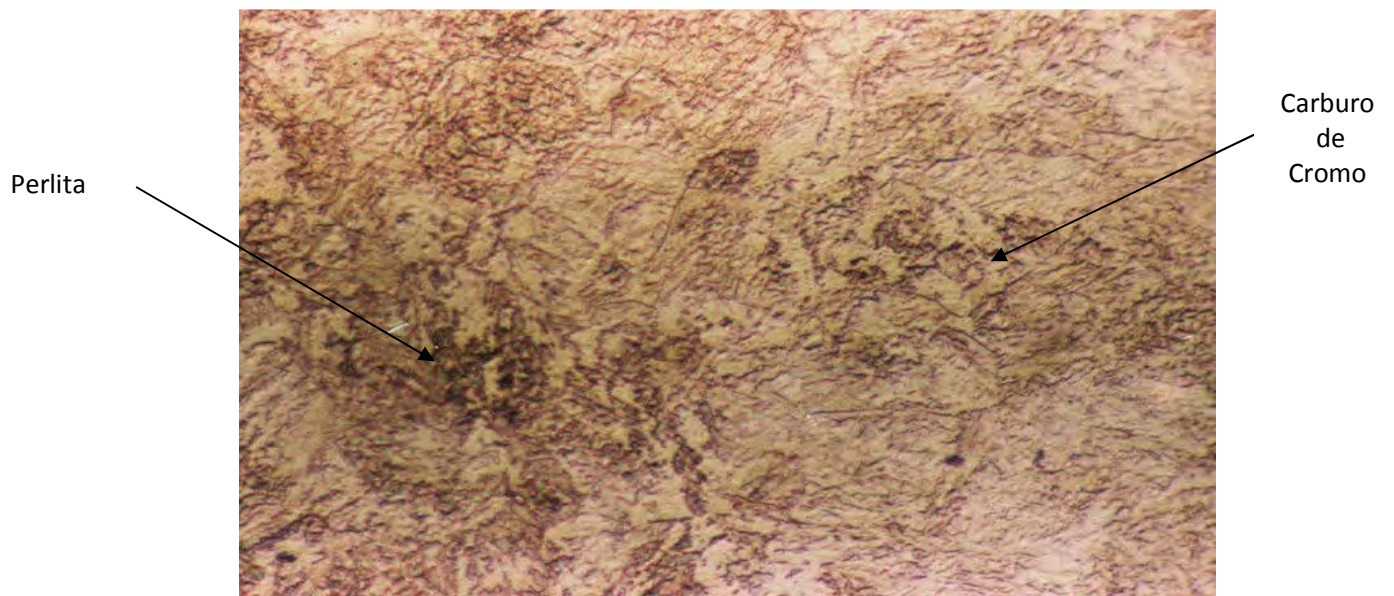


Fotomicrografia X 600

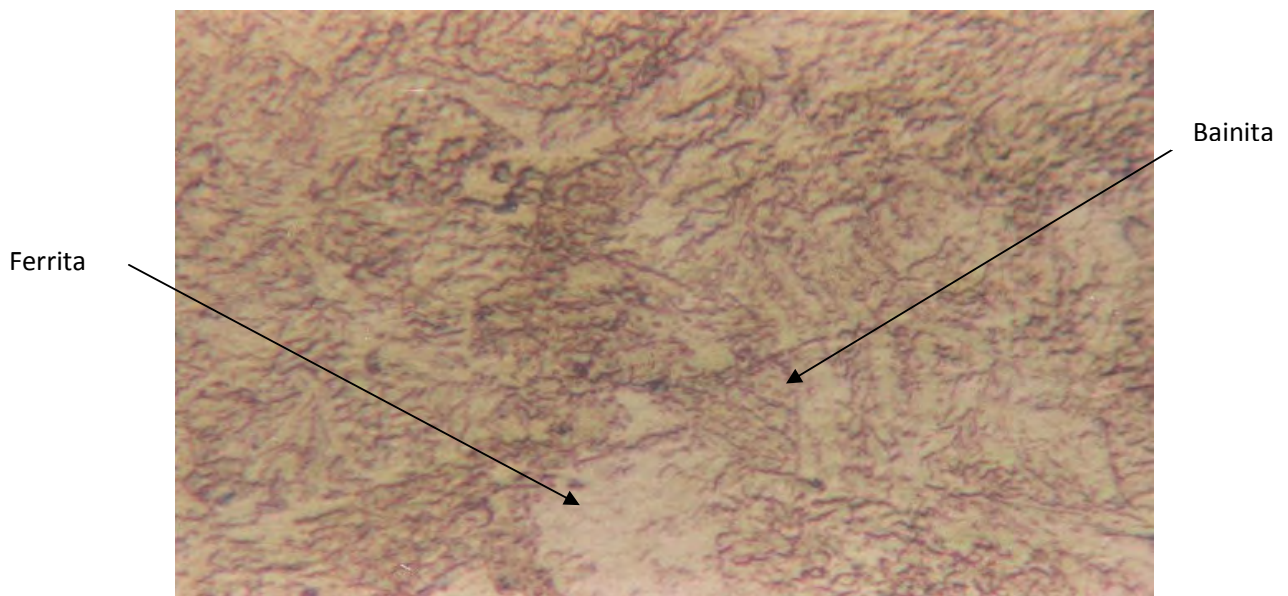


Fotomicrografia X 800

AUSTEMPERING DE 8 HORAS: Se observa que la Bainita con presencia de carburos y Perlita.



Fotomicrografia X 600



Fotomicrografia X 800

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 7:

	Longitud de la Diagonal.									
Numero de muestras	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
PROBETA 1 (1hr)	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.1	0.095
PROBETA 2 (2hr)	0.095	0.095	0.095	0.095	.095	0.1	0.105	0.1	0.095	0.095
PROBETA 3 (4hr)	0.095	0.1	0.095	0.1	0.105	0.1	0.1	0.11	0.095	0.1
PROBETA 4 (8hr)	0.095	0.09	0.095	0.09	0.095	0.095	0.095	0.095	0.1	0.09

Tabla 7. Las longitudes de las diagonales.

3.4.- RESULTADOS OBTENIDOS.

De la tabla anterior se aplica la siguiente formula 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:

P = 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:

- Probeta 1 (1 hr) : Dureza obtenida HV= 371.
- Probeta 2 (2 hr): Dureza obtenida HV= 374.
- Probeta 3 (4 hr): Dureza obtenida HV= 402.
- Probeta 4 (8 hr): Dureza obtenida HV= 453.

3.5.- DISCUSION DE RESULTADOS

De las micro-fotografías tomadas en las pruebas metalográficas, confirmamos la variedad de tamaño de la estructura de Bainita en función del tiempo presentando que la de 8 Hrs. muestra mayor definición.

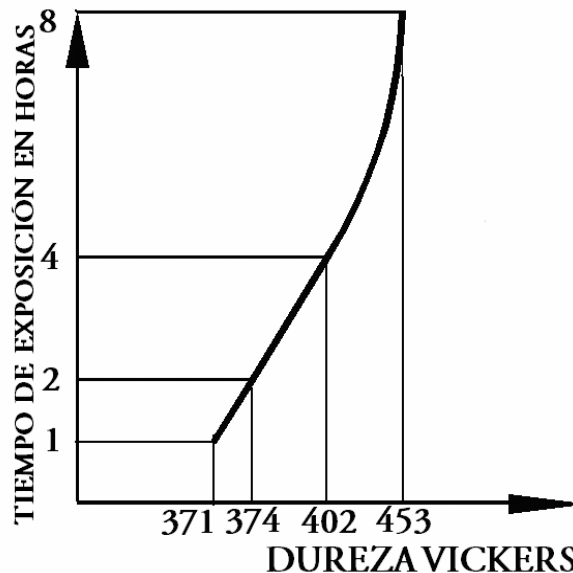


Figura 36. Muestra la dureza HV con respecto a la exposición de tiempo en el horno.

Como se observa en la figura 36 conforme se incrementa la dureza por el efecto tiempo de exposición del material dentro del horno, se puede inducir a que alcance una dureza máxima que no se modifica ya con el tiempo.

La probeta número 4 que corresponde a la de mayor exposición en el horno tiene un 21.3% más de dureza con respecto a la probeta número 1.

La probeta número 3 que corresponde a la de 4 Hrs. dentro del horno tiene un 8.3% más de dureza con respecto a la probeta número 1 y un 12.3% menos que la probeta número 4.

Por último la probeta número 2 con respecto a la probeta numero 1 no hay demasiada variación de dureza es solo de un 0.8%.

3.6.- CONCLUSIONES

Conforme va aumentando el tiempo de exposición en el horno a temperatura constante en el tratamiento de Austempering:

- 1.- Hay un cambio estructural importante que lleva por nombre Bainita.
- 2.- Es más visible con el aumento de exposición en el horno.
- 3.- Su dureza se incrementa conforme al efecto del tiempo de permanencia.

BIBLIOGRAFÍA

1. “Metals Handbook”, vol. 1, 8a. Edition / American Society for Metals, 1983.
2. “Metals Handbook”, vol. 4, 9a. Edition / American Society for Metals, 1987
3. “Metals Handbook”, vol. 8, 8a. Edition / American Society for Metals, 1983
4. “Metals Handbook”, vol. 9, 9a. Edition / American Society for Metals, 1987
5. “Tecnología del acero”, 3a edición/ José Ma. Laceras y Esteban/ Cedel, 1978.
6. American Welding Society / In Situ Determination of Transformation Temperatures in the Weld Haz / Phillip R. H., January, 1983.
7. “Introducción a la metalurgia Física” / Avner, S./ McGraw-Hill, 1988.
8. ”Introducción a la metalurgia física”, 2ª Edición/ Sydney H. Avner / McGraw Hill, 1984.
9. “La ciencia e Ingeniería de los Materiales”/ Donal R. Askeland / Grupo editorial Iberoamérica.
10. “Materiales de Ingeniería y sus aplicaciones” / Richard A. Flinn / McGraw Hill, 1979.
11. “Materiales y procesos de fabricación” / Harry D. Moore / Limusa, 1987.
12. “Symposium On Applications Of Modern Metallographic Techniques” (1969: Filadelfia, Filadelfia) / American Society for Metals.
13. “Tratamientos Térmicos de los aceros” / Ing. Hans Studeman / editorial URMO.
14. “Tratamientos Térmicos de los aceros” 8ª edición/ José Apraix Barreira / editorial Dussat.
15. “Aceros inoxidables y Aceros refractarios” / R. Colomber / editorial URMO, 1968.
16. “Aceros inoxidables y Aceros resistentes al calor” 1ª edición / Ing. Adrian Inchaurre Zabala / editorial LIMUSO, 1981.
17. “Metalurgia General ” Tomo II / F.R. Morral, Carl G. Johnson, Emilio Jimeno Gil, E. Jimeno, P Molera / editorial Reverte,S.A
18. “Materiales para ingeniería 2: introducción a la micro-estructura, el procesamiento y el diseño” / Michiel F. Ashby, David R. y H. Jones./ editorial Reverte.
19. “Principles of Heat Treatment of Steel”/ Krauss, G / ASM, 1987.G